

**DANIELA BIANCHI PONCE LEON DE LIMA**

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL  
SUPERDUPLEX UNS S32750**

**CURITIBA  
2006**

**DANIELA BIANCHI PONCE LEON DE LIMA**

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL  
SUPERDUPLEX UNS S32750**

Dissertação apresentada como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes

**CURITIBA  
2006**

# TERMO DE APROVAÇÃO

DANIELA BIANCHI PONCE LEON DE LIMA

AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL  
SUPERDUPLEX UNS S32750

Dissertação aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Mestre em Engenharia Mecânica, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

Banca Examinadora:

Prof<sup>ª</sup>. Dr<sup>ª</sup>. Karin Soldatelli Borsato  
D'Oliveira  
PUC-PR

Prof<sup>ª</sup>. Dr<sup>ª</sup>. Ana Sofia Climaco Monteiro  
UFPR

Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes  
PG-MEC / UFPR  
Presidente

Curitiba, 07 de junho de 2006

## DEDICATÓRIA

À minha mãe Nadir, por ser a mulher mais forte que conheci e meu exemplo de coragem e determinação.

Ao meu pai João Paulo, por me ensinar silenciosamente que a sensibilidade e a paciência podem tornar a vida mais simples de ser compreendida.

Aos meus irmãos Pedro Mario e Paulo César por acreditarem em mim e, apesar da distância, permanecerem sempre próximos.

Ao meu marido Lucas, pela compreensão, carinho e por contribuir fortemente para o meu crescimento pessoal.

Às minhas filhas Paula e Flavia e ao meu filho Pedro, por serem maravilhosos, por me amarem incondicionalmente e, apesar da demora, me esperarem chegar do trabalho todas as noites.

## AGRADECIMENTOS

- Ao meu orientador, Prof. Ramón Sigifredo Cortés Paredes, pelo bom encaminhamento dos trabalhos e apoio técnico e científico tornando possível a realização deste trabalho. E também, por ser meu amigo e incentivador nos momentos de cansaço.
- À Prof<sup>a</sup>. Karin Soldatelli Borsato, por contribuir imensamente com comentários, sugestões, realização de ensaios e críticas positivas. Também por me permitir compartilhar de sus profundos conhecimentos em aços inoxidáveis e ser um exemplo diário de dedicação ao trabalho.
- À Prof<sup>a</sup>. Ana Sofia Climaco Monteiro D'Oliveira, pelas contribuições construtivas na elaboração desta dissertação.
- Ao Prof. Augusto J. A. Buschinelli, pelas críticas positivas que muito contribuíram para o aprimoramento deste trabalho.
- Ao Laboratório de Materiais e Tratamentos Superficiais - LAMATS e ao Laboratório de Aspersão Térmica e Soldagem – LABATS da Universidade Federal do Paraná, pelo apoio no desenvolvimento de vários ensaios e análises.
- Ao Laboratório de Caracterização e Ensaios de Materiais – LACEM da Pontifícia Universidade Católica do Paraná, pelo apoio na realização dos ensaios metalográficos, dureza e tração.
- À Sandvik do Brasil, pelo fornecimento do material.
- Ao Prof. Rogério Gomes, pela usinagem dos corpos de prova para o ensaio de tração.
- Ao Evandro, por ter auxiliado na preparação de amostras e realização de alguns ensaios.
- Ao Luiz Gustavo e ao Renato, por terem contribuído na realização de ensaios de microdureza e metalografia.
- Aos alunos do Curso Técnico em Mecânica do Centro de Educação Profissional Irmão Mário Cristóvão – CEPIMC, por terem contribuído com a pesquisa para a Revisão Bibliográfica, durante os estágios iniciais deste trabalho.
- Aos amigos do Laboratório de Fenômenos de Transporte da Universidade Federal do Paraná, pelo apoio moral.
- A todas as pessoas que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

## RESUMO

Os aços inoxidáveis superduplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo que possuem uma microestrutura balanceada de austenita-ferrita. Neste trabalho foram estudados os efeitos da soldagem de simples deposição com três diferentes níveis de energia de soldagem e uma soldagem multipasse. Foi realizada ciclagem térmica simulando condições de operação entre 400 °C e 750 °C. Após ensaios de tração, medição de dureza e análise microestrutural, a resistência mecânica não fica comprometida após soldagem, mesmo com a precipitação de ferrita delta e variação da quantidade de austenita e ferrita na ZTA. Com relação à dureza, esta propriedade varia com a variação da energia de soldagem e com 1 e 5 ciclos térmicos e é mais relevante após a soldagem multipasse. Na zona de fusão a formação de estruturas de solidificação foi variada com a precipitação de nitretos de cromo nos grãos austeníticos.

## ABSTRACT

The superduplex stainless steels are Cr-Fe-Ni-Mo alloys that exhibit a balanced austenitic-ferritic microstructure. The effect of a simple deposition during welding was been studied with three different welding energy levels and a multipass welding. Thermal cycles were carried out in order to simulate working conditions between 400 °C and 750 °C. After tensile strength tests, measurement of hardness and microstructural characterization, it could be noticed that the mechanical resistance mechanics was not compromised after welding, even after delta ferrite precipitation and changes on the amount of austenite and ferrite percentage in the heat affected zone (HAZ). Regarding hardness, it changed with the variation of the welding energy and with 1 and 5 thermal cycles and was more relevant after the multipass welding. In the fusion zone the solidification structures varied with delta ferrite also precipitated in the dendrites and, in both case, with the precipitation of chromium nitrides in the austenitic grains.

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>3</b>
2.1 TIPOS E CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS .....	3
2.1.1 <i>Os aços inoxidáveis austeníticos</i> .....	4
2.1.2 <i>Os aços inoxidáveis superausteníticos</i> .....	6
2.1.3 <i>Os aços inoxidáveis ferríticos</i> .....	7
2.1.4 <i>Os aços inoxidáveis martensíticos</i> .....	9
2.1.5 <i>Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação</i> .....	9
2.1.6 <i>Os aços inoxidáveis duplex</i> .....	10
2.1.7 <i>Os aços inoxidáveis superduplex</i> .....	11
2.1.8 <i>Metalurgia básica dos aços inoxidáveis</i> .....	12
2.1.9 <i>Efeito dos elementos de liga nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis</i> ..	14
2.1.10. <i>Efeito do tipo de estabilização nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis em geral</i> .....	15
2.2. AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX .....	18
2.2.1 <i>Características</i> .....	18
2.2.2 <i>Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex</i> .....	20
2.2.3. <i>Propriedades físicas dos aços inoxidáveis duplex</i> .....	26
2.2.4. <i>Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex</i> .....	27
2.2.5. <i>Resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex</i> .....	32
2.2.6. <i>Soldagem dos aços inoxidáveis duplex e superduplex</i> .....	33
2.2.7. <i>Processo de Soldagem TIG</i> .....	43
<b>3. OBJETIVOS .....</b>	<b>48</b>
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>49</b>
4.1. MATERIAL BASE .....	49
4.2. SOLDAGEM .....	50
4.2.1. <i>Determinação do procedimento e parâmetros de soldagem</i> .....	51
4.2.2. <i>Metal de Adição</i> .....	52
4.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL .....	53
4.3.1. <i>Microscópio ótico</i> .....	53
4.3.1.1. <i>Preparação dos corpos de prova para metalografia</i> .....	53
4.3.1.2 <i>Metalografia quantitativa conforme norma ASTM E -112-96</i> .....	53
4.4. ENSAIOS MECÂNICOS .....	54
4.4.1. <i>Ensaio de Tração</i> .....	54
4.4.2. ENSAIO DE MICRODUREZA .....	57
4.5. CICLAGEM TÉRMICA .....	58
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>61</b>
5.1. ENSAIOS MECÂNICOS .....	61
5.1.1. <i>Ensaio de Tração</i> .....	61
5.1.2. <i>Medição da Microdureza</i> .....	63
5.2. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL .....	73
<b>6. CONCLUSÕES .....</b>	<b>101</b>
<b>7. TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>103</b>
<b>8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>104</b>
<b>ANEXO 1.....</b>	<b>108</b>
<b>ANEXO 2.....</b>	<b>110</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Formação da camada passiva de óxido de cromo. [16].....	3
Figura 2 - Aço inoxidável AISI 316 recozido a 1035° C.....	5
Figura 3 - Aço inoxidável AISI 409 recozido por 1 hora a 870° C e resfriado ao ar. ....	8
Figura 4 - Aço inoxidável martensítico AISI 440C, austenitizado por 1 hora a 1010° C, resfriado ao ar e revenido 2 horas a 230° C.....	9
Figura 5 - Aço inoxidável duplex AISI 312 recozido com ferrita (escura) e austenita (branca). .....	10
Figura 6 - Seção isotérmica a 1300° C do ternário Fe-Cr-Ni [39]. ....	13
Figura 7 - Seção isotérmica a 1200° C do ternário Fe-Cr-Ni [39]. ....	13
Figura 8 - Seção isotérmica a 1100° C do ternário Fe-Cr-Ni [39] .....	13
Figura 9 - Seção isotérmica a 1000° C do ternário Fe-Cr-Ni [39]. ....	13
Figura 10 - Seção isotérmica a 1100° C do ternário Fe-Cr-Ni, mostrando as “tie-lines” no campo $\alpha/\gamma$ . ....	14
Figura 11 – Aços inox da série 300 (basicamente austeníticos) [ACESITA] [37].....	16
Figura 12 – Aços inox da série 400 (ferríticos e martensíticos) [ACESITA]. ....	17
Figura 13 – Representação das fases presentes em um aço inoxidável duplex que afetam o comportamento à corrosão [7][37].....	21
Figura 14 – Modelo de nucleação e crescimento da fase sigma durante a transformação eutetóide (ferrita em sigma + austenita) em um aço inoxidável duplex [21]. ....	22
Figura 15 – Precipitados grosseiros da fase sigma numa chapa de aço superduplex após 10 minutos a 1000°C [21][24]. ....	22
Figura 16 – Micrografia da austenita secundária no metal de solda de uma liga superduplex (1000x). ....	24
Figura 17 – Micrografia (MEV) mostrando austenita secundária e fase sigma eutetóide. Aço UNS S32750 após 72h a 700°C [21][24]. ....	24
Figura 18 – Aspectos da fratura do aço inox duplex UNS S31803 após longo tempo de exposição a 475°C. Microscopia eletrônica de varredura. ....	26
Figura 19 - Curva tensão x deformação verdadeira de uma liga duplex (50%-60% em peso de ferrita) comparada às curva de material ferrítico e austenítico [17]. ....	28
Figura 20 - Comparação do limite de escoamento em dependência da temperatura para aços inoxidáveis duplex contendo 50 a 60% em peso de ferrita, com aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos [17].....	29
Figura 21 - Dependência do limite de escoamento de aços inoxidáveis duplex com relação à porcentagem em volume de ferrita [17]. ....	29
Figura 22 - Dependência do limite de resistência dos aços inoxidáveis duplex com relação à porcentagem em volume de ferrita [17]. ....	30
Figura 23 - Dependência da energia de impacto de aços inoxidáveis duplex em relação à porcentagem em volume de ferrita [17]. ....	30
Figura 24 - Temperatura crítica de pite (CPT) e temperatura de corrosão em frestas (CCT) – dada em °C - em 6% FeCl <sub>3</sub> (similar ao ensaio ASTM G48) [14]. ....	33
Figura 25 - Ciclos térmicos de soldagem experimentados por diferentes pontos da junta soldada [20].....	34
Figura 26 - Repartição térmica de uma junta soldada [20]. ....	35
Figura 27 - Exemplos dos ciclos térmicos experimentados por um ponto da ZAC perto da raiz de uma solda multipasse topo-a-topo [20]. ....	35
Figura 28 - Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex [19].....	36

Figura 29 - Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% Fe.....	37
Figura 30 - Esquemas de estruturas de solidificação de aços inoxidáveis [13].....	39
Figura 31 – Diagrama de Schaeffler-Delong [37]. .....	41
Figura 32 - Ciclo térmico na ZAC para temperatura acima da solvus na ferrita [30]. .....	42
Figura 33 – Ponta da tocha do processo de soldagem TIG [25].....	44
Figura 34 – Preparação da junta para soldagem de aço inoxidável [26].....	45
Figura 35 – Representação esquemática do tubo de aço Superduplex UNS S32750 .....	49
Figura 36 – (a) Junta soldada produzida pela Sandvik do Brasil e (b) representação esquemática do tubo de aço inoxidável Superduplex UNS S32750 mostrando a solda transversal à direção de retirada dos copos de prova para os ensaios de tração .....	50
Figura 37 – Esquema da forma do corpo de prova padrão .....	55
Figura 38 – Representação esquemática da parcela do material do tubo a partir da qual foram confeccionados os corpos de prova de tração.....	56
Figura 39 – Corpos de prova para ensaio de tração.....	56
Figura 40 – Representação esquemática dos locais de medição da microdureza nas amostras de aço inoxidável superduplex soldado com os parâmetros SANDVIK .....	57
Figura 41 – Representação esquemática do local de medição da microdureza nas amostras de aço inoxidável superduplex submetidas aos aportes térmicos 0,8; 1,3 e 3,4 kJ/mm. ....	58
Figura 42 - Representação de 1 ciclo térmico. ....	59
Figura 43 – Ciclagem Térmica .....	59
Figura 44 – Amostra soldada pela empresa Sandvik do Brasil (a) e amostra produzida no Laboratório de Aspersão Térmica e Soldagem – LABATS – UFPR (b). .....	61
Figura 48 – Propriedades mecânicas da junta soldada em comparação com o metal de base. 62	
Figura 49 – Indentações do Ensaio Vickers (HV <sub>0,3</sub> ) realizado na série de amostras 1.....	63
Figura 50 – Indentações do Ensaio Vickers (HV <sub>0,3</sub> ) realizado na série de amostras 2.....	64
Figura 51 – Indentações do Ensaio Vickers (HV <sub>0,3</sub> ) realizado na série de amostras 3.....	64
Figura 52 – Indentações do Ensaio Vickers (HV <sub>0,3</sub> ) realizado na série de amostras 4.....	65
Figura 53 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para amostras soldadas com aporte térmico 0,8kJ/mm.....	65
Figura 54 – Comparação entre os valores de microdureza entre as fases ferrita e austenita ...	67
Figura 55 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para amostras soldadas com aporte térmico 1,3 kJ/mm.....	67
Figura 56 – Microestrutura do metal de solda da junta soldada submetida a 5 ciclos entre 400 e 750° C e aporte térmico 1,3 kJ/mm .....	68
Figura 57 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para amostras soldadas com aporte térmico 3,4 kJ/mm .....	69
Figura 58 – Localização das medições de dureza dos múltiplos passes. ....	70
Figura 59 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para junta soldada com os parâmetros Sandvik para amostra não submetida a ciclos térmicos. ....	71
Figura 60 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para junta soldada com os parâmetros Sandvik para amostra submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C.....	71
Figura 61 - Variação da dureza em relação à linha de fusão para junta soldada com os parâmetros Sandvik para amostra submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C.....	72
Figura 62 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 1[0,8 kJ/mm], sem submissão a ciclos térmicos. ....	76
Figura 63 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 1[0,8 kJ/mm], submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C.....	78
Figura 64 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 1[0,8 kJ/mm], submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C.....	80
Figura 65 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 2 [1,3 kJ/mm], sem submissão a ciclos térmicos. ....	83

Figura 66 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 2 [1,3 kJ/mm], submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C.....	84
Figura 67 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 2 [1,3 kJ/mm], submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C.....	85
Figura 68 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 3 [3,4 kJ/mm], sem submissão a ciclos térmicos. ....	89
Figura 69 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 3 [3,4 kJ/mm], submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C.....	90
Figura 70 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 3 [3,4 kJ/mm], submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C.....	91
Figura 71 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 4, sem submissão a ciclos térmicos. ....	95
Figura 72 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 4, submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C.....	96
Figura 73 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 4, submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C.....	97

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço inoxidável superaustenítico AISI 904 L [12].	6
Tabela 2 - Composição química dos AID mais comuns, em destaque, os AISD [36].	12
Tabela 3 - Influência dos elementos de liga nas propriedades e estabilização dos aços inoxidáveis duplex [34].	18
Tabela 4 - Propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis, ressaltando-se o AISD [43].	27
Tabela 5 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex mais comuns à temperatura ambiente [16].	31
Tabela 6 - Valores típicos de propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos, duplex e superduplex [22].	32
Tabela 6 - Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG [23].	45
Tabela 7 - Composição química de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a AWS A5.9-93 [28].	46
Tabela 8 - Propriedades mecânicas do metal de solda para aços ao cromo e Cr-Ni [28].	47
Tabela 9 – Composição química (% massa) da liga em estudo [SANDVIK DO BRASIL].	49
Tabela 10 – Propriedades mecânicas típicas do aço UNS S32750 à temperatura ambiente [SANDVIK DO BRASIL].	50
Tabela 11 – Parâmetros de soldagem realizada na empresa SANDVIK DO BRASIL.	51
Tabela 12 – Parâmetros de soldagem para os conjuntos de Amostras 1, 2 e 3.	52
Tabela 13 – Composição química do metal de adição ER317 [46].	52
Tabela 14 – Representação do número de amostras submetidas e não submetidas a ciclos térmicos.	60
Tabela 15 – Valores de propriedades mecânicas obtidas em ensaio de tração em corpos de prova soldados de UNS S32750.	62
Tabela 16 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria no metal de base do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C.	73
Tabela 17 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com aporte térmico 0,8 kJ/mm, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C e metal de base não submetido a ciclos térmicos.	81
Tabela 18 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com aporte térmico 1,3 kJ/mm, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C e metal de base não submetido a ciclos térmicos.	86
Tabela 19 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com aporte térmico 3,4 kJ/mm, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C e metal de base não submetido a ciclos térmicos.	92
Tabela 20 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com parâmetros SANDVIK, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C e metal de base não submetido a ciclos térmicos.	98

## 1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) surgiram na década de 30 e adquiriram uma certa importância comercial na década de 40. Dessa data até os nossos dias, estas ligas têm sofrido inúmeras modificações que vão desde a sua composição, até as tecnologias usadas na sua produção. Os AID modernos possuem uma excelente resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas, combinação que tem impulsionado o seu uso cada vez mais em ambientes altamente agressivos. Com o interesse de melhorar a resistência à corrosão, as ligas mais recentemente introduzidas no mercado, chamadas de aços inoxidáveis superduplex (AISD) possuem uma maior quantidade de elementos de liga.

Na década de 70 foram introduzidos os AISD com maior teor de elementos de liga, principalmente de nitrogênio para obtenção de uma maior resistência à corrosão por pite. Esta é medida pelo índice equivalente de resistência ao pite (PRE), que, nestes aços, tem valor maior que 40. A maior quantidade dos elementos de liga os torna mais susceptíveis à precipitação de fases intermetálicas, requerendo-se um maior cuidado durante o processamento desses aços.

Uma grande parcela das aplicações dos AID está em equipamentos para a indústria de base, cuja fabricação envolve operações de soldagem. Se esta não for executada com os devidos cuidados, as vantagens dos AID sobre os aços inoxidáveis convencionais podem ser perdidas. Portanto, uma grande importância tem sido dada a este tema pela comunidade científica e pelos produtores destes aços. Os AID modernos têm sido desenvolvidos pensando-se principalmente na boa resistência à corrosão generalizada das estruturas austeníticas e a excelente resistência à corrosão sob tensão das estruturas ferríticas, aliadas à sua soldabilidade.

Durante o processo de soldagem, a junta soldada experimenta ciclos térmicos diferentes, permanecendo em intervalos de temperatura nos quais podem precipitar nitretos de cromo, carbonetos e fases indesejáveis nos AID modificando suas propriedades mecânicas. Essas fases podem ser intermetálicas como a sigma. Em geral, são formações ricas em cromo e molibdênio que criam ao seu redor uma zona empobrecida desses elementos, afetando a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas dos AID.

Quando a soldagem é realizada com passes múltiplos, a probabilidade de existência dessas fases aumenta porque elas podem ser formadas durante o primeiro passe e crescer ou formar novas fases nos passes subseqüentes.

É possível também que, em condições de serviço, a temperaturas elevadas, maiores de 400°C, ocorra a formação de fases críticas.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta revisão bibliográfica trata da classificação dos aços inoxidáveis duplex e superduplex. Serão citados alguns aspectos relacionados à composição química e da microestrutura que afetam as propriedades mecânicas destes aços. Posteriormente serão citadas as variáveis que afetam a soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex e superduplex e apresentadas características da liga superduplex UNS S32750, que são o motivo principal de estudo desta dissertação de mestrado.

### 2.1 Tipos e Características dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que contêm cromo, comumente, níquel, e em vários casos, outros elementos de liga. O cromo é o principal responsável pela resistência à corrosão destes aços. Este elemento é um metal menos nobre que o ferro nas séries eletroquímicas, isto é, o cromo, em princípio é menos resistente à corrosão do que o ferro. Entretanto, em contato com o ar atmosférico ou outro ambiente oxidante, existe a tendência de se formar rapidamente uma camada de óxido de cromo na superfície destas ligas, altamente estável, homogêneo e resistente a muitos meios corrosivos, conforme é observado na Figura 1.

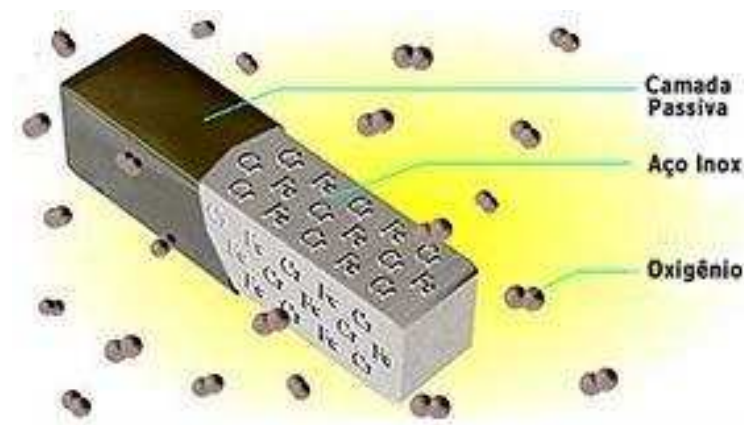


Figura 1 – Formação da camada passiva de óxido de cromo. [16]

Apesar de aços com apenas 5% de cromo já serem mais resistentes à corrosão do que os aços comuns, convencionalmente, a definição de “aços inoxidáveis” é reservada para ligas Fe-Cr

ou Fe-Cr-Ni contendo pelo menos 10 a 12% de Cr. Esta concentração corresponde ao mínimo que é geralmente considerado como necessário para garantir uma superfície passivada (óxido de cromo) e uma resistência à corrosão atmosférica razoável. [3]

A resistência à corrosão que caracteriza as ligas Fe-Cr à temperatura ambiente, é também observada a altas temperaturas. O níquel desempenha um papel importante na resistência à fluência. Este elemento tende a alterar a estrutura cristalina do material que passa a ser austenítica (CFC), alterando algumas das propriedades mecânicas. [16]

Além dos principais elementos Fe, Cr e Ni, os aços inoxidáveis têm em menor quantidade outros elementos, tais como: Carbono, Silício, Manganês, Molibdênio e Nitrogênio, além disso, como resultante dos materiais utilizados na fabricação do aço ou adicionados para facilitar a sua fabricação. Existem elementos indesejáveis que podem ser citados como: oxigênio (em teor elevado), fósforo e enxofre. [5][9]

Durante o trabalho a quente, a microestrutura de um aço inoxidável dependerá do balanço da capacidade de seus diversos componentes em estabilizar a austenita ou a ferrita ou ambas na microestrutura até a temperatura ambiente. [16]

### **2.1.1 Os aços inoxidáveis austeníticos**

São ligas principalmente de Fe-Cr-Ni. Apresentam estrutura austenítica, não sendo endurecíveis por tratamento térmico. São entre os aços inoxidáveis, os materiais de melhor soldabilidade e resistência à corrosão. À temperatura ambiente apresentam um baixo limite de escoamento, alto limite de resistência e alta ductilidade. [16][36][42]

Têm estrutura cúbica de faces centradas (CFC), contendo altos teores de estabilizadores da fase austenita: Níquel, Manganês, Cobre, Carbono e Nitrogênio. Sua composição de Cromo e Níquel varia entre 16 a 26 % e 6 a 22 %, respectivamente. A liga AISI 304 destes aços foi a mais produzida nos Estados Unidos por vários anos, excedendo a soma dos aços ferríticos e martensíticos produzidos.

As composições dos aços inoxidáveis austeníticos são balanceadas para minimizar a formação de ferrita delta ( $\delta$ ). A presença desta fase dificulta o trabalho a quente e diminui na resistência

à corrosão por pite. A exposição da fase ferrita delta a elevadas temperaturas em um certo tempo leva à formação da fase sigma, que é dura e frágil, reduzindo, assim, a ductilidade, tenacidade, resistência à corrosão em frestas e resistência à corrosão por pite. [41]

Os aços austeníticos têm o campo de equilíbrio de fase austenita estendido até a temperatura ambiente. Comparados aos aços ferríticos e martensíticos são os aços produzidos em maiores quantidades, não são magnéticos e, devido aos elevados teores de Cromo e às adições de Níquel, são freqüentemente considerados os mais resistentes à corrosão. [37]

No caso do processo de refino do petróleo, são utilizados os aços inoxidáveis austeníticos como proteção por barreira (tipo lining) de estruturas de aços ao carbono cromo, quando expostos a meios ácidos, principalmente  $H_2S$ , a elevada temperatura (220 °C até 400 °C). No entanto, quando se soldam aços inoxidáveis austeníticos com os aços ao carbono cromo, a região de união do aço inoxidável com o aço carbono fica fragilizada pela precipitação de carboneto de cromo e quando em condições de serviço a quente as uniões soldadas ficam fortemente solicitadas e fragilizando-se até trincar.

O problema da fragilização de uniões soldadas dos aços ao carbono-cromo com os aços inoxidáveis austeníticos, principalmente ocorrem pela diferença de condutividade térmica de ambos aços, o que produz solicitações muito elevadas à união soldada.

A Figura 2 representa a microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico.

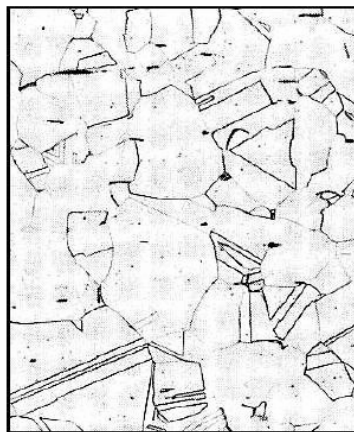


Figura 2 - Aço inoxidável AISI 316 recozido a 1035° C.  
Ataque:  $H_2O-HCl-HNO_3$  (100x) [38]

### 2.1.2 Os aços inoxidáveis superausteníticos

Caracterizam-se por seu alto teor de níquel, sendo uma liga Fe-Cr-Ni, apresentando estrutura austenítica à temperatura ambiente. Entre a família de austeníticos, pode-se encontrar o superaustenítico AISI 904 L.

Na tabela 1, encontra-se a composição química para estes aços:

Tabela 1 – Composição química do aço inoxidável superaustenítico AISI 904 L [12].

<b>Elemento Químico</b>	<b>Teor (%)</b>
Carbono (max)	0,02
Cromo	19,0 – 22,0
Níquel	24,0 – 27,0
Molibdênio	4,0 – 4,8
Cobre	1,0 – 2,0
Manganês (max)	2,0
Silício (max)	0,5
Fósforo (max)	0,03
Enxofre (max)	0,01

Estes aços foram introduzidos recentemente na indústria. A tecnologia para seu uso nos processos de soldagem e conformação já é conhecida. Como resultado destes processos, estes materiais “sensitam” na zona adjacente ao cordão de solda e na área deformada, mantendo suas propriedades anticorrosivas em meios muito agressivos. Quando utilizados em meios ácidos, se observa que na região “sensitizada” há um intenso ataque intergranular que chega a perfurar o aço.

A razão desta “sensitização” está no teor de carbono, que, ao ser aquecido, precipita em carbonetos de cromo, que migram aos contornos de grão, ocasionando uma estrutura cristalina pobre em cromo, pois o precipitado que se forma é do tipo CCr, cujos precipitados contém um peso em cromo de 94,3%. Dentro de toda gama de aços que se oferecem hoje em dia no mercado, encontra-se o aço inoxidável AISI 904 L, que tem características mecânicas, físicas e químicas particulares que o fazem único. Possui uma estrutura superaustenítica com baixo teor de carbono e alta porcentagem Ni-Cr, com a matriz melhorada com Mo e Cu.

Utiliza-se o AISI 904 L principalmente em lugares onde se tem a presença de ácido sulfúrico, fosfórico e/ou clorídrico, onde outros aços não têm apresentado resultados satisfatórios [12].

### 2.1.3 Os aços inoxidáveis ferríticos

Os elementos de liga comumente encontrados nos aços inoxidáveis são considerados estabilizadores da fase austenítica ou estabilizadores da fase ferrítica. A porcentagem relativa destes elementos é convenientemente expressada em termos de níquel equivalente (estabilizador de austenita) e cromo equivalente (estabilizador de ferrita) com base na porcentagem em massa [42]. Deste modo, são compostos basicamente por ferro, cromo e níquel, e assim, estuda-se a metalurgia física destes aços analisando o sistema ternário Fe-Cr-Ni [39].

São ligas Fe-Cr predominantemente ferríticos em qualquer temperatura até a sua fusão. Tem entre 12% a 30% de cromo e baixo teor de carbono. Como não são austenitizados, estes aços não podem ser endurecidos por têmpera e sua granulação só pode ser refinada por combinação de trabalho mecânico e recozimento de recristalização. Apresentam baixa resistência à corrosão generalizada e à oxidação, destacando-se sua ótima resistência à corrosão sob tensão. [16][36][43]

Têm estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), contendo altos teores de estabilizadores da fase ferrita: cromo, silício e molibdênio. A série 409 destes aços é uma das mais produzidas, só perdendo para os austeníticos AISI 304, citados anteriormente.

Diferentemente dos austeníticos, estes aços são magnéticos e seu custo é baixo (devido à inexistência de níquel em sua composição). São compostos basicamente pela estrutura ferrítica, que traz inúmeras complicações para os aços inoxidáveis em sua natureza metalúrgica e influência no comportamento corrosivo. Entre estes problemas metalúrgicos estão a fragilização a 475° C, as precipitações de fases intermetálicas, as altas temperaturas de transição dúctil-frágil, a baixa ductilidade em condições de solda e sensitização. Além disso, são de difícil soldabilidade pela influência do crescimento de grão na ZTA.[42].

Nos aços inoxidáveis ferríticos Extra Baixo Intersticiais (EBI), adições de cromo em baixas quantidades melhoram a soldabilidade, resistência ao impacto, resistência mecânica e dureza; por outro lado, sua resistência à corrosão é sacrificada. No entanto, com altas adições de cromo, tem-se ganho na resistência à corrosão, particularmente em ácido nítrico, porém, com a perda de propriedades mecânicas, como a resistência ao impacto. O molibdênio aumenta sua

resistência à corrosão por pite e elementos como o nitrogênio, nióbio, alumínio e titânio são juntamente adicionados para restringir o crescimento de grãos [31].

A primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos apresenta o teor de cromo entre 17% a 27%, sendo este o único elemento ferritizante (AISI430, 442, 446), possuindo uma boa resistência à corrosão. No entanto quando são unidos por soldagem, sofrem corrosão intergranular. Este fenômeno é conhecido como sensitização, e ocorre pela precipitação de carboneto de cromo na faixa de temperatura entre 450 °C a 900 °C. Isto pode ocorrer também quando realizado tratamento térmico entre as temperaturas acima citadas, preferencialmente a 750 °C.

A segunda geração (AISI 405, 409) apresenta o teor de C menor e introduziram-se elementos ferritizantes como o Al e o Ti, permitindo a diminuição do teor de Cr. Devido a sua má soldabilidade, que reduz drasticamente a ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão intergranular e sua relativa corrosão generalizada, o uso dos aços inoxidáveis ferríticos limita-se a meios não muito severos. Os aços inoxidáveis austeníticos com cerca de 18% Cr e 8% Ni (AISI304, 304L, 316, 316L, 321, 347), apresentam boas propriedades de soldabilidade e conformação e um excelente comportamento em alguns meios corrosivos, mas possuem uma baixa resistência à corrosão em ácidos redutores e baixa resistência à corrosão sob tensão (CST) em meio que contem cloretos.

A Figura 3 representa a microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico.

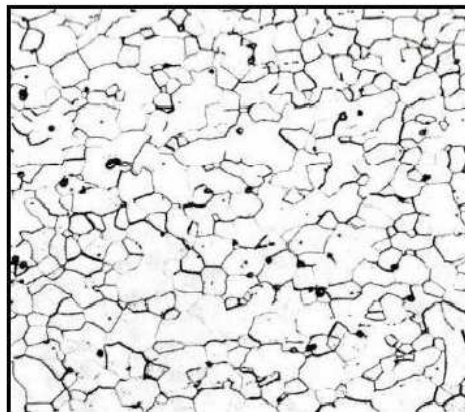


Figura 3 - Aço inoxidável AISI 409 recozido por 1 hora a 870° C e resfriado ao ar. Ataque: 10 ml HNO<sub>3</sub>-10 ml ácido acético-15 ml HCl –2 gotas de glicerol (100x) [1].

#### 2.1.4 Os aços inoxidáveis martensíticos

São ligas Fe-Cr que contém entre 12% a 18% de cromo e entre 1% e 0,5% de carbono, que podem ser austenitizadas se forem aquecidas a uma temperatura adequada. Devido ao seu elevado teor de liga, estes aços apresentam uma elevada temperabilidade e podem apresentar uma estrutura completamente martensítica em peças de grande espessura mesmo após um resfriamento ao ar. Sua resistência à corrosão tende a ser inferior à dos outros tipos. São adequados em aplicações que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência ao desgaste por abrasão [16][36][43].

Têm estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). São capazes de sofrer tratamento térmico de endurecimento, diferentemente dos aços ferríticos e austeníticos, onde isso não é possível. Assim como os aços ferríticos, os martensíticos também são magnéticos [8] [42].

A Figura 4 representa a microestrutura típica de um aço inoxidável martensítico.

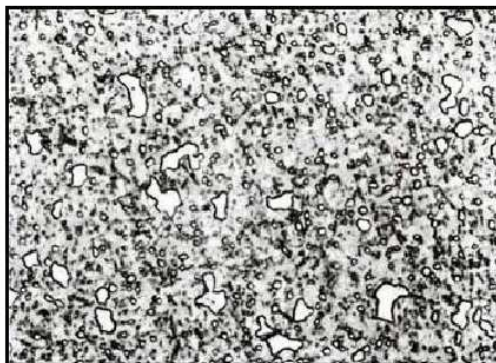


Figura 4 - Aço inoxidável martensítico AISI 440C, austenitizado por 1 hora a 1010° C, resfriado ao ar e revenido 2 horas a 230° C.  
Ataque: Reativo de Vilella (500x) [1].

#### 2.1.5 Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

São obtidos através de adição de liga como cobre, titânio, nióbio e alumínio. São capazes de desenvolver elevados níveis de resistência mecânica pela formação de finos precipitados, junto com a microestrutura martensítica, ductilidade e tenacidade superiores a outros aços de resistência similar [16][36][43].

### 2.1.6 Os aços inoxidáveis duplex

São ligas que contém cerca de 18% a 30% de Cr, 1.5% a 4.5% de Mo e adições e elementos formadores e estabilizantes da austenita, principalmente o níquel e o nitrogênio, de maneira a formar uma microestrutura, à temperatura ambiente, formada de partes iguais de ferrita e austenita. Estes aços possuem uma elevada resistência à corrosão, característica oferecida pela estrutura ferrítica e elevada resistência mecânica e boa soldabilidade, característica proporcionada pela estrutura austenítica.

Os aços inoxidáveis duplex foram desenvolvidos para atender às necessidades da indústria química e petroquímica, que necessitam de materiais mais resistentes que os aços inoxidáveis comuns, tanto aos meios corrosivos, quanto às altas temperaturas e pressões. O primeiro aço inoxidável duplex foi desenvolvido em 1927 e, a partir de então, experimentaram um rápido crescimento em termos de produção e desenvolvimento de novas ligas para aplicação específica [35].

Os aços inoxidáveis duplex são normalmente produzidos através do sistema AOD (descarburação por sopro combinado de oxigênio e argônio) e, por isso, apresentam baixo teor de carbono [42].

A Figura 5 representa a microestrutura típica de um aço inoxidável duplex.

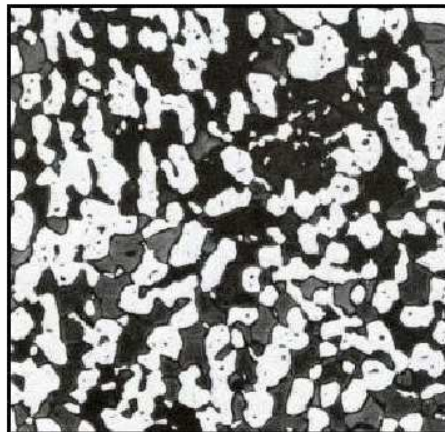


Figura 5 - Aço inoxidável duplex AISI 312 recozido com ferrita (escura) e austenita (branca).

Ataque: Solução aquosa HCl 10%-K<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 1%[1].

### 2.1.7 Os aços inoxidáveis superduplex

São caracterizados pela composição química similar à dos aços inoxidáveis duplex, com maiores teores de Cr, Ni, Mo e N e com adições menores de Cu e W. São caracterizados por um comportamento de transformação e precipitação complexo. Durante o processamento, no resfriamento, desenvolvem-se microestruturas contendo frações volumétricas comparáveis de fases austeníticas e ferríticas com diferentes propriedades físicas e mecânicas. Isto leva à evolução de níveis elevados de tensões internas, tornando o material susceptível à formação de trincas durante o resfriamento e fazendo com que o processamento de tais fundidos seja complicado e custoso. Segundo a literatura, esta fragilização é atribuída à precipitação da fase sigma nos contornos de fase. Produzir uma distribuição vantajosamente homogênea da fase sigma, através da formação de uma microestrutura primária refinada durante a solidificação pode ser uma maneira de contornar este problema [41].

Os aços inoxidáveis superduplex são amplamente utilizados em ambientes contendo íons da família dos halogênios, principalmente por íon cloreto ( $\text{Cl}^-$ ). Os ambientes mais comuns, onde se utilizam esses materiais, são as águas dos oceanos, onde as concentrações de NaCl variam de 3,0% a 21,0%.

Os aços inoxidáveis superduplex têm propriedades mais nobres em relação aos duplex e apresentam uma superior resistência equivalente à corrosão por pite (P. R. E., pitting resistance equivalent) maior que 40, sendo o P. R. E. calculado pelas Equações 1 ou 2 [34].

$$\text{PRE}_N = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + 16\% \text{N} \quad (\text{Equação 1})$$

$$\text{PRE}_W = \% \text{Cr} + 3,3(\% \text{Mo} + 0,5\% \text{W}) + 16\% \text{N} \quad (\text{Equação 2})$$

Na tabela 2, a seguir, apresenta-se a composição química típica do AID e AISD comerciais mais comuns, sendo ressaltados os aços inoxidáveis superduplex.

Tabela 2 - Composição química dos AID mais comuns, em destaque, os AISD [36].

<b>Nome Comercial</b>	<b>Denominação UNS</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>N</b>	<b>C</b>	<b>Outros Elementos</b>	<b>PRE*</b>
SAF 2304	S32304	23	0,2	4	0,1	0,03	-	25
UR35N	S32304	23	0,2	4	0,1	0,03	-	25
3RE60	S31500	18,5	2,7	5	0,07	0,03	1,5 Si	29
UR 45	S31803	22	3	5,3	0,17	0,03	-	35
SAF 2205	S31803	22	3	5,3	0,17	0,03	-	35
2205	S31803	22	3	5,3	0,17	0,03	-	35
FALC 223	S31803	22	3	5,3	0,17	0,03	-	35
AF 22	S31802	22	3	5,3	0,17	0,03	-	35
VS 22	S31803	22	3	5,3	0,17	0,03	-	35
10RE51	S32900	25	1,5	4,5	-	0,08	-	30
DP3	S31260	25	3	6,5	0,16	0,03	0,5 Cu - 0,3 W	37
UR52N	S32550	25	3	6,5	0,18	0,04	1,6 Cu	38
FERRALIUM 255	S32550	25	3	6,5	0,18	0,04	1,6 Cu	38
UR 47N	S32200	25	3	6,5	0,18	0,03	-	38
UR52N+	S32550	25	3,8	6	0,25	0,04	1,5 Cu	42
<b>ZERON 100</b>	<b>S32760</b>	<b>25</b>	<b>3,6</b>	<b>7</b>	<b>0,25</b>	<b>0,03</b>	<b>0,7 Cu – 0.7 W</b>	<b>41</b>
<b>SAF 2507</b>	<b>S32750</b>	<b>25</b>	<b>3,8</b>	<b>7</b>	<b>0,27</b>	<b>0,03</b>	-	<b>42</b>

\*PRE: equivalente de resistência ao pite

### 2.1.8 Metalurgia básica dos aços inoxidáveis

Quatro fases sólidas são identificadas no sistema ternário Fe-Cr-Ni. Três fases são soluções sólidas: austenita ( $\gamma$ ), de estrutura cúbica de faces centradas; ferrita ( $\alpha$ ), de estrutura cúbica de corpo centrado e  $\alpha'$ , de estrutura cúbica de corpo centrado e rica em cromo. A quarta fase é uma fase intermetálica chamada sigma ( $\sigma$ ), de estrutura tetragonal, sendo extremamente dura, frágil e não magnética [39].

Usualmente, para ligas ferrosas, denomina-se por  $\alpha$  qualquer solução sólida de estrutura cúbica de corpo centrado formado na solidificação; no entanto, muitos autores que estudaram o sistema Fe-Cr-Ni convencionaram a utilização de  $\alpha$  para qualquer ferrita formada por reações dependentes da difusão, fazendo distinção apenas à martensita, cuja formação independe de difusão. Assim, evita-se a confusão causada por diferentes nomenclaturas, formando-se a seção isotérmica mostrada na Figura 6 [33].

Nota-se a existência de composições onde a presença de ferrita e austenita é possível; assim, o desenvolvimento da estrutura duplex ferrita-austenita pode se dar pela correta escolha de composições e da execução de tratamento de solubilização seguido de resfriamento rápido. O mesmo raciocínio pode ser desenvolvido para as seções isotérmicas a 1200° C, 1100° C e 1000° C (Figuras 7, 8 e 9, respectivamente), notando-se que o campo de equilíbrio entre as duas fases aumenta com a redução de temperatura. [33]

O modo de processamento mais comum dos aços inoxidáveis duplex trabalhados é a conformação a quente entre 1200 e 900 ° C, obtendo uma estrutura de bandas alternadas de ferrita e austenita [38] seguido de resfriamento em água, para obter o balanço volumétrico desejado entre as fases.

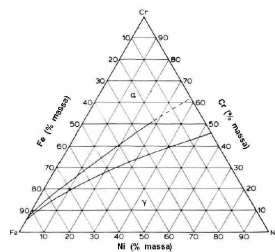


Figura 6 - Seção isotérmica a 1300° C do ternário Fe-Cr-Ni [39].

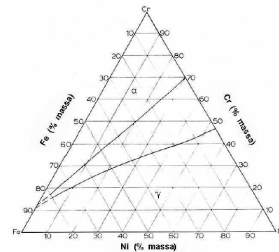


Figura 7 - Seção isotérmica a 1200° C do ternário Fe-Cr-Ni [39].

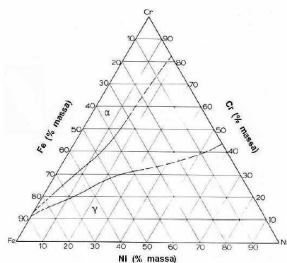


Figura 8 - Seção isotérmica a 1100° C do ternário Fe-Cr-Ni [39]

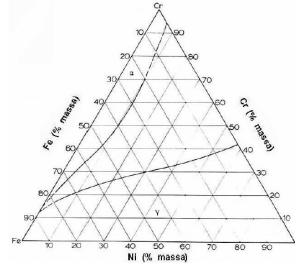


Figura 9 - Seção isotérmica a 1000° C do ternário Fe-Cr-Ni [39].

Os valores de cromo e níquel equivalentes citados anteriormente podem ser calculados pelas Equações 3 e 4 [43]:

$$\%Ni_{eq} = \%Ni + 0,5.\%Mn + 30.(\%C + \%N) \quad (\text{Equação 3})$$

$$\%Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb \quad (\text{Equação 4})$$

Considerando a composição química média do aço SAF 2507: 25,0% Cr - 7,0% Ni - 4,0% Mo - 1,2% Mn - 0,8% Si - 0,28% N - 0,03% C [42], têm-se  $Ni_{eq} = 16,9\%$  e  $Cr_{eq} = 30,2\%$ .

Desta forma, pode-se traçar os valores na seção isotérmica a  $1100^{\circ}C$  (Figura 10) e verificar que as composições de cromo e níquel equivalentes do aço SAF 2507 serão uma estrutura duplex, como mostra a Figura 10.

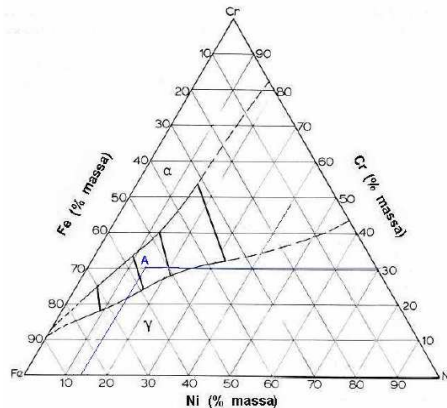


Figura 10 - Seção isotérmica a  $1100^{\circ}C$  do ternário Fe-Cr-Ni, mostrando as “tie-lines” no campo  $\alpha/\gamma$ .

O ponto A representa a composição (em cromo e níquel equivalentes) do aço SAF 2507 [39].

### 2.1.9 Efeito dos elementos de liga nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis

Os principais elementos de liga para aços inoxidáveis: O alumínio é altamente ferritizante, podendo ser encontrados nos aços inoxidáveis para estabilizar a ferrita. O carbono é um elemento austenitizante. Aumenta fortemente a resistência mecânica e dureza. Afeta negativamente a resistência à corrosão e tenacidade a baixa temperatura. O cobre aumenta a resistência à corrosão em meios líquidos redutores. O cromo é um formador de ferrita e de carboneto. É o elemento principal para a resistência à corrosão. O magnésio é um formador de austenita. Aumenta a resistência à fissuração da solda com estrutura completamente austenítica. O molibdênio é um formador de ferrita e carboneto. Aumenta a resistência

mecânica e à fluência a temperatura elevada. Melhora a resistência à corrosão em geral em meios oxidantes e a resistência à corrosão puntiforme em todos os meios. O nióbio é um forte formador de carboneto e de ferrita. Pode causar endurecimento por precipitação. O níquel é elemento austenitizante. Aumenta a resistência à corrosão geral em meios não oxidantes e em pequenas quantidades, melhora a tenacidade e a solubilidade de ligas ferríticas e martensíticas. Aumenta a resistência mecânica e degrada fortemente a soldabilidade de ligas ferríticas. O silício é um formador de ferrita. Melhora a resistência à formação de carepa e à carburização a alta temperatura. O titânio é um forte formador de carboneto, nitreto e de ferrita. Melhora a resistência mecânica a alta temperatura. O tungstênio aumenta a resistência mecânica à alta temperatura e à fluência a temperatura elevada, sendo um forte formador de ferrita [3][10][16][43].

#### **2.1.10. Efeito do tipo de estabilização nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis em geral**

Os elementos estabilizantes titânio e nióbio agem como refinadores de grãos ferríticos e formam compostos com o carbono e o nitrogênio. Com o aumento de titânio e nióbio, tem-se o aumento da temperatura de transição [22].

Através de uma análise da microestrutura de aços inoxidáveis estabilizados com titânio e nióbio e verificou-se que os precipitados à base de titânio são maiores e menos dispersos. A quantidade de inclusões em aços estabilizados com titânio é relativamente maior. Isto ocasiona uma perda maior da tenacidade. Já a estabilização com nióbio em excesso apresenta precipitados finos de  $\text{Cr}_2\text{N}$ , que limita a ductilidade. Com a estabilização mista (Ti + Nb), a ductilidade torna-se superior se comparada com a estabilização apenas do nióbio [22].

A procura para se obter um consenso entre a tenacidade e a ductilidade levou a utilização de aços de estabilização mista (Ti + Nb). Um cuidado deve ser tomado para a adição correta de elementos estabilizantes. Uma quantidade muito baixa permite a formação de precipitados de cromo e o aparecimento de problemas de corrosão. Um excesso destes elementos tende a piorar a deterioração das propriedades mecânicas e pode levar à precipitação de compostos intermetálicos [9] indica a relação, para uma resistência adequada à corrosão intergranular de zona termicamente afetada de aços inoxidáveis ferríticos:

$$\%(\text{Nb} + \text{Ti}) = 0,08 + 8\% (\text{C} + \text{N})$$

(Equação 5)

Uma primeira estimativa para o teor mínimo de titânio ou nióbio para a estabilização simples de um aço é dada pela multiplicação do seu teor de elementos intersticiais (C + N) pela relação entre a massa molecular do carbonitreto correspondente e a média das massas atômicas do carbono e nitrogênio, isto é:

$$\% \text{ Nb} \geq 8,1 \% (\text{C} + \text{N}) \quad (\text{Equação 6})$$

$$\% \text{ Ti} \geq 4,7 \% (\text{C} + \text{N}) \quad (\text{Equação 7})$$

Para a estabilização com titânio, a norma ASTM [A240/A240M] recomenda um teor mínimo deste elemento igual a 6 vezes o teor de (C + N) e um teor máximo de 0,50% de titânio.

Na Figura 11, pode-se observar a família dos aços inoxidáveis austeníticos, mostrando os principais elementos químicos e algumas particularidades de cada aço.

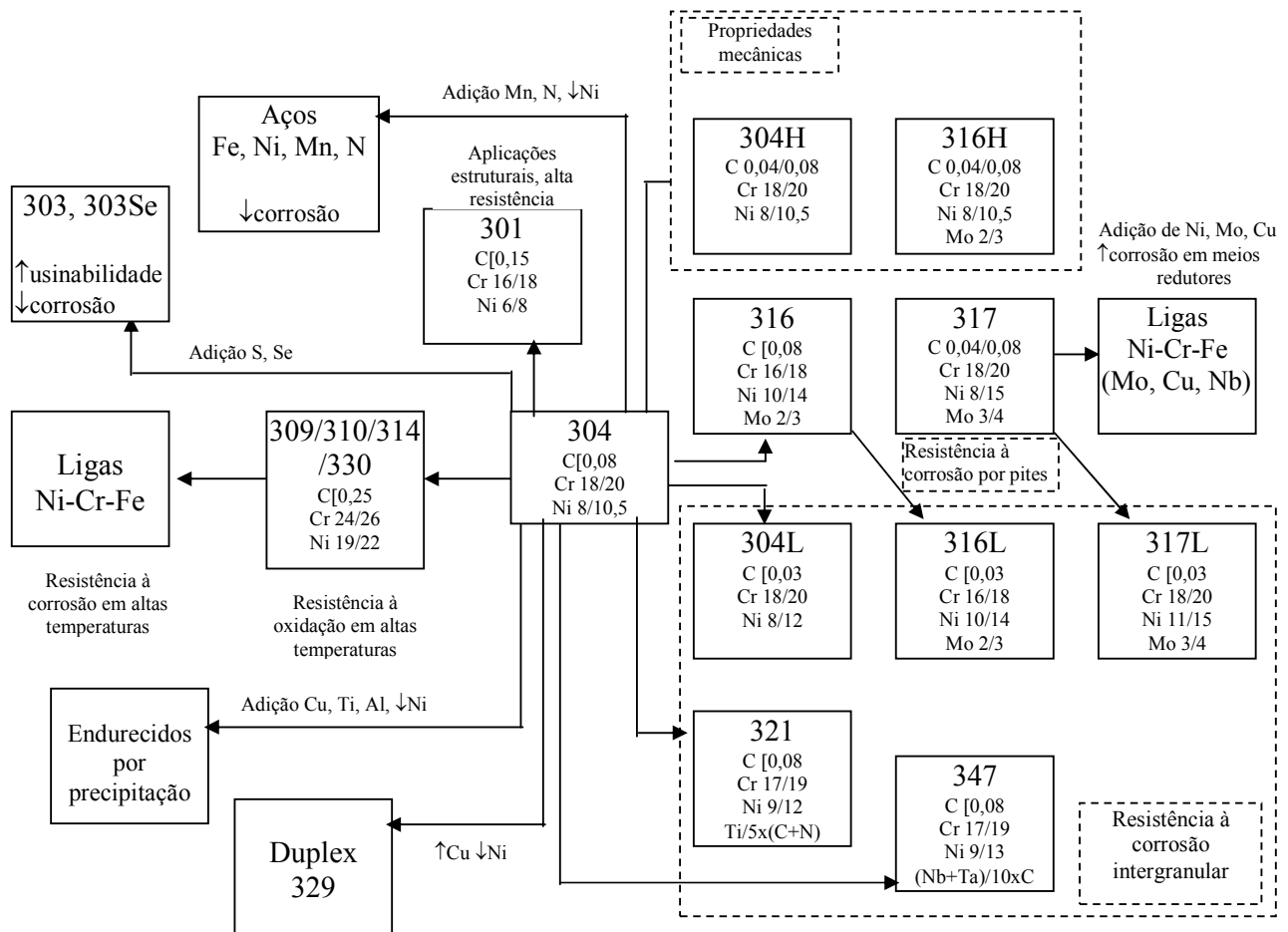


Figura 11 – Aços inox da série 300 (basicamente austeníticos) [ACESITA] [37].

A Figura 11 mostra que, segundo a classificação AISI 300, o aço inoxidável austenítico 304 é o material considerado como referência para a produção de outros aços inoxidáveis, com mudança de alguns de seus constituintes e do processamento durante a produção do aço inox.

Na Figura 12, pode-se observar a família dos aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos, mostrando os principais elementos químicos, algumas particularidades e aplicações de cada aço.

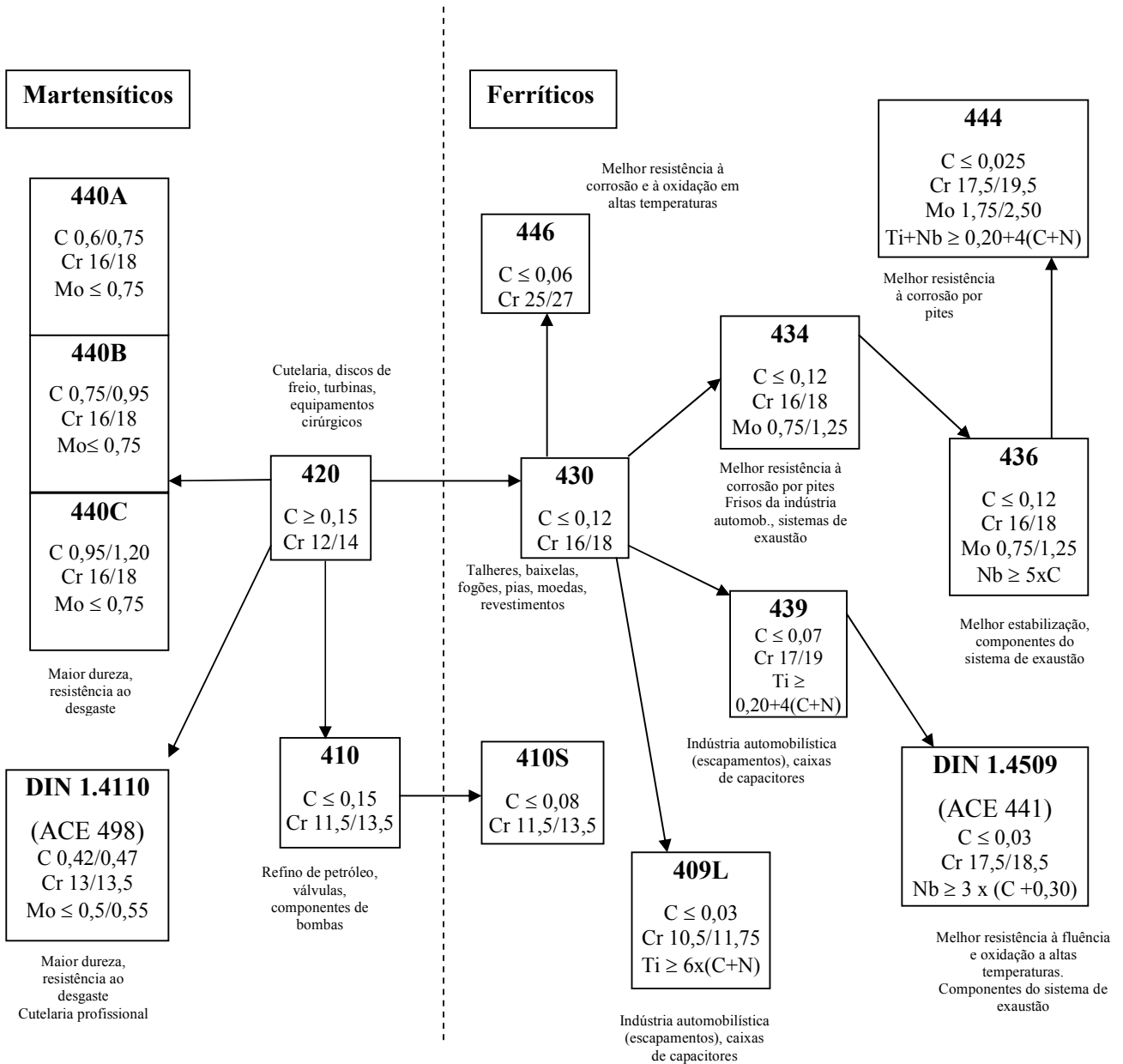


Figura 12 – Aços inox da série 400 (ferríticos e martensíticos) [ACESITA].

A Figura 12 mostra que, segundo a classificação AISI 400, o aço inoxidável martensítico 420 é o material considerado como referência para a produção de outros aços inoxidáveis, inclusive ferríticos, com a mudança de alguns de seus constituintes e do processamento durante a produção do aço inox.

Existem elementos, que, em conjunto com o cromo e o níquel fazem parte da composição destes materiais e cujas conseqüências nas propriedades e estabilização dos AID podem ser observadas na Tabela 3.

Tabela 3 - Influência dos elementos de liga nas propriedades e estabilização dos aços inoxidáveis duplex [34]

<b>Elemento</b>	<b>Aumenta</b>	<b>Estabiliza</b>	<b>Diminui</b>
Cromo	Ferrita	P.R.E.	Tenacidade
Molibdênio	Ferrita	P.R.E.	Tenacidade
Níquel	Austenita	Tenacidade	
Manganês	Austenita	Solubilidade do Nitrogênio	
Cobre	Austenita	Resistência à corrosão Dureza	
Nitrogênio	Austenita	P.R.E. Dureza	
Nióbio	Ferrita	Resistência Mecânica	Tenacidade

## 2.2. Aços Inoxidáveis Duplex

### 2.2.1 Características

Os aços inoxidáveis duplex (AID) têm sido desenvolvidos como alternativa aos aços inoxidáveis austeníticos para as aplicações que requerem elevadas propriedades de resistência mecânica e de resistência à corrosão, principalmente à corrosão sob tensão, seja nas indústrias química, petroquímica, de papel, alimentícia ou farmacêutica, entre outras.

Os AID são ligas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni-Mo-N na faixa de composição: 18,5 a 27% Cr; 4 a 8% Ni; 2 a 4% Mo; C menor que 0,08% e também podem conter Cu.

Os AID apresentam uma microestrutura bifásica ferrita-austenita em proporções aproximadamente iguais a 50%, o que lhes confere boa resistência à corrosão sob tensão, alta resistência à corrosão intergranular, excelentes propriedades mecânicas e boa soldabilidade [16]. Estas propriedades são consequência do balanço da austenita e da ferrita na microestrutura que se pode obter pelo controle da composição química e do processamento termomecânico. Desta forma, se a proporção de austenita aumenta, a resistência à corrosão sob tensão e a resistência mecânica diminuem. Por outro lado, se a proporção de ferrita aumenta, diminui a tenacidade à fratura do material [3].

Dependendo da velocidade de resfriamento e do tempo de manutenção em determinadas faixas de temperatura, pode ocorrer a precipitação de outras fases, além da ferrita e da austenita, levando à fragilização destes aços. Segundo a temperatura na qual acontece, a fragilização dos AID pode ser dividida em dois grupos:

- Fragilização de baixa temperatura: Normalmente acontece numa faixa de temperatura de 300 a 500 ° C, onde ocorre a chamada fragilização de 475 ° C. Geralmente está associada à utilização do equipamento em serviço e, desta forma, limita a temperatura máxima de aplicação dos AID [43][9][36].
- Fragilização de alta temperatura: Ocorre na faixa de temperatura de 600 a 1000 ° C, onde precipitam diversas fases intermetálicas ( $\sigma$ ,  $\chi$ ,  $\tau$ , R,  $Cr_2N$ ,...). Este tipo de fragilização pode ocorrer durante a soldagem ou o tratamento térmico pós-soldagem.

A família dos AID pode ser classificada segundo a composição química como reportado por CHARLES [9] na sua revisão sobre AID. Assim, tem-se diferentes tipos de AID:

- 23% Cr-4% Ni-0,10% N, livre de Molibdênio os quais são materiais econômicos e podem substituir os graus austeníticos AISI 304 e AISI 316.

- 22% Cr-5% Ni-3% Mo-0,17% N, podem ser considerados padrões e por terem maior teor de nitrogênio, apresentam uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes mais agressivos.

Uma outra categoria de materiais pertencentes a essa família, porém com propriedades mais nobres, são os aços inoxidáveis superduplex que também possuem estrutura ferrítica-austenítica e apresentam uma resistência equivalente à corrosão por pite (PRE, pitting resistance equivalent) maior que 40, conforme equações 1 e 2.

Quanto aos AISD, pode-se destacar:

- 25% Cr-6,8% Ni- 3,7% Mo-0,27% N, com ou sem adições de W ou Cu, os quais são conhecidos como aços inoxidáveis superduplex (AISD). Eles são especialmente projetados para aplicações marinhas, químicas, na engenharia do petróleo, requerendo mais alta resistência à corrosão em meios altamente agressivos e altas propriedades mecânicas. Possuem o índice equivalente de resistência ao pite (PRE) maior do que 40.

### **2.2.2 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex**

As principais fases que podem precipitar e influenciar de forma significativa as propriedades dos aços inoxidáveis duplex são: os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$ , a fase sigma, a fase alfa', os nitretos de cromo, entre outros. Os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  normalmente aparecem nos aços inoxidáveis duplex com alto teor de cromo [87]. A fase sigma é provavelmente a fase mais indesejável, pois compromete as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material. A fase alfa' ocorre normalmente entre 399 e 525°C. A localização mais provável de cada uma destas fases é mostrada esquematicamente na Figura 13 [6].

#### **a) Fase Sigma**

A fase sigma é um composto intermetálico com estrutura tetragonal com célula unitária composta por 32 átomos e parâmetros de rede [22] iguais a:  $a = 8,79$  e  $c = 4,534$ . A nucleação destas partículas ocorre principalmente na interface entre as fases ferrita e austenita, podendo também nuclear em contornos de sub-grão ferrita-austenita e contornos de alta energia ferrita-ferrita [22].

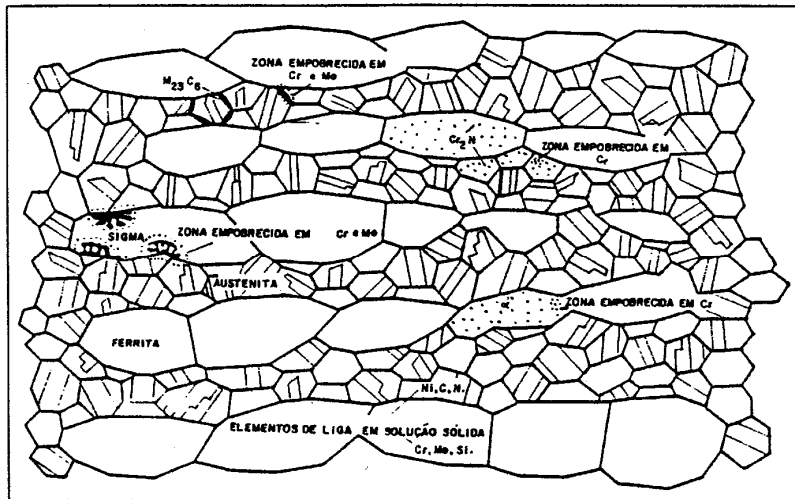


Figura 13 – Representação das fases presentes em um aço inoxidável duplex que afetam o comportamento à corrosão [7][37]

O crescimento ocorre na direção dos grãos de ferrita adjacentes na forma de uma transformação eutetóide a partir da ferrita na faixa de temperatura entre 700 e 1000°C [67], ou na forma de um eutetóide lamelar (sigma + austenita secundária) ou agregados lamelares (sigma + ferrita) [21][24]. A principal razão pela qual a fase sigma cresce preferencialmente na direção dos grãos de ferrita é porque a ferrita é termodinamicamente metaestável à temperatura onde há a precipitação da fase sigma. Também se deve considerar que a composição da ferrita e de sigma são muito parecidas, indicando que o crescimento da fase sigma não requer elementos de liga substitucionais de ampla faixa de difusão com o cromo e o molibdênio. O crescimento parece poder ser controlado através de um rearranjo atômico dos átomos num reticulado tetragonal. Um modelo representativo para a nucleação e crescimento de fase sigma durante a transformação eutetóide  $\delta \Rightarrow \sigma + \alpha$  é mostrado na Figura 14. Na Figura 15, pode-se observar alguns precipitados grosseiros da fase sigma presentes num aço superduplex.

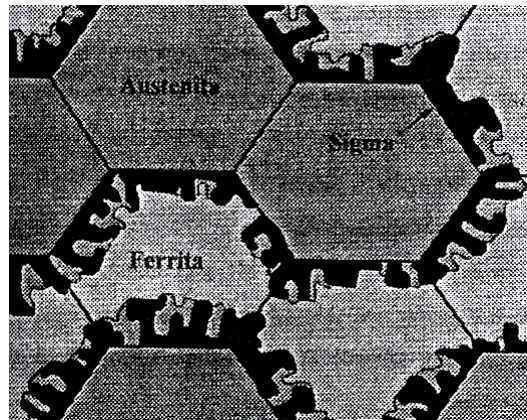


Figura 14 – Modelo de nucleação e crescimento da fase sigma durante a transformação eutetóide (ferrita em sigma + austenita) em um aço inoxidável duplex [21].

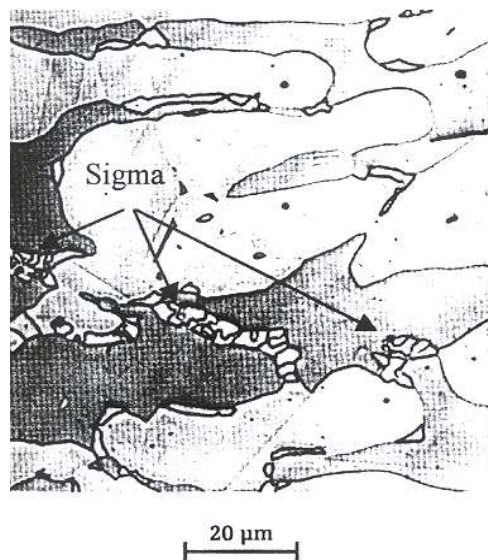


Figura 15 – Precipitados grosseiros da fase sigma numa chapa de aço superduplex após 10 minutos a 1000°C [21][24].  
Ataque eletrolítico: ácido sulfúrico. Ampliação 800x.

Na soldagem dos aços inoxidáveis duplex e superduplex, algumas causas que podem dar origem à precipitação de fase sigma podem ser de ordem material, pessoal (por exemplo: inexperiência do soldador, escolha inadequada dos parâmetros de soldagem ou mesmo falta de supervisão), ou características do tratamento térmico empregado.

#### b) Nitretos

O nitreto de cromo, assim como a fase sigma, é uma das principais fases que prejudicam as propriedades dos aços inoxidáveis duplex. Como o nitrogênio, está presente no material como

um elemento de liga importante. Ele pode ser introduzido na solda, durante a soldagem, principalmente quando utilizados os processos com eletrodo revestido ou tubular. Os nitretos de cromo podem estar presentes na estrutura se o aço não for tratado termicamente ou soldado de maneira inadequada. A formação dos nitretos de cromo ocorre na faixa de temperatura entre 700 e 950°C [22] se o material for isotermicamente tratado.

Um fato importante é que os nitretos de cromo podem precipitar durante um resfriamento rápido a partir de temperaturas elevadas, como o que ocorre nos processos de soldagem. Isto pode ser explicado considerando que a solubilidade do nitrogênio na ferrita é pequena, mas pode aumentar com o aumento da temperatura. A solubilidade do nitrogênio na austenita é consideravelmente maior. Quando a taxa de resfriamento é alta, o nitrogênio não tem tempo suficiente para se difundir formando uma quantidade limitada de austenita. A ferrita ficará então supersaturada de nitrogênio, ocasionando a precipitação de nitretos de cromo nos grãos de ferrita ou nos contornos de grão  $\delta/\delta$  ou  $\delta/\gamma$ .

A partir do exposto, pode-se concluir erroneamente que uma quantidade pequena de nitrogênio seria interessante, pois assim se evitaria a formação de nitretos de cromo. Entretanto, deve-se lembrar que teores elevados de nitrogênio auxiliam na taxa de formação da austenita no metal de solda e na zona termicamente afetada, facilitando a difusão do nitrogênio da austenita para a ferrita.

### **c) Austenita secundária**

A austenita secundária, também chamada de fase  $\gamma_2$ , pode ser formada relativamente rápido e por diferentes mecanismos dependendo da temperatura envolvida. Abaixo de 650°C, a austenita secundária tem uma composição similar á da ferrita disposta ao seu redor, sugerindo uma transformação sem difusão, com características similares à formação da martensita. Em temperaturas entre 650 e 800°C, onde a difusão ocorre mais rapidamente, muitas formas de austenita podem precipitar. A Figura 16 mostra a presença de  $\gamma_2$  numa solda de um aço inoxidável superduplex. Entre 700 e 900°C, um eutetóide do tipo  $\gamma_2+\sigma$  pode ser formado, conforme a Figura 17.

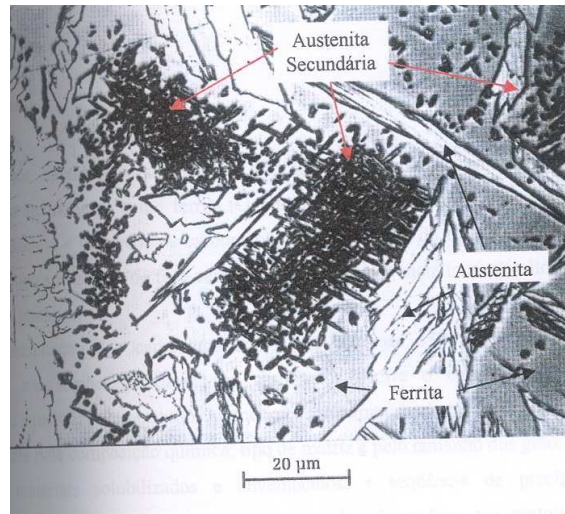


Figura 16 – Micrografia da austenita secundária no metal de solda de uma liga superduplex (1000x).  
Ataque eletrolítico: ácido sulfúrico[21][24].

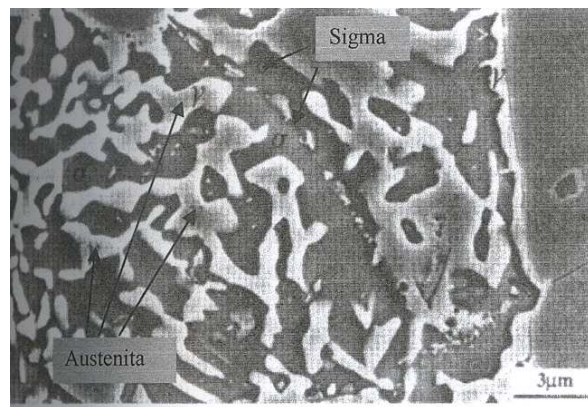


Figura 17 – Micrografia (MEV) mostrando austenita secundária e fase sigma eutetóide. Aço UNS S32750 após 72h a 700°C [21][24].

#### d) Carbonetos

Os aços inoxidáveis duplex com alto teor de carbono, normalmente até 0,08%, se solidificam primeiramente como ferrita. O líquido restante é rico em carbono e solidifica-se formando austenita e uma rede de carbonetos ricos em cromo do tipo  $M_{23}C_6$ . Este carboneto possui um reticulado cúbico de face centrada com 92 átomos metálicos e 24 átomos de carbono em sua célula unitária.

A precipitação dos carbonetos ocorre na faixa de 650 a 950°C [22]. Durante a precipitação nas regiões próximas aos carbonetos ocorre o empobrecimento de cromo, prejudicando a resistência à corrosão. A cinética de precipitação destes carbonetos é influenciada principalmente pela composição química, tipo da matriz e pelo tamanho dos grãos.

Em materiais solubilizados e envelhecidos, a seqüência de precipitação ocorre preferencialmente na seguinte ordem: nos contornos de grão ou fase, nos contornos incoerentes das maclas, nos contornos coerentes das maclas e no interior dos grãos.

#### **e) Fase alfa' – Fragilização a 475°C**

A fase alfa', também chamada de fragilização a 475°C, ocorre na faixa de temperatura entre 300 a 525°C [22] e causa considerável aumento do limite de escoamento e da dureza do material.

Estes precipitados são ricos em cromo, apresentam uma estrutura cúbica de corpo centrado, são coerentes com a ferrita e têm uma grande resistência ao coalescimento mesmo por longo período de exposição entre 300 e 550°C.

A precipitação desta fase ocorre somente na ferrita, porque somente a ferrita se fragiliza, enquanto a austenita não é afetada [32]. A precipitação ocorre na forma de partículas muito finas, na ordem de cerca de centenas de ângstrons e a sua presença imobiliza as discordâncias, causando, assim, a redução da tenacidade e ductilidade. Este tipo de fragilização leva à fratura do tipo clivagem das regiões ferríticas como mostrado na Figura 18.

A ductilidade é conferida pela austenita, que apresenta uma fratura dúctil do tipo alveolar (dimples). [A formação de alfa' pode ocorrer por dois mecanismos: nucleação e crescimento, quando o teor de cromo na ferrita é baixo, e decomposição espinoidal, quando o teor de cromo nesta mesma fase é alto [7][16][22][26][37].

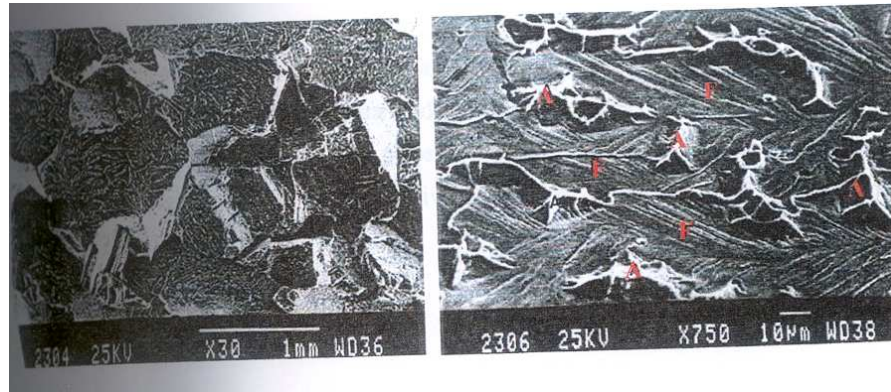


Figura 18 – Aspectos da fratura do aço inox duplex UNS S31803 após longo tempo de exposição a 475°C. Microscopia eletrônica de varredura. A = austenita; F = ferrita [32].

### 2.2.3. Propriedades físicas dos aços inoxidáveis duplex

Os AID apresentam menores coeficientes de expansão térmica similares ao dos aços inoxidáveis ferríticos, o que os tornam aconselháveis para uso em condições de ciclos térmicos, em temperaturas de aplicação menores do que 300°C e na soldagem em aços de estrutura somente ferrítica com os aços ao carbono Cr-Mo.

A condutividade térmica é maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, a qual em conjunto com a baixa expansão térmica, os tornam bons candidatos à utilização em trocadores de calor.

São fortemente magnéticos devido à presença de ferrita, permitindo o uso de fixadores magnéticos durante o processo de usinagem e inspeção.

Na Tabela 4 apresentam-se as propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis, sendo ressaltado o AISD.

Tabela 4 - Propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis, ressaltando-se o AISD [43].

Tipo	Grau UNS	Temp [° C]	Módulo Young [GPa]	Calor Específico [J/kg.K]	Condutividade Térmica [W/m.K]	Coeficiente de Expansão Térmica Linear	
						Temp [° C]	10 <sup>-6</sup> /K
Ferrítico	S 43000	20	205	480	22	20-100	10
	S 44700	20	205	480	21	20-100	10
Austenítico	S 30400	20	205	520	16	20-100	16
	S 08904	20	205	544	15	20-100	16
Duplex	S 31803	20	200	450	17	20-100	13,5
		100	190	450	18		
		200	180	500	19	20-200	14
		300	170	550	20	20-300	14,5
Superduplex	S 32550	20	200	450	17	20-200	13,5
		100	190	450	18	20-300	14
		200	180	530	19	20-500	14,5
	S 32750	20	200	470	16	20-100	13
		100	190	-	17		
		200	180	-	19	20-200	13,5
		300	170	-	20	20-300	14
		400	160	-	21	20-400	14,5

#### 2.2.4. Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex

As propriedades mecânicas de um aço inoxidável duplex refletem as propriedades mecânicas individuais das fases ferrita e austenita, particularmente da fase ferrítica. Para aproximadamente o mesmo conteúdo intersticial, analisando aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, geralmente os ferríticos têm maior limite de escoamento do que os inoxidáveis austeníticos. O limite de escoamento para aços inoxidáveis ferríticos também exibe maior dependência da temperatura que os austeníticos. A ferrita, portanto, tem o efeito de crescimento de limite de escoamento quando combinada à austenita para formar um aço inoxidável duplex, especialmente a baixas temperaturas. Este comportamento é ilustrado por dados de FLOREEN e HAYDEN [17] e alguns deles são mostrados nas Figuras 19 e 20. A Figura 19 mostra o endurecimento devido à presença de 50-60% em volume de ferrita (a estrutura da “corrida A”), comparado com as curvas do material austenítico e ferrítico com aproximadamente a mesma composição de ferrita e austenita encontradas em “corrida A”. O

limite de escoamento está entre o da austenita e o da ferrita, porém, mais próximo do limite de escoamento da ferrita, diferente de uma simples regra de mistura. Acredita-se que o endurecimento extra é ganho também devido ao refinado tamanho de grão da estrutura duplex comparado com os grosseiros grãos das fases separadas, ferrita e austenita. [43]

A Figura 20 ilustra que a dependência da temperatura para o limite de escoamento do aço duplex rico em ferrita é equivalente ao limite de escoamento para a ferrita pura. A Figura 21, também de FLOREEN e HAYDEN [17], ilustra que o limite de escoamento aumenta com o aumento da porcentagem volumétrica de ferrita. A Figura 22 mostra, no entanto, que o inverso é verdadeiro para o limite de resistência, que diminui com o aumento da porcentagem volumétrica de ferrita [43].

O desenvolvimento de trincas de clivagem na fase ferrítica não somente reduz a ductilidade, mas também reduz extremamente a tenacidade, pois aumenta a temperatura de transição dúctil-frágil. Isto é mostrado na Figura 23 [43].

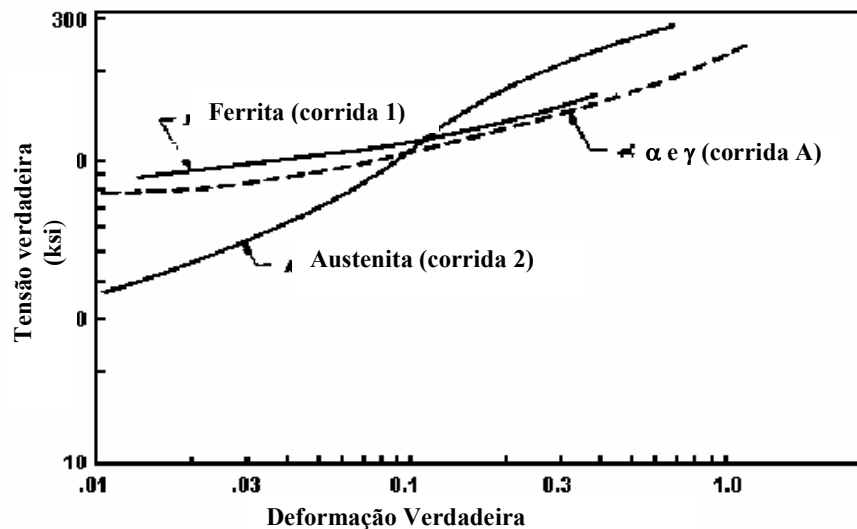


Figura 19 - Curva tensão x deformação verdadeira de uma liga duplex (50%-60% em peso de ferrita) comparada às curva de material ferrítico e austenítico [17].

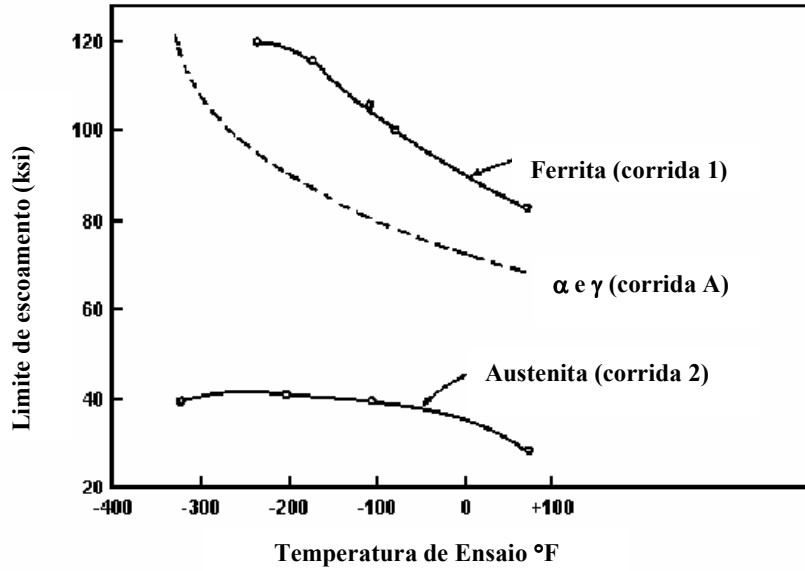


Figura 20 - Comparação do limite de escoamento em dependência da temperatura para aços inoxidáveis duplex contendo 50 a 60% em peso de ferrita, com aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos [17].

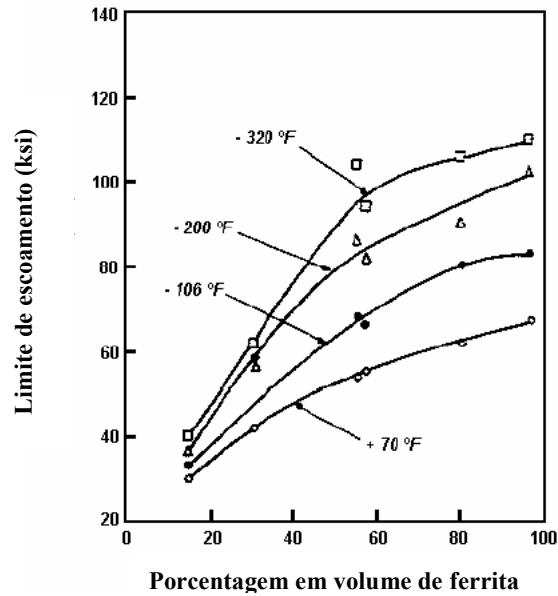


Figura 21 - Dependência do limite de escoamento de aços inoxidáveis duplex com relação à porcentagem em volume de ferrita [17].

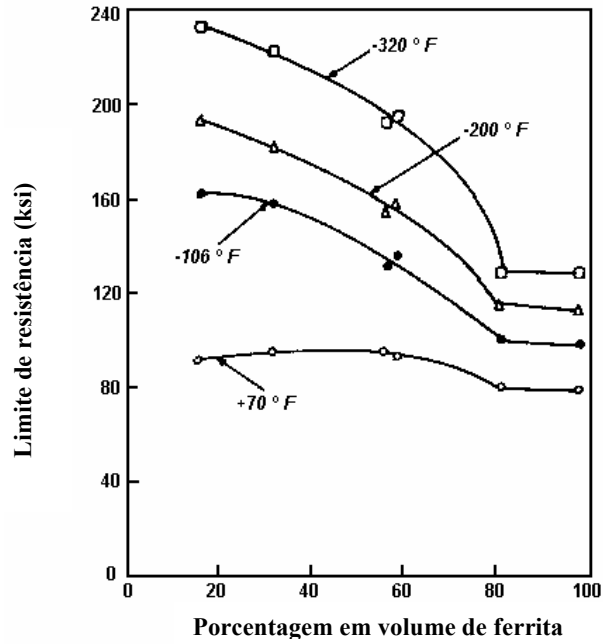


Figura 22 - Dependência do limite de resistência dos aços inoxidáveis duplex com relação à porcentagem em volume de ferrita [17].

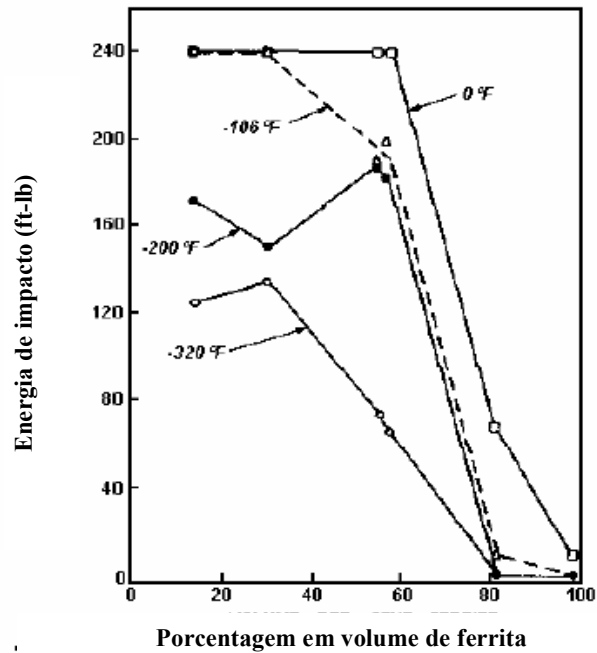


Figura 23 - Dependência da energia de impacto de aços inoxidáveis duplex em relação à porcentagem em volume de ferrita [17].

O aço inoxidável duplex SAF 2507 (UNS S32750) também é considerado um aço inoxidável superduplex e isto se deve às altas quantidades de cromo, molibdênio e nitrogênio presentes. Sua composição química nominal é (24-26)% Cr – (6-8)% Ni – (3-5)% Mo – (0,24-032)% N – 0,03% C – 1,2% Mn – 0,8% Si – 0,020% S – 0,035% P, com limite de resistência à tração mínimo de 800 MPa, limite de escoamento mínimo de 550 MPa e alongamento superior a 25%. É semelhante ao aço inoxidável SAF 2205 em sua estrutura, métodos de fabricação e aplicações; porém, devido principalmente aos maiores teores de cromo, molibdênio e nitrogênio, apresenta maior resistência à corrosão por pite e maior resistência mecânica [42].

Devido às propriedades mecânicas dos AID serem resultado da combinação da composição química e de propriedades da ferrita e a austenita mais notadamente da ferrita, que tem maior limite de escoamento do que a austenita, o limite de escoamento dos AID é alto comparado com o dos aços inoxidáveis austeníticos (quase o dobro). A resistência ao impacto tem um valor intermediário entre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. Na Tabela 5, apresentam-se as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex comerciais.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex mais comuns à temperatura ambiente [16].

<b>TIPO AID</b>	<b>Limite de escoamento (N/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>Limite de resistência (N/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>Alongamento (%)</b>	<b>Redução de área (%)</b>
UNS S31200	450	690	25	50
UNS S31803	450	620	25	45
UNS S32550	550	760	15	-
UNS S32900	485	620	15	-
CD4-MCu	485	690	16	-
UNS S31500	440	630	30	-
UNS S31250	440	630	30	-
<b>UNS S32750</b>	<b>550</b>	<b>800 - 1000</b>	<b>25</b>	<b>-</b>

Os AID e, particularmente os AISD, possuem uma excelente combinação de propriedades mecânicas, como pode ser visto na Tabela 6.

Tabela 6 - Valores típicos de propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos, duplex e superduplex [22].

Tipo	Grau UNS	Limite de Escoamento [MN/m <sup>2</sup> ]	Limite de Resistência [MN/m <sup>2</sup> ]	Alongamento [%]	Energia Absorvida no Ensaio Charpy V <sup>(a)</sup> [J]	Resistência à Fadiga <sup>(b)</sup> [MN/m <sup>2</sup> ]
Austenítico	S 30400	210	515-690	45	>300	120+/-120
Ferrítico	S 4300	205	450	20	-	-
Duplex	S 32304	400	600-820	25	300	245+/-245
	S 31803	450	680-880	25	250	285+/-285
Superduplex	S 32750	550	800-1000	25	230	300+/-300

Notas: a: Temperatura ambiente

b: Tração Cíclica

### 2.2.5. Resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex

A resistência à corrosão dos AID é comparável aos aços inoxidáveis austeníticos e com superiores propriedades mecânicas. Contendo um teor de níquel menor, o que os torna mais econômicos a tendência é ter cada vez aços mais ligados com nitrogênio, estabilizando a fase austenítica e diminuindo a partição do cromo na ferrita e, como consequência, melhorando as propriedades de resistência à corrosão.

A resistência à corrosão localizada, que é superior à dos aços inoxidáveis austeníticos é função da resistência à corrosão localizada das fases que o compõem ( $\alpha$  e  $\gamma$ ), sendo que há influência tanto da razão  $\alpha/\gamma$  do aço como da composição química de cada uma das fases [11]. Bernhardsson [4] na sua revisão reportou o bom desempenho dos AID em diferentes meios ácidos (ácido sulfúrico, ácido clorídrico, ácido fosfórico, ácido nítrico).

Na Figura 24, se apresenta a temperatura crítica de corrosão por pite (CPT) e a temperatura de corrosão em frestas (CCT) de vários AID comparados com graus austeníticos mais custosos. Por outro lado, a resistência à corrosão sob tensão e a resistência à corrosão generalizada são superiores às dos aços austeníticos convencionais.

Várias aplicações de AID em ambientes altamente corrosivos de indústrias químicas, de gás, papel, alimentícia e em trocadores de calor são reportadas [2][14][18], onde o melhor desempenho à corrosão foi experimentado por estes aços.

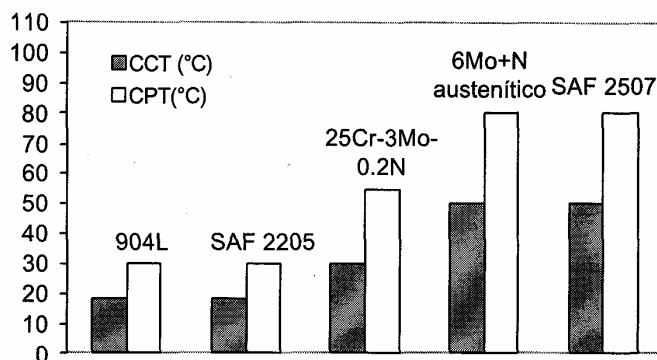


Figura 24 - Temperatura crítica de pite (CPT) e temperatura de corrosão em frestas (CCT) – dada em °C - em 6% FeCl<sub>3</sub> (similar ao ensaio ASTM G48) [14].

### 2.2.6. Soldagem dos aços inoxidáveis duplex e superduplex

Nos aços inoxidáveis duplex a presença de duas fases pode dificultar que estas fases sejam mantidas pelo efeito dos ciclos térmicos de soldagem. Nos ciclos térmicos, a temperatura varia desde a zona de fusão onde ocorrem fenômenos de solidificação até o metal adjacente à solda na zona afetada pelo calor onde ocorrem transformações no estado sólido.

As propriedades da solda dependem da composição química, do procedimento e processo de soldagem e do balanço entre a austenita e a ferrita na microestrutura. Este balanço pode ser ajustado pela alteração da composição química e pelo controle da temperatura durante a soldagem.

O principal objetivo quando aços inoxidáveis são unidos por soldagem é manter sua excelente resistência à corrosão na união soldada, na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA).

#### a) Energia de Soldagem

Na soldagem a arco elétrico, o calor necessário para fundir os metais de base e de adição é gerado pelo arco elétrico. Esta energia -  $(IV/v_s)$ , onde: I = corrente transferida, V = tensão e  $v_s$  = velocidade de soldagem - determina não só o volume da poça de fusão, mas também o seu tempo de solidificação e as velocidades de resfriamento e aquecimento na junta soldada.

## b) História Térmica

A história térmica de uma junta soldada é composta pela repartição térmica em infinitos ciclos térmicos de soldagem. Esta é determinada pelas propriedades físicas do material, a temperatura inicial do metal de base, a geometria da junta, a energia de soldagem líquida e o formato da fonte de calor.

O ciclo térmico representa a variação da temperatura com o tempo, para um dado tempo da junta soldada. Ele está relacionado com a microestrutura nas diferentes regiões da junta soldada. A Figura 25 apresenta esquematicamente diversos ciclos térmicos e a linha tracejada une as temperaturas máximas de cada um dos ciclos. Percebe-se que, o ciclo térmico experimentado por um determinado ponto da junta soldada, depende, entre outras coisas, da sua posição relativa à fonte de calor.

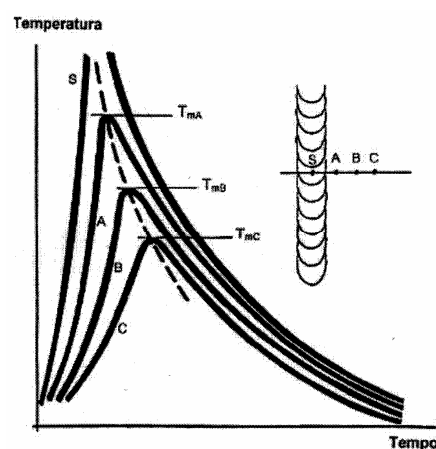


Figura 25 - Ciclos térmicos de soldagem experimentados por diferentes pontos da junta soldada [20]

Por repartição térmica, entende-se a variação da temperatura máxima dos ciclos térmicos em função da distância ao centro do cordão de solda. Ela determina a extensão da Zona Termicamente Afetada (ZTA). A Figura 4 apresenta esquematicamente a repartição térmica em uma junta topo-a-topo.

No caso de uma solda multipasse, a região da ZTA do passe da raiz (A) está sujeita a sucessivos ciclos térmicos, conforme mostrado na Figura 26. Analisando-se a figura, percebe-

se uma diminuição na temperatura máxima do primeiro para o terceiro passe. Da mesma maneira, ocorre um aquecimento da chapa com a seqüência de soldagem.

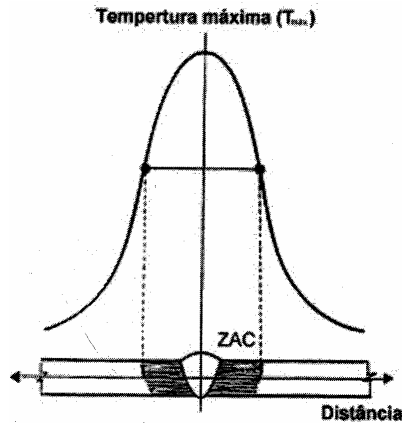


Figura 26 - Repartição térmica de uma junta soldada [20].

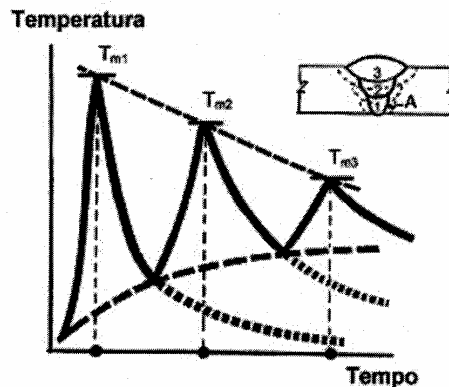


Figura 27 - Exemplos dos ciclos térmicos experimentados por um ponto da ZAC perto da raiz de uma solda multipasse topo-a-topo [20].

### c) Metalurgia da soldagem

Na soldagem de AID, a microestrutura varia desde a poça de fusão até o metal adjacente à solda como consequência da história térmica (ciclos térmicos e repartição térmica) experimentada. Na Figura 28, apresenta-se o diagrama esquemático que relaciona a repartição térmica com o diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% Fe e as zonas presentes: zona fundida, zona de ligação e uma zona afetada pelo calor formada pela zona de

crescimento de grão da ferrita, zona parcialmente transformada e o metal de base não afetado. A microestrutura final depende da velocidade de resfriamento a partir de cada temperatura máxima presente na repartição térmica.

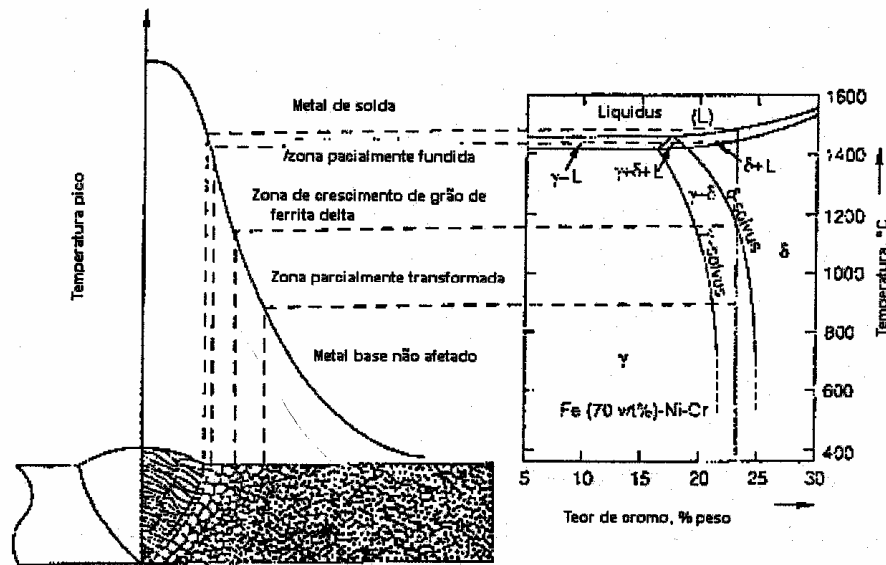


Figura 28 - Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex [19].

#### d) Transformações na poça de fusão durante a solidificação

Na poça de fusão, o balanço microestrutural austenita-ferrita é ajustado pela composição química. Ela pode ser controlada pelo metal de adição, pelos gases utilizados durante a soldagem, e pelas condições térmicas durante a soldagem.

A solidificação pode ser baseada no diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% Fe apresentado na Figura 29.

Os AID solidificam como ferrita em temperaturas próximas de 1450°C. A microestrutura permanece ferrítica até atingir a linha solvus da ferrita.

Durante o resfriamento no estado sólido, ocorre a precipitação de austenita em temperaturas menores que as da linha solvus da ferrita. A temperatura de início de precipitação depende da relação dos elementos estabilizadores da ferrita e da austenita. Quando esta relação é baixa, a transformação começa em temperaturas levemente abaixo do intervalo de solidificação. Nestas temperaturas, a difusão é bem rápida propiciando uma fração de austenita elevada.

Quando a relação entre os elementos estabilizadores da ferrita e da austenita é alta, a precipitação de austenita começa em temperaturas mais baixas e é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento [3].

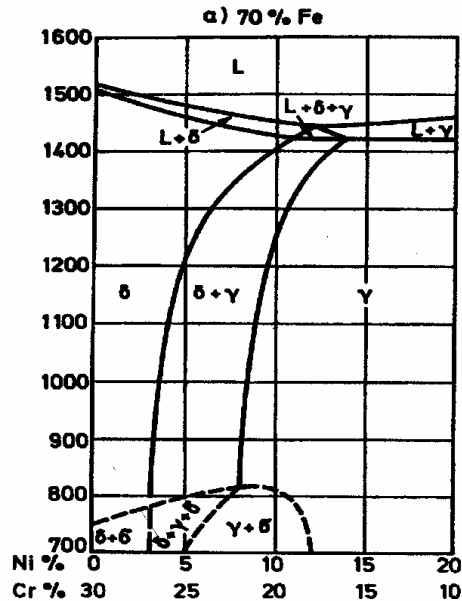


Figura 29 - Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% Fe  
Temperatura em °C [16].

A austenita começa a precipitar nucleando no contorno de grão ferrítico. A quantidade de austenita formada é função do tempo e da temperatura, produzindo-se uma maior fração volumétrica da austenita nas velocidades de resfriamento menores.

Na poça de fusão, a microestrutura pode apresentar altos teores de ferrita [3] quando a soldagem for autógena. O teor de ferrita deve ser limitado já que altos teores de ferrita diminuem a tenacidade da junta [21]. A utilização de nitrogênio no gás de proteção e/ou metal de adição com teor de níquel elevado pode resolver este problema causado pela microestrutura da zona fundida.

#### e) Solidificação de aços inoxidáveis

O metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos geralmente tem estrutura dúplex de austenita e ferrita delta. Experimentalmente tem sido demonstrado que um conteúdo de 4% de

ferrita delta pode prever a fissuração a quente, sendo que ainda com 5% de ferrita delta o metal de solda pode apresentar fissuração a quente. Isto indica que ainda não esta totalmente resolvido o problema da fissuração a quente, além de que a quantidade de ferrita delta não é o único parâmetro que deve de ser controlado [13].

Quando solidifica um aço inoxidável austenítico a primeira fase em ser formada pode ser a austenita ou ferrita delta. Muitos dos aços inoxidáveis de tipo comercial têm composição química, em que a presença de ambas reações tem importância prática. A Figura 32 apresenta algumas das possíveis estruturas de solidificação. Nos casos 1 e 2 a primeira fase em precipitar é austenita, onde se observa que seu crescimento é em forma dendrítica.

Em ambos os casos precipita, no espaçamento interdendrítico, um eutético formado por austenita e ferrita delta. A ferrita delta interdendrítica pode transformar-se em forma parcial ou total em austenita secundária durante o resfriamento, gerando uma estrutura duplex ou totalmente austenítica no metal de solda (casos 1 e 2 da Figura 30).

Nos aços da serie AISI/ASTM que tem uma relação entre o cromo equivalente e níquel equivalente menor que 1,48 ( $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,48$ ) solidificam em austenita primaria. Sendo o cromo equivalente determinado por:  $Cr = \%Cr + \%Mo + \%0,5 Nb$ ; e o níquel equivalente  $Ni = \%Ni + 30\%C + 0,5 \%Mn$ . A morfologia da ferrita interdendrítica é do tipo vermicular, típica das estruturas de fundição. Impurezas como o enxofre aparecem segregadas fortemente na forma interdendrítica.

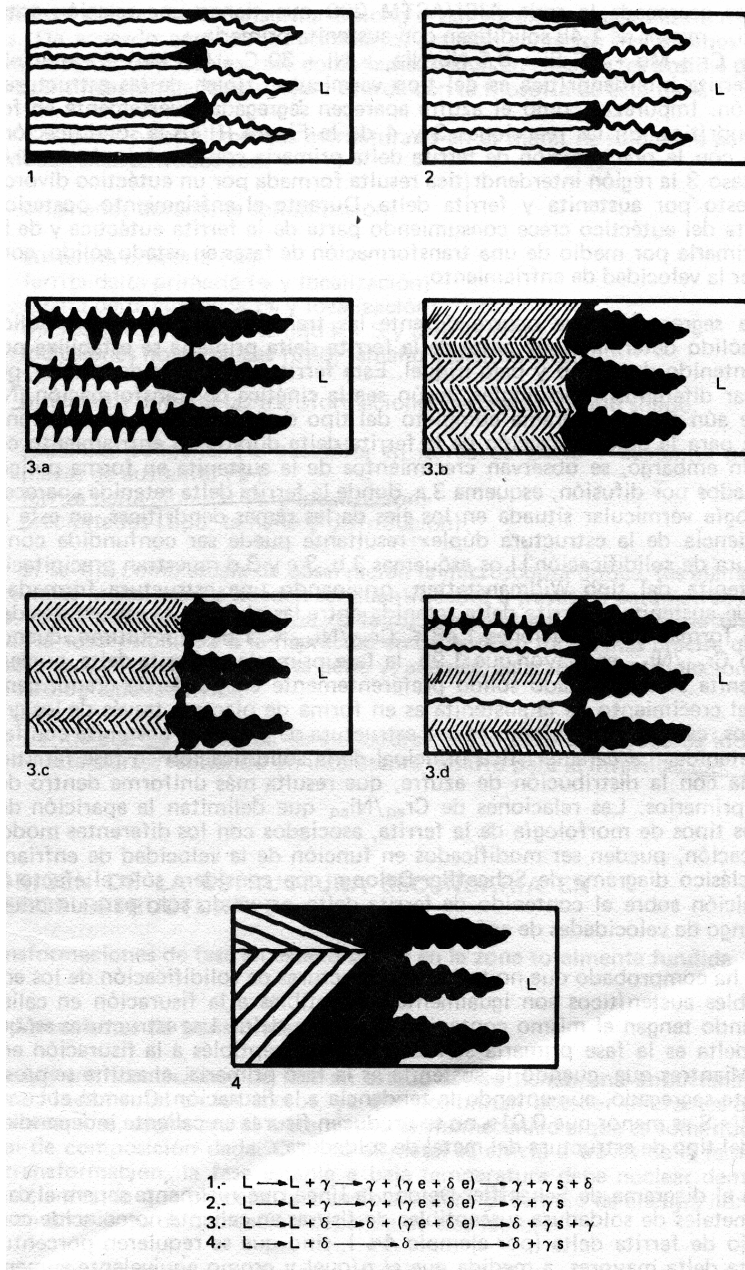


Figura 30 - Esquemas de estruturas de solidificação de aços inoxidáveis [13].

As segregações que ocorrem durante as transformações líquido-líquido e sólido-sólido determinam que parte da ferrita delta primária se estabiliza pelo seu elevado teor de cromo e baixo teor de níquel. A ferrita delta interdendrítica, pode apresentar diferentes morfologias, segundo a cinética de transformação. Na Figura 30 a observa-se que o crescimento da austenita em forma poligonal, a que é controlada por difusão, onde a ferrita delta retida aparece com morfologia vermicular situada nos eixos das ramas dendríticas, neste caso, a

estrutura duplex formada, pode ser confundida com uma estrutura de solidificação. Os esquemas da Figura 30 b, c e d mostram precipitações de austenita do tipo Widmanstätten, gerando uma estrutura formada por placas de austenita e ferrita delta retida entre as placas. As estruturas do caso 3 da Figura 32 se formam para relações  $1,48 \leq Cr_{eq}/Ni_{eq} \leq 1,95$ .

Por último, quando a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  é maior que 1,95, a fase primária é ferrita delta, nucleando na austenita somente no estado sólido preferencialmente nos contornos de grão.

Geralmente o crescimento da austenita é em forma de placas através dos grãos primários, como mostra o caso 4 da Figura 30. O resultado é uma estrutura de placas de austenita com ferrita delta retida. A característica principal da solidificação em fase ferrítica se relaciona com a distribuição do enxofre, que resulta mais uniforme dentro dos grãos primários. As relações de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  que delimitam a aparição dos diferentes tipos de morfologias da ferrita, associados com as diferentes formas de solidificação, podem ser modificados em função da velocidade de resfriamento. O clássico diagrama de Schaeffler-Delong, que considera só o efeito da composição sobre o conteúdo de ferrita delta, é válida só para uma determinada faixa de velocidades de resfriamento.

Foi verificado que não em todas as estruturas de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos pode ocorrer fissuração a quente, ainda que tenham o mesmo conteúdo de ferrita delta. As estruturas menos suscetíveis são aquelas em que a ferrita delta é a fase primária. No caso em que a estrutura austenítica na fase primária o enxofre apresenta-se altamente segregada, aumentando a tendência à fissuração a quente. Sendo que quando o conteúdo de P + S é menor que 0,01% não se produz fissuras a quente, seja estrutura primária de ferrita ou austenita na solda.

No diagrama Schaeffler-Delong a linha que realmente separa o campo dos metais de solda suscetíveis de trincas a quente não coincide com um valor fixo de ferrita delta (por exemplo, 4%), aumentado seu teor na medida que aumentam os valores de níquel e cromo equivalente. Para evitar a trinca a quente nos procedimentos de soldagem se especifica o teor de ferrita delta admissível, indicando sua provável presença através do diagrama de Schaeffler-Delong ou por meios magnéticos ou metalográficos, conforme a Figura 31.

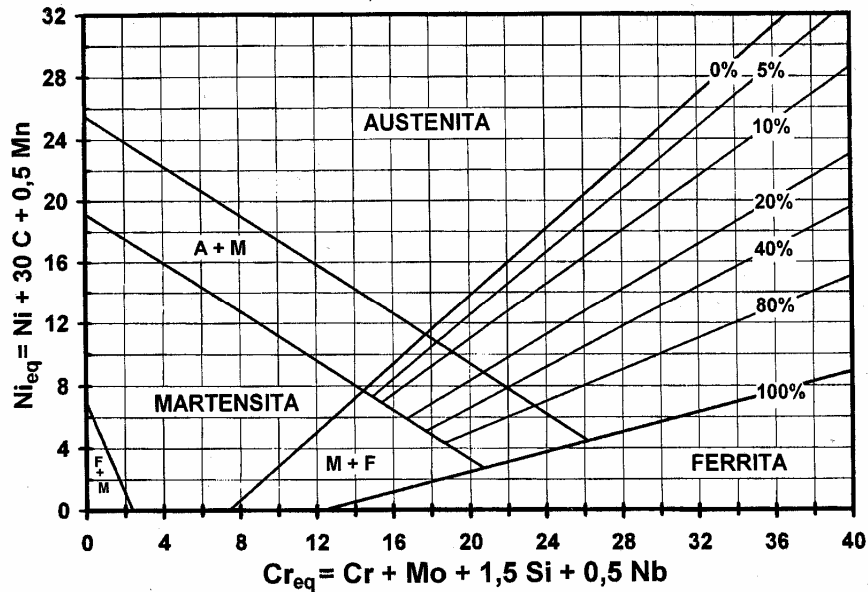


Figura 31 – Diagrama de Schaeffler-Delong [37].

Principais elementos estruturais presentes no metal de solda de aços austeníticos:

→ originados durante a solidificação

- austenita primária (%)
- ferrita delta primária (% e localização)
- ferrita delta eutética (% e localização)
  - microsegregação (conteúdo de P + S e distribuição)
- inclusões não metálicas (tipo, tamanho e distribuição).

→ Originados durante as transformações de fase em estado sólido

- austenita poligonal (% de austenita em contorno de grão + austenita poligonal)
  - placas de austenita (%)
  - ferrita delta globular (% e localização)

#### f) Transformações na zona termicamente afetada (ZTA)

Na zona termicamente afetada (ZTA) o balanço microestrutural austenita-ferrita é determinado somente pelas condições de aquecimento e resfriamento, pela temperatura máxima atingida e pelo tempo de permanência nessa temperatura. Eles são consequência de fatores como: espessura do material, energia da soldagem transferida, temperatura de pré-aquecimento e temperatura de interpasses.

As transformações no estado sólido podem envolver a dissolução parcial da austenita e dos precipitados durante o aquecimento, e a formação da austenita e precipitados durante o resfriamento em contorno de grão ferrítico e em alguns sítios intragranulares.

As transformações na ZTA podem ser explicadas com a ajuda do diagrama apresentado na Figura 32, para um ponto aquecido a uma temperatura maior que a solvus da ferrita [30].

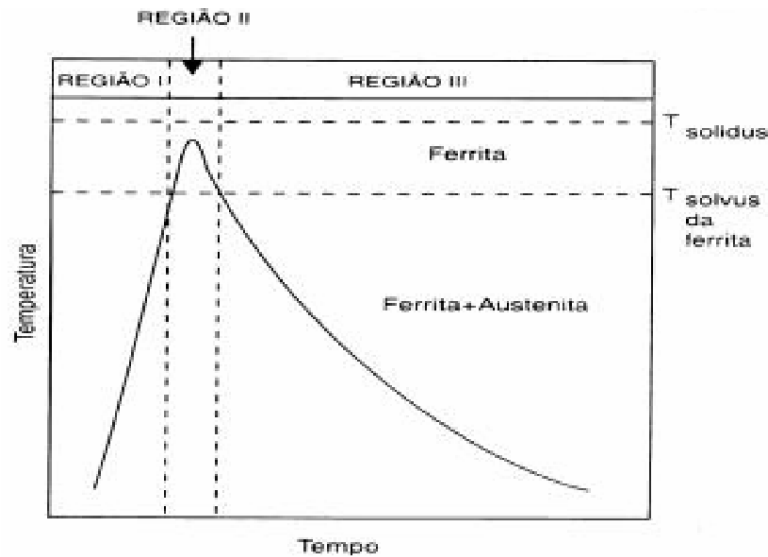


Figura 32 - Ciclo térmico na ZAC para temperatura acima da solvus na ferrita [30].

Na região I, as mudanças microestruturais são dominadas pela dissolução de austenita e os precipitados presentes no material base. Assim, um aquecimento rápido retarda a dissolução da austenita e dos precipitados, enquanto o aquecimento lento permitirá a completa dissolução da austenita em temperaturas próximas à temperatura solvus.

Na região II, representa-se a porção do ciclo térmico que passou completamente ao campo ferrítico, que é adjacente à linha de fusão, e predomina o crescimento de grão ferrítico.

Na região III, onde ocorre o resfriamento abaixo da linha solvus, as mudanças microestruturais incluem a reformação de austenita e a precipitação de fases intermetálicas, como produto da velocidade de resfriamento, que é relacionado ao tempo de resfriamento.

A quantidade de ferrita presente na ZAC na temperatura ambiente é função da velocidade de resfriamento no intervalo de temperatura entre 1200 e 800°C pode ser predito usando-se a

mesma equação que se usa para  $t_{8/5}$  dos modelos de fluxo de calor existentes, como foi verificado por Terasaki e Gooch [45] o erro é de aproximadamente 15% com relação às medidas experimentais.

Quanto mais altas as temperaturas e maior o tempo de exposição às mesmas, maiores são as possibilidades de transformação da estrutura bifásica dos AID e AISD. Portanto, para a soldagem desses aços, é recomendada a utilização de processos de soldagem de baixa energia térmica, como o Processo de Soldagem TIG.

### **2.2.7. Processo de Soldagem TIG**

O processo TIG (Tungsten Inert Gas) utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a soldar. A proteção da região da soldagem é feita por um fluxo de gás inerte. A soldagem pode ser feita com ou sem metal de adição.

Os equipamentos necessários para a soldagem manual pelo processo TIG são mostrados na Figura 33. A fonte de energia é sempre de corrente constante e pode ser gerador, retificador ou transformador, dependendo do metal a ser soldado. A unidade de alta frequência é fundamental para a soldagem em corrente alternada, e deve ter intensidade regulável e controle de pré e pós-vazão do gás inerte, quando não incluído na fonte de energia. A tocha TIG é o dispositivo que fixa o eletrodo de tungstênio, conduz a corrente elétrica e proporciona a proteção gasosa necessária à região circundante do arco elétrico e à peça de fusão [25].



Figura 33 – Ponta da tocha do processo de soldagem TIG [25].

As variáveis do processo para a qualificação conforme a norma ASME – Seção IX que são consideradas essenciais: metal-base, metal de adição, pré-aquecimento, tipo de gás de proteção [23].

A energia de soldagem está relacionada com a Tensão, a Corrente e a Velocidade de soldagem. No caso de corrente contínua a energia de soldagem é dada pela equação 8 [23]:

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot I}{v} \quad (\text{Equação 8})$$

onde: H = Energia de soldagem (J/cm)

V = Tensão de soldagem (V)

I = Corrente de soldagem (A)

v = velocidade de soldagem (cm/min)

#### a) Gases de proteção

Os gases mais utilizados na soldagem TIG são o argônio, o hélio ou suas misturas. A pureza do gás de proteção de ser 99,99% para qualquer dos gases. A Tabela 6 mostra a características desses gases.

Tabela 6 - Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG [23].

Argônio	Hélio
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Baixa tensão de arco</li> <li>- Menor penetração</li> <li>- Adequado à soldagem de chapas finas</li> <li>- Soldagem manual devido ao pequeno gradiente de tensão</li> <li>- Maior ação de limpeza</li> <li>- Arco mais estável</li> <li>- Fácil abertura do arco</li> <li>- Utilizado em CC e CA</li> <li>- Custo reduzido</li> <li>- Vazão para proteção pequena</li> <li>- Maior resistência à corrente de ar lateral</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Elevada tensão de arco</li> <li>- Maior penetração</li> <li>- Adequado à soldagem de grandes espessuras</li> <li>- Soldagem automática</li> <li>- Menor ação de limpeza</li> <li>- Arco menos estável</li> <li>- Dificuldade na abertura do arco</li> <li>- Custo elevado</li> <li>- Vazão para proteção de 2 a 3 vezes maior que argônio</li> <li>- Menor resistência à corrente de ar lateral</li> </ul>

Para soldagem de aços inoxidáveis utilizando o processo TIG, utiliza-se o gás argônio com corrente contínua polaridade direta ou hélio também com corrente contínua polaridade direta. A característica da soldagem é um arco estável e de fácil controle, apresentando uma grande penetração [26].

A Figura 34 mostra os tipos de junta para soldagem TIG de aço inoxidável na posição plana com proteção de argônio.

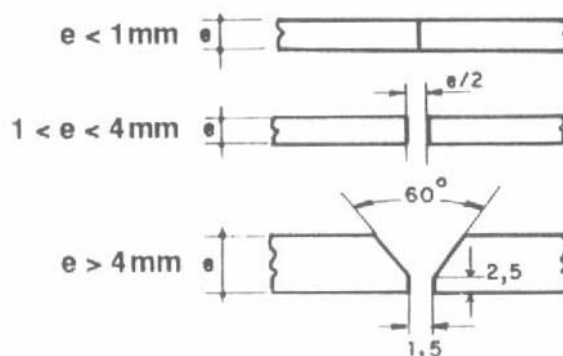


Figura 34 – Preparação da junta para soldagem de aço inoxidável [26].

## b) Metal de Adição

A escolha do metal de adição deve levar em consideração alguns fatores. Por exemplo, o metal de adição deve ser de composição química próxima à do metal base.

A Tabela 7 mostra a composição química de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a AWS A5.9-93 [28].

Tabela 7 - Composição química de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a AWS A5.9-93 [28].

Classificação AWS	Composição química (% em peso)									
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	Cu
ER209	0,05	20,5- 24,0	9,5- 12,0	1,5- 3,0	4,0- 7,0	0,9	0,03	0,03	0,10- 0,30	0,75
ER218	0,1	16,0- 18,0	8,0- 9,0	0,75	7,0- 9,0	3,4- 4,5	0,03	0,03	0,08- 0,18	0,75
ER307	0,04- 0,14	19,5- 22,0	8,0- 10,7	0,5- 1,5	3,3- 4,75	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308	0,08	19,5- 22,0	9,0- 11,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308H	0,04- 0,08	19,5- 22,0	9,0- 11,0	0,50	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
<u>ER308L</u>	0,03	19,5- 22,0	9,0- 11,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308Mo	0,08	18,0- 21,0	9,0- 12,0	2,0- 3,0	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308Si	0,08	19,5- 22,0	9,0- 11,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
<u>ER309</u>	0,12	23,0- 25,0	12,0- 14,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER309L	0,03	23,0- 25,0	12,0- 14,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER310	0,08- 0,15	25,0- 28,0	20,0- 22,5	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER312	0,15	28,0- 32,0	8,0- 10,5	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER316	0,08	18,0- 20,0	11,0- 14,0	2,0- 3,0	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75
<u>ER317</u>	0,08	18,5- 20,5	13,0- 15,0	3,0- 4,0	1,0- 2,5	0,30- 0,65	0,03	0,03	-	0,75

A Tabela 8 mostra as propriedades mecânicas do metal da solda para os aços ao cromo e Cr-Ni [28].

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do metal de solda para aços ao cromo e Cr-Ni [28].

<b>Classificação AWS</b>	<b>Limite de resistência (MPa)</b>	<b>Alongamento min. (%)</b>
E209	690	15
E219	620	15
E240	690	15
E307	590	30
E308	550	35
E308H	550	35
E308L	520	35
E308Mo	550	35
E308MoL	520	35
E309	550	30
E309L	520	30
E309Cb	550	30
E309Mo	550	30
E310	550	30
E310H	620	10
E310Cb	550	25
E310Mo	550	30
E312	660	22
E316	520	30
E317	550	30

### 3. OBJETIVOS

Esta dissertação tem como objetivo estudar o efeito dos parâmetros de soldagem do aço inoxidável superduplex UNS S32750, com relação à microestrutura, resistência mecânica medida por ensaios de tração e variação da microdureza. Pretende-se ainda avaliar o efeito da exposição entre 400 °C e 750°C durante vários ciclos (ciclagem térmica das uniões soldadas), principalmente na zona termicamente afetada.

Para alcançar estes objetivos foram realizadas as seguintes atividades:

- 1) Caracterizar as propriedades mecânicas do material base e junta soldada – AISD – tubo como fabricado – dureza e tração;
- 2) Avaliar as transformações que ocorrem durante o processo de soldagem multipasse, principalmente na zona termicamente afetada (ZTA);
- 3) Verificar as variações microestruturais e dureza na ZTA, na soldagem passe simples do AISD UNS 32750 utilizando diferentes energias de soldagem;
- 4) Correlacionar as mudanças microestruturais que ocorrem durante a soldagem multipasses e após a ciclagem térmica, e
- 5) Correlacionar as mudanças microestruturais que ocorrem durante a soldagem passes simples e após a ciclagem térmica.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1. Material base

O material utilizado neste trabalho foi fornecido pela empresa SANDVIK DO BRASIL na forma de tubo de aço superduplex 170 mm de diâmetro, 8 mm de espessura de parede e 910 mm de comprimento, conforme esquematizado na figura 35.

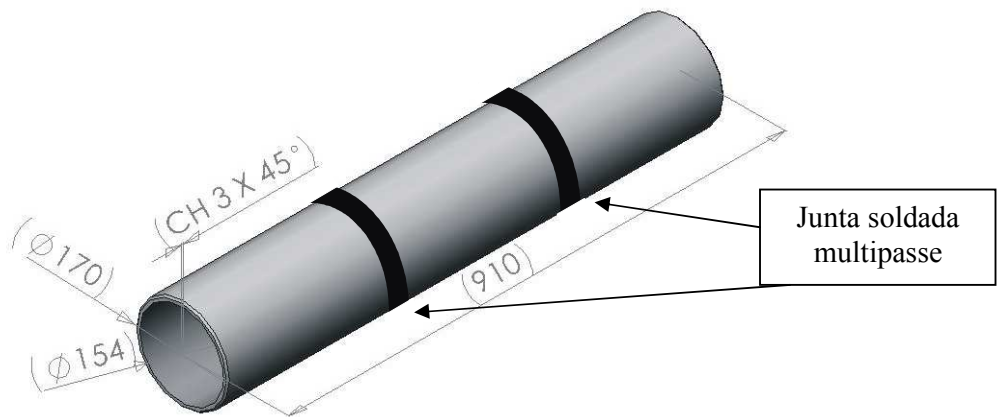


Figura 35 – Representação esquemática do tubo de aço Superduplex UNS S32750

O tubo possui duas uniões soldadas produzidas pela empresa SANDVIK DO BRASIL em sentido transversal, realizados com 300 mm de distância entre os mesmos e a mesma distância em relação às extremidades. A composição química deste aço está apresentada na Tabela 9.

Tabela 9 – Composição química (% massa) da liga em estudo [SANDVIK DO BRASIL].

Tipo	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%C	%Mn	%Si	%P	%S	Bal.
UNS S32750 (SAF 2507)	24,95	6,91	3,79	0,263	0,015	0,43	0,26	0,017	0,001	Fe

As propriedades mecânicas do aço superduplex encontram-se na Tabela 10.

Tabela 10 – Propriedades mecânicas típicas do aço UNS S32750 à temperatura ambiente [SANDVIK DO BRASIL].

Aço	UNS	Estrutura	Limite Resistência MPa	Limite Escoamento MPa	Alongamento (%)	Dureza Vickers (Max)
SAF 2507	S32750	Superduplex	800 - 1000	550	25	290

Com os cordões de solda, já seccionados em direção transversal à direção de laminação do tubo e separados do restante do tubo, foram confeccionados corpos de prova para os ensaios metalográficos de microdureza e tração, conforme será descrito mais adiante.

## 4.2. Soldagem

### a) Ensaios no tubo soldado pela empresa SANDVIK DO BRASIL

Para a realização dos ensaios metalográficos, de microdureza e tração utilizando os cordões de solda já existentes no tubo, o mesmo foi seccionado transversalmente, na região dos cordões, como mostra a Figura 36 b.

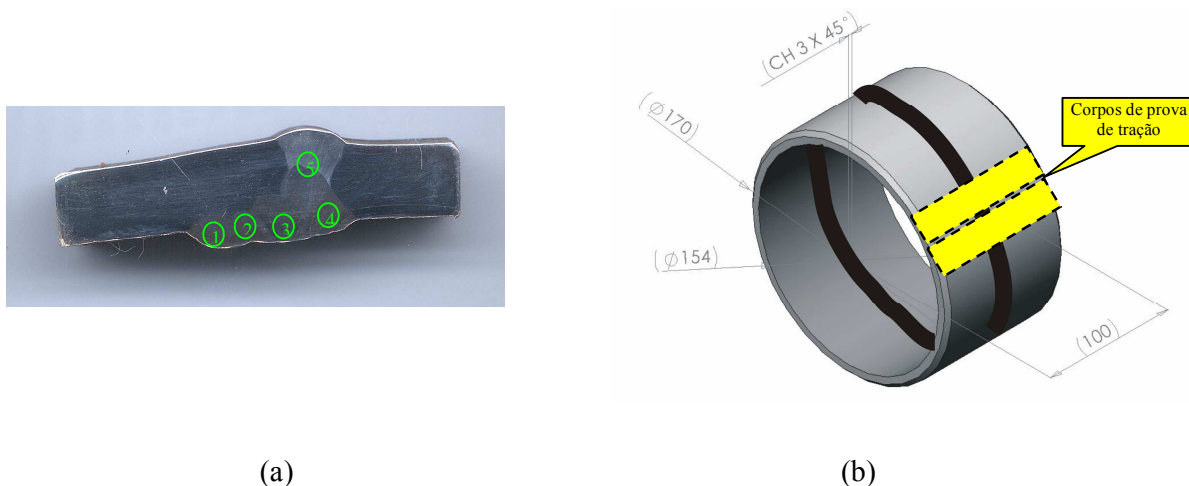


Figura 36 – (a) Junta soldada produzida pela Sandvik do Brasil e (b) representação esquemática do tubo de aço inoxidável Superduplex UNS S32750 mostrando a solda transversal à direção de retirada dos copos de prova para os ensaios de tração

Os cordões de solda foram realizados através do processo TIG, utilizando, como material de adição, arame ER317, cuja composição química encontra-se na Tabela 13. Os cordões foram confeccionados através de 5 passes múltiplos no lado externo do tubo e um passe único no lado interno do mesmo, conforme a Figura 36 a.

A largura máxima ocupada pelo cordão de solda no sentido longitudinal do tubo é 5 mm. O tubo foi solubilizado a 1100 ° C por 30 minutos e imediatamente resfriado em água, após o processo de soldagem [Procedimento da SANDVIK DO BRASIL].

Os dados da soldagem fornecida pela na empresa SANDVIK DO BRASIL estão apresentados na Tabela 11:

Tabela 11 – Parâmetros de soldagem realizada na empresa SANDVIK DO BRASIL.

<b>Parâmetros de Soldagem</b>	<b>Passes nº</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Fluxo de Gás Argônio (l/s)</b>
1	1	160	14	16
2	2	180	16	20
3	3, 4, 5 e 6	140	16-18	22

#### **b) Preparação dos corpos de prova soldados no LABATS – UFPR**

A soldagem do aço UNS S32750 foi realizada pelo processo GTAW [TIG]. A soldagem foi realizada no Laboratório de Soldagem do Departamento de Engenharia Mecânica – LABATS, utilizando, como material de adição, arame ER317, por ter sido o mesmo metal de adição utilizado pela empresa SANDVIK DO BRASIL na soldagem multipasse do tubo. As amostras da parede do tubo foram soldadas com um único passe através de simples deposição. Estas amostras foram produzidas com o objetivo de estudar o efeito da soldagem passe simples, com diferentes aportes térmicos, no aço inoxidável superduplex UNS S32750

Foi utilizado o processo GTAW [TIG] por ser recomendado pelo fabricante do aço (SANDVIK DO BRASIL).

Foram confeccionadas 9 amostras soldadas. Destes, cada conjunto de 3 amostras foi submetido a parâmetros de soldagem diferentes, que serão chamados de parâmetros 1, 2 e 3. Os parâmetros de soldagem foram escolhidos visando submeter o aço a baixa, média e alta energia de soldagem.

#### **4.2.1. Determinação do procedimento e parâmetros de soldagem**

- Parâmetros de soldagem do processo GTAW:
  - o Corrente

- Tensão
  - Fluxo de gás argônio
  - Velocidade de soldagem
- Procedimento
- Substrato sem preaquecimento

A Tabela 12 relaciona os parâmetros de soldagem para os 3 conjuntos de amostras (cada um contendo 3 amostras): Conj. de Amostras 1, Conj. de Amostras 2 e Conj. de Amostras 3.

Tabela 12 – Parâmetros de soldagem para os conjuntos de Amostras 1, 2 e 3.

Parâmetros de Soldagem	Conjunto de Amostras	Aporte Térmico (kJ/mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Fluxo de Gás Argônio (l/s)	Velocidade de Soldagem (cm/min)
1	1	0,8	92	10,4	18	7,2
2	2	1,3	143	12,6	22	8,4
3	3	3,4	283	20,4	22	10,2

#### 4.2.2. Metal de Adição

Foram considerados três tipos de eletrodos austeníticos: AISI 308; AISI 309 e AISI 317. Foi selecionado o eletrodo AISI 317 por ser o mesmo utilizado na soldagem do tubo feita pela empresa SANDVIK DO BRASIL. Na Tabela 13 encontra-se a composição química do eletrodo selecionado.

Tabela 13 – Composição química do metal de adição ER317 [46].

Classificação	%C	%Cr	%Ni	%Mo	%Mn	%Si	%P	%S	%Cu	%Nb
ER317	0,06	18,5- 20,5	13,0- 15,0	3,0- 4,0	1,0- 2,5	0,30- 0,65	0,03	0,03	0,75	0,60

### **4.3. Caracterização microestrutural**

A caracterização microestrutural foi realizada através de microscópio ótico marca OLYMPUS modelo BX51M, com registro fotográfico via computador.

#### **4.3.1. Microscópio ótico**

O objetivo da caracterização microestrutural utilizando microscópio ótico foi documentar as metalografias das zonas fundidas e zona termicamente afetada.

##### **4.3.1.1. Preparação dos corpos de prova para metalografia**

Os corpos de prova foram embutidos com baquelite a quente e preparados para metalografia através de lixamento entre as lixas 220 até 1200. Após, foi realizado o polimento manual com alumina 1 $\mu$ m. Para a revelação das fases pertencentes à microestrutura foi utilizado o reativo de Behara modificado, cuja composição é 20 ml de ácido clorídrico, 80 ml de água destilada e deionizada e 1 g de metabissulfito de potássio; a esta solução em estoque foram adicionados 2 g de bifluoreto de amônio e o ataque pode então ser conduzido durante 20 a 30 segundos de imersão a frio. O ataque foi interrompido com água e a superfície de observação foi seca através da evaporação do álcool etílico absoluto, auxiliado por jato de ar quente.

Para a revelação dos contornos de grão de ferrita e austenita, os contornos de grão entre as fases e a revelação das maclas presentes na fase austenítica, foi realizado o ataque eletrolítico com solução 10% de ácido oxálico. O ataque foi efetuado com uma tensão de 6 Vcc durante 1 minuto sendo então interrompido com água. A superfície das amostras foi seca através da evaporação de álcool etílico absoluto, auxiliado por jato de ar quente.

##### **4.3.1.2 Metalografia quantitativa conforme norma ASTM E -112-96**

A metalografia quantitativa realizada com o auxílio do microscópio ótico foi empregada para avaliar a fração em área de austenita e ferrita e tamanho de grão destes microconstituintes nas

amostras como recebidas, soldadas e tratadas termicamente. O ataque químico utilizado foi a solução de Behara, pois esta permite uma boa diferenciação entre as fases presentes.

Os métodos de teste, segundo a norma ASTM E-112-96, determinam a medida do tamanho de grão médio e incluem o procedimento de comparação, (ou Jeffries) o procedimento planimétrico, e os procedimentos do interseção. Também podem ser aplicados aos materiais não metálicos com as estruturas que têm as aparências similares àquelas das estruturas metálicas mostradas em cartas de comparação. Estes métodos do teste aplicam-se principalmente às estruturas de grão de regiões monofásicas, mas podem ser aplicados para determinar o tamanho médio de um tipo particular de estrutura de grão em uma amostra multifase ou multiconstituinte. São usados a fim de determinar o tamanho de grão médio das amostras com uma distribuição unimodal de áreas do grão, de diâmetros, ou de comprimentos do interseção.

Segundo esta norma, tratam somente da determinação do tamanho de grão planar, isto é, da caracterização das seções bidimensionais da grão reveladas pela secção do plano.

Estes métodos do teste descrevem as técnicas executadas manualmente usando uma série padrão de imagens classificadas em cartas para o método da comparação. Tratam somente dos métodos recomendados no teste e nada neles deve ser interpretado como definindo ou estabelecendo limites de aceitabilidade ou aptidão em relação à finalidade dos materiais testados.

Os valores medidos são indicados nas unidades do SI, que são consideradas como o padrão.

#### **4.4. Ensaio Mecânicos**

Os ensaios realizados para caracterização dos experimentos foram: ensaio de tração e medição de microdureza.

##### **4.4.1. Ensaio de Tração**

Segundo ASTM A370-77, o ensaio de tração consiste de um ensaio mecânico que sujeita um corpo de prova usinado a uma carga suficiente para provocar ruptura.

Segundo SOUZA [44], o ensaio de tração consiste na aplicação de uma carga sobre um corpo sólido, que promove a deformação do material na direção da aplicação desta carga. O ensaio é realizado em corpo de prova de formas e dimensões padronizadas para que os resultados obtidos possam ser comparados. Este corpo de prova é fixado em uma máquina de ensaio que o submete a uma carga uniaxial crescente.

Propriedades mecânicas avaliadas no ensaio de tração:

- Limite de resistência ao escoamento – tensão onde o material apresenta o fenômeno da descontinuidade de escoamento ou quando este perde sua proporcionalidade tensão-deformação (zona de deformação elástica) regida pelo Lei de Hooke, segundo ASTM E6-89.
- Limite de resistência à tração – tensão máxima à qual um material é capaz de sustentar. A resistência à tração é calculada pela carga máxima aplicada em um ensaio de tração, provocando uma transversal do corpo de prova, segundo ASTM E6-89.
- Ductilidade – capacidade do material de se deformar plasticamente antes de fraturar. É usualmente avaliada pelo alongamento ou redução da área do corpo de prova em um ensaio de tração, segundo ASTM E6-89.

Os corpos de prova de tração foram usinados a fim se obter seção reduzida, conforme a norma ASTM E8M-87 – “Standard test methods for tension testing of metallic materials [metric]”.

Os corpos de prova de tração foram confeccionados conforme a Figura 37.

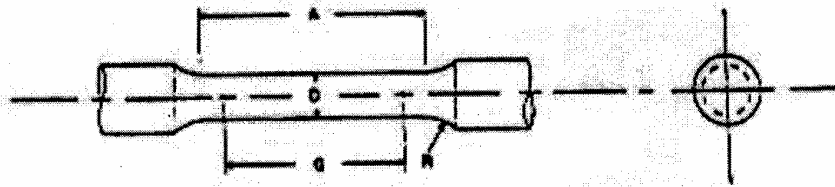


Figura 37 – Esquema da forma do corpo de prova padrão

Fonte: ASTM E8M-87

Segundo a ASTM E8M-87, as dimensões para o corpo de prova padrão do tipo 6 são as seguintes:

$$G = 30,0 \pm 0,1 \text{ mm}$$

$D = 6,0 \pm 0,1 \text{ mm}$

$R = 6,0 \text{ mm}$

$A = 36 \text{ mm}$

A Figura 38 esquematiza como o corpo de prova foi retirado em relação aos cordões de solda da soldagem multipasse existente no tubo.

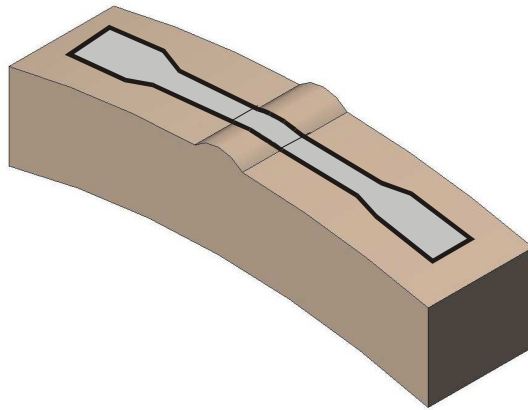


Figura 38 – Representação esquemática da parcela do material do tubo a partir da qual foram confeccionados os corpos de prova de tração

Para a realização dos ensaios, foram preparados 4 corpos de prova de tração do tubo, onde a junta soldada, produzida por soldagem multipasse, existente no mesmo, se encontra no centro da zona útil de teste.

A Figura 39 mostra os corpos de prova para o ensaio de tração.



Figura 39 – Corpos de prova para ensaio de tração

Para o ensaio, será utilizada uma máquina universal de ensaios da marca INSTRON, pertencente ao Laboratório de Caracterização e Ensaio de Materiais - LACEM, da Pontifícia Universidade Católica do Paraná – PUC-PR.

#### 4.4.2. Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado com a escala Vickers, de acordo com a norma ASTM E384-89 “Standard test methods for microhardness of materials” [31]. O objetivo destes ensaios é mapear a variação de dureza desde a região soldada até o metal de base zona termicamente afetada. O equipamento utilizado foi um TUKON TESTER, marca Wilson. A carga aplicada foi de 0,3 kgf.

##### a) Amostras do tubo soldado pela empresa SANDVIK DO BASIL

As medições de dureza foram realizadas entre os passes da soldagem multipasse. Utilizou-se um espaçamento de 0,2 mm entre cada indentação. As regiões das medições entre os passes foram identificadas pelos números de 1 a 5, conforme a Figura 40. Utilizou-se, para a construção do diagrama de dureza, as médias dos resultados.

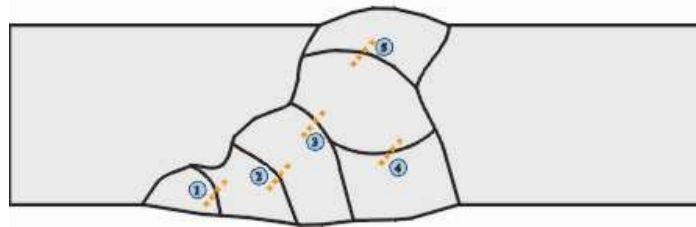


Figura 40 – Representação esquemática dos locais de medição da microdureza nas amostras de aço inoxidável superduplex soldado com os parâmetros SANDVIK

##### b) Amostras produzidas no LABATS – UFPR.

Em cada amostra, em cada condição (aportes térmicos de 0,8; 1,3 e 3,4 kJ/mm), as medições de dureza foram realizadas partindo do centro do cordão de solda, até atingir o metal de base. Da mesma forma, medições de dureza também foram feitas à direita e à esquerda das medições do centro do cordão de solda, da maneira equidistante do mesmo, utilizando-se um espaçamento de 0,2 mm de cada medição, conforme a Figura 41. Utilizaram-se, para a construção do diagrama de dureza, as médias dos resultados.

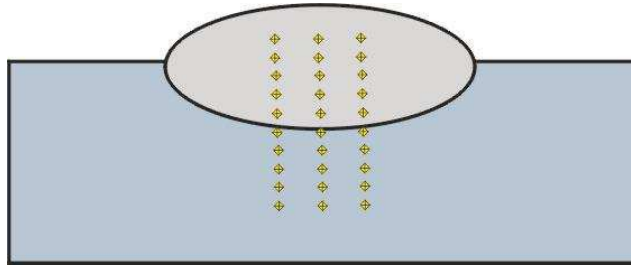


Figura 41 – Representação esquemática do local de medição da microdureza nas amostras de aço inoxidável superduplex submetidas aos aportes térmicos 0,8; 1,3 e 3,4 kJ/mm.

#### 4.5. Ciclagem térmica

O ensaio de ciclagem térmica foi realizado no Laboratório de Materiais e Tratamentos Superficiais – LAMATS - da UFPR em forno marca LINN ELEKTROTHERM. A cada ciclo, 3 conjuntos de duas amostras submetidas aos parâmetros de soldagem 1, 2 e 3 (citados na Tabela 8), e um conjunto de 2 amostras produzidas com a junta soldada já existente no tubo como recebido foram aquecidas de 400 até 750°C, permanecendo nesta temperatura por 1h. Esta faixa de temperaturas foi escolhida considerando que, uma possível aplicação no processo de refino de petróleo, durante seu processamento, pode atingir picos de temperatura de até 750°C. As temperaturas usuais de operação devem variar entre 550 e 600°C. As amostras foram submetidas a um resfriamento lento (resfriamento ao forno) até a temperatura de 400°C.

Após o primeiro ciclo, que pode ser observado na Figura 42, foi retirada do forno uma amostra de cada conjunto de duas que foram soldadas com os aportes térmicos 0,8 kJ/mm; 1,3 Kj/mm e 3,4 kJ/mm. Também foi retirada do forno, com apenas um ciclo, uma amostra da junta soldada já existente no tubo como recebido. Estas sofreram resfriamento lento (em forno) até atingirem a temperatura ambiente.

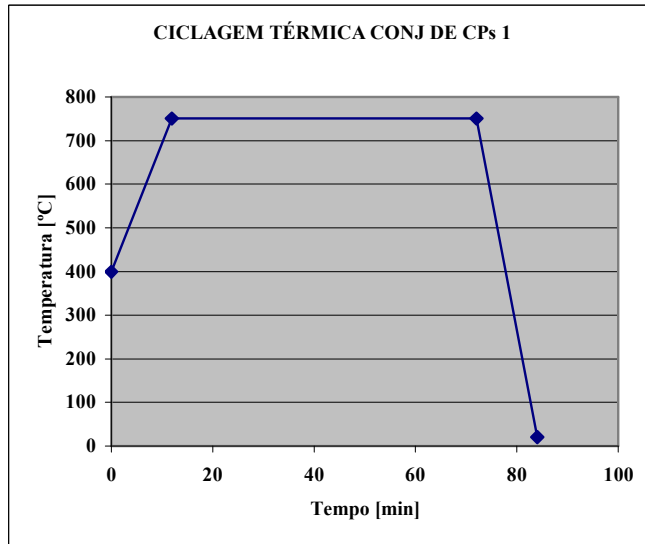


Figura 42 - Representação de 1 ciclo térmico.

As demais amostras sofreram 5 ciclos térmicos ininterruptos, conforme a Figura 43, e uma amostra de cada conjunto e mais uma amostra da junta soldada já existente no tubo não passaram por nenhum ciclo térmico e permaneceram no estado de como soldadas, conforme a Tabela 14.

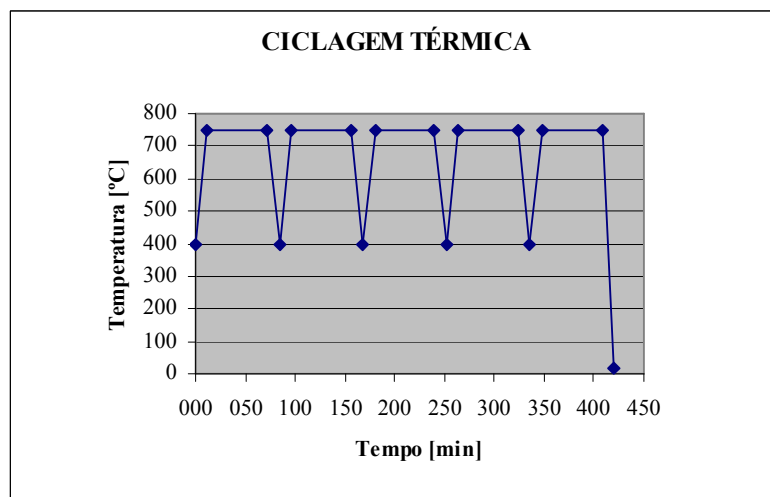


Tabela 14 – Representação do número de amostras submetidas e não submetidas a ciclos térmicos

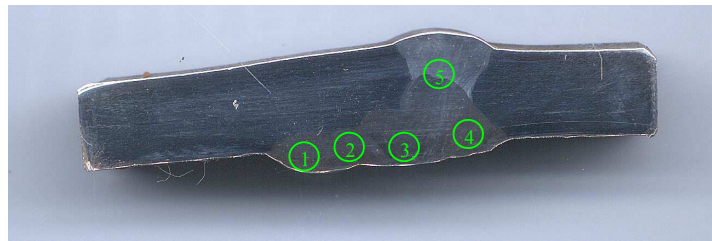
<b>Número de ciclos térmicos entre 400 e 750°C</b>	<b>Aporte térmico = 0,8 kJ/mm</b>	<b>Aporte térmico = 1,3 kJ/mm</b>	<b>Aporte térmico = 3,4 kJ/mm</b>	<b>Parâmetros de soldagem</b>
<b>1</b>	1 amostra	1 amostra	1 amostra	1 amostra
<b>5</b>	1 amostra	1 amostra	1 amostra	1 amostra
<b>Nenhum</b>	1 amostra	1 amostra	1 amostra	1 amostra

O objetivo da ciclagem térmica é verificar o comportamento das uniões soldadas simulando condições de serviço, principalmente com relação à formação das fases  $\chi$  e  $\alpha'$ .

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo é composto por 2 partes: Ensaio mecânico e caracterização análise das microestruturas com e sem ciclagem térmica.

Macroestruturas dos corpos de prova soldados pela empresa Sandvik do Brasil, e os produzidos no Laboratório de Aspersão Térmica e Soldagem – LABATS da Universidade Federal do Paraná, são observados na Figura 44:



(a)



(b)

Figura 44 – Amostra soldada pela empresa Sandvik do Brasil (a) e amostra produzida no Laboratório de Aspersão Térmica e Soldagem – LABATS – UFPR (b).

### 5.1. Ensaio Mecânico

#### 5.1.1. Ensaio de Tração

Os resultados dos ensaios de tração foram obtidos a partir de ensaios realizados em corpos de prova retirados na direção longitudinal do tubo e transversal à solda multipasse, na condição de recebimento. A junta soldada se encontra no centro da zona útil de teste.

Observa-se, na Tabela 15, os resultados obtidos nos ensaios de tração em 4 corpos de prova:

Tabela 15 – Valores de propriedades mecânicas obtidas em ensaio de tração em corpos de prova soldados de UNS S32750.

Corpo de prova	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Observação
1	581	155	45	Rompeu no Metal Base
2	590	193	57	Rompeu no Metal Base
3	617	152	54	Rompeu no Metal Base
4	589	192	56	Rompeu no Metal Base
<b>Propriedades mecânicas típicas do Metal de Base</b>	800 - 1000	550	25	-

#### *Propriedades mecânicas da junta soldada – Tração*

Os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova soldados, conforme a Figura 39. Os resultados são mostrados na Figura 48.

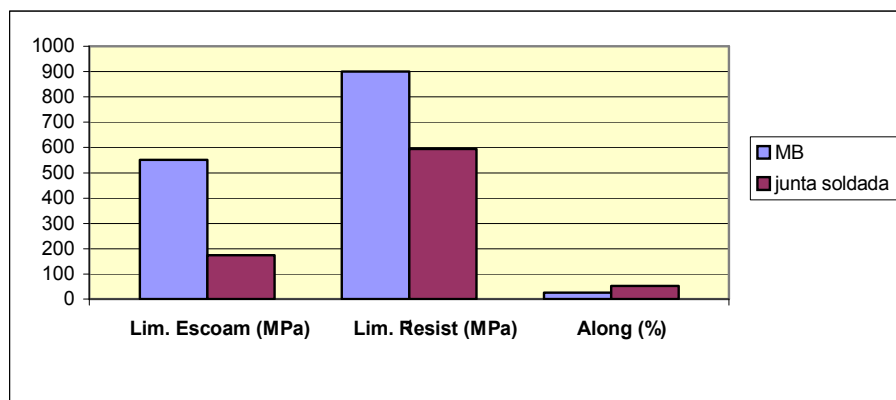


Figura 48 – Propriedades mecânicas da junta soldada em comparação com o metal de base.

Comparando-se os resultados apresentados, pode-se notar uma redução nas propriedades mecânicas da junta soldada em relação ao metal de base. Porém, ao analisarem-se os corpos de prova, notou-se que estes romperam em regiões distantes da junta soldada. Este fato indica que o procedimento de soldagem adotado pela empresa Sandvick do Brasil foi correto e que tanto a zona fundida e principalmente a zona termicamente afetada não foram afetadas pelos ciclos térmicos de soldagem.

Entretanto, temos que o limite de resistência à tração é influenciado pelo encruamento da austenita e, conseqüentemente, pela quantidade de austenita presente, pelo tamanho de grão da zona fundida, pela precipitação na ferrita delta e pelo efeito mecânico de restrição imposto pelo metal de base, que mesmo que na união soldada tiver regiões de menor resistência não fica comprometida a resistência, uma vez que essa área, considerado como conjugado, está sujeito a constrição triaxial pelas camadas vizinhas de maior resistência.

### 5.1.2. Medição da Microdureza

Os ensaios de dureza foram realizados na escala Vickers com o objetivo de detectar possíveis variações de dureza na junta decorrentes do processo de soldagem. Estes ensaios foram realizados com a carga de 0,3 kg em corpos de prova polidos e atacados eletroliticamente com uma solução de ácido oxálico a 10%, conforme as Figuras 49 a 52.

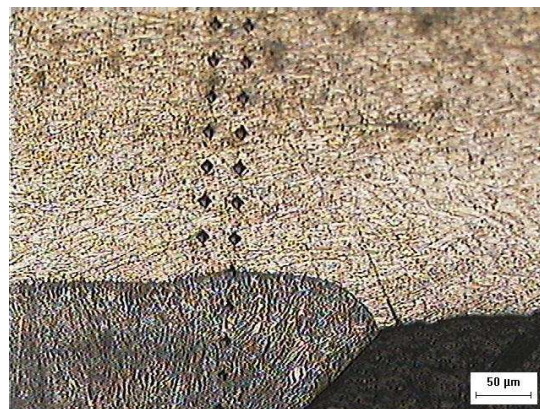


Figura 49 – Indentações do Ensaio Vickers ( $HV_{0,3}$ ) realizado na série de amostras 1. Ampliação 50x

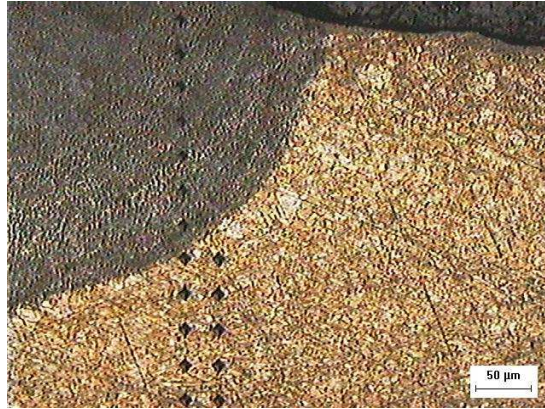


Figura 50 – Indentações do Ensaio Vickers ( $HV_{0,3}$ ) realizado na série de amostras 2.  
Ampliação 50x

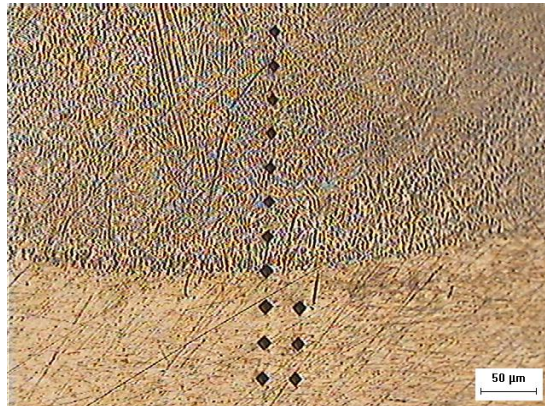


Figura 51 – Indentações do Ensaio Vickers ( $HV_{0,3}$ ) realizado na série de amostras 3.  
Ampliação 50x

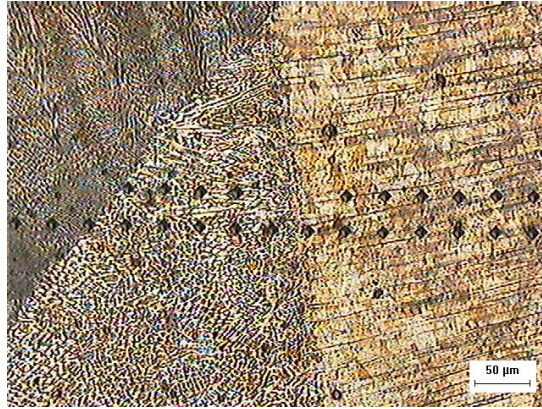


Figura 52 – Indentações do Ensaio Vickers ( $HV_{0,3}$ ) realizado na série de amostras 4. Ampliação 50x

**Conjunto de Amostras nº 1 [aporte térmico 0,8 kJ/mm].**

Na Figura 53 apresentam-se os resultados de medições de microdureza realizadas no conjunto de amostras número 1, nas condições somente como soldada, submetida a um ciclo térmico e submetida a cinco ciclos térmicos.

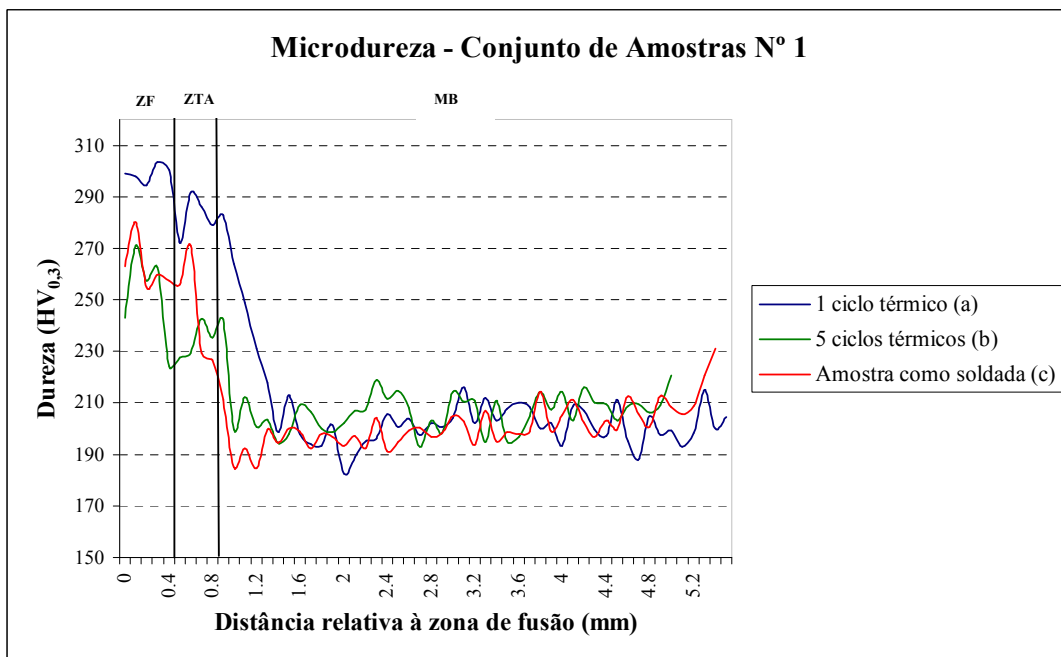


Figura 53 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para amostras soldadas com aporte térmico 0,8kJ/mm

Na figura 53 observa-se que a dureza na zona fundida é aproximadamente igual nas três condições analisadas. O comportamento da dureza na ZTA é variável. A dureza da amostra somente como soldada aumenta quando submetida a 1 ciclo térmico e cai com 5 ciclos térmicos e está fica levemente superior à amostra somente como soldada.

O aumento da dureza após 1 ciclo térmico na ZTA poderia estar relacionado a uma maior precipitação de ferrita delta e quando exposto aos ciclos térmicos estes precipitados coalescem, perdendo o efeito de endurecimento.

#### ***Propriedades mecânicas da junta soldada – Dureza – [Aporte térmico 0,8 kJ/mm]***

Na Figura 53, no gráfico, até 0,4 mm está representada a zona fundida, entre 0,4 e 0,8 mm encontra-se a zona termicamente afetada, sendo que a partir de aproximadamente 0,8 mm está representada a dureza do metal de base. Todas as distâncias medidas em relação à linha de fusão.

A variação da dureza após 1 e 5 ciclos térmicos é maior na ZTA e menor no metal de base. Na ZF, os valores de dureza também variam.

Na amostra como soldada, o perfil de dureza observado na Figura 53 (c) mostra variações nos valores de dureza na diferentes regiões estudadas. No metal de solda, a quantidade de austenita presente é maior que na zona termicamente afetada e no metal da base, pela própria constituição do material de aporte. Analisando-se os valores determinados por microdureza das fases ferrita e austenita presentes no metal de base no estado como recebido, observa-se, na Figura 54, que a austenita é a fase mais dura.

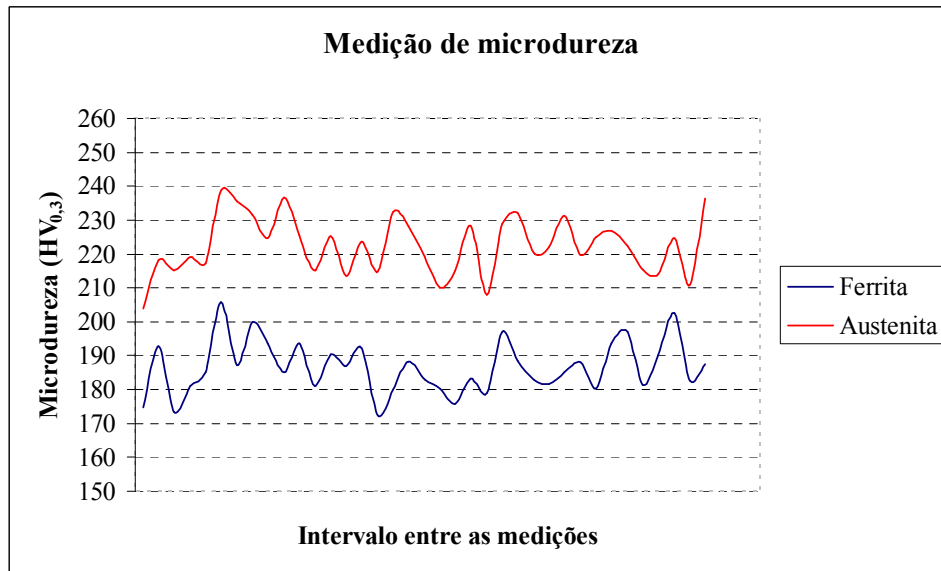


Figura 54 – Comparação entre os valores de microdureza entre as fases ferrita e austenita

**Conjunto de Amostras nº 2 [Aporte Térmico 1,3 kJ/mm]**

Na Figura 55, apresentam-se os resultados de medições de microdureza realizadas no conjunto de amostras número 2, nas condições como soldada, submetida a um ciclo térmico e submetida a cinco ciclos térmicos.

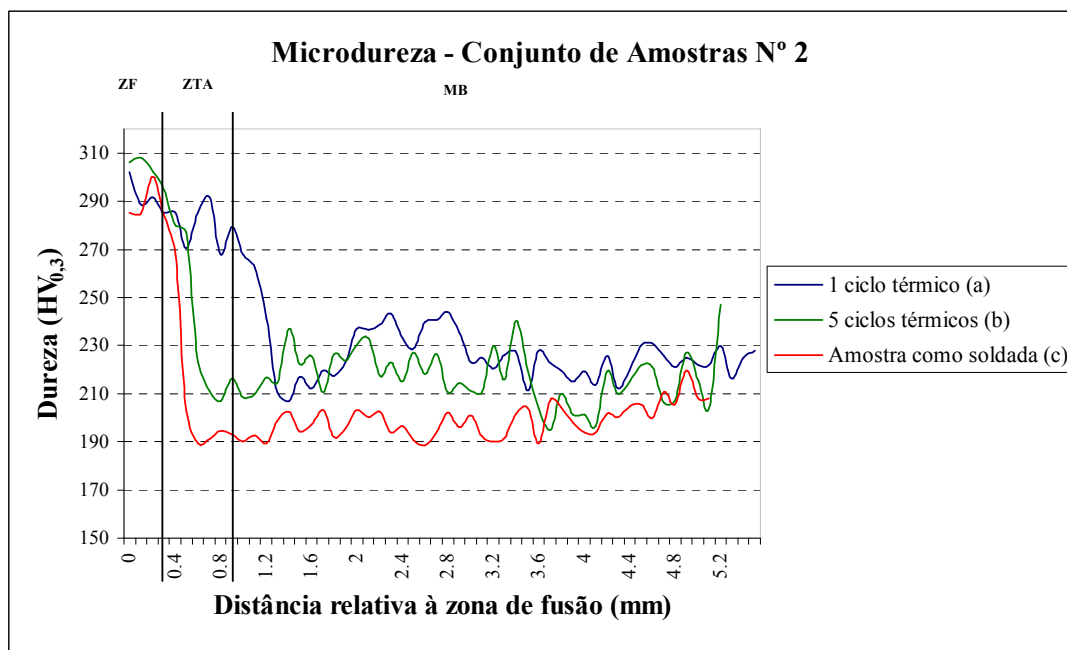


Figura 55 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para amostras soldadas com aporte térmico 1,3 kJ/mm

### *Propriedades mecânicas da junta soldada – Dureza - [Aporte térmico 1,3 kJ/mm]*

Na Figura 55, no gráfico, até 0,4 mm está representada a zona fundida, entre 0,4 e 1,0 mm encontra-se a zona termicamente afetada, sendo que a partir de aproximadamente 1,0 mm está representada a dureza do metal de base. Todas as distâncias medidas em relação à linha de fusão.

O aumento da dureza é observado na ZTA para as amostras submetidas a 1 ciclo em relação àquelas submetidas a 5 ciclos. No metal de base, os valores de dureza praticamente não se alteram com a ciclagem térmica, em relação à condição da amostra como soldada. O aumento do valor da dureza na ZTA das amostras submetidas a 1 ciclo em relação à amostra como soldada pode ser explicado pelo coalescimento dos grãos austeníticos e pela possível formação de carbonetos de cromo [37].

Nas amostras submetidas a cinco ciclos térmicos, há um decréscimo dos valores de dureza ZF e na ZTA em relação às amostras submetidas a apenas um ciclo térmico. Os menores valores de dureza no metal de solda podem ser devido à microestrutura muito refinada da austenita, conforme a Figura 56, provocada pelo aquecimento cíclico.



Figura 56 – Microestrutura do metal de solda da junta soldada submetida a 5 ciclos entre 400 e 750° C e aporte térmico 1,3 kJ/mm

Observa-se ainda que, na amostra como soldada, há variações nos valores de dureza na diferentes regiões estudadas. No metal de solda e na ZTA, os valores de dureza apresentam-se maiores que no metal de base. No metal de solda, a quantidade de austenita presente é maior

que no metal da base, pela própria constituição do material. Na ZTA, o favorecimento da formação de fases intermetálicas, devido ao aporte térmico utilizado nesta condição, pode ter promovido o aumento da dureza nesta região.

**Conjunto de Amostras nº3 [Aporte térmico 3,4 kJ/mm]**

Na Figura 57, apresentam-se os resultados de medições de microdureza realizadas no conjunto de amostras número 3, nas condições como soldada, submetida a um ciclo térmico e submetida a cinco ciclos térmicos.

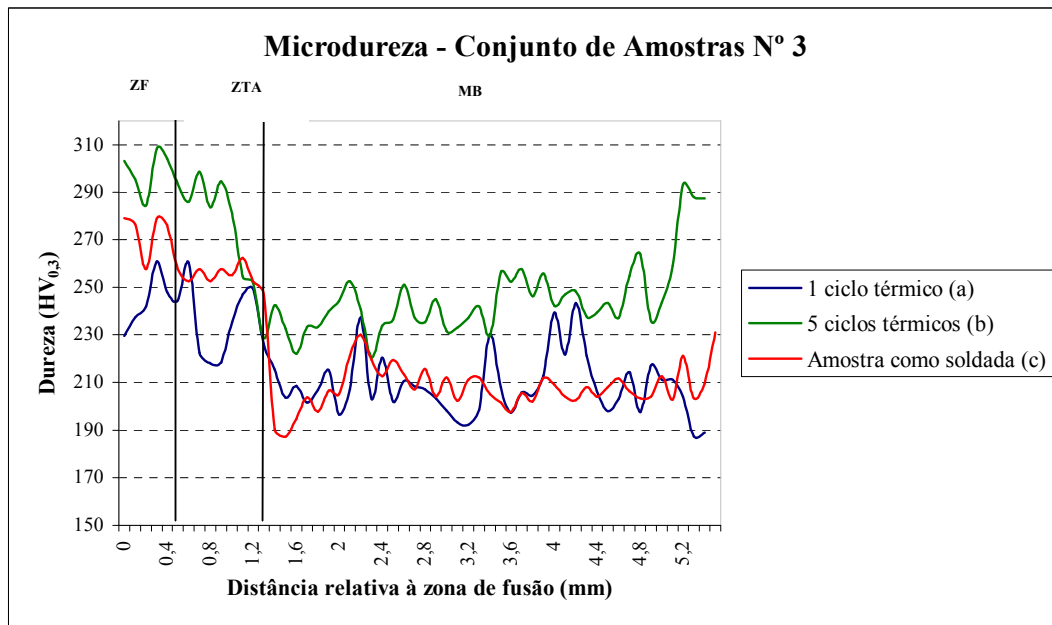


Figura 57 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para amostras soldadas com aporte térmico 3,4 kJ/mm

Na Figura 57, no gráfico, até 0,8 mm está representada a zona fundida, entre 0,8 e 1,2 mm encontra-se a zona termicamente afetada, sendo que a partir de aproximadamente 1,2 mm está representada a dureza do metal de base. Todas as distâncias medidas em relação à linha de fusão.

***Propriedades mecânicas da junta soldada – dureza - [Aporte Térmico 3,4 kJ/mm]***

No conjunto de amostras 3 com aporte térmico de 3,4 kJ/mm, se produz um aumento importante da dureza quando a união soldada foi submetida a 5 ciclos térmicos e cai quando

exposto somente a 1 ciclo térmico, seja na ZF assim como na ZTA, quando comparado à união soldada sem ciclo térmico (amostra como soldada).

O aumento dos valores de dureza na ZF e na ZTA das amostras submetidas a 5 ciclos pode estar relacionada à precipitação de novas fases sigma provocadas pelos múltiplos ciclos térmicos associados ao maior aporte térmico. Sendo que a amostra soldada, quando submetida a somente 1 ciclo térmico, sofre uma pequena perda de dureza, o que poderia ser atribuído ao pequeno aumento de tamanho da ferrita sem chegar a precipitar ferrita delta.

#### **Conjunto de Amostras nº 4 [Parâmetros de soldagem realizada na empresa SANDVICK DO BRASIL]:**

Apresentam-se os resultados de medições de microdureza realizadas na amostra número 4, nas condições como soldada, submetida a um ciclo térmico e submetida a cinco ciclos térmicos. Como a amostra número 4 foi produzida a partir do cordão de solda já existente no tubo de aço inoxidável superduplex UNS S32750, que foi confeccionado a partir de 5 passes múltiplos no lado externo do tubo e um passe simples no lado interno do mesmo, as medições foram feitas de maneira a identificar a influência dos múltiplos passes. O resultado das medições é apresentado individualmente, em cada um dos passes realizados.

Os perfis de microdureza podem ser mais bem compreendidos, considerando que as medições nos múltiplos cordões foram feitas observando-se a numeração existente na Figura 58.

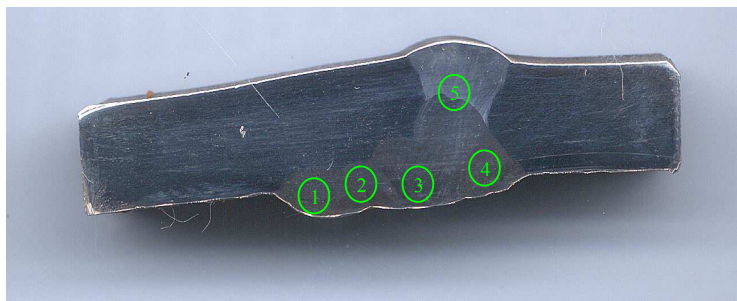


Figura 58 – Localização das medições de dureza dos múltiplos passes.

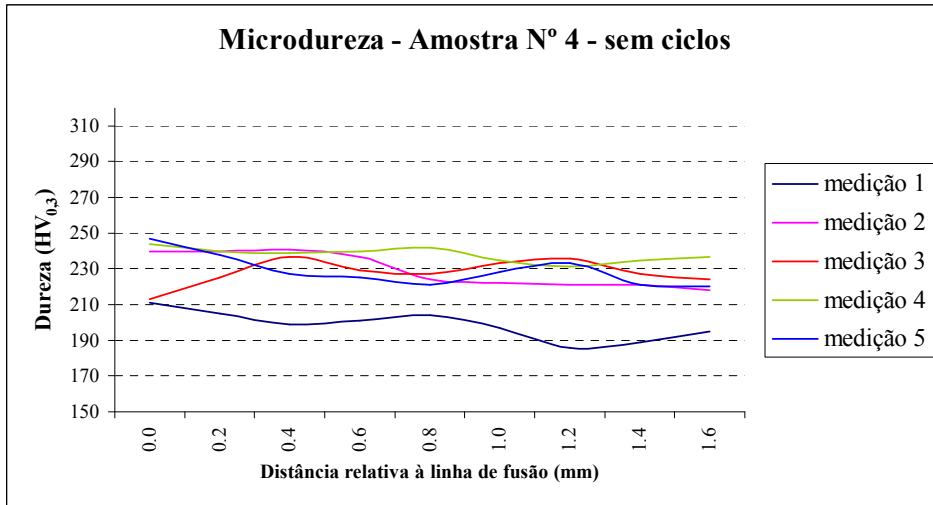


Figura 59 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para junta soldada com os parâmetros Sandvik para amostra não submetida a ciclos térmicos.

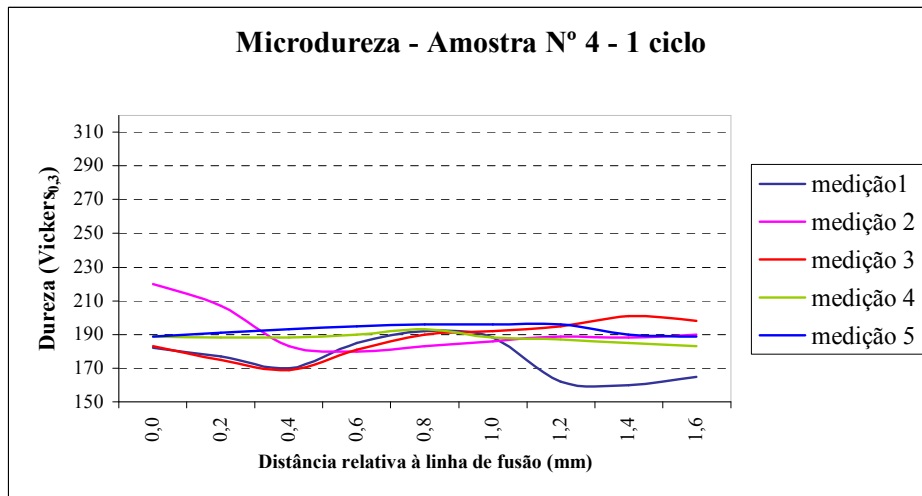


Figura 60 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para junta soldada com os parâmetros Sandvik para amostra submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C.

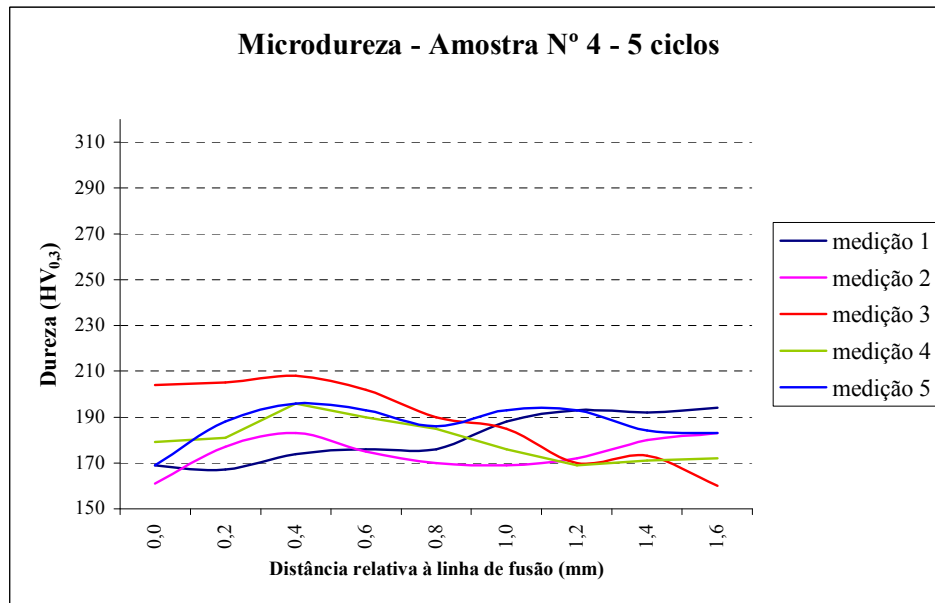


Figura 61 - Variação da dureza em relação à linha de fusão para junta soldada com os parâmetros Sandvik para amostra submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C.

***Propriedades mecânicas da junta soldada - Dureza - [Parâmetros de soldagem realizada na empresa SANDVIK DO BRASIL]***

O objetivo da análise da influência do número de passes é conhecer o efeito dos ciclos térmicos na estrutura de solidificação dos cordões, considerando o efeito da diluição e o tratamento térmico realizado pelo segundo passe sobre o primeiro. Esta é a amostra do tubo como soldada que recebeu uma sobreposição de 5 passes, permitindo com isso possíveis transformações na microestrutura da ZF e da ZTA. Os perfis de dureza são mostrados nas Figuras 59, 60 e 61.

A Figura 59 mostra as medições realizadas na união soldada sem tratamento de ciclagem térmica e observa-se que a dureza é homogênea na faixa de 240 Vickers no passe de raiz e 210 Vickers no enchimento, o que era de se esperar toda vez que o tubo soldado foi submetido a tratamento térmico após soldagem [6]. A Figura 60 mostra os resultados das medições de dureza após 1 ciclo térmico entre 400 °C e 750 °C, observando-se uma queda de dureza de aproximadamente de 50 Vickers. E após 5 ciclos (Figura 61) uma queda de 70 Vickers, para toda a união soldada.

Durante a soldagem multipasse, o efeito dos ciclos térmicos de soldagem pode ser compreendido através da transformação da ferrita em austenita secundária. A energia fornecida para o segundo passe seria suficiente para o restabelecimento do estado de equilíbrio entre as fases. Corresponde a dizer que começa a formar-se austenita a partir da ferrita. Durante esse processo, a ferrita é convertida em austenita secundária, que não possui o mesmo teor da austenita inicial, pois não há energia suficiente para ocorrer o processo de difusão [6]. Há uma diferença significativa nos tamanhos de grão da austenita e da austenita secundária na zona fundida e também na quantidade dessas fases. O segundo passe permite o refinamento dos grãos, além de restabelecer o equilíbrio entre a ferrita e austenita presentes. Isto explicaria que no metal de solda e na ZTA os valores apresentam-se praticamente uniformes nas três condições estudadas. Deve-se, também, levar em consideração, em relação aos resultados que o tubo, já soldado pela empresa SANDIVK DO BRASIL, foi solubilizado a 1100°C por 30 minutos e resfriado em água.

## 5.2. Caracterização Microestrutural

### a) Metal de Base

A proporção em área de ferrita e austenita e o tamanho dos grãos no metal de base sem submissão a ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos são apresentados na Tabela 16.

Tabela 16 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria no metal de base do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C.

<b>METAL BASE UNS S32750</b>	<b>Sem ciclos térmicos</b>	<b>1 ciclo térmico</b>	<b>5 ciclos térmicos</b>
<b>Porcentagem em área</b>	36% ferrita 64% austenita	55% ferrita 45% austenita	34% ferrita 66% austenita
<b>Granulometria</b>	austenita 1,6 ferrita 3,1	austenita 1,3 ferrita 3,3	austenita 2,8 ferrita 5,0

Segundo a Tabela 16, pode-se deduzir que, de acordo com a norma ASTM-E112, analisando o metal de base inoxidável superduplex UNS S32750 sem submissão a ciclos térmicos entre 400 e 750° C, tem-se 36% de ferrita e 64% de austenita em área, sendo que o tamanho de grão da austenita (1,6) é maior que o da ferrita (3,1). Após 1 ciclo térmico, a quantidade em área de ferrita aumenta (56%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos, enquanto a quantidade em área de austenita diminui (44%) em relação à amostra não submetida a ciclos

térmicos. O grão austenítico aumenta de tamanho levemente (1,3) e o grão ferrítico fica levemente menor (3,3). Quando a amostra é submetida a 5 ciclos térmicos, o grão austenítico diminui de tamanho (2,8), bem como o grão ferrítico (5,0) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. A proporção em área de ferrita e austenita da amostra submetida a 5 ciclos térmicos praticamente não apresenta variações em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos.

Os aços com alto teor de cromo, como o aço superduplex UNS S32750 utilizado neste trabalho (24,95% Cr) têm uma tendência à formação de fase Sigma e Epsilon a temperaturas entre 600 e 800° C, o que representa diminuição de resistência à corrosão e perda de propriedades mecânicas [16][37]. As temperaturas de formação destas fases nos aço inoxidáveis ricos em Cromo, como é o caso do aço utilizado neste trabalho, são mais baixas do que para a formação das mesmas fases no aço duplex [22]. Por este motivo, uma possível formação destas fases pode ter influenciado nos resultados dos teores de ferrita e austenita observado na Tabela 16, na situação em que o metal de base foi submetido a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C. A análise quantitativa de imagens somente pode detectar regiões claras e escuras na amostra analisada. Pela microscopia ótica, as regiões claras devem evidenciar os grãos austeníticos e as regiões escuras devem evidenciar os grãos ferríticos. Porém, no analisador de imagens, as regiões escuras (em vermelho, na imagem do analisador) podem estar evidenciando, além dos grãos ferríticos, também as formações de Sigma, que surgem nas interfaces ferrita/ferrita ou ferrita/austenita e têm composição química e formação semelhantes à da ferrita [6]. A formação de fase Epsilon (rica em cromo) também pode estar sendo relacionadas à formação de ferrita na proporção mostrada através do analisador de imagens. Devido à isso, pelo resultado do analisador de imagens, a proporção em área de ferrita aumentou de 36% (metal de base sem ciclos térmico) para 55% (metal de base com 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C).

Quando as amostras do aço UNS S32750 são submetidas a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C, sofrem, conseqüentemente, 5 ciclos de resfriamento lento em atmosfera controlada. Estes ciclos de aquecimento e resfriamento podem restabelecer os teores de ferrita e austenita, conforme foi observado na Tabela 16. Neste caso, é possível a ocorrência de uma possível recristalização e refino da microestrutura porque o tamanho dos grãos de austenita e ferrita diminuiu em relação à amostra sem ciclagem térmica e à amostra submetida a 1 ciclo térmico.

Nas Figuras 62, 63 e 64 pode-se observar a microestrutura do metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida do aço UNS S32750 soldado com aporte térmico de 0,8 kJ/mm, sem submissão a ciclos térmicos, submetido a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C e submetido a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C.

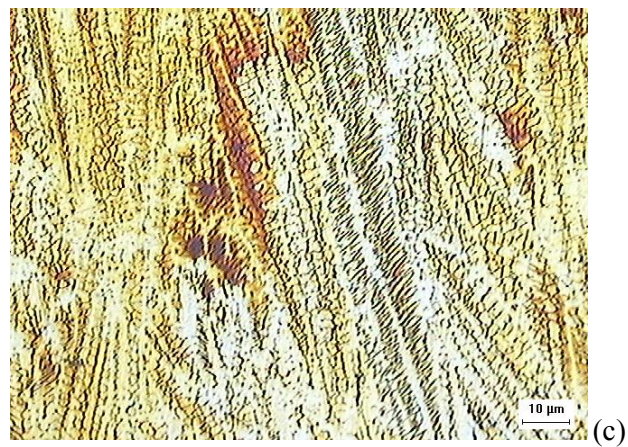
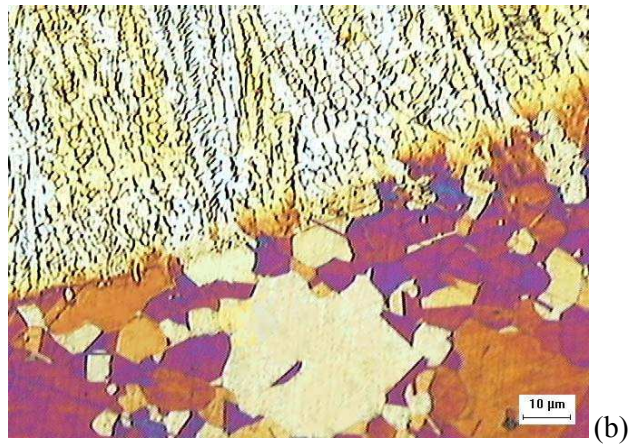
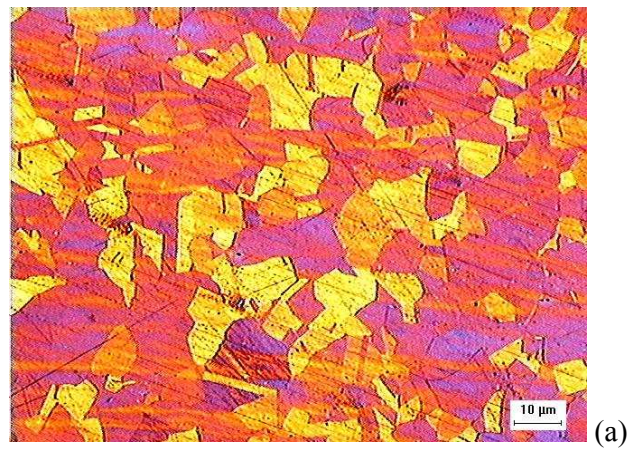


Figura 62 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 1[0,8 kJ/mm], sem submissão a ciclos térmicos.  
(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x).

Ataque: Behara II

Na Figura 62b pode-se observar a estrutura de solidificação, linha de fusão e zona termicamente afetada (ZTA). Na ZTA pode-se observar que houve crescimento de grão de grãos austeníticos próximo à linha de fusão.

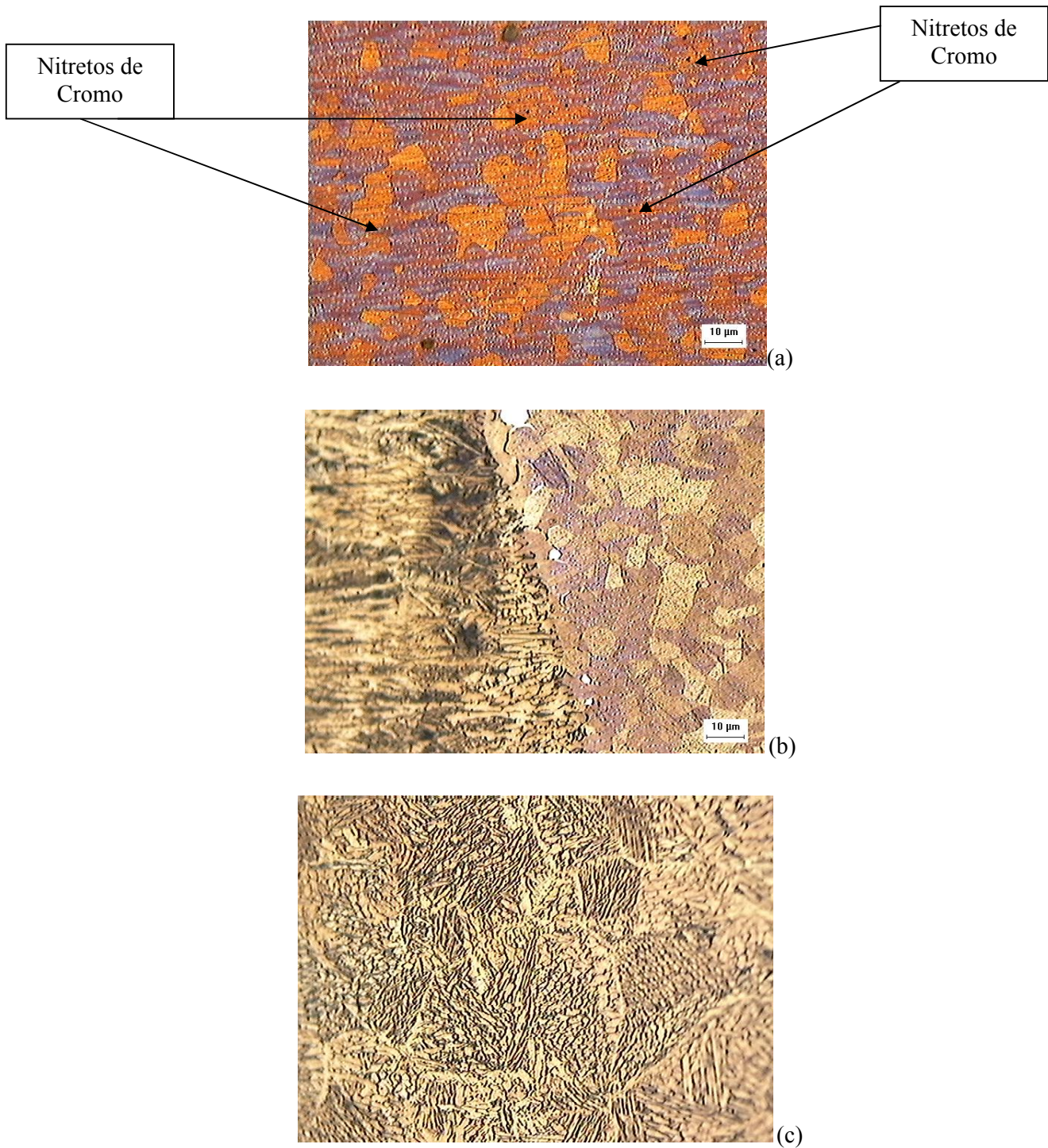


Figura 63 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 1[0,8 kJ/mm], submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C.

(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

Após os 5 ciclos térmicos (Figura 63c), observa-se que é restabelecido o equilíbrio entre a austenita e ferrita, pelo coalescimento dos grãos ferríticos. Este comportamento vai ao

encontro dos resultados de dureza. Observou-se uma queda da dureza após os 5 ciclos térmicos até valores próximos aos obtidos no material somente como soldado. A submissão a 1 ciclo térmico provocou o aparecimento de nitretos de cromo (pontos pretos) no metal de base, principalmente precipitados sobre os grãos austeníticos, conforme se pode verificar através da Figura 63a. Este fenômeno ocorre também em aços duplex após soldagem com aporte térmico de aproximadamente 1,0 kJ/mm [6].

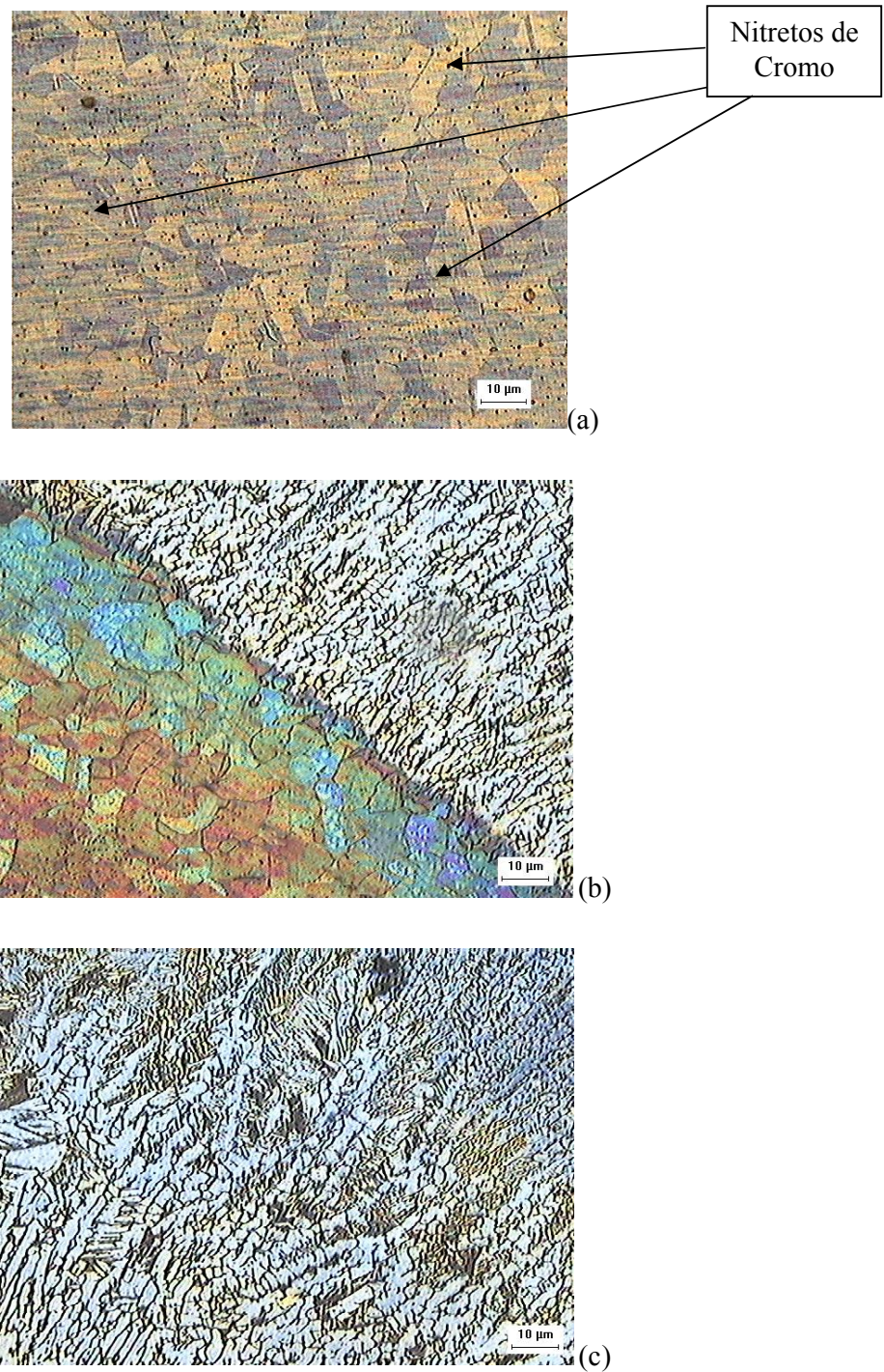


Figura 64 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 1[0,8 kJ/mm], submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C.

(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

A proporção em área de ferrita e austenita e o tamanho dos grãos na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com aporte térmico 0,8 kJ/mm, sem submissão e ciclos

térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C são apresentados na Tabela 17.

Tabela 17 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com aporte térmico 0,8 kJ/mm, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C e metal de base não submetido a ciclos térmicos.

<b>ZTA – aporte térmico 0,8 kJ/mm</b>	<b>METAL DE BASE UNS S32750 Sem ciclos térmicos</b>	<b>Amostra soldada - sem ciclos térmicos</b>	<b>Amostra soldada - 1 ciclo térmico</b>	<b>Amostra soldada - 5 ciclos térmicos</b>
<b>Porcentagem em área</b>	36% ferrita 64% austenita	80% ferrita 20% austenita	27% ferrita 73% austenita	46% ferrita 54% austenita
<b>Granulometria</b>	austenita 1,6 ferrita 3,1	austenita 6,7 ferrita 2,4	austenita 1,2 ferrita 3,9	austenita 4,3 ferrita 4,8

Segundo a Tabela 17, pode-se deduzir que, de acordo com a norma ASTM-E112, analisando a ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S32750 soldado com aporte térmico de 0,8 kJ/mm, sem submissão a ciclos térmicos entre 400 e 750° C, tem-se 80% de ferrita e 20% de austenita em área, sendo que o tamanho de grão da austenita (6,7) é menor que o da ferrita (2,4). Após 1 ciclo térmico, a quantidade em área de ferrita diminui (27%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos, enquanto a quantidade em área de austenita aumenta (73%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. O grão austenítico aumenta de tamanho consideravelmente (1,2) e o grão ferrítico fica menor (3,9), em relação à amostra não submetida a ciclo térmico. Quando a amostra é submetida a 5 ciclos térmicos, o grão austenítico aumenta de tamanho (4,3), e o grão ferrítico diminui (4,8) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. Na amostra submetida a 5 ciclos térmicos, a proporção em área de ferrita diminui (46%) e a de austenita aumenta (54%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos.

Através da observação do diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex (Figura 30), pode-se observar que para um aço com aproximadamente 25% de cromo, como é o caso do aço UNS S32750, o aquecimento produzido por um aporte térmico de 0,8 kJ/mm pode promover na ZTA um aumento do teor de ferrita ( $\delta$ ) (36% de ferrita no metal de base para 80% na ZTA) para a amostra não submetida a ciclos térmicos, devido à velocidade de resfriamento,

provavelmente rápida, que pode ter promovido uma maior quantidade de ferrita à temperatura ambiente [37].

Como observado na Tabela 17, o tamanho de grão ferrítico na ZTA (2,4) aumentou em relação ao tamanho de grão ferrítico no MB (3,1) para a amostra sem ciclos. O tamanho de grão austenítico na ZTA (6,7) reduz-se bastante em relação ao tamanho de grão austenítico no MB (1,6) para a amostra sem ciclos. Esta mudança acompanhou o aumento da proporção de ferrita e a diminuição da proporção de austenita na ZTA em relação ao MB, o que parece ser coerente.

Quando a amostra de aço superduplex soldada com aporte térmico de 0,8 kJ/mm é submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C, a quantidade de austenita aumenta de 20% na amostra não submetida a ciclos térmicos para 73% na amostra submetida a 1 ciclo. A austenita começa a precipitar no contorno de grão ferrítico [3]. A quantidade de austenita formada é função do tempo e da temperatura. Como a velocidade de resfriamento das amostras foi pequena (em forno) uma maior fração volumétrica de austenita se formou. Consequentemente, o tamanho de grão austenítico aumentou (1,2) em relação ao tamanho de grão austenítico da amostra não submetida a ciclos térmicos (6,7) e o tamanho de grão ferrítico diminuiu (3,9) em relação ao tamanho de grão ferrítico (2,4) da amostra não submetida a ciclos térmicos.

A submissão das amostras soldadas com aporte térmico de 0,8 kJ/mm a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C parece ter o efeito de reconstituir a microestrutura com relação à proporção de ferrita e austenita e do tamanho de grão destes microconstituintes. Cada resfriamento lento promove a precipitação de austenita no contorno de grão ferrítico. O aquecimento a cada ciclo, tende a restabelecer a proporção de ferrita durante os 5 ciclos térmicos. Para um inoxidável com alto teor de cromo (24,95%), como é o caso do superduplex UNS S32750, a temperatura de 400°C é aquela na qual a ferrita ( $\delta$ ) começa a formar-se durante o aquecimento. Como o aquecimento se dará até os 750°C (promovendo precipitação de ferrita) e após haverá o resfriamento lento (promovendo precipitação de austenita), o efeito dos 5 ciclos pode tender ao equilíbrio da microestrutura com relação à fração volumétrica de cada uma das fases (46% de ferrita e 54% de austenita) e tamanho de grão dos microconstituintes (austenita 4,3 e ferrita 4,8).

Nas Figuras 65, 66 e 67 pode-se observar a microestrutura do metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida do aço UNS S32750 soldado com aporte térmico de 1,3 kJ/mm, sem submissão a ciclos térmicos, submetido a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C e submetido a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C.

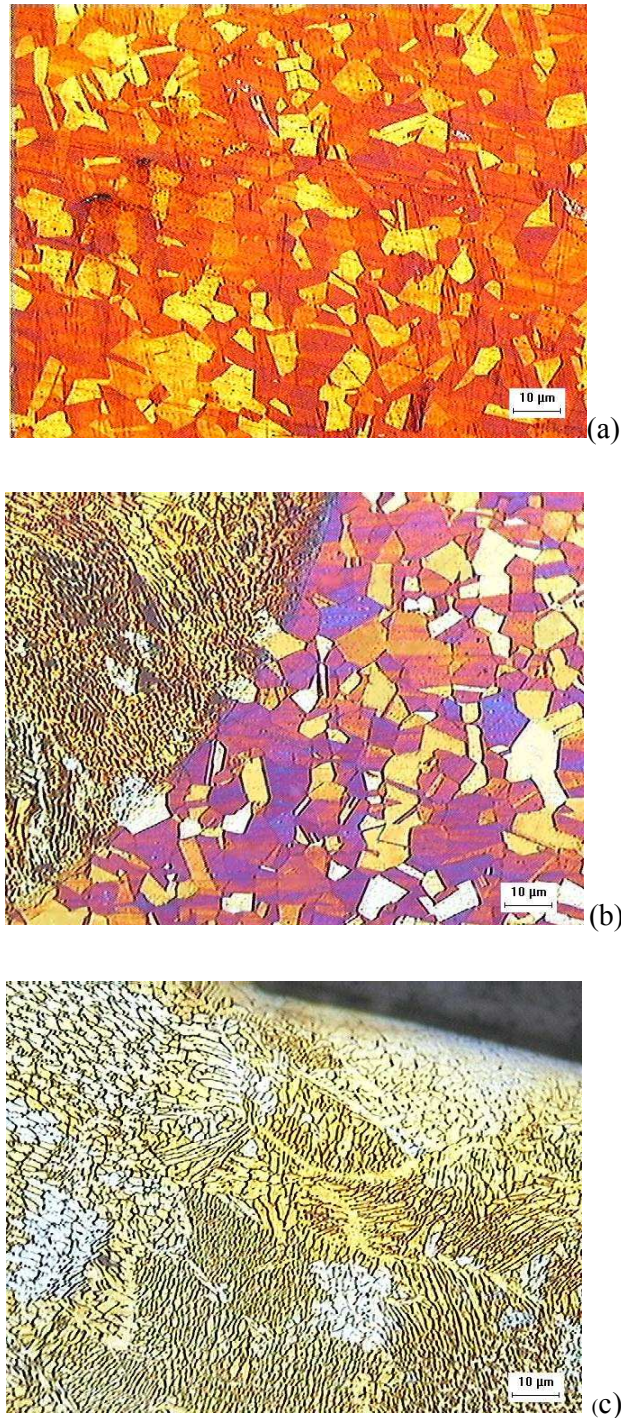


Figura 65 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 2 [1,3 kJ/mm], sem submissão a ciclos térmicos.  
(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) Z (200x).Ataque: Behara II

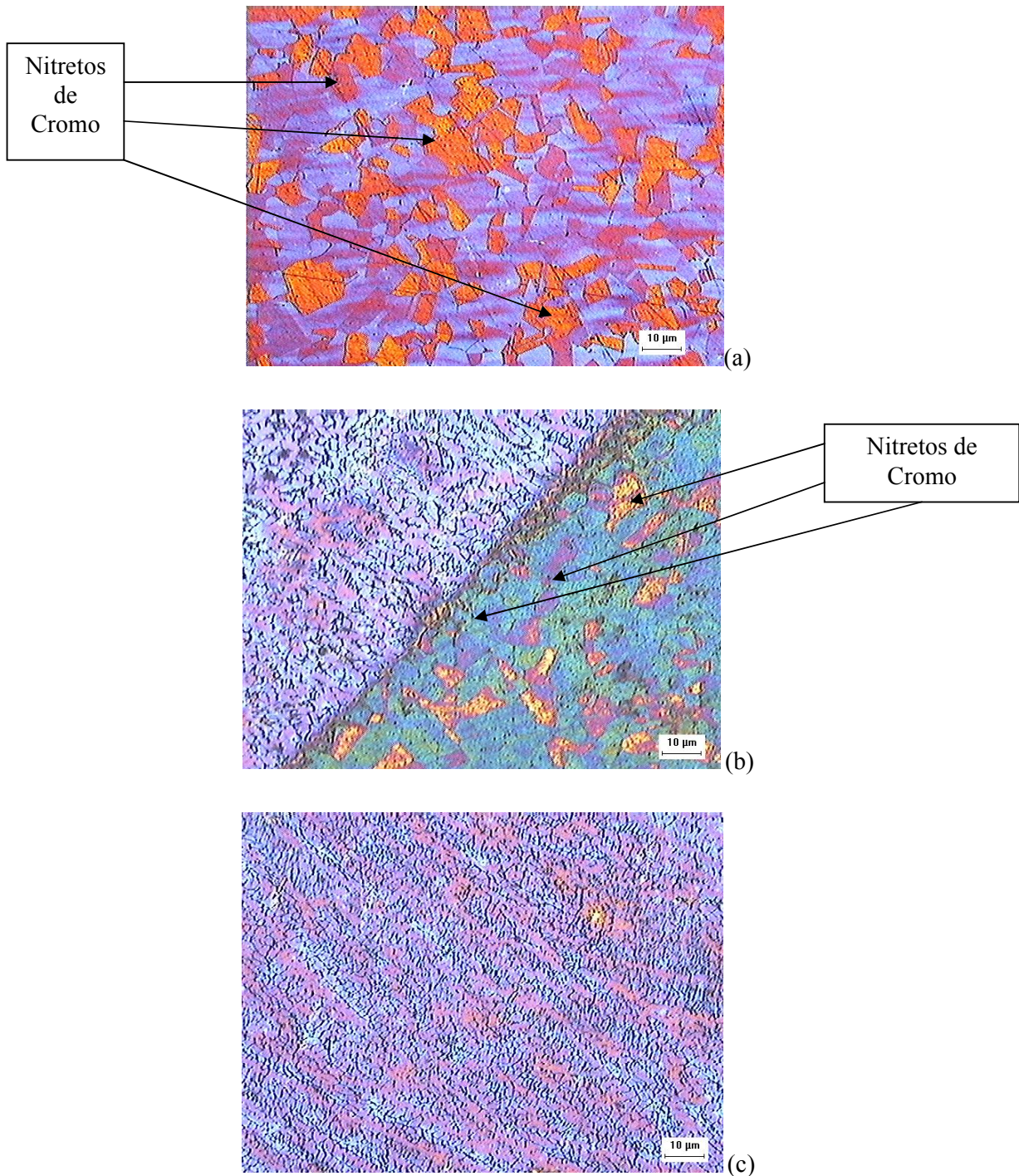


Figura 66 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 2 [1,3 kJ/mm], submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C.

(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) (200x). Ataque: Behara II

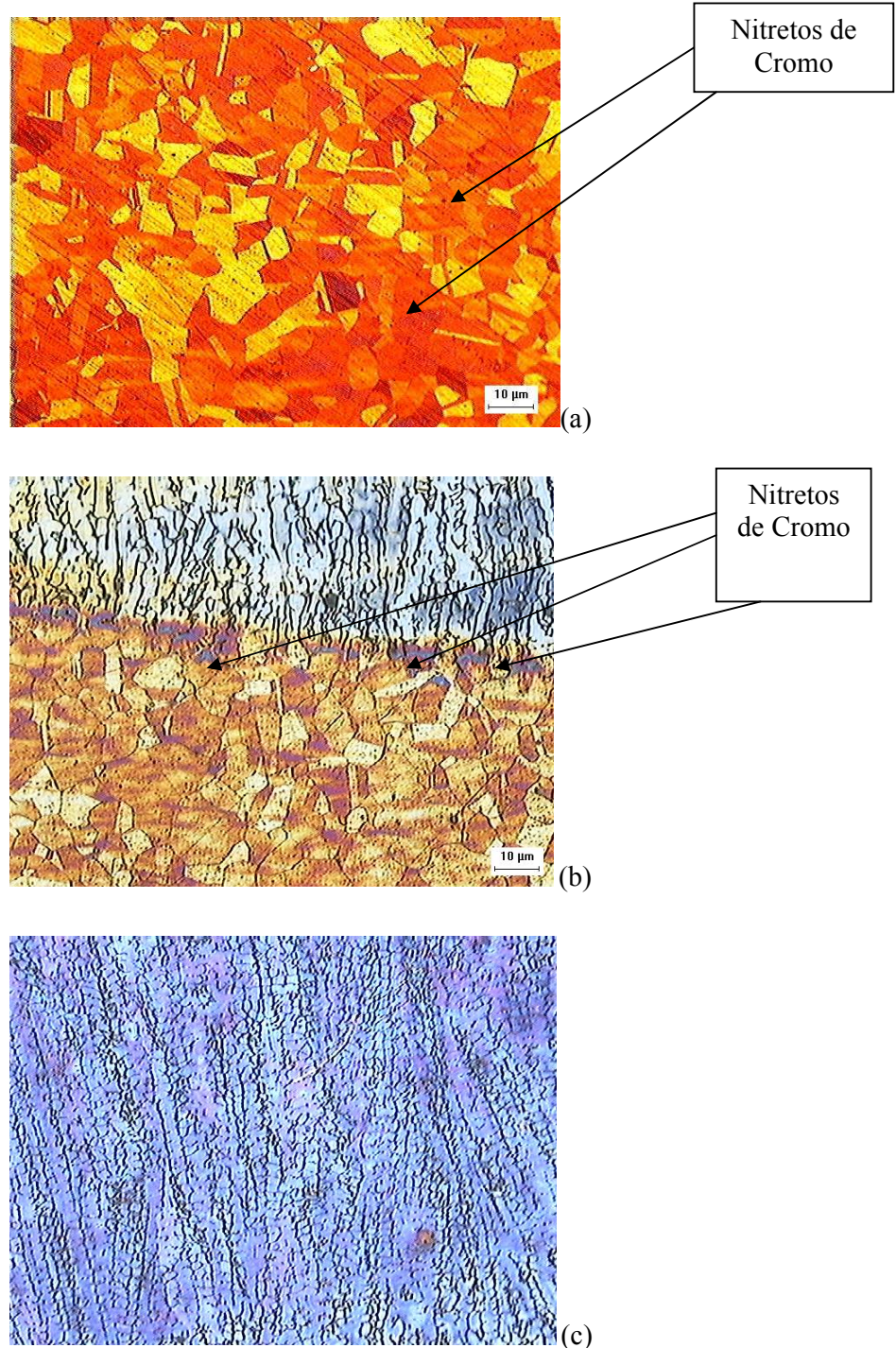


Figura 67 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 2 [1,3 kJ/mm], submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C. (a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

A proporção em área de ferrita e austenita e o tamanho dos grãos na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com aporte térmico 1,3 kJ/mm, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C são apresentados na Tabela 18.

Tabela 18 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com aporte térmico 1,3 kJ/mm, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C e metal de base não submetido a ciclos térmicos.

<b>ZTA – aporte térmico 1,3 kJ/mm</b>	<b>METAL DE BASE UNS S32750 Sem ciclos térmicos</b>	<b>Amostra soldada - sem ciclos térmicos</b>	<b>Amostra soldada - 1 ciclo térmico</b>	<b>Amostra soldada - 5 ciclos térmicos</b>
<b>Porcentagem em área</b>	36% ferrita 64% austenita	81% ferrita 19% austenita	39% ferrita 61% austenita	48% ferrita 52% austenita
<b>Granulometria</b>	austenita 1,6 ferrita 3,1	austenita 5,5 ferrita 1,4	austenita 1,4 ferrita 2,5	austenita 4,1 ferrita 4,3

Segundo a Tabela 18, pode-se concluir que, de acordo com a norma ASTM-E112, analisando a ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S32750 soldado com aporte térmico de 1,3 kJ/mm, sem submissão a ciclos térmicos entre 400 e 750° C, tem-se 81% de ferrita e 19% de austenita em área, sendo que o tamanho de grão da austenita (5,5) é menor que o da ferrita (1,4). Após 1 ciclo térmico, a quantidade em área de ferrita diminui (48%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos, enquanto a quantidade em área de austenita aumenta (52%) em relação à amostra soldada não submetida a ciclos térmicos. O grão austenítico aumenta de tamanho (4,1) e o grão ferrítico fica menor (4,3), em relação à amostra não submetida a ciclo térmico. Quando a amostra é submetida a 5 ciclos térmicos, o grão austenítico aumenta de tamanho (1,4), e o grão ferrítico diminui (2,5) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. Na amostra submetida a 5 ciclos térmicos, a proporção em área de ferrita diminui (39%) e a de austenita aumenta (61%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos.

Através da observação do diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex (Figura 28), pode-se observar que para um aço com aproximadamente 25% de cromo, como é o caso do aço UNS S32750, o aquecimento produzido por um aporte térmico de 1,3 kJ/mm pode promover um aumento do teor de ferrita ( $\delta$ ) na ZTA (36% de ferrita no metal de base para 81% na ZTA)

para amostra não submetida a ciclos térmicos, devido à velocidade de resfriamento, provavelmente rápida, que pode ter promovido uma maior quantidade de ferrita à temperatura ambiente. Considerando-se estas mudanças na microestrutura em relação às mudanças provocadas pelo aporte de 0,8 kJ/mm (80% ferrita), observa-se que a proporção em ferrita para 1,3 kJ/mm é ainda maior (81%), visto que a temperatura de aquecimento também é maior.

O tamanho de grão ferrítico na ZTA (1,4) aumentou em relação ao tamanho de grão ferrítico no MB (3,1) para a amostra sem ciclos. O tamanho de grão austenítico na ZTA (5,5) reduz-se bastante em relação ao tamanho de grão austenítico no MB (1,8) para a amostra sem ciclos. Esta mudança acompanhou o aumento da proporção de ferrita e a diminuição da proporção de austenita na ZTA em relação ao MB, o que parece ser coerente.

Quando a amostra de aço superduplex soldada com aporte térmico de 1,3 kJ/mm é submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C, a quantidade de austenita aumenta de 19% na amostra não submetida a ciclos térmicos para 61% na amostra submetida a 1 ciclo. A austenita começa a precipitar no contorno de grão ferrítico. A quantidade de austenita formada é função do tempo e da temperatura [3]. Como a velocidade de resfriamento das amostras foi pequena (em forno) uma maior fração volumétrica de austenita se formou. Consequentemente, o tamanho de grão austenítico aumentou (1,4) em relação ao tamanho de grão austenítico da amostra não submetida a ciclos térmicos (5,5) e o tamanho de grão ferrítico diminuiu (2,5) em relação ao tamanho de grão ferrítico (1,4) da amostra não submetida a ciclos térmicos.

A submissão das amostras soldadas com aporte térmico de 1,3 kJ/mm a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C parece ter o efeito de reconstituir a microestrutura com relação à proporção de ferrita e austenita e do tamanho de grão destes microconstituintes. Cada resfriamento lento promove a precipitação de austenita no contorno de grão ferrítico. O aquecimento a cada ciclo, tende a restabelecer a proporção de ferrita durante os 5 ciclos térmicos. Para um inoxidável com alto teor de cromo (24,95%), como é o caso do superduplex UNS S32750, a temperatura de 400°C é aquela na qual a ferrita ( $\delta$ ) começa a formar-se durante o aquecimento. Como o aquecimento se dará até os 750°C (promovendo precipitação de ferrita) e após haverá o resfriamento lento (promovendo precipitação de austenita), o efeito dos 5 ciclos pode ser o equilíbrio da microestrutura com relação à fração volumétrica de cada uma

das fases (48% de ferrita e 52% de austenita) e tamanho de grão dos microconstituintes (austenita 4,1 e ferrita 4,3).

Nas amostras soldadas com os parâmetros de soldagem 2 [1,3 kJ/mm] pode-se comentar a respeito das microestruturas mostradas que, ao observar a Figura 66a, nota-se a presença de precipitados de nitretos de cromo no interior dos grãos austeníticos e observa-se também um leve crescimento dos grãos ferríticos. Após os 5 ciclos térmicos (Figura 67a) observa-se uma concentração dos nitretos de cromo (pontos pretos de maior tamanho) nos grãos ferríticos. Na ZTA, observa-se leve precipitação de nitretos após 1 ciclo térmico e em maior quantidade após 5 ciclos térmicos.

Nas Figuras 68, 69 e 70 pode-se observar a microestrutura do metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida do aço UNS S32750 soldado com aporte térmico de 3,4 kJ/mm, sem submissão a ciclos térmicos, submetido a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C e submetido a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C.

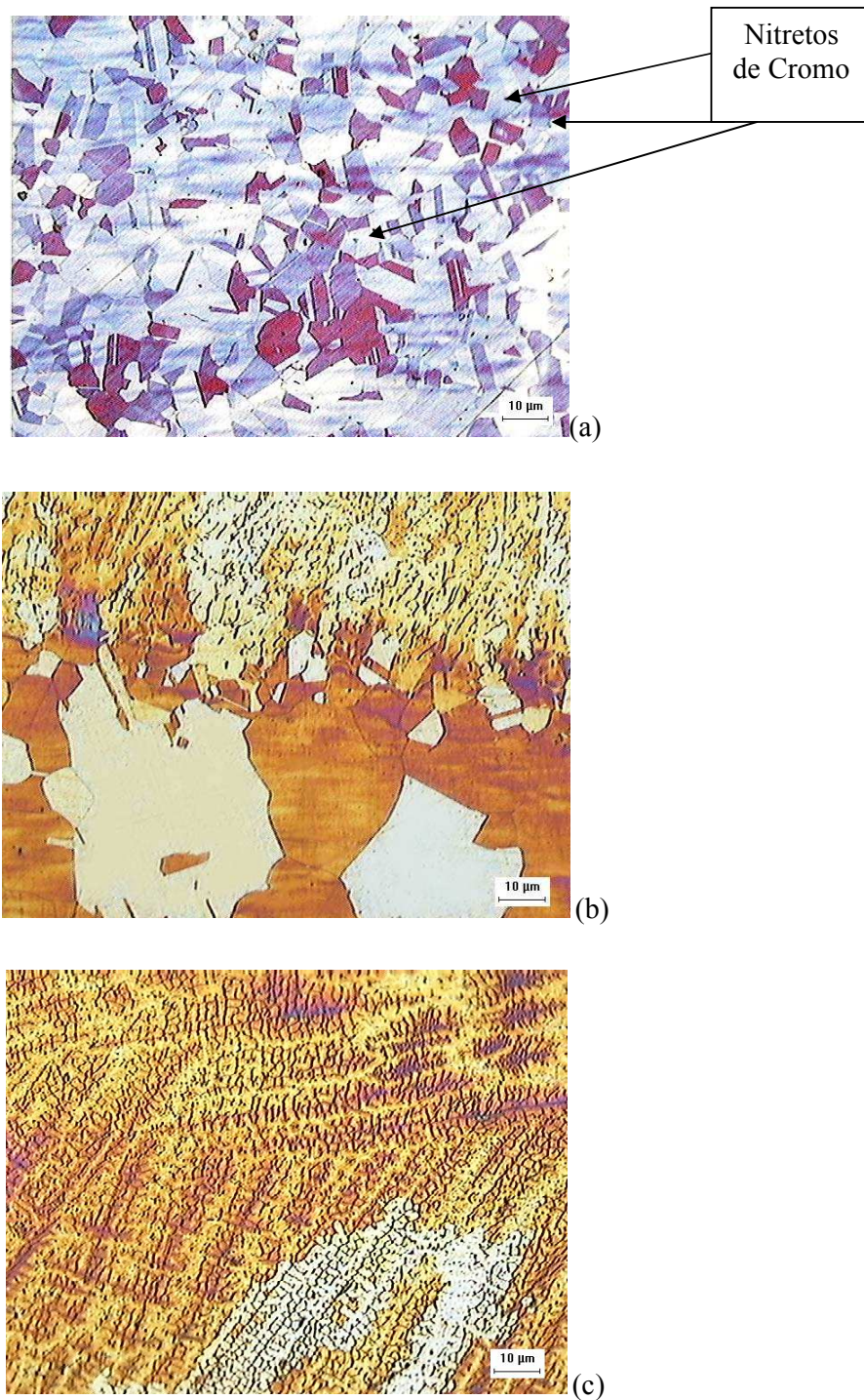


Figura 68 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 3 [3,4 kJ/mm], sem submissão a ciclos térmicos.  
(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

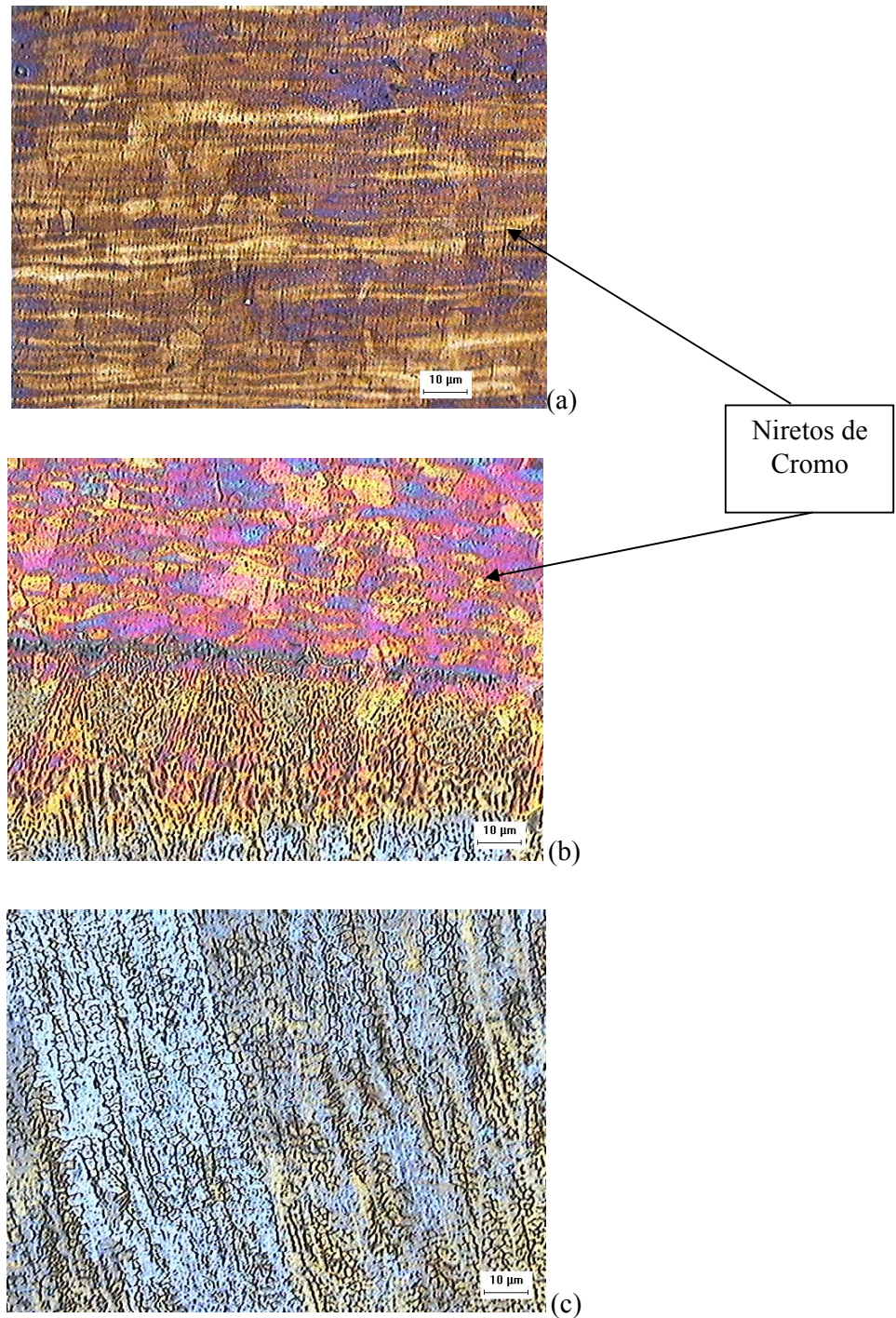


Figura 69 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 3 [3,4 kJ/mm], submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C.  
(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x).Ataque: Behara II

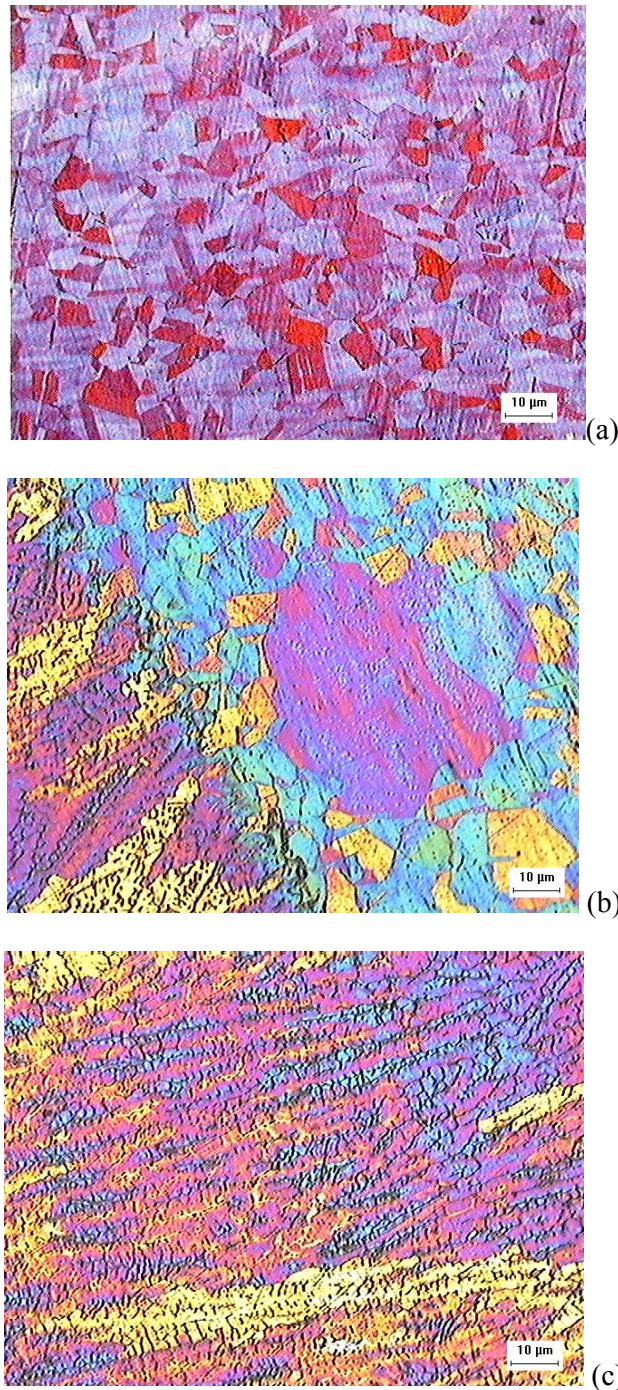


Figura 70 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 3 [3,4 kJ/mm], submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C. (a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

A proporção em área de ferrita e austenita e o tamanho dos grãos na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com aporte térmico 3,4 kJ/mm, sem submissão e ciclos

térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C são apresentados na Tabela 19.

Tabela 19 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com aporte térmico 3,4 kJ/mm, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C e metal de base não submetido a ciclos térmicos.

<b>ZTA – aporte térmico 3,4 kJ/mm</b>	<b>METAL DE BASE UNS S32750 Sem ciclos térmicos</b>	<b>Amostra soldada - sem ciclos térmicos</b>	<b>Amostra soldada - 1 ciclo térmico</b>	<b>Amostra soldada - 5 ciclos térmicos</b>
<b>Porcentagem em área</b>	36% ferrita 64% austenita	58% ferrita 42% austenita	29% ferrita 71% austenita	38% ferrita 62% austenita
<b>Granulometria</b>	Austenita 1,6 ferrita 3,1	austenita 2,9 ferrita 2,3	austenita 2,9 ferrita 5,5	austenita 2,8 ferrita 4,4

Segundo a Tabela 19, pode-se concluir que, de acordo com a norma ASTM-E112, analisando a ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S32750 soldado com aporte térmico de 3,4 kJ/mm, sem submissão a ciclos térmicos entre 400 e 750° C, tem-se 58% de ferrita e 42% de austenita em área, sendo que o tamanho de grão da austenita (2,9) é menor que o da ferrita (2,3). Após 1 ciclo térmico, a quantidade em área de ferrita diminui (29%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos, enquanto a quantidade em área de austenita aumenta (71%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. O grão austenítico mantém o tamanho (2,9) e o grão ferrítico fica menor (5,5), em relação à amostra não submetida a ciclo térmico. Quando a amostra é submetida a 5 ciclos térmicos, o grão austenítico aumenta levemente de tamanho (2,8), e o grão ferrítico diminui (4,4) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. Na amostra submetida a 5 ciclos térmicos, a proporção em área de ferrita diminui (38%) e a de austenita aumenta (62%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos.

O alto teor de cromo presente no aço superduplex UNS S32750 utilizado neste trabalho (24,95% Cr) pode ser o responsável pela presença de 58% de ferrita e 42% de austenita nas amostras submetidas a aporte térmico de 3,4 kJ/mm. O efeito do aquecimento para este aporte térmico pode ter sido o mesmo provocado por 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C no metal de base (possível formação de fases Sigma e Epsilon). As temperaturas de formação destas fases nos aços inoxidáveis ricos em Cromo, como é o caso do aço utilizado neste trabalho, são mais

baixas do que para a formação das mesmas fases no aço duplex [22]. Por este motivo, uma possível formação destas fases pode ter influenciado nos resultados dos teores de ferrita e austenita observado na Tabela 19, na situação em que a amostra soldada foi submetida a aporte térmico de 3,4 kJ/mm. A análise quantitativa de imagens somente pode detectar regiões claras e escuras na amostra analisada. Pela microscopia ótica, as regiões claras devem evidenciar os grãos austeníticos e as regiões escuras devem evidenciar os grãos ferríticos. Porém, no analisador de imagens, as regiões escuras (em vermelho, na imagem do analisador) podem estar evidenciando, além dos grãos ferríticos, também as formações de Sigma, que surgem nas interfaces ferrita/ferrita ou ferrita/austenita e têm composição química e formação semelhantes à da ferrita [6]. A formação de fase Epsilon (rica em cromo) também pode estar sendo relacionadas à formação de ferrita na proporção mostrada através do analisador de imagens.

Quando a amostra de aço superduplex soldada com aporte térmico de 3,4 kJ/mm é submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C, a quantidade de austenita aumenta de 42% na amostra não submetida a ciclos térmicos para 71% na amostra submetida a 1 ciclo. A austenita começa a precipitar no contorno de grão ferrítico. A quantidade de austenita formada é função do tempo e da temperatura [3]. Como a velocidade de resfriamento das amostras foi lenta (em forno) uma maior fração volumétrica de austenita se formou. O tamanho de grão austenítico (2,9) não se alterou em relação ao tamanho de grão austenítico da amostra não submetida a ciclos térmicos e o tamanho de grão ferrítico diminuiu (5,5) em relação ao tamanho de grão ferrítico (2,3) da amostra não submetida a ciclos térmicos.

A submissão das amostras soldadas com aporte térmico de 3,4 kJ/mm a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C parece ter o efeito de reconstituir a microestrutura com relação à proporção de ferrita e austenita e provocar o aumento do tamanho de grão ferrítico. Cada resfriamento lento promove a precipitação de austenita no contorno de grão ferrítico. O aquecimento a cada ciclo, tende a restabelecer a proporção de ferrita durante os 5 ciclos térmicos. Para um inoxidável com alto teor de cromo (24,95%), como é o caso do superduplex UNS S32750, a temperatura de 400°C é aquela na qual a ferrita ( $\delta$ ) começa a formar-se durante o aquecimento. Como o aquecimento se dará até os 750°C (promovendo precipitação de ferrita) e após haverá o resfriamento lento, promovendo precipitação de austenita, porém, este efeito é menos pronunciado para o aporte térmico de 3,4 kJ/mm do que para os aportes térmicos de 0,8 e 1,4 kJ/mm.

Na Figura 68a observa-se leve precipitação de nitretos de cromo.

Após 1 ciclo térmico (Figura 69) se observa precipitação de nitretos no interior dos grãos austeníticos. Na zona fundida, a morfologia resultante é basicamente de crescimento da austenita em forma poligonal mais refinada.

Nas Figuras 71, 72 e 73 pode-se observar a microestrutura do metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida do aço UNS S32750 soldado com parâmetros Sandvik e posteriormente solubilizadas a 1000 °C, sem submissão a ciclos térmicos, submetido a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C e submetido a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C.

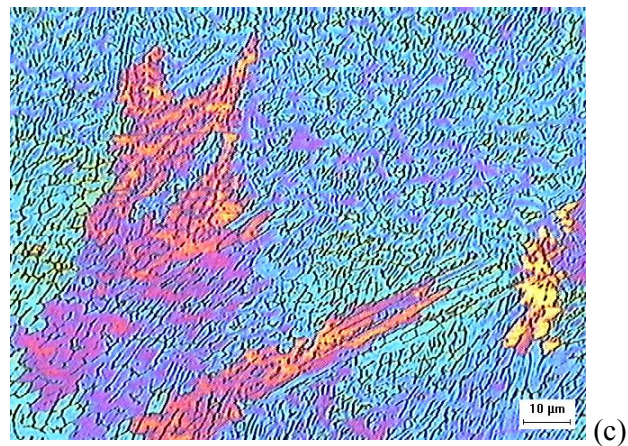
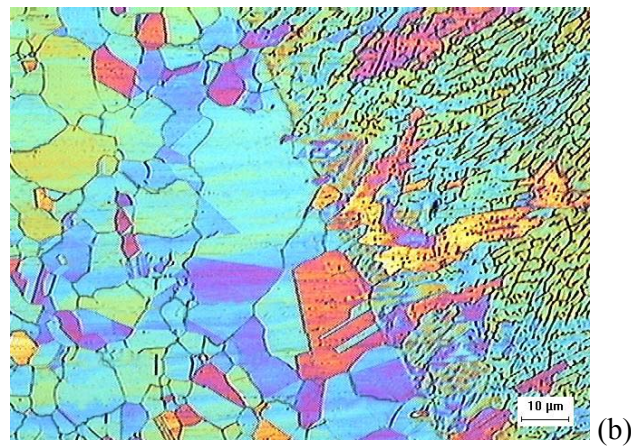
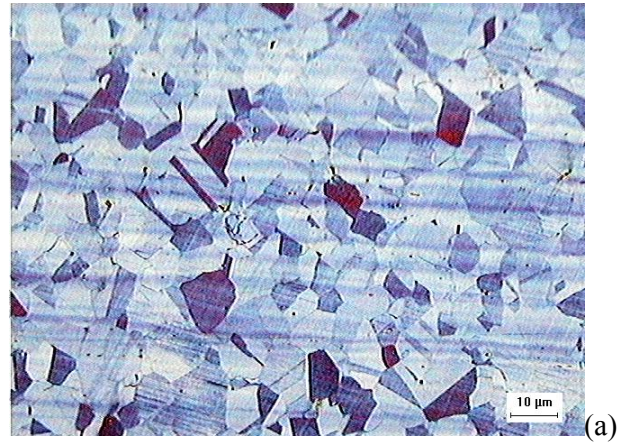


Figura 71 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 4, sem submissão a ciclos térmicos.  
(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

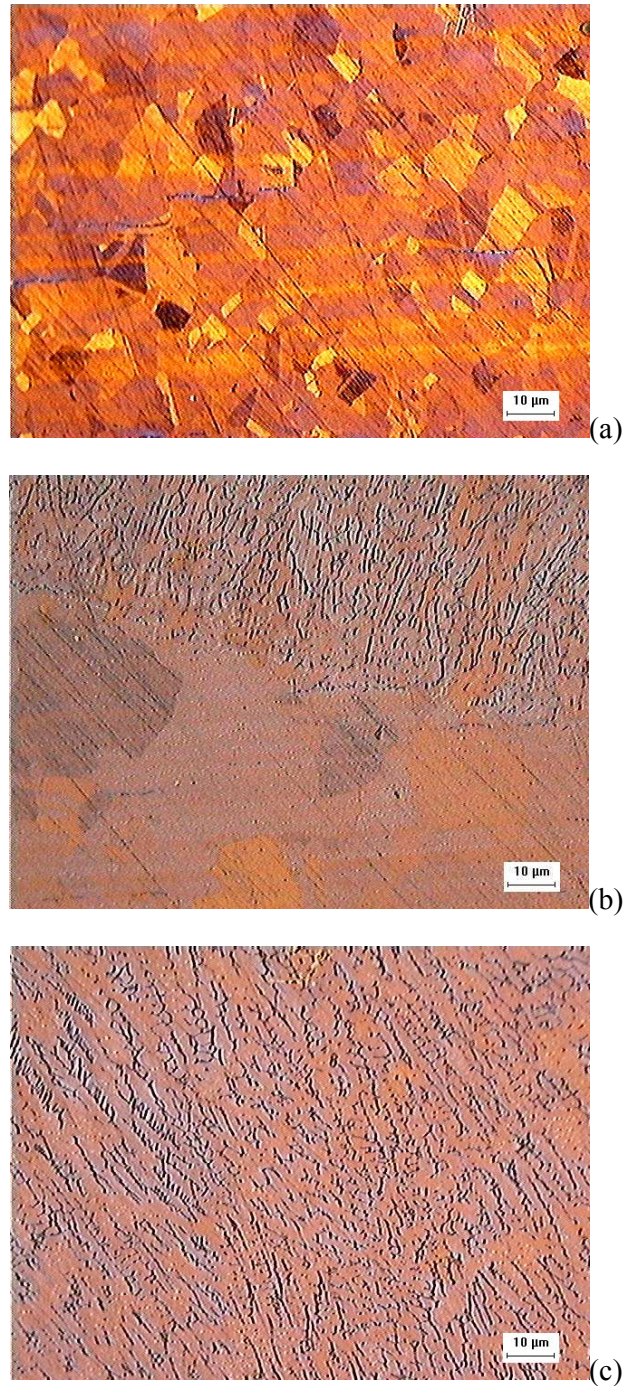


Figura 72 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 4, submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C.

(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

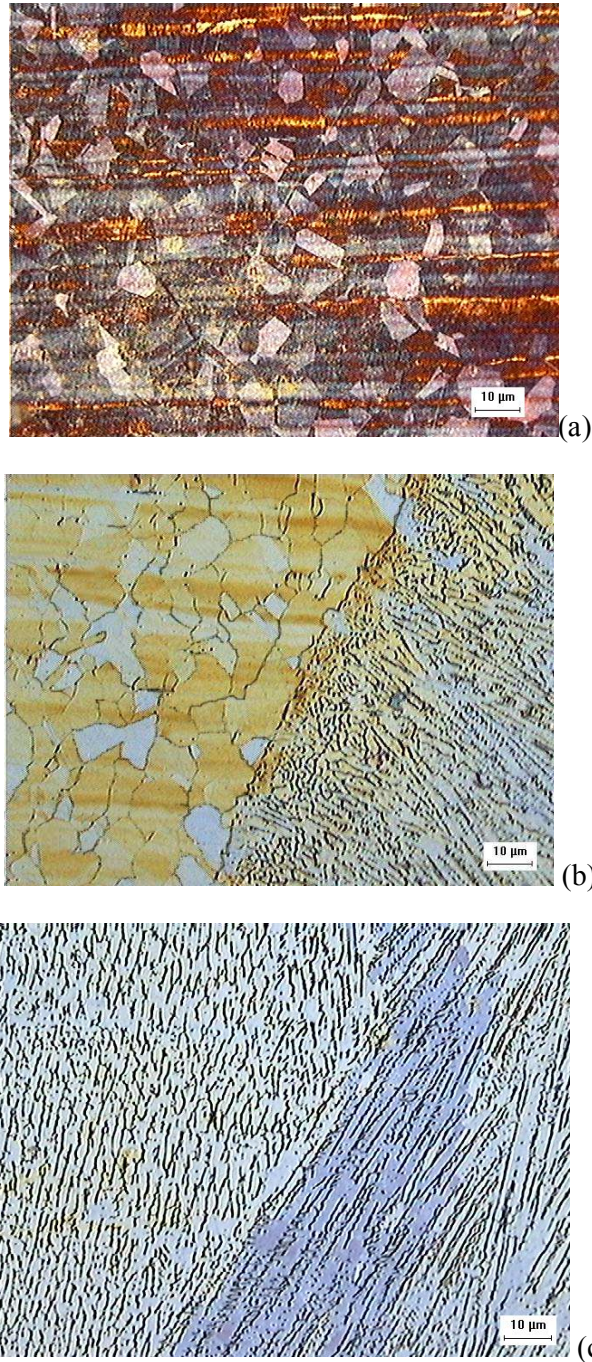


Figura 73 – Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada com os parâmetros de soldagem 4, submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C.

(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

A proporção em área de ferrita e austenita e o tamanho dos grãos na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com os parâmetros SANDVIK através do processo

multipasse, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C são apresentados na Tabela 20.

Tabela 20 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com parâmetros SANDVIK, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C e metal de base não submetido a ciclos térmicos.

<b>ZTA – Parâmetros SANDVIK</b>	<b>METAL DE BASE UNS S32750 Sem ciclos térmicos</b>	<b>Amostra soldada - sem ciclos térmicos</b>	<b>Amostra soldada - 1 ciclo térmico</b>	<b>Amostra soldada - 5 ciclos térmicos</b>
<b>Porcentagem em área</b>	36% ferrita 64% austenita	39% ferrita 61% austenita	44% ferrita 56% austenita	58% ferrita 42% austenita
<b>Granulometria</b>	austenita 1,6 ferrita 3,1	austenita 4,9 ferrita 6,2	austenita 2,9 ferrita 3,6	austenita 3,1 ferrita 2,2

Segundo a Tabela 20, pode-se concluir que, de acordo com a norma ASTM-E112, analisando a ZTA do segundo cordão do aço inoxidável superduplex UNS S32750 soldado com parâmetros SANDVIK, sem submissão a ciclos térmicos entre 400 e 750° C, tem-se 39% de ferrita e 61% de austenita em área, sendo que o tamanho de grão da austenita (4,9) é maior que o da ferrita (6,2). Após 1 ciclo térmico, a quantidade em área de ferrita aumenta (44%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos, enquanto a quantidade em área de austenita diminui (56%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. O grão austenítico aumenta de tamanho (2,9) em relação à amostra não submetida a ciclo térmico e o grão ferrítico fica maior (5,5), em relação à amostra não submetida a ciclo térmico. Quando a amostra é submetida a 5 ciclos térmicos, o grão austenítico aumenta levemente de tamanho (3,1), bem como o grão ferrítico (2,2) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. Na amostra submetida a 5 ciclos térmicos, a proporção em área de ferrita aumenta (58%) e a de austenita diminui (42%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos.

#### ***Caracterização Microestrutural – junta soldada - SANDVIK***

Para temperaturas menores que aproximadamente 1000°C ocorre a formação de fase sigma e austenita às custas da ferrita, justificando dessa maneira o aumento do teor de austenita. A observação das amostras no microscópio ótico mostrou que uma grande parte da austenita

formada coalesceu, evidenciando que o resfriamento das amostras ao forno foi muito lento e favoreceu este coalescimento.

A temperatura de precipitação da austenita, que é uma reação que ocorre no estado sólido e que gera uma quantidade de calor pequena é de difícil determinação por análise térmica. Neste caso, a velocidade de aquecimento e resfriamento influencia mais na determinação da temperatura que no caso do intervalo de solidificação. Acredita-se que o início de precipitação de austenita determinado pelo resfriamento é mais preciso que o fim da reação de precipitação de austenita, determinado no aquecimento. Uma explicação para esse fato é que no resfriamento pode ocorrer a precipitação de uma segunda fase, cuja fração volumétrica aumenta com a diminuição da temperatura e, conseqüentemente, a geração de calor é maior. Por outro lado, no aquecimento a fração volumétrica da austenita vai diminuindo até o aço tornar-se completamente ferrítico.

Durante a soldagem pelo processo TIG pode haver contaminação pelo nitrogênio, num teor de 0,06%, que pode somar-se ao nitrogênio já contido no aço superduplex UNS S32750. O teor deste elemento pode influir na temperatura de precipitação da austenita. Quanto maior o teor de nitrogênio do aço, mais altas serão as temperaturas para precipitação da austenita. Para o aço com teor de nitrogênio de 0,15%, a temperatura de transformação de ferrita para austenita é da ordem de 1250°C. No caso de um aço com 0,05% N, a temperatura de transformação é próxima aos 1220°C. Neste trabalho, o aço utilizado possui um teor de 0,26% N e a transformação, no resfriamento, da ferrita para a austenita, será de uma ordem superior aos 1250°C [37]. Da mesma maneira, o aço UNS S32750 possui 3,79% Mo, entre 1,79 e 0,79% mais que o UNS S31803. Como o Mo é um elemento que estabiliza a ferrita, uma quantidade maior implicaria em uma temperatura de precipitação da austenita bastante alta. Acredita-se que o teor de nitrogênio influa mais na temperatura de transformação que o molibdênio, uma vez que ele é um poderoso estabilizador da austenita. Esta pode ser uma possível explicação para o coalescimento de grãos austeníticos observados nas amostras submetidas aos parâmetros de soldagem 1, 2, 3 e 4 tanto para as que foram submetidas a 1 ciclo térmico, quanto às que foram submetidas a 5 ciclos térmicos, sendo este efeito mais pronunciado nas amostras que passaram pelos 5 ciclos, com energias de soldagem superiores.

Conforme pode ser observado, ocorre a precipitação de fase sigma nas amostras 1, 2, 3 e 4, que foram submetidas a 1 ciclo e submetidas a 5 ciclos, sendo maior o teor de fase sigma nas

amostras que foram submetidas a 5 ciclos entre 400 e 750°C. Segundo a literatura [22], para este mesmo aço, o tempo de exposição do aço para precipitação de zona sigma é de 72 h. Verificou-se, neste trabalho, que em 5 ciclos, com submissão a 750°C por 1 hora e resfriamento lento ao ar, para quaisquer das energias de soldagem, houve precipitação de zona sigma.

## 6. CONCLUSÕES

1. A soldagem multipasse do aço inoxidável superduplex UNS S32750 não produz redução da resistência à tração, quando comparada ao metal base, mesmo com a presença de ferrita delta na ZTA da união soldada. Também não produz redução da dureza na ZTA.
2. A soldagem em passe único promove aumento da dureza na ZTA quando a energia de soldagem aumenta nas amostras na condição somente como soldadas (não submetidas a ciclos térmicos).
3. Após ciclagem térmica das amostras como soldadas, pode-se deduzir que para o aporte térmico de 0,8 kJ/mm, a dureza aumenta após 1 e 5 ciclos térmicos na ZTA, sendo que o aumento da dureza é maior após 1 ciclo térmico. Com aporte térmico de 1,3 kJ/mm, com 1 e 5 ciclos térmicos, a dureza apresenta-se superior na ZTA à amostra somente como soldada. Para o aporte térmico de 3,4 kJ/mm, após 1 ciclo térmico, a dureza diminui e após 5 ciclos, aumenta na ZTA
4. O metal de base não submetido a ciclos térmicos possui maior quantidade de austenita que ferrita e os grãos de austenita são maiores. Quando o metal de base é submetido a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C a quantidade de ferrita resultante é maior que a quantidade de austenita e o tamanho dos grãos austeníticos continua sendo maior. Após submetido a 5 ciclos térmicos, a proporção de ferrita e austenita retorna aos valores do metal de base não submetido a ciclos térmicos e o tamanho dos grãos ferríticos diminui em relação ao metal de base não submetido a ciclos térmicos, sendo que o grão austenítico é maior que o grão ferrítico.
5. A quantidade de ferrita na ZTA do aço soldado com passe único e aportes térmicos de 0,8 e 1,3 kJ/mm é 4 vezes maior que a quantidade de austenita e o tamanho dos grãos ferríticos é maior que o tamanho dos grãos austeníticos quando não há submissão a ciclos térmicos. No caso da soldagem com passe único e aporte térmico de 3,4 kJ/mm, o tamanho dos grãos ferríticos e austeníticos é semelhante.

6. A quantidade de austenita na ZTA do aço soldado com passe único e aportes térmicos de 0,8 e 1,3 kJ/mm é maior que a quantidade de ferrita quando o aço é submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C e o tamanho dos grãos austeníticos é maior que o tamanho dos grãos ferríticos para 1 ciclo térmico. Com 5 ciclos térmicos, o tamanho de grão ferrítico e austenítico torna-se semelhante.
7. A quantidade de austenita na ZTA do aço soldado com passe único e aporte térmico de 3,4 kJ/mm é maior que a quantidade de ferrita e o tamanho do grão austenítico é maior que o tamanho de grão ferrítico para o aço submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C.
8. A quantidade de austenita na ZTA do aço com soldagem multipasse é maior que a quantidade de ferrita e o tamanho do grão austenítico é maior que o tamanho de grão ferrítico tanto para o aço não submetido a ciclos térmicos quanto para o aço submetido a 1 ciclo térmico. Quando a amostra é submetida a 5 ciclos térmicos, a quantidade de ferrita torna-se menor que a quantidade de austenita e o tamanho de grão austenítico é menor que o grão ferrítico.
9. Na soldagem multipasse, a dureza é homogênea porque os ciclos térmicos de soldagem restabelecem o equilíbrio entre a austenita e a ferrita. A estrutura de solidificação é mista para 1 e 5 ciclos térmicos. O efeito dos ciclos térmicos de soldagem produz queda na dureza, tanto no passe de raiz, como nos passes de enchimento. A dureza na amostra submetida à soldagem multipasse não apresenta variação na zona fundida e na ZTA.
10. A estrutura do metal base após ciclagem térmica apresenta precipitação de nitretos de cromo no interior dos grãos austeníticos e aumenta com o aumento da energia de soldagem.
11. Na zona fundida, a estrutura de solidificação é mais refinada para baixa energia de soldagem.

## **7. TRABALHOS FUTUROS**

- Realizar um exame mais aprofundado via microscopia eletrônica de varredura.
- Avaliar a resistência à corrosão salina e ácida do aço inoxidável superduplex com e sem soldagem a temperatura ambiente e a elevada temperatura.
- Desenvolver um método de simulação da corrosão via eletroquímica para uniões soldadas a temperatura ambiente e para elevada temperatura.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 ASM HANDBOOK – Volume 9 – Metallography and Microstructures. P. 228-293.
- 2 AUDOUARD, J. P. Corrosion performance of duplex stainless steels for kraft pulp digesters application. In: Conference Duplex Stainless Steel 97. **Proceedings**. The Netherlands, 1997. p. 565-72.
- 3 BAESLACK, W; LIPPOLD, J.C. Phase transformation behavior in duplex stainless steels weldments. **Metal construction**. v.20, n.1, p.26R-31R, 1988.
- 4 BERNHARDSSON, S. The corrosion resistance of duplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'91. **Proceedings**. Beaune Bourgogne, France, 1991. p. 185-210
- 5 BONNEL, J. M.; PEASE, N. C.; ATAMERT, S. Welding superduplex stainless steels with flux-cored and metal cored wires. In: Stainless Steel Word 99 Conference. **Proceedings**. 1999, p. 219-36.
- 6 BORSATO, K. S. **Caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas de chapas espessas de aço inoxidável duplex UNS S31803, submetido a ciclos térmicos de soldagem**. 2001. Tese de doutorado, UFSC, Florianópolis.
- 7 BRANDI, S.D. **Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W. 1.4462 (UNS S31803)**. 1992. Tese de doutorado, USP, São Paulo.
- 8 CALLISTER, Jr., W. D. Materials Science and Engineering: an Introduction. Department of Metallurgical engineering. University of Utah. 4<sup>th</sup> Ed. Salt Lake City, Utah, 1996 – Section 12.5.
- 9 CHARLES, J. Why and Where duplex stainless steel. In: Conference Duplex Stainless steels 97. **Proceedings**. The Netherlands, 1997, p. 29-42.
- 10 CHEN, C. L.; WU, C.W. A new focus on overcoming the improvement failure. **Technovation 24 (2004)**. p.585-591
- 11 COMBRADE, P; AUDOUARD, J. P. Duplex stainless steels and localized corrosion resistance. In: Conference duplex Stainless Steels'91. **Proceedings**. Beaune Bourgogne, France, 1991. p. 257-81.
- 12 CORTÉS, R.; VILLANUEVA, J.; PONCE, E.; ROJAS, M.; ROJAS, E. Estudio de la soldabilidad y corrosión de acero inoxidable AISI 904L com los agentes utilizados em la lixiviación del cobre. **Revista de la Facultad de Ingeniería**. Universidade de Tarapacá, v12, Arica, Chile, dez 2004 p. 43-55.
- 13 CORTÉS, R. Apostila de soldabilidade de aços inoxidáveis. Departamento de engenharia Mecânica. UFPR, Curitiba – Paraná.

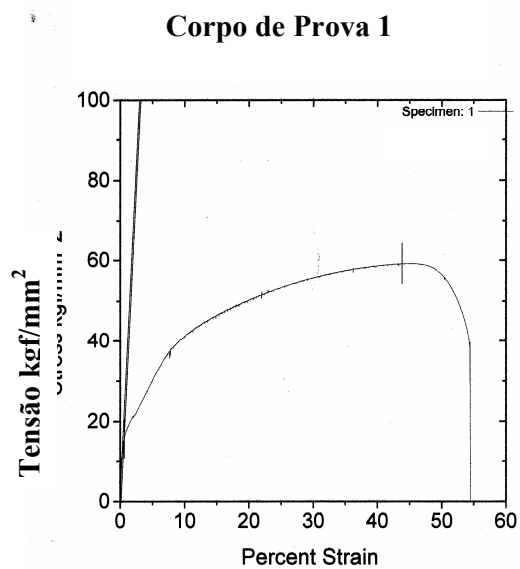
- 14 DELBLANC BAUER, A.; LUNDELL, U.; ERIKSSON, H. Presentation of corrosion data for end-users. In: Conference Duplex Stainless Steel 97. **Proceedings**. The Netherlands, 1997. p. 573-83.
- 15 EASTERLING, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. Ed. Butterworths, London, p. 231, 1983
- 16 FOLKHARD, E. **Welding Metalurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien, New York, 1988.
- 17 FLOREEN, S.; HAYDEN H.D. The influence of austenite and ferrite on the mechanical properties of two phases stainless steel having microduplex structures. **Trans ASM**. v.61, n.3, p.489-499, 1968.
- 18 FRUYTIER, D. J. A. Industrial experiences with duplex stainless steel related to their specific properties. In: conference Duplex Stainless Steels'91. **Proceedings**. Beaune Bourgogne, France, 1991. p. 497-509.
- 19 GLICKSTEIN, S. S. et al. Heat flow in welding. In: American Welding Society. **The Welding Handbook**. V. 1, 8<sup>a</sup> Ed., USA, 1987. Cap. 3, p. 65-87.
- 20 GRANJON, H. **Fundamentals of Welding Metallurgy**. Abinton Publishing, England, 1991.
- 21 GRONG, O. **Metallurgical modeling of welding**. The Institute of Materials, London, 1994.
- 22 GUNN, R.N. **Duplex stainless steels – Microstructures, properties and applications**. Woodlhead Publishing, 1977, 204 p.
- 23 HEGER, J. J. 885°F Enbrittlement of ferritic Chromiun-Iron alloys. *Metal Prog.* 60, 1951 p. 55-61.
- 24 HEMMER, H.; GRONG. A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments. Part 1. The model. **Metallurgical and Material Transactions A**, v.30A, p.2915-2929, Nov. 1999.
- 25 HERBSLEB, G.; SCHWAAB, P. Precipitation of intermetallic coumpounds, nitrides and carbides in AF 22 duplex steel and their influence on corrosion behavior in acids. Conference at ASM, Int. Symp. on duplex austenitic-ferritic stainless steel, St. Louis, USA, 1982, published by American Soc. For Metals, Metals Park, Ohio 44073, catalog N 83-071074.
- 26 HOCHMAN, J.; STAEHLE, R. W. Stress corrosion cracking and hydrogen enbrittement of iron base alloys. NACE, Houston, Texas, In press, 1969.
- 27 HONEYCOMBE, R.W.K. **Steel Microstructure and properties**. Ed. Edward Arnold Publishes Ltd., 1981.
- 28 HILKS, J; BEKKERS; KAREL. Welding Duplex stainless steels. **Welding Journal**. v. 74, n. 11, p. 51-4, 1995.

- 29 LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. Ed. Chapman & Hall, London, fifth ed., p. 389, 1993.
- 30 LIPPOLD, J.C.; VAROL, I.; BAESLACK III, W.A. The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steel at  $-20^{\circ}\text{C}$ .
- 31 LOPES, A. C.; **Avaliação da soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais EBI/P44**. 2005. Dissertação de mestrado, UFPR, Curitiba, Paraná.
- 32 LULA, R.A. Stainless steel. **American Society for metals**, 1993, 173 p.
- 33 MAGNABOSCO, R. Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável SAF 2205. Tese (Doutorado em engenharia) – Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 2001 p. 6-14.
- 34 MARTINS, M.; JULIANO, R. C. Influência da temperatura de tratamento térmico na microestrutura do aço inoxidável superduplex ASTM A890/A890M grau 5<sup>a</sup>. **Revista Fundação e Matérias Primas, Caderno técnico**, Maio/Junho 2004.
- 35 MATEO, A; GIRONÈS, A.; KEICHEL, J.; LLANES, L.; AKDUT, N.; ANGLADA, M. Cyclic deformation behavior of superduplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A314*, 2001 p. 176-185.
- 36 NILSSON, J. O. Super Duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**. v. 8, n. 8, p. 685-700, 1992.
- 37 PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C. Aços inoxidáveis austeníticos – microestrutura e propriedades, Hemus Editora Ltda, 1994. 170 p.
- 38 POTGIETER, J. H.; CORTIE, M. B. Determination of the microstructure and alloy element distribution in experimental duplex stainless steels. *Materials characterization* v.26 1991 p. 155-165.
- 39 RAYNOR, G. V.; RIVLIN, V. G. Phase equilibrium in iron ternary alloys. Institute of Metals, London, 1988 p. 316-332.
- 40 ROSENTHAL, D. The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. **Transactions of the ASME**. V. 68, November, p. 849-866, 1946.
- 41 SANTOS, R. J.; BOLFARINI, C. Controle da evolução microestrutural durante a solidificação de fundidos de aços inoxidáveis superduplex. **12° CONAF – Congresso de Fundação**. 2005 São Paulo.
- 42 SEDRIKS, A. J. Corrosion of stainless steel. John Wiley. New York, 1996. Cap 1.
- 43 SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. Duplex stainless steels – a tale of two phases. In: Conference Duplex Stainless Steels 1994. **Proceedings**. Ohio, 1984, p. 693-757.
- 44 SOUZA, S. A. Ensaio mecânicos de materiais metálicos – Fundamentos teóricos e práticos. 5 ed. Edgard Blücher. São Paulo 1982.

- 45 TERASAKI, T.;GOOCH, T. G. Prediction of cooling time for ferrite-austenite transformation in duplex stainless steel. **ISIJ international**. v. 35, n. 10, p. 1272-76, 1995.
- 46 WELLS, A. A. Heat flow in welding. **Welding Journal**, v. 31, n. 5, p. 263s-267s, 1952.

## ANEXO 1

Diagramas Tensão X Deformação produzidos no Ensaio de Tração



### Porcentagem de deformação

Diagrama Tensão x Deformação do corpo de prova 1 de aço inox UNS S32750 soldado na condição como recebido.

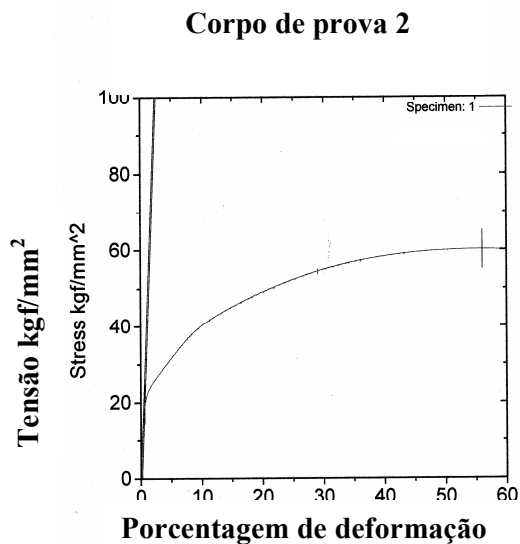
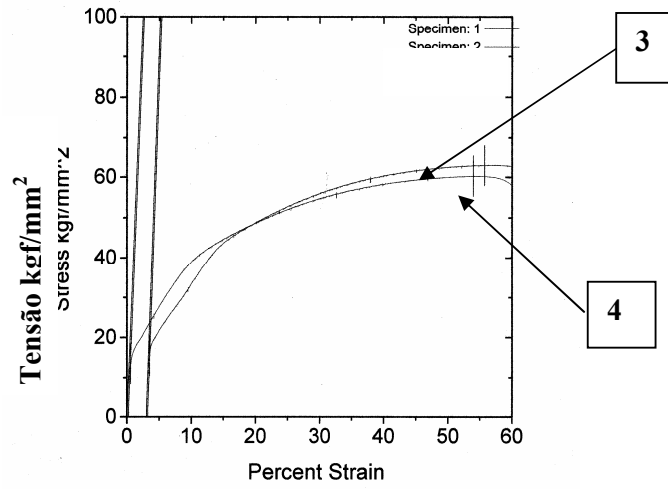


Diagrama Tensão x Deformação do corpo de prova 2 de aço inox UNS S32750 soldado na condição como recebido.

### Corpos de prova 3 e 4

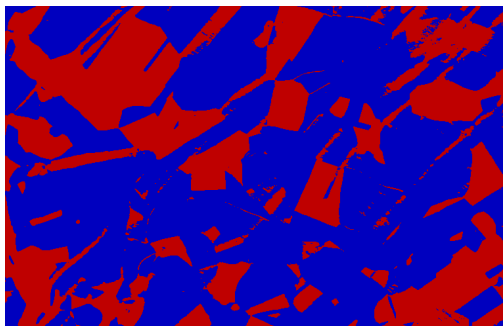


### Porcentagem de deformação

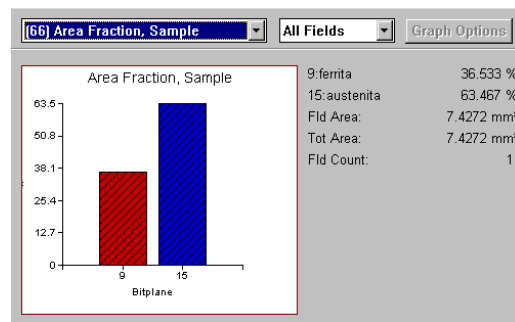
Diagrama Tensão x Deformação dos corpos de prova 3 e 4 de aço inox UNS32750 soldado na condição como recebido.

## ANEXO 2

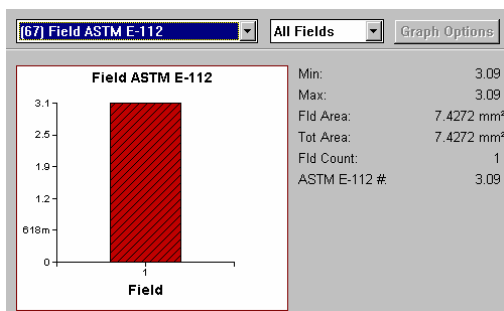
Resultados da análise quantitativa de imagem segundo a norma ASTM E-112-96



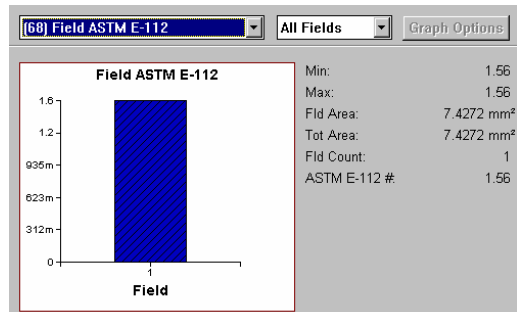
(a)



(b)



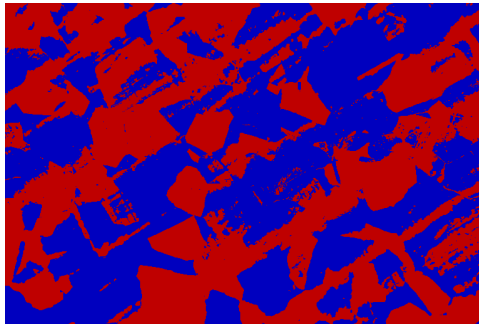
(c)



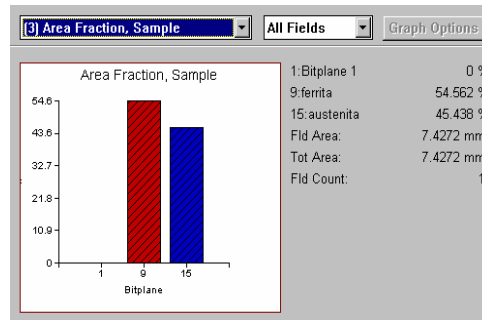
(d)

Proporção em área de austenita e ferrita e edição do tamanho de grão no metal de base na amostra de aço UNS S32750 não submetida a ciclos térmicos, de acordo com a norma ASTM-E112

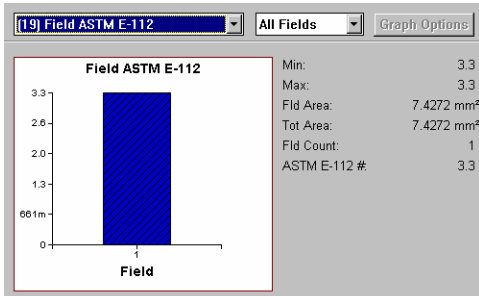
(a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de ferrita; (d) tamanho de grão de austenita



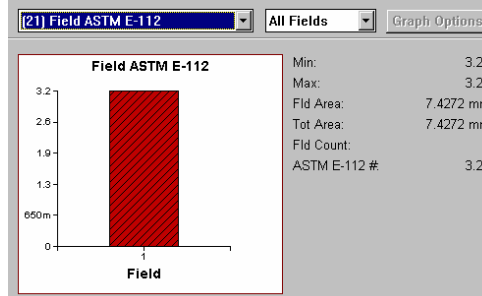
(a)



(b)



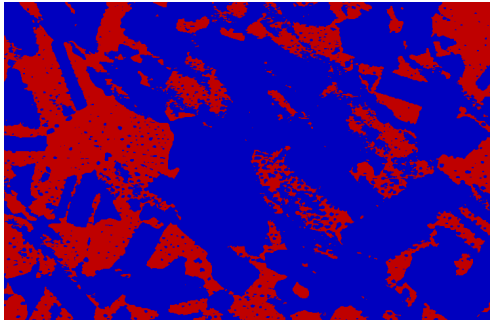
(c)



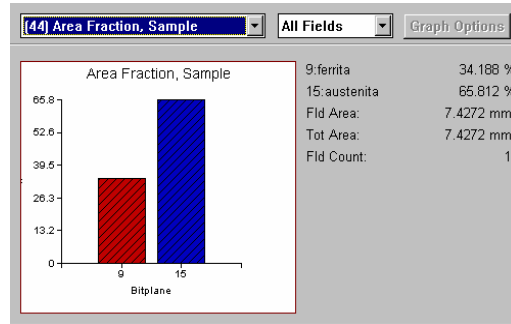
(d)

Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão no metal de base na amostra de aço UNS S32750 submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112

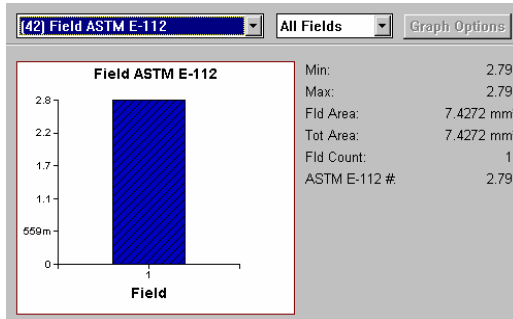
(a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita.



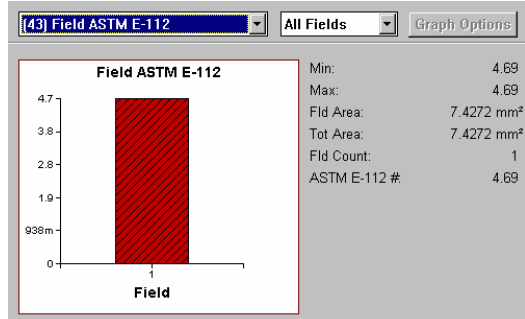
(a)



(b)



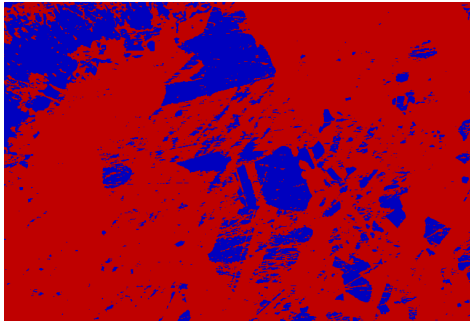
(c)



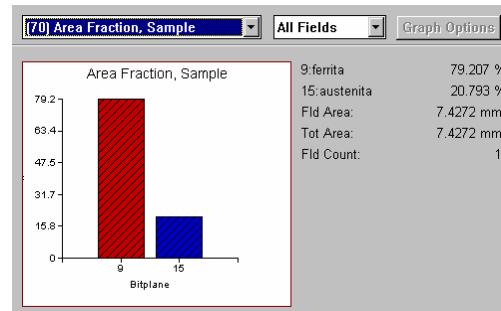
(d)

Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão no metal de base na amostra de aço UNS S32750 submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112

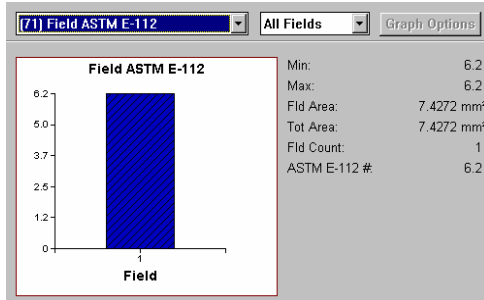
(a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita.



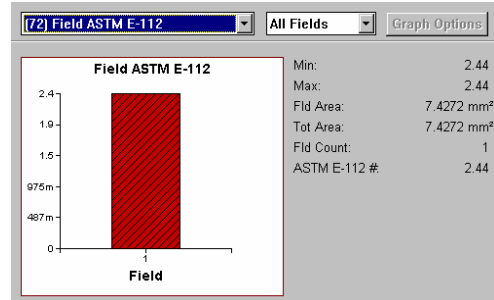
(a)



(b)

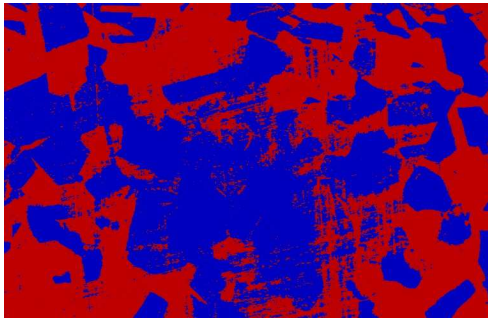


(c)

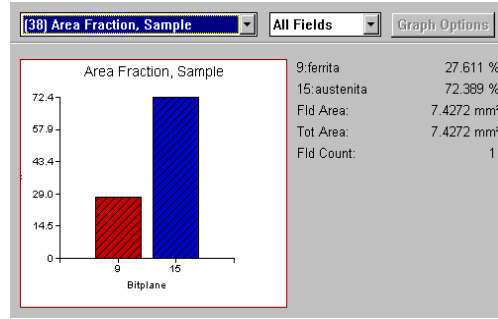


(d)

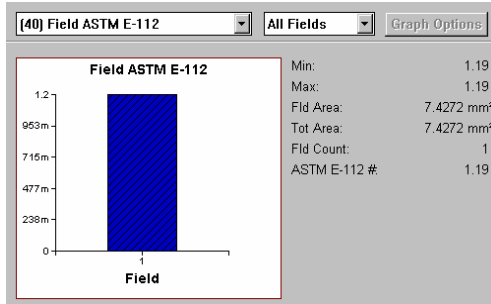
Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 1[0,8 kJ/mm] não submetida a ciclos térmicos, de acordo com a norma ASTM-E112  
 (a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita.



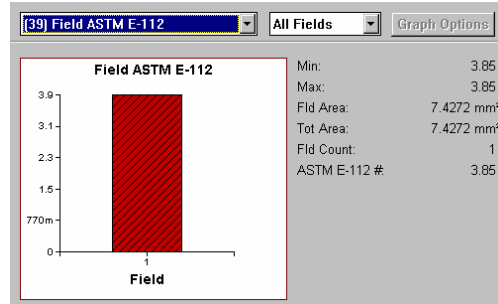
(a)



(b)

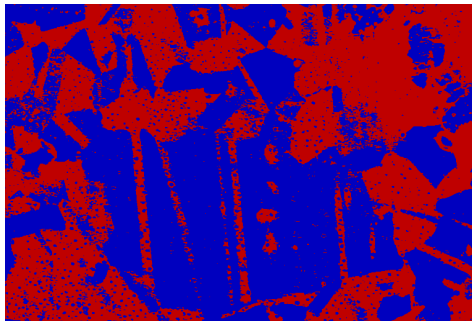


(c)

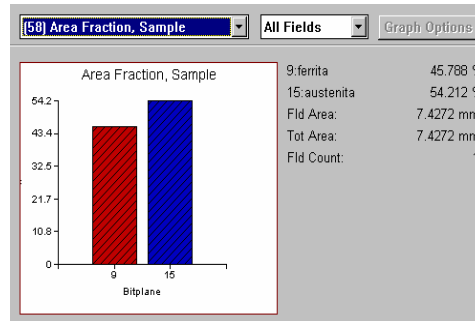


(d)

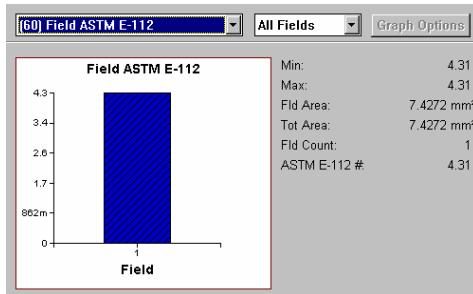
Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 1[0,8 kJ/mm] submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112 (a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita.



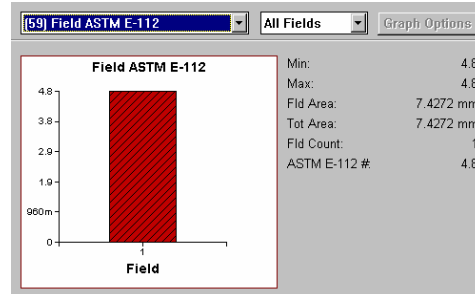
(a)



(b)

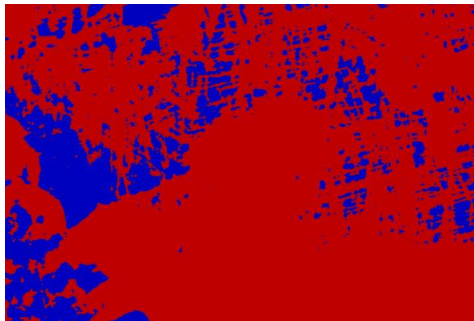


(c)

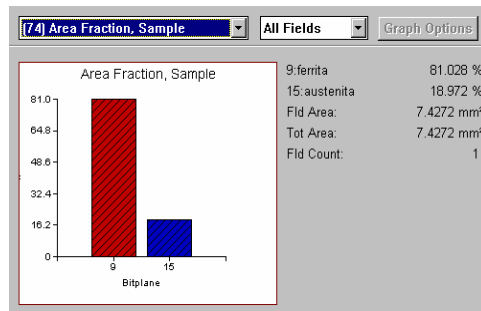


(d)

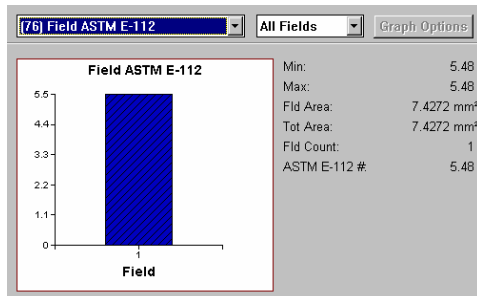
Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 1[0,8 kJ/mm] submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112 (a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita



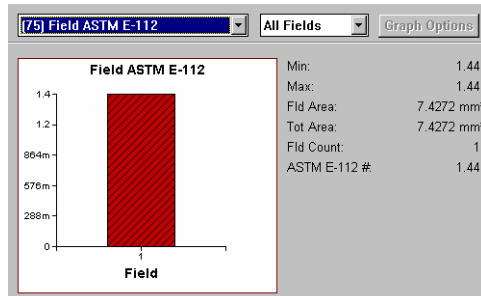
(a)



(b)



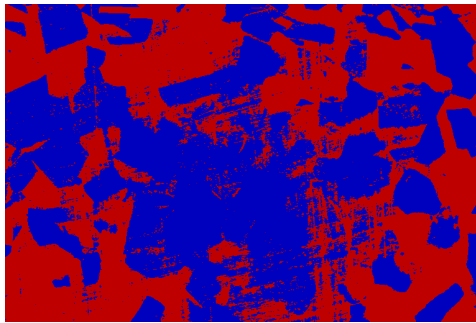
(c)



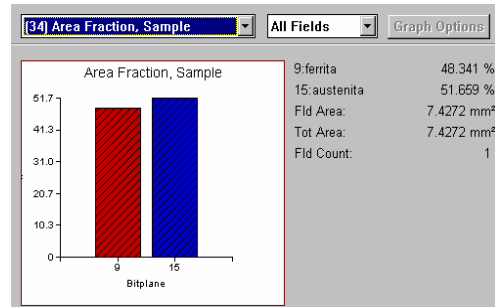
(d)

Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 2[1,3 kJ/mm] não submetida a ciclos térmicos, de acordo com a norma ASTM-E112

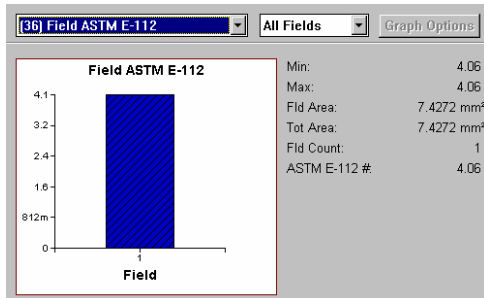
(a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita



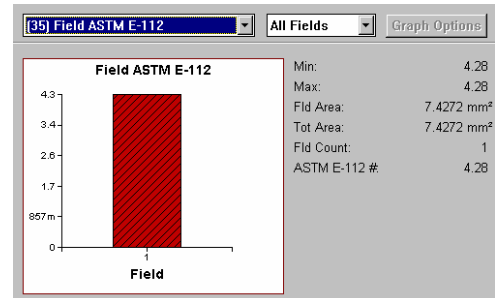
(a)



(b)



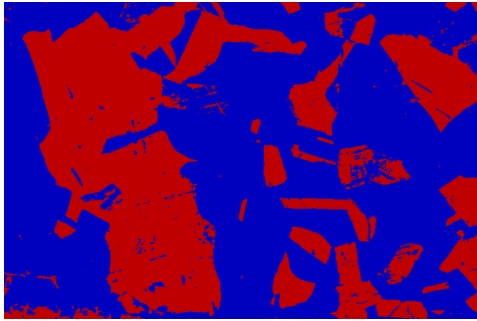
(c)



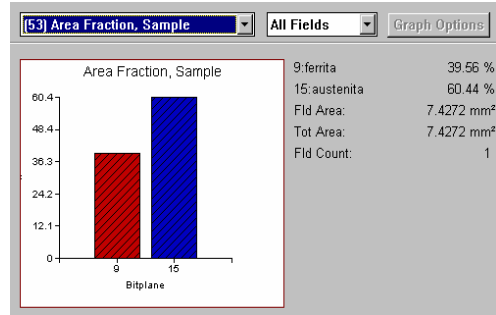
(d)

Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 2 [1,3 kJ/mm] submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112

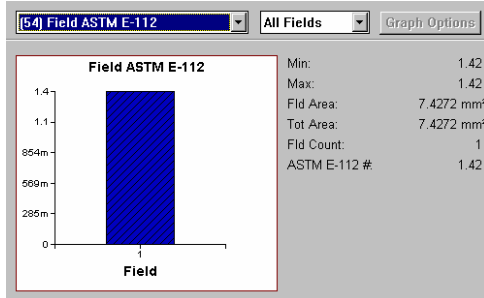
(a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita.



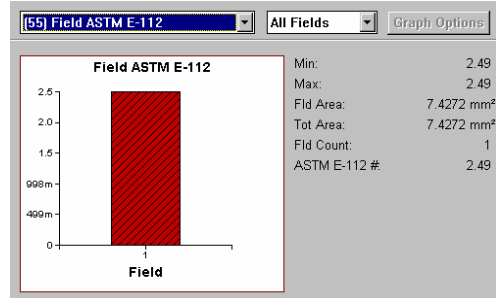
(a)



(b)



(c)



(d)

Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 2 [1,3 kJ/mm] submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112  
 (a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita

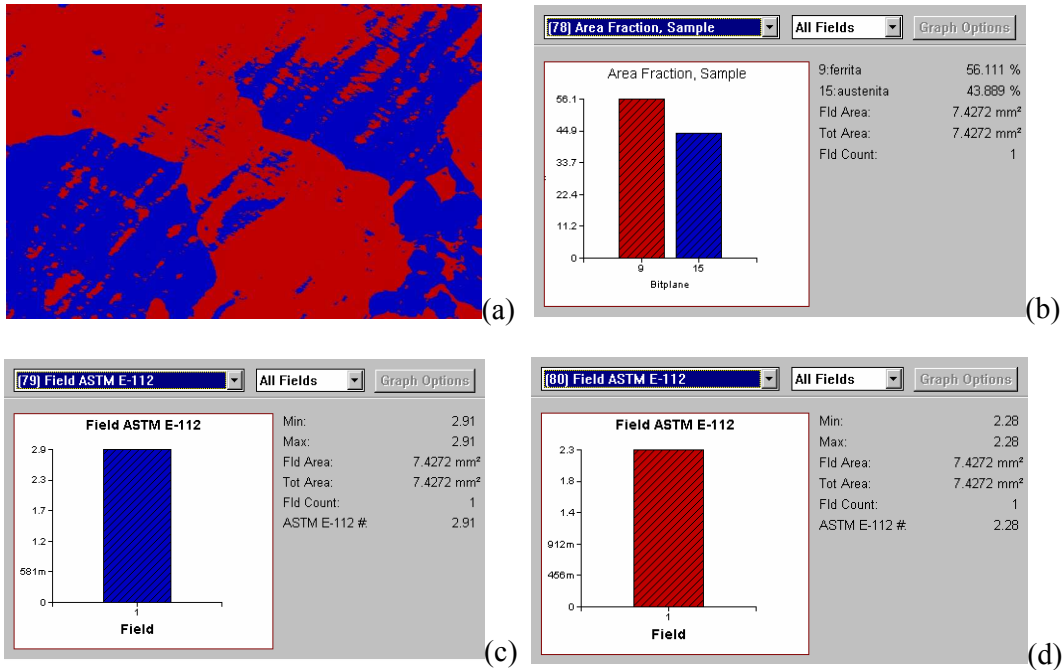


Figura 81 - Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 3 [3,4 kJ/mm] não submetida a ciclos térmicos, de acordo com a norma ASTM-E112 (a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita

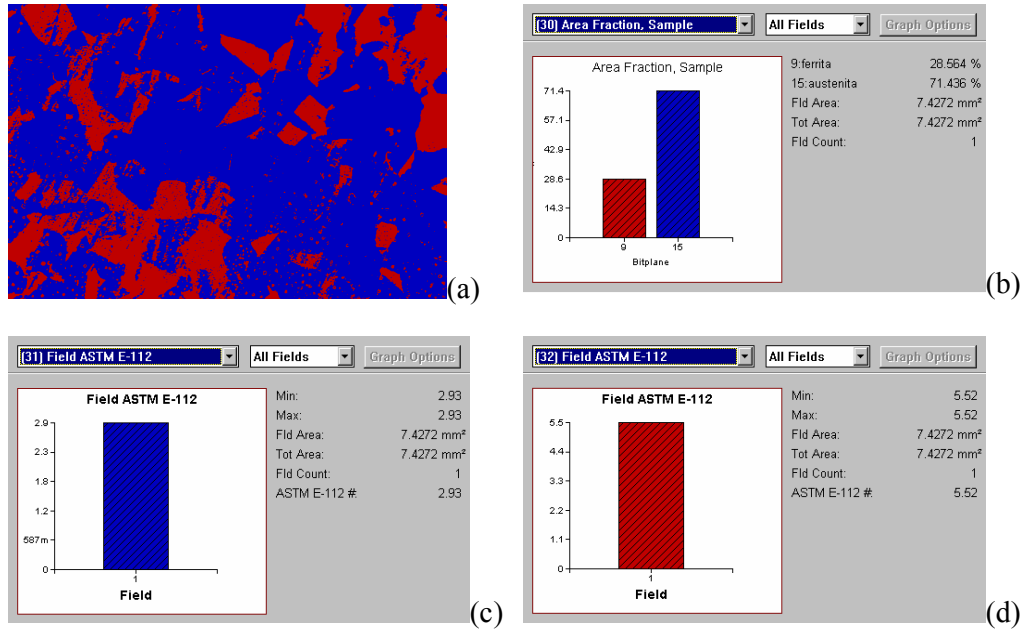


Figura 83 - Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 3 [3,4 kJ/mm] submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112

(a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita

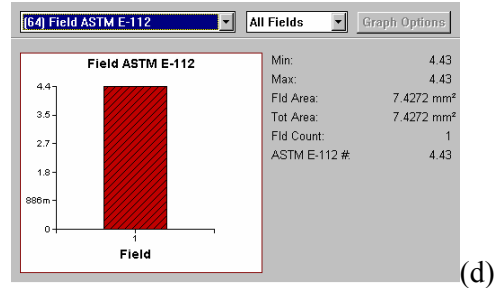
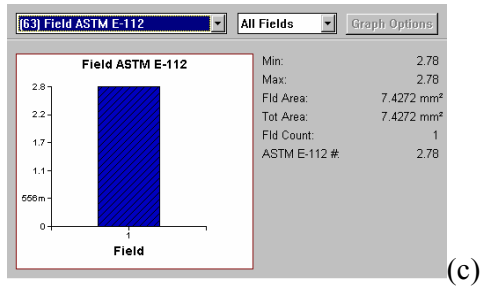
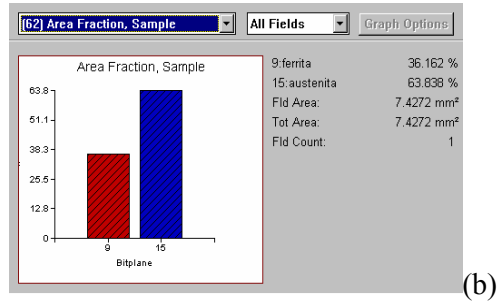
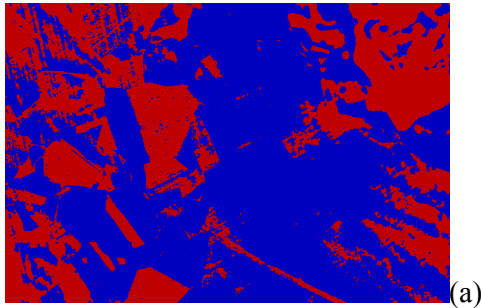


Figura 85 - Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 3 [3,4 kJ/mm] submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112

(a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita

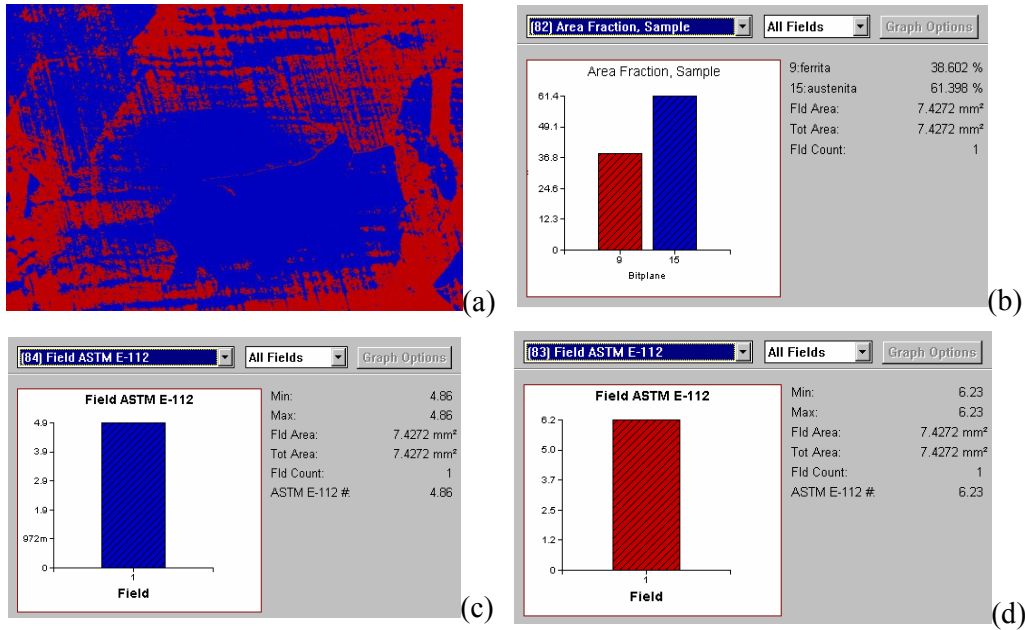


Figura 87 - Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 4[SANDVIK DO BRASIL] não submetida a ciclos térmicos, de acordo com a norma ASTM-E112

(a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita

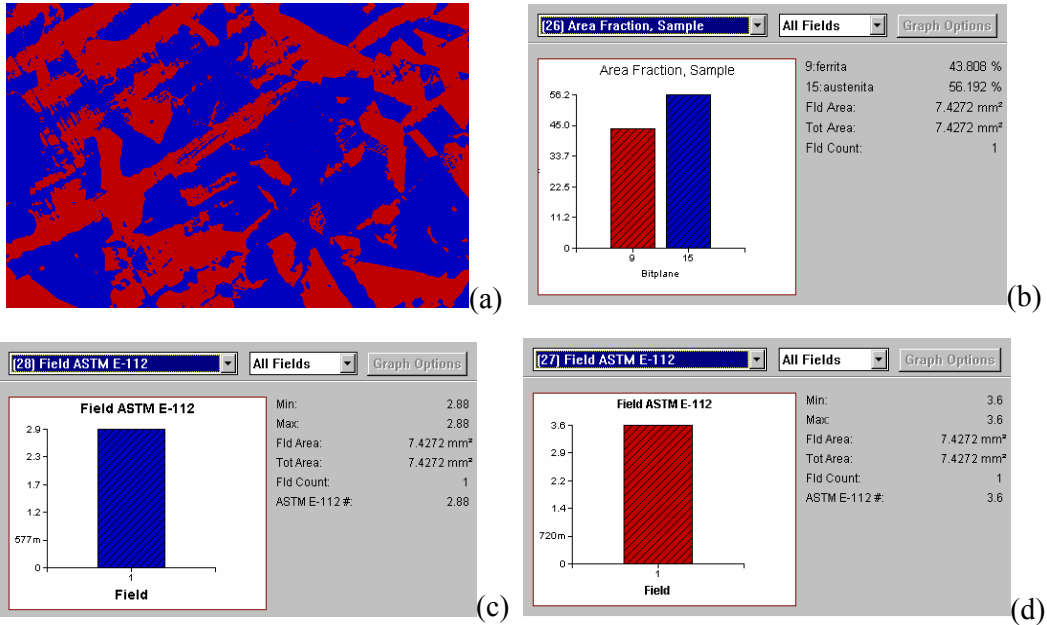


Figura 89 - Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 4 [SANDVIK DO BRASIL] submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112

(a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita.

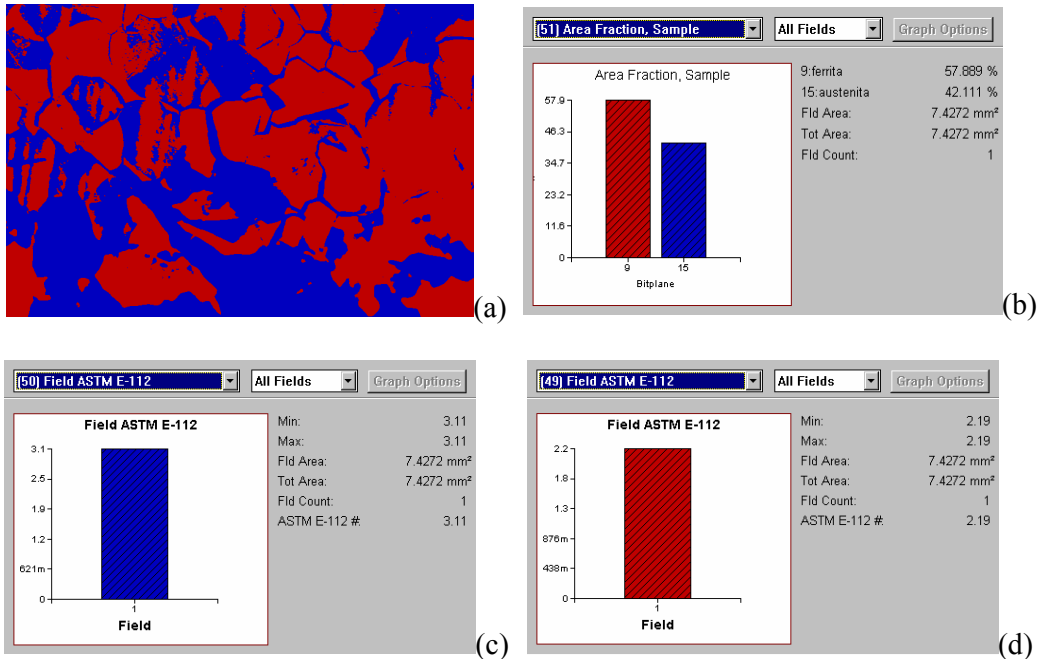


Figura 91 - Proporção em área de austenita e ferrita e medição do tamanho de grão na zona termicamente afetada na amostra de aço UNS S32750 soldada com os parâmetros de soldagem 4 [SANDVIK DO BRASIL] submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C, de acordo com a norma ASTM-E112  
 (a) austenita (fase azul) e ferrita (fase vermelha); (b) proporção em área de ferrita e austenita por amostra; (c) tamanho de grão de austenita; (d) tamanho de grão de ferrita