

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DE PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
CHAPAS ESPESSAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803, SUBMETIDO A
CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM

TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA PARA A
OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA

KARIN SOLDATELLI BORSATO

FLORIANÓPOLIS, OUTUBRO 2001.

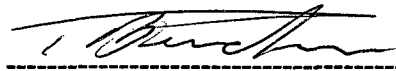
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DE PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
CHAPAS ESPESSAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803, SUBMETIDO A
CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM

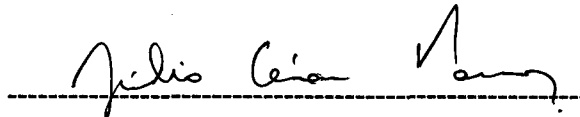
KARIN SOLDATELLI BORSATO

ESTA TESE FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
DOUTOR EM ENGENHARIA ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA

Sendo aprovada em sua forma final.

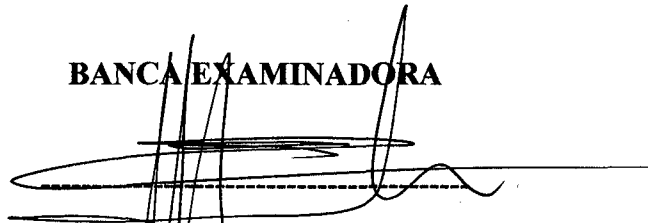


Pedro Amadeo Nanneti Bernardini – Orientador

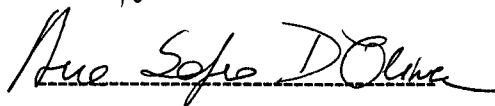


Júlio Cesar Passos – Coordenador do Curso

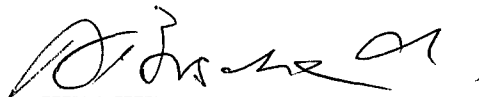
BANCA EXAMINADORA



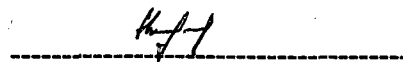
Ramón S. Cortés Paredes



Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira



Augusto José de Almeida Buschinelli



Ingeborg Kuhn Arroyo

OFERECIMENTO

Ao meu pai Nabor Soldatelli (in memoriam), que mesmo com o pouco tempo de convívio que tivemos sempre mostrou muita confiança e satisfação com os nossos avanços e determinações. Imagino que esteja muito feliz com a conclusão de mais esta etapa vencida.

À minha mãe Joanita, pela dedicação e esforço na formação e exemplo de perseverança que procura sempre passar para os filhos.

Aos meus irmãos Kristine, Maria Alice e Luís Ricardo pelo companheirismo.

Ao meu marido Milton, pelo carinho, pelos momentos inesquecíveis e por compartilhar junto às experiências cotidianas e profissionais, incentivando sempre meu aprimoramento.

À minha filha Giovanna, pelo amor e carinho sempre presentes.

À minha filha Paola, que nasceu um pouco antes da entrega desta versão final.

AGRADECIMENTO

Agradeço imensamente ao grande número de pessoas que direta ou indiretamente tenham contribuído para o desenvolvimento deste trabalho. Dentre os quais gostaria de agradecer de forma especial:

- ✓ Ao meu orientador, Prof. Pedro Amadeo Nanetti Bernardini pela orientação e contribuição técnica permitindo que este trabalho fosse concluído de forma clara e objetiva.
- ✓ Ao Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez por sua colaboração na determinação das temperaturas desenvolvidas durante os ciclos térmicos.
- ✓ À Kvaerner Oilfield Products Brazil Ltda, pelo material e apoio técnico.
- ✓ À Pontificia Universidade Católica do Paraná pela oportunidade e em particular aos Prof. Ronaldo Mayrhofer (in memoriam) e Prof. Laertes Bertoli Guimarães pela liberação das atividades acadêmicas e pelo estímulo constante.
- ✓ Ao Laboratório Central de Pesquisa e Desenvolvimento pelo apoio no desenvolvimento de vários ensaios e análises. Em especial aos amigos Raul Munhoz Neto, Luiz Eduardo Caron, Sérgio Henke, Maurício Cantão, Kleber F. Portela e Sérgio Weckerlin Santos pelas inúmeras sugestões.
- ✓ À CAPES pelo apoio financeiro.
- ✓ Aos Prof. Ramón S. Cortés Paredes e Prof. Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva pelas sugestões, idéias e críticas positivas.
- ✓ Aos alunos do curso de Engenharia Mecânica da PUC-PR que auxiliaram na preparação de amostras e realização de alguns ensaios mecânicos. Em particular a: Loren C. Lopes, Antonio Tchaika Jr, Murilo Tomaz, André L. Baldissera, Marlon Frandolozo e Rafael F. Heitkoetter.

SUMÁRIO

OFERECIMENTO	iii
AGRADECIMENTO	iv
SUMÁRIO.....	v
ÍNDICE DE FIGURAS	ix
ÍNDICE DE TABELAS	xviii
SIMBOLOGIA.....	xx
RESUMO	xxii
ABSTRACT	xxiv
I – INTRODUÇÃO	1
II – OBJETIVOS	3
III – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 – Desenvolvimento Histórico.....	4
3.2 – Família de Ligas Duplex	9
3.3 – Microestrutura	10
3.3.1 – Metalurgia Básica.....	11
3.3.2 – Seqüência de Solidificação.....	14
3.3.3 – Microestrutura Duplex Bruta de Fundição.....	19
3.3.4 – Microestrutura Duplex obtida por Tratamento Termomecânico.....	25
3.3.5 – Precipitação de Fases.....	26
3.4 – Propriedades	42
3.4.1- Propriedades Físicas.....	42
3.4.2- Propriedades Mecânicas.....	44
3.5 – Soldagem do aço inoxidável duplex.....	51
3.5.1 – Processos de Soldagem	52
3.6 – Metalurgia da Soldagem.....	59
3.6.1 – Ciclo Térmico de Soldagem.....	66
3.6.2 – Temperatura de Pré-Aquecimento.....	69
3.6.3 – Velocidade de Resfriamento	70
3.6.4 – Transformações Produzidas pelos Ciclos Térmicos.....	74
3.6.5 – Metal de adição	80

3.6.6 – Soldagem com múltiplos passes.....	81
3.6.7 – Propriedades mecânicas da junta soldada	83
3.6.8 – Tratamento térmico pós-soldagem	88
3.7 - Prática de Soldagem Recomendada aos Aços Inoxidáveis Duplex [18][28].....	89
IV – METODOLOGIA	90
4.1 - Estratégia dos Experimentos.....	90
4.2 – Caracterização do material	90
4.2.1 – Análise química.....	92
4.2.2 – Caracterização microestrutural.....	92
4.2.3 - Microscopia ótica.....	93
4.2.4 - Metalografia quantitativa com analisador de imagens.....	93
4.2.5 - Metalografia quantitativa conforme norma ASTM E-112-96	94
4.2.6 - Microscopia eletrônica de varredura.....	94
4.2.7 - Difração de raios x.....	94
4.2.8 - Análise química de micro-regiões com microsonda eletrônica.....	95
4.2.9 - Análise do teor de ferrita.....	95
4.3 – Propriedades mecânicas	95
4.3.1 – Ensaio de tração.....	96
4.3.2 – Ensaio de impacto.....	96
4.3.3 – Ensaio de dureza.....	98
4.4 – Soldagem das chapas.....	99
4.4.1 – Processo de soldagem com arame tubular.....	99
4.4.2 – Ciclo térmico de soldagem.....	102
4.4.3 - História Térmica	106
4.4.4 – Determinação das dimensões da poça de fusão.....	108
4.4.5 – Tratamentos térmicos	108
V – RESULTADOS E DISCUSSÃO	109
5.1 – Caracterização do metal de base	109
5.1.1 – Análise da composição química.....	109
5.1.2 – Estrutura cristalina das fases	110
5.1.3 – Microestrutura - Morfologia das fases	112
5.1.4 – Microestrutura - Tamanho da austenita.....	112
5.1.5 – Microestrutura - Quantidade de fases.....	114

5.1.6 – Composição química das fases por microsonda	115
5.2 – Propriedades mecânicas do metal de base.....	119
5.2.1 – Ensaio de tração.....	119
5.2.2 – Ensaio de impacto	122
5.2.3 – Ensaio de dureza.....	127
5.3– Caracterização microestrutural de amostra soldada resultante do simples depósito.....	128
5.3.1 - Macroestrutura do simples depósito com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm.....	128
5.3.2 - Microestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm.	129
5.3.3 - Perfil de dureza.	132
5.3.4 - Dimensões das poças de fusão.	132
5.3.5 - Cálculo da eficiência térmica do processo de soldagem.....	134
5.4– Influência do aporte térmico considerando simples depósito.	136
5.4.1- Macroestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm.	136
5.4.2 - Microestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm.	137
5.4.3 – Dimensões das poças de fusão.	139
5.4.4 - Perfil de dureza.	140
5.4.5 - Macroestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm. ...	141
5.4.6 - Microestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm.	141
5.4.7 – Perfil de dureza.....	143
5.4.8 – Dimensões das poças de fusão.	144
5.4.9 – Síntese dos resultados.....	144
5.5 - Influência número de passes	149
5.5.1 – Macroestrutura dos cordões com segundo passe.....	149
5.5.2 - Microestrutura dos cordões com segundo passe.	150
5.5.3 – Dimensões das poças de fusão.	152
5.5.4 – Perfil de dureza.....	153
5.6 - Influência da disposição dos cordões laterais para um mesmo aporte térmico	153
5.6.1 - Macroestrutura dos cordões laterais.....	154
5.6.2 – Microestrutura dos cordões laterais.....	154
5.6.3 – Dimensões das poças de fusão.	157
5.7 – Caracterização da Junta Soldada (Multipasse).....	159
5.7.1 – Caracterização macroestrutural da junta soldada.....	159
5.7.2 – Caracterização microestrutural da junta soldada.....	159

5.7.3 – Teor de ferrita na junta soldada.....	161
5.7.4 - Propriedades mecânicas da junta soldada – Tração.....	164
5.7.5 - Propriedades mecânicas da junta soldada - Impacto.....	165
5.7.6 - Propriedades mecânicas da junta soldada - Dureza.....	171
5.7.7 – Parâmetros de soldagem.....	173
5.7.8 – Composição química do eletrodo.....	173
5.7.9 – Ciclo térmico de soldagem.....	174
5.7.10 - Cálculo do tempo de resfriamento entre 1200 e 800°C.....	177
5.8– Caracterização da Junta Soldada com Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS).....	179
5.8.1 – Caracterização macroestrutural da junta soldada com TTPS.....	179
5.8.2 – Caracterização microestrutural da junta soldada com TTPS.....	179
5.8.3 – Propriedades mecânicas da junta soldada com TTPS – Tração.....	181
5.8.4 - Propriedades mecânicas da junta soldada com TTPS – Impacto.....	183
5.8.5 - Propriedades mecânicas da junta soldada com TTPS – Dureza.....	184
5.8.6 - Discussão.....	184
VI. CONCLUSÕES.....	186
VII. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	188
VIII. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	189

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – Desenvolvimento de algumas ligas laminadas a quente em função dos teores de nitrogênio e cromo (dados na especificação UNS) [36].....	6
Figura 2 – Algumas ligas duplex com designação UNS e respectivos PRE _N [25].....	6
Figura 3 – Comparação entre aços inoxidáveis austeníticos e duplex em relação aos respectivos PRE _N [25].	10
Figura 4 – Microestruturas típicas dos aços inoxidáveis duplex. (a) Chapa laminada a quente (200x); (b) Fundida (50x) [37].	11
Figura 5 – Diagramas ternários Fe-Cr-Ni em várias temperaturas [70].....	12
Figura 6 – Diagramas pseudobinários para (a) 70% Fe e (b) 60% Fe [37].	13
Figura 7 – Diagrama de Schaeffler [96].	15
Figura 8 – Diagrama de De Long [96].	16
Figura 9 – Diagrama WRC-1992 [01][37][96].	17
Figura 10 – Padrão primário para espessuras de revestimentos. [34]	18
Figura 11 – Calibração do ferritoscópio a partir de padrões secundários. [34].....	19
Figura 12 – Perfis “distância x concentração”, de uma barra solidificada sob tais condições que o transporte de soluto no líquido é efetuado somente por difusão. (a) Estágio estacionário durante a solidificação. (b) Estágio estacionário após a solidificação. (c) Diagrama de fases. [14] [19].....	20
Figura 13 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni mostrando o efeito da composição química na morfologia da ferrita e da austenita no cordão de solda [14].	21
Figura 14 – Representação dos modos de solidificação e tipos de microestrutura em função da relação Cr _{eq} e Ni _{eq} [17].	22
Figura 15 – Esquemas de estruturas de solidificação dos aços inoxidáveis [117].	23
Figura 16 - Tratamentos termomecânicos usados para a produção de um aço microduplex em ligas bifásicas [14][93].	26
Figura 17 – Representação das fases presentes em um aço inoxidável duplex que afetam o comportamento à corrosão [10].	27
Figura 18 – Modelo de nucleação e crescimento da fase sigma durante a transformação eutetóide (ferrita em sigma + austenita) em um aço inoxidável duplex [90].	28
Figura 19 – Precipitados grosseiros de fase sigma numa chapa de aço superduplex após 10 minutos a 1000°C [37]. Ataque eletrolítico: ácido sulfúrico. Ampliação 800x.	28

Figura 20 – Efeito de elementos de liga na precipitação da fase sigma pré-aquecidas a 1100°C e envelhecidas isotermicamente a 800°C. (a) Efeito do cromo em ligas com 6,5%Ni e 2,8%Mo. (b) Efeito do molibdênio em ligas contendo 25%Cr e 6,5% Ni [66].	29
Figura 21 – Efeito do níquel na precipitação da fase sigma em ligas com 25%Cr e 2,8 %Mo, pré-aquecidas a 1100°C e envelhecidas isotermicamente a 800°C [66].	30
Figura 22 – Efeito da temperatura do tratamento de solubilização na precipitação da fase sigma no aço com 25%Cr, 7%Ni e 3%Mo [66].	30
Figura 23 – Curva de resfriamento mostrando a precipitação de fases intermetálicas nos aços inoxidáveis duplex [101].	31
Figura 24 – Relação entre taxa de resfriamento, teor de nitrogênio, teor de ferrita e o efeito resultante na tenacidade e na dureza [101].	31
Figura 25 – Diagrama TRC calculado a partir do diagrama TTT para o aço inoxidável duplex SAF 2507 [110].	32
Figura 26 – Diagrama mostrando prováveis causas da precipitação de fase sigma [99].	33
Figura 27 – Micrografia da austenita secundária no metal de solda de uma liga superduplex (1000x). Ataque eletrolítico: ácido sulfúrico. [37].	34
Figura 28 – Micrografia (MEV) mostrando austenita secundária e fase sigma eutetóide. Aço UNS S32750 após 72h a 700°C [37].	35
Figura 29 – Micrografia de uma liga duplex após 1 minuto a 750°C, mostrando a precipitação de carbonetos nos contornos de grão α/γ (9600x) [103].	36
Figura 30 – Cinética de precipitação do carboneto $M_{23}C_6$ em um aço inoxidável austenítico AISI 304. (a) 0,050%C solubilizado a 1250°C. (b) 0,038%C solubilizado a 1260°C [14].	36
Figura 31 – Efeito do nitrogênio na precipitação do carboneto $M_{23}C_6$ na liga com 0,050%C, 17%Cr, 13%Ni e 5%Mo [14].	37
Figura 32 – 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 [87].	38
Figura 33 – Representação do campo de miscibilidade do estado sólido com as linhas espinoidais [54].	39
Figura 34 – Representação esquemática de duas seqüências para formação de uma mistura bifásica por difusão: nucleação e crescimento e decomposição espinoidal [54].	40
Figura 35 – Curvas TTT para o aço duplex UNS S31803 solubilizado a 1050°C por 30 min [14].	41
Figura 36 – Tipos de fases que podem ocorrer nos aços inoxidáveis duplex [86][96].	41

Figura 37 – Diagrama TTT esquemático mostrando alguns tipos de precipitações no aço inoxidável duplex UNS S31803 em função da temperatura [84].....	42
Figura 38 – Variação do limite de escoamento em função da porcentagem de ferrita [74].....	46
Figura 39 - Efeito do teor de ferrita e da temperatura no limite de escoamento dos aços inoxidáveis duplex. [14].....	46
Figura 40 – Efeito do teor de ferrita e da temperatura no limite de resistência dos aços duplex [14].	47
Figura 41 – Efeito da adição de nitrogênio nas propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S31803 [37].	48
Figura 42 – Representação do limite de escoamento em diferentes direções como função da espessura da chapa. [37].....	49
Figura 43 - Variação de algumas propriedades mecânicas em função da porcentagem de intermetálicos presentes. [25][37].....	50
Figura 44 – Energia absorvida versus temperatura, para diversos tipos de aços inox duplex. [37]	50
Figura 45 – Energia de impacto em função da temperatura de ensaio e do teor de ferrita.[62]....	51
Figura 46 –Soldagem a Arco Voltaico com Eletrodo Revestido (SMAW).	53
Figura 47 –Processo de soldagem a arco voltaico com atmosfera gasosa.	55
Figura 48 – Representação esquemática do processo de soldagem a arco submerso.	56
Figura 49 – Processo de soldagem a arco submerso.	57
Figura 50 - Processo de soldagem por arame tubular [112].....	58
Figura 51 – Representação esquemática dos equipamentos de MIG/MAG [112]......	59
Figura 52 – Distribuição de energia do arco [82].....	61
Figura 53 – Diferença entre as áreas da zona soldada para o processo por arco submerso usando o mesmo nível de energia do arco, mas diferentes velocidades de soldagem [58].	62
Figura 54 – Efeito do aporte de energia e da temperatura de pré-aquecimento na temperatura de pico em uma chapa de ½”soldada manualmente à temperatura ambiente pelo processo SMAW [81].	63
Figura 55 – Efeito da temperatura inicial da chapa nos ciclos térmicos da zona termicamente afetada de solda realizadas em chapas de ½”soldadas com eletrodos revestidos [81].....	64
Figura 56 - Curvas de resfriamento para zona termicamente afetada para três espessuras de chapas soldadas por SMAW. A temperatura inicial das chapas foi de 27°C, soldadas com uma energia de arco de 1850 J/mm [58].	65

Figura 57 – Ciclos térmicos ao redor de uma fonte de calor pontual incidindo numa chapa semi-infinita, T_0 igual a zero e energia de soldagem igual a 4,2 kJ/cm.	66
Figura 58 – Representação de um ciclo térmico de soldagem de um único passe [73].	67
Figura 59 – Representação esquemática do ciclo térmico na ZTA de um aço inoxidável duplex, com temperatura máxima acima da temperatura solvus da ferrita [12][50].	67
Figura 60 – Microestrutura da zona fundida de um aço duplex com Δt_{12-8} igual a 0,6s. Ataque eletrolítico com ácido oxálico. Ampliação: 400x [12].	69
Figura 61 – Representação esquemática da evolução da microestrutura durante a soldagem de um aço inoxidável duplex [37].	69
Figura 62 – Curvas temperatura-tempo-fragilização para alguns tipos de aços inoxidáveis. As curvas representam a transição (27J) a temperatura ambiente para corpos de prova de impacto do tipo Charpy [64].	70
Figura 63 - Esquema de um cordão sobre a superfície de uma chapa infinita para condições de fluxo de calor tridimensional.	71
Figura 64 – Tempo de resfriamento entre 1200 e 800°C de aços inoxidáveis duplex em função da energia de soldagem e da espessura da chapa [12][37].	73
Figura 65 – Esquema de crescimento competitivo [72].	74
Figura 66 – Diagrama TRC para o aço inoxidável duplex com 24,5 %Cr 7% Ni com diferentes teores de nitrogênio [37].	77
Figura 67 – Teor de austenita na ZTA em função do fator Q (composição química) [14].	77
Figura 68 – Diagrama esquemático das mudanças que ocorrem na ZTA [03].	78
Figura 69 - Representação esquemática mostrando uma zona parcialmente fundida na ZTA do aço [03].	79
Figura 70 – Influência da composição química do metal de solda do duplex no início da transformação δ/γ durante a etapa de resfriamento de um único passe de solda [31].	80
Figura 71 - Diagrama esquemático mostrando as diferentes regiões na ZTA com resultado dos efeitos de reaquecimento [03].	82
Figura 72 – Diagrama esquemático das curvas em C para formação da austenita e de nitretos e o efeito da adição de nitrogênio sobre as mesmas [3].	82
Figura 73 – Influência da energia do arco na resistência máxima e na resistência ao escoamento [65].	84
Figura 74– Curvas típicas de energia de impacto para metal de base do aço Sandvik SAF 2205 e diferentes tipos de metais de solda [65].	85

Figura 75 – Influência do teor de ferrita na energia de impacto para o aço inox duplex em diferentes temperaturas [62].	86
Figura 76 – Relação entre valores de dureza para metais de solda no aço inox duplex SAF 2205 [64].	87
Figura 77 – Detalhe mostrando as posições de retirada dos corpos de prova para o ensaio Charpy.	97
Figura 78 – Detalhe do corpo de prova Charpy, mostrando o posicionamento do entalhe na zona fundida.	97
Figura 79 – Ensaio de resistência ao impacto. (a) Máquina de ensaio. (b) Detalhe do sistema de refrigeração dos corpos de prova para a temperatura de -18°C .	98
Figura 80 – Detalhe da soldagem. (a) Restrições para soldagem da chapa de do aço inoxidável duplex UNS S31803; (b) Detalhe do chanfro em “K”.	99
Figura 81 – Detalhe da colocação dos termopares.	100
Figura 82 – Representação esquemática do posicionamento dos quatro termopares para determinação dos ciclos térmicos em diferentes profundidades. (unid.: mm)	102
Figura 83 – Detalhe da posição de colocação de cada termopar na chapa.	103
Figura 84 – Circuito elétrico para a soldagem dos termopares.	104
Figura 85 – Configuração do sistema de aquisição dos ciclos térmicos: NetDAQ acoplado ao microcomputador.	105
Figura 86 – Sistema de calibração dos termopares.	106
Figura 87 – Detalhe do bloco de calibração, modelo CL 750 da Ômega.	106
Figura 88 - Difractograma de uma amostra solubilizada de aço inoxidável duplex UNS S31803.	111
Figura 89 – Microestrutura das três direções da chapa de aço inoxidável duplex UNS S31803. Ferrita = fase clara, austenita = fase escura. (a) e (c) Secção longitudinal. (b) Secção transversal. (d) Perspectiva mostrando as três direções da chapa. Ataque: Beraha.	113
Figura 90 – Representação esquemática mostrando os locais de medição de ferrita.	114
Figura 91 – Comparação entre os teores dos principais elementos químicos encontrados no metal de base e nas fases ferrita e austenita.	116
Figura 92 – Propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S31803 para corpos de prova retirados em duas direções da chapa (média de quatro corpos de prova).	120
Figura 93 – Representação do limite de escoamento em duas direções, em função da espessura da chapa [36].	122

Figura 94 – Resultados dos ensaios de impacto para diferentes temperaturas em duas direções da chapa de aço inoxidável duplex UNS S31803.	123
Figura 95 – Fractografias da superfície do corpo de prova Charpy para o metal de base na temperatura de -196°C . Orientação (T-L). Microscópio eletrônico de varredura.	124
Figura 96 - Fractografias da superfície do corpo de prova Charpy para o metal de base na temperatura de -80°C . Orientação (T-L). Microscópio eletrônico de varredura.	125
Figura 97 – Variação de dureza Vickers HV10 ao longo da espessura da chapa na condição como-recebida.	127
Figura 98 - Macrografia da amostra com aporte térmico igual a $0,994\text{ kJ/mm}$. Ataque: ácido oxálico 10%.	128
Figura 99 – Correlação entre macrografia do cordão depositado e micrografias do metal de solda, ZTA com grãos grosseiros e ZTA com grãos mais finos. Ataque: Beraha. Aporte térmico igual a $0,944\text{ kJ/mm}$	129
Figura 100 – Micrografia mostrando as diferentes regiões do cordão de solda. Ataque: Beraha.	130
Figura 101 – Detalhe mostrando a região da zona de ligação com nitretos (setas pretas) e subgrãos de ferrita (setas vermelhas). Ataque: Beraha. Aumento: 1000x.	130
Figura 102 – Micrografia da zona de ligação/ZTA mostrando a precipitação intragranular de nitretos de cromo na ferrita. Microscópio eletrônico de varredura. Ampliação: 750x.	131
Figura 103 – Espectro de emissão de raios x para os nitretos de cromo presentes na zona de ligação.	131
Figura 104 – Variação da microdureza Vickers em função da distância a partir da linha de fusão.	132
Figura 105 – Comparação entre os valores de microdureza entre as fases ferrita e austenita. ...	133
Figura 106 – Representação das dimensões características do cordão de solda e da ZTA.	133
Figura 107 – Secção transversal da solda mostrando a variação das temperaturas de pico.	136
Figura 108 - Macrografia da amostra com aporte térmico igual a $0,504\text{ kJ/mm}$. Ataque: ácido oxálico 10%.	137
Figura 109 – Correlação entre macrografia do cordão depositado e micrografias do metal de solda, ZTA com grãos grosseiros e ZTA com grãos mais finos. Ataque: Beraha. Aporte térmico igual a $0,504\text{ kJ/mm}$. Aumento: 50x.	138
Figura 110 – Micrografia mostrando a diferença entre as microestruturas do metal de solda e a ZTA. Ataque: Beraha. Aporte térmico igual a $0,504\text{ kJ/mm}$. Aumento: 200x.	139

Figura 111 – Variação da dureza em relação à linha de fusão. Aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm.	140
Figura 112 - Amostra com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm. Ataque: ácido oxálico 10%. ..	141
Figura 113 – Correlação entre macrografia do cordão depositado e micrografias do metal de solda, linha de fusão e ZTA. Aporte térmico igual 1,904 kJ/mm. Ataque: Beraha.	142
Figura 114 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm.	143
Figura 115 – Macrografia dos cordões de solda depositados sobre a chapa de aço inoxidável duplex UNS S31803 com diferentes aportes térmicos (ho). a) 0,554 kJ/mm: b) 0,994 kJ/mm e c) 1,904 kJ/mm.	145
Figura 116 – Efeito do aporte térmico na microestrutura da ZTA para simples depósito. a) ho=0,504 kJ/mm. b) ho=0,994 kJ/mm. c) ho=1,904 kJ/mm. (1)Aumento:100x. (2) Aumento: 200x. Ataque: Beraha.	147
Figura 117 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para diferentes aportes térmicos.	148
Figura 118 - Macrografia da amostra com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm com segundo passe. Ataque: ácido oxálico 10%.	149
Figura 119 – Detalhe ampliado da soldagem com segundo passe. (1) Passe inicial. (2) Segundo passe. Aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm. Ataque: ácido oxálico 10%.	150
Figura 120 – Microestrutura mostrando as diferentes regiões da solda com segundo passe. Aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm. Ataque: Beraha.	150
Figura 121 – Micrografias mostrando detalhes do cordão de solda com segundo passe. (a) Passe inicial de solda. (b) Segundo passe. Aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm. Ataque: Beraha.	151
Figura 122 – Variação da dureza em relação à linha de fusão com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm.	153
Figura 123 - Macrografia da amostra com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm com passes laterais. Ataque: ácido oxálico 10%.	154
Figura 124 – Microestrutura mostrando o efeito da deposição de um segundo cordão adjacente ao primeiro cordão. Ataque: Beraha.	155
Figura 125 – Ampliação da região de sobreposição dos cordões de solda. Ataque: Beraha. (a) Aumento de 50x. (b) Aumento de 200x.	155
Figura 126 – Detalhe das regiões afetadas pela deposição de passes adjacentes. Ataque: Beraha.	156

Figura 127 - Diagrama pseudo binário Cr-Ni com 70%Fe [37].....	156
Figura 128 – Microestrutura mostrando em detalhe a região 3. As setas brancas indicam a formação de austenita secundária intragranular e as setas pretas a precipitação de nitretos.....	157
Figura 129 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm considerando passes laterais.....	158
Figura 130 – Posição das medições de dureza para passes laterais com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm.....	158
Figura 131 – Macrografia da junta soldada.....	159
Figura 132 – Macrografia mostrando as diferentes microestruturas no primeiro cordão de solda da junta soldada por múltiplos passes. Ataque: Beraha.....	160
Figura 133 – Variação do teor de ferrita em função da posição na junta soldada.....	161
Figura 134 – Macrografia da junta mostrando as posições de medição dos teores de ferrita.....	162
Figura 135 – Variação do teor de ferrita em função da distância em relação ao meio dos cordões depositados na junta soldada.....	163
Figura 136 – Propriedades mecânicas da junta soldada em comparação com o metal de base.....	164
Figura 137 - Comparação entre a energia absorvida no ensaio de impacto considerando diferentes temperaturas para o metal de base, a junta soldada e o valor definido por norma. (Direção T-S).....	166
Figura 138 - Comparação entre os valores obtidos no ensaio de impacto em função da posição do entalhe no centro do cordão de solda de juntas soldadas sem tratamento térmico pós-soldagem.....	166
Figura 139 – Representação das posições de retirada dos corpos de prova para os ensaios de impacto na junta soldada.....	167
Figura 140 – Fractografias da superfície do corpo de prova Charpy para junta soldada na temperatura de -196°C. Orientação (T-L).....	168
Figura 141 - Fractografias da superfície do corpo de prova Charpy para a junta soldada na temperatura de -80°C. Orientação (T-L).....	169
Figura 142 – Representação das posições onde foram realizadas as medições.....	171
Figura 143 – Variação da dureza Vickers em função da distância a partir da linha de fusão.....	172
Figura 144 - Variação da dureza Vickers para metal de base e junta soldada.....	172
Figura 145 – Macrografia mostrando posicionamento do primeiro termopar na ZTA.....	175
Figura 146 – Ciclos térmicos medidos com os quatro termopares.....	175
Figura 147 – Velocidade de resfriamento entre 800 e 500°C.....	176

Figura 148 – Diagrama para determinação de ΔT_{12-8} para os aços inoxidáveis duplex [36].	177
Figura 149 – Macrografia da junta soldada submetida ao tratamento térmico de solubilização a 1050°C por 30 minutos. (a) Ataque Beraha. (b) Ataque: ácido oxálico 10%.	179
Figura 150 – Microestruturas presentes na junta soldada e tratada termicamente. Ataque: Beraha.	180
Figura 151 – Valores das propriedades mecânicas da junta soldada com e sem tratamento térmico em comparação com o metal de base.	182
Figura 152 - Comparação entre a energia absorvida no ensaio de impacto para diferentes temperaturas para o metal de base, a junta soldada e junta tratada termicamente. (Direção T-S).	183
Figura 153 – Variação da dureza Vickers em função da distância a partir da linha de fusão para o metal de base, junta soldada e junta soldada e tratada termicamente.	184

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1– Comparação entre os diferentes tipos de aços inoxidáveis. [31][71][88][98].....	8
Tabela 2 - Diferença entre algumas propriedades da ferrita e da austenita.....	43
Tabela 3 – Propriedades físicas do aço inoxidável UNS S31803. [96].....	43
Tabela 4 – Comparação das propriedades entre diferentes aços inoxidáveis. [24].....	44
Tabela 5 – Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis à temperatura ambiente (chapas recozidas) [95].....	45
Tabela 6 – Faixas de variação de rendimento térmico para diferentes processos de soldagem [58][73][83].	61
Tabela 7 - Variação na dureza e no teor de ferrita de juntas soldadas em chapas de 20 mm de aço inox duplex SAF 2205 [64][65].	88
Tabela 8 - Parâmetros de soldagem utilizados na determinação da influência do aporte térmico na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de base.....	91
Tabela 9 – Composição do aço inoxidável duplex UNS S31803 em estudo.	92
Tabela 10 - Parâmetros de soldagem do processo por arame tubular (valores médios)	101
Tabela 11 – Composição química do eletrodo utilizada na soldagem das chapas de duplex.	101
Tabela 12 – Composição química dos aços inoxidáveis duplex encontrados na literatura e obtidos nas análises químicas. (Valores máximos ou faixa de variação)	110
Tabela 13 – Parâmetros de rede da ferrita e da austenita (Å).....	112
Tabela 14 – Dimensões da fase austenítica utilizando analisador de imagens. (Média de 10 medidas)	113
Tabela 15 – Teores médios de ferrita no metal de base.	114
Tabela 16 – Teores dos principais elementos químicos encontrados no metal de base nas fases ferrita e austenita. (média de 15 medições).....	115
Tabela 17 – Teores dos elementos químicos encontrados na literatura para as duas principais fases presentes no metal de base (aço inox duplex UNS S31803).....	117
Tabela 18 – Diâmetro da base do cilindro excitado para gerar 99% de raios x em função do elemento para análise química por comprimento de onda.	118
Tabela 19 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex UNS S31803, à temperatura ambiente, na direção transversal.	119
Tabela 20 – Valores de resistência ao impacto (J) para aços inoxidáveis duplex UNS S31803, no	

estado solubilizado, em diversas temperaturas e direções.....	126
Tabela 21 – Dimensões das poças de fusão para o simples depósito ($h_0=0,994$ kJ/mm).	133
Tabela 22 – Dimensões das poças de fusão dos cordões com aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm.	140
Tabela 23 – Dimensões das poças de fusão dos cordões com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm.	144
Tabela 24 – Dimensões dos cordões de solda e zona termicamente afetada considerando diferentes aportes térmicos.....	146
Tabela 25 – Parâmetros de soldagem.....	152
Tabela 26 – Dimensões das poças de fusão dos cordões com mesmo aporte térmico em passes sobrepostos.	152
Tabela 27 – Parâmetros de soldagem para os cordões dispostos lateralmente.	154
Tabela 28 – Dimensões das poças de fusão dos cordões com mesmo aporte térmico em cordões dispostos lateralmente.	157
Tabela 29 – Parâmetros de soldagem em cada passe de solda da junta soldada.....	163
Tabela 30 – Variação da energia absorvida em função da espessura da chapa - norma ASME.	170
Tabela 31 - Variação da energia absorvida em função da espessura da chapa - norma DIN.....	170
Tabela 32 – Parâmetros utilizados na soldagem das chapas de aço inox duplex UNS S31803. (Valores médios)	173
Tabela 33 – Composição química do eletrodo utilizada na soldagem das chapas de duplex.	174
Tabela 34 – Composição química do cordão de solda em comparação com o metal de base. ...	174
Tabela 35 – Temperaturas máximas alcançadas por cada um dos quatro termopares.....	176
Tabela 36 – Comparação entre os valores de eficiência da junta nas condições como soldada e tratada termicamente.	182

SIMBOLOGIA

A_5 = alongamento (%)

γ = austenita

$\gamma_2 = \gamma_{\text{secundária}}$ = austenita secundária

δ = ferrita delta

α = ferrita

σ = fase sigma

σ_y = tensão de escoamento (MPa)

$\sigma_{\text{máx}}$ = limite de resistência (MPa)

$Cr_{\text{equiv.}}$ = cromo equivalente

$Ni_{\text{equiv.}}$ = níquel equivalente

G = energia livre

M = teor do elemento M na liga

C_0 = composição inicial

C_1 = composição da fase 1

C_2 = composição da fase 2

T_A' = taxa de subresfriamento ou baixa supersaturação

T_A = taxa de supersaturação

E = módulo de elasticidade (GPa)

ρ = densidade (g/cm^3)

k = coeficiente de expansão térmica ($^{\circ}\text{C}$)

d = espaçamento lamelar

α = difusividade térmica (cm^2/s)

λ = condutividade térmica ($\text{cal/s.cm.}^{\circ}\text{C}$) ou (W/mK)

$C_p = c$ = calor específico do material ($\text{cal/g}^{\circ}\text{C}$) ou (J/kgK)

$H = h_o = h_i$ = energia de soldagem (*heat input*) (kJ/mm)

V = tensão do arco (V)

I = corrente de soldagem (A)

$V_s = v_s$ = velocidade de soldagem (cm/min) ou (cm/s)

H_L = energia líquida (kJ/mm)

H_{abs} = energia absorvida (kJ/mm)

η = eficiência térmica ou rendimento térmico do processo de soldagem

t_c = temperatura crítica (°C)

Φ = fluxo de calor

Δt = tempo de resfriamento (s)

T_r = temperatura de pico alcançada no sólido a uma distância “r” (K)

$T_p = T_{pico}$ = temperatura de pico (°C)

T_δ = temperatura da ferrita delta (°C)

T_0 = temperatura inicial ou de pré-aquecimento (°C)

e = espessura da chapa (mm)

y = distância do ponto considerado até a linha de fusão (mm)

T_f = temperatura de fusão do material (°C)

$\Delta t_{12/8}$ = taxa de resfriamento entre 1200 e 800 °C.

$\Delta t_{8/5}$ = taxa de resfriamento entre 800 e 500 °C.

Q = teor de austenita nas soldas de aços inoxidáveis duplex

n = coeficiente adimensional = 1,2

df = tamanho médio do grão após o tempo t

d_0 = tamanho inicial do grão

k = constante cinética = 21

Q = energia de ativação = 43,7 kJ/mol

R = constante dos gases (J/mol.K)

t = tempo (s)

r = distância a partir do centro do cordão de solda ao ponto que alcança a temperatura T_r (mm)

q = aporte térmico (W)

d_{fe} = diâmetro do feixe de elétrons (μm)

V_a = tensão de aceleração dos elétrons (keV)

V_{abs} = degrau de absorção do elemento químico a ser analisado (keV)

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex vêm atraindo um número cada vez maior de setores da indústria, devido às melhores propriedades mecânicas e às características de resistência à corrosão que estes possuem em relação aos outros tipos de aços inoxidáveis. Tais propriedades são alcançadas através do balanço microestrutural entre as fases ferrita e austenita. A microestrutura final é obtida através do controle da composição química e das condições do tratamento térmico de solubilização. As principais características microestruturais e de propriedades mecânicas do material podem ser alteradas quando este é submetido a múltiplos ciclos térmicos tais como aqueles que ocorrem durante a soldagem. Pouco tem sido relatado quanto ao comportamento deste material em chapas espessas, o que deixa os principais usuários em indústrias químicas, petroquímicas, celulose e papel sem muito conhecimento a respeito do efeito das condições de soldagem na integridade estrutural dos equipamentos.

O presente trabalho tem como objetivos principais: caracterizar as propriedades mecânicas do material; avaliar as transformações de fase que podem ocorrer durante o processo de soldagem em chapas espessas; investigar a influência do processo de soldagem por arco elétrico com arame tubular na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de base; correlacionar as mudanças microestruturais que ocorrem durante a soldagem de chapas espessas através de passes simples com aquelas que ocorrem em processos que utilizam múltiplos passes e; avaliar a influência de tais mudanças microestruturais na performance, tanto de juntas soldadas quanto daquelas submetidas a tratamento térmico pós-soldagem.

A caracterização microestrutural do metal de base foi realizada para comparar possíveis alterações nas microestruturas do material submetido a diferentes ciclos térmicos de soldagem. A avaliação das propriedades mecânicas do metal de base, da junta soldada e da junta soldada tratada termicamente foi feita através de ensaios mecânicos de tração, de impacto e de dureza. A influência do processo de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de base foi investigada através da variação sistematizada de diversos parâmetros de soldagem e correspondentes avaliações metalográficas, bem como avaliações de ensaios mecânicos. Neste trabalho os parâmetros de processo considerados foram iguais àqueles utilizados na prática industrial corrente para operações de soldagem em juntas de chapas espessas.

Os resultados encontrados permitiram concluir que: o metal de base apresenta variação

microestrutural, o que acarreta comportamento anisotrópico nas propriedades mecânicas; na ZTA da junta soldada ocorre elevada precipitação de nitretos de cromo, a qual é reduzida parcialmente com a deposição de outros passes ou através de tratamento térmico pós- soldagem; o restabelecimento parcial das propriedades mecânicas da junta soldada ocorre principalmente devido ao equilíbrio entre as fases, à dissolução parcial de nitretos de cromo do interior da ferrita e ao alívio das tensões residuais geradas pelo processo de soldagem.

ABSTRACT

The superior mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels, when compared to other kinds of stainless steels, have gained attention of different industrial sectors. Such outstanding features are reached through a microstructural balance between the ferrite and austenite phases. The final microstructure is obtained through the control of both chemical composition and conditions by which a solubilization heat treatment is performed. The main microstructural features as well as mechanical properties of that material can be altered when it is submitted to multiple thermal cycles, such as those that happen during welding. Very few results presented in the literature refer to thick plates, therefore potential users such as chemical, petrochemical, as well as paper and pulp industries are left without sufficient information regarding the influence of welding conditions on the integrity of the final component.

The present work has the following main objectives: to characterize the mechanical properties of the material under typical microstructure conditions found in the marketplace; to evaluate the phase transformations that might occur during welding practices on thick plates; to investigate the influence of the flux core arc welding process on the microstructure features as well as on the mechanical properties of the base metal; to correlate the microstructural changes that take place during simple pass welding with those that happen during multiple pass welding on thick plates and; to evaluate the influence of such microstructural changes on the performance of both the welded joint and the one submitted to post-welding heat treatment.

The microstructural characterization of the base metal was done in order to compare possible changes of the material when submitted to different welding thermal cycles. The evaluation of the mechanical properties of the base metal, the welded joint and the heat treated welded joint was done by mechanical tests of tension, impact fracture and hardness. The influence of the welding process on the microstructure and mechanical properties of the base metal was investigated through a systematic variation of various welding parameters and corresponding metallographic analysis, as well as the analysis of mechanical testing results. In the present work, such welding parameters were equal to those currently used in industry for the welding of thick plates.

The results obtained in this work lead to the following remarks: the base metal presents

microstructural changes that cause anisotropic behavior of mechanical properties; in the HAZ there is high precipitation of chromium nitrates, which is partially reduced with the deposition of extra passes or through the use of post-welding heat treatment; the partial re-establishment of mechanical properties on the welded joint occurs mainly due to phase equilibrium, to a partial dissolution of chromium nitrates inside the ferrite phase and to the relief of residual stresses that were generated in the welding process.

I – INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex vieram para ampliar o campo de aplicação dos materiais inoxidáveis tradicionais. O aço duplex apresenta combinações de propriedades que não são alcançadas pelos inoxidáveis austeníticos ou ferríticos. Eles possuem: elevada resistência mecânica, alta tenacidade, aliados a boa resistência à corrosão.

As propriedades mecânicas e químicas apresentadas pelos inoxidáveis duplex proporcionaram um aumento significativo em seu uso principalmente em aplicações junto às indústrias químicas, petroquímicas, usinas de tratamento de água, engenharia marinha e indústrias de papel e celulose.

Estudos sobre os aços inoxidáveis no Brasil mostram que devemos ter um acréscimo de 9% ao ano no consumo deste material. Este crescimento pode ser observado considerando-se o aumento na divulgação e no conhecimento do produto em alguns setores da indústria. Nos últimos anos a demanda de inoxidáveis foi ampliada devido à oferta do produto com preços mais acessíveis e também devido ao aumento nas composições do material que satisfazem as exigências de um número maior de aplicações.

A proposta de avaliação da relação microestrutura e propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS submetidos a um processo de soldagem de alta produção surgiu com objetivo de conciliar a pesquisa desenvolvida nas universidades e a necessidade de aprimoramento do processo de desenvolvimento de produto em algumas indústrias. Não são muitas as indústrias no Brasil que possuem laboratórios de pesquisa e desenvolvimento. Este fato gera, em alguns casos, um aumento no custo final do produto, pois muitas vezes ao término do processo, o produto não apresenta as qualidades e/ou propriedades requeridas para uma dada finalidade. As universidades têm procurado trabalhar em conjunto com as indústrias buscando colaborar, dividir experiências, apresentar sugestões e participar do crescimento tecnológico industrial.

No Brasil, e em especial em algumas indústrias do sul do país, vêm procurando substituir os aços inoxidáveis tradicionais, austeníticos e ferríticos, pelos aços inoxidáveis duplex justamente pelas propriedades mecânicas e químicas que estes apresentam. Porém, algumas propriedades ainda não foram completamente determinadas. A avaliação da integridade estrutural tanto quando do projeto como durante a vida dos componentes estruturais feitos de aço inoxidável duplex em serviço são pouco comentadas na literatura.

No presente projeto utilizaremos o processo de soldagem por arame tubular para a soldagem de chapas de 25 mm de aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205). Este processo permite obter bom grau de automatização, conferindo rapidez e economia se comparado aos demais processos de soldagem com arco elétrico.

As principais preocupações com o processo de soldagem por arame tubular são: a taxa de diluição, que pode acarretar altos níveis de ferrita na estrutura; o tempo de resfriamento e o aporte de calor (*heat input*) utilizado na soldagem. A taxa de diluição é um parâmetro importante, pois para grandes espessuras torna-se necessária à utilização de multi-passes. Os ciclos térmicos de reaquecimento do material provocado pelos cordões de solda subseqüentes podem gerar a dissolução parcial de algumas fases ocasionando alteração de algumas propriedades no material. O efeito do aporte de calor se dará tanto na estrutura da zona fundida quanto na zona termicamente afetada (ZTA) e, portanto nas propriedades finais da união soldada do aço duplex. Para um alto aporte de calor pode-se esperar um crescimento rápido dos grãos de ferrita, ocasionando deterioração na tenacidade. Para um baixo aporte de calor pode ocorrer precipitação de carbonetos e nitretos, apesar de poder ocorrer reversão da ferrita para austenita trazendo benefício à tenacidade.

II – OBJETIVOS

Os aços inoxidáveis duplex vêm atraindo um número cada vez maior de setores da indústria, devido as suas propriedades mecânicas e características de resistência à corrosão em relação aos outros tipos de aços inoxidáveis. Estas características podem ser alteradas quando o material é submetido a múltiplos ciclos térmicos como os que ocorrem durante a soldagem. Certos cuidados devem ser tomados durante a especificação dos procedimentos de soldagem para se procurar evitar qualquer tipo de fragilização da junta soldada.

O presente trabalho tem por objetivo:

1. Caracterizar as propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex (UNS S31803), sob condições microestruturais típicas de mercado;
2. Avaliar as transformações de fase que ocorrem ou podem ocorrer durante o processo de soldagem deste aço inoxidável considerando a soldagem em chapas grossas;
3. Investigar a influência do processo de soldagem a arco elétrico com arame tubular na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de base;
4. Correlacionar as mudanças microestruturais que acontecem durante a soldagem de chapas espessas, com múltiplos passes, e a influência destes na performance da junta soldada e da junta soldada submetida a tratamento térmico pós-soldagem.

III – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Desenvolvimento Histórico

Os aços inoxidáveis foram inicialmente desenvolvidos na Inglaterra e na Alemanha durante as primeiras décadas do século XX, sendo os aços Fe-Cr martensíticos e ferríticos os primeiros tipos, seguidos rapidamente pelos aços Fe-Cr-Ni austeníticos. Observaram-se rapidamente as vantagens que esses materiais, até então revolucionários, ofereciam em termos de resistência à corrosão e a oxidação que permitiu uma rápida utilização dos mesmos.

Os aços inoxidáveis duplex foram pela primeira vez referenciados em 1927 em um trabalho desenvolvido por Bain e Griffiths sobre o sistema Fe-Cr-Ni onde mencionaram a existência de um campo bifásico composto pelas fases austenita e ferrita [5].

Alguns anos mais tarde, muitas fundições na França, Alemanha, Suécia e Estados Unidos começaram a explorar esses aços inicialmente na forma de fundidos. Ainda antes de 1930, a empresa sueca Avesta iniciou o desenvolvimento de ligas duplex cuja composição química básica apresentava 25% Cr, 5% Ni e 1,5% Mo.

Os aços inoxidáveis duplex foram então sendo comparados aos austeníticos em função de suas propriedades. Resumidamente sabia-se que:

- A resistência mecânica dos inoxidáveis duplex era consideravelmente mais alta que a dos austeníticos;
- Os aços inoxidáveis duplex apresentavam características de conformação mecânica a quente e de processamento piores que os austeníticos;
- Ambos apresentavam boa resistência à corrosão, porém, os inoxidáveis duplex eram susceptíveis à corrosão por pites principalmente devido ao enriquecimento preferencial da ferrita por elementos como o cromo e o molibdênio. Este problema só foi resolvido posteriormente com a introdução de teores mais elevados de nitrogênio, que além de melhorar a resistência à corrosão permitiu a estabilidade da estrutura duplex às altas temperaturas, por exemplo, na zona termicamente afetada com a estabilização da ferrita.

No início de 1950, a escassez de níquel, que aumentou o preço das ligas austeníticas e o aumento nas atividades das indústrias de prospecção de petróleo, incentivou o desenvolvimento dos aços inoxidáveis com teores mais baixos de Ni forçando o aperfeiçoamento dos aços duplex, principalmente com relação à conformação a quente, soldabilidade e resistência à corrosão. Os

produtos porém, não apresentavam boa tenacidade. Não havia o conhecimento sobre a necessidade do tratamento de solubilização (aquecimento entre 1050 e 1150 °C e resfriamento rápido em água) que tem por objetivo evitar a precipitação de fases indesejáveis e alcançar o reestabelecimento do equilíbrio entre as fases presentes [36].

No início da década de 70, já se tinha uma boa idéia da relação desejável entre as fases, assim como dos teores máximos de impurezas. Porém somente com a introdução de novos processos de fabricação dos aços foi possível se produzir aços inoxidáveis duplex com baixos teores de elementos residuais como o enxofre e o oxigênio. A partir de então, novas composições vêm sendo desenvolvidas com diferentes combinações de propriedades mecânicas, resistência à corrosão e ao desgaste.

Nos anos 80, outros tipos de aços inoxidáveis duplex com maiores teores de elementos de liga foram desenvolvidos objetivando aumentar a resistência a ambientes cada vez mais agressivos. Estes aços passaram a ser chamados de aços inoxidáveis superduplex e apresentam a seguinte composição química típica: 25% Cr, 6~7% Ni, 3~4% Mo, 0,2~0,3% N, 0~2% W e 0,03% C. A principal diferença entre os aços inoxidáveis duplex e o superduplex está na composição química dos mesmos. Esta fornece uma previsão da resistência à corrosão por pites determinada pelo número equivalente de resistência à corrosão por pites PRE_N (“pitting resistance equivalent number”) [36] dado pela expressão (1). Os aços inoxidáveis superduplex apresentam o valor de $PRE_N > 40$ e os aços inoxidáveis duplex, $PRE_N < 40$.

$$PRE_N = \%Cr + 3,3 (\%Mo + 0,5\% W) + 16 (\%N) \quad (1)$$

Ainda nesta época outra liga (UNS S32304) foi desenvolvido como objetivo de competir com os aços inoxidáveis austeníticos 304L e 316L por apresentar a mesma resistência mecânica e resistência à corrosão por pites em meios contendo cloretos e melhor resistência à corrosão sob tensão em meios contendo cloretos. Esta nova liga apresenta baixos teores de elementos de liga, particularmente de molibdênio, conseqüentemente torna-se mais barata de se produzir, porém com menor resistência à corrosão por pites. A Figura 1 apresenta o desenvolvimento de algumas ligas em função de alguns elementos de liga.

Os aços inoxidáveis duplex embora possam ser classificados segundo a “Unified Numbering System (UNS)” apresentam uma grande variedade de PRE_N em função da composição química do material. Esta ampla faixa de valores de PRE_N pode ser observada na Figura 2.

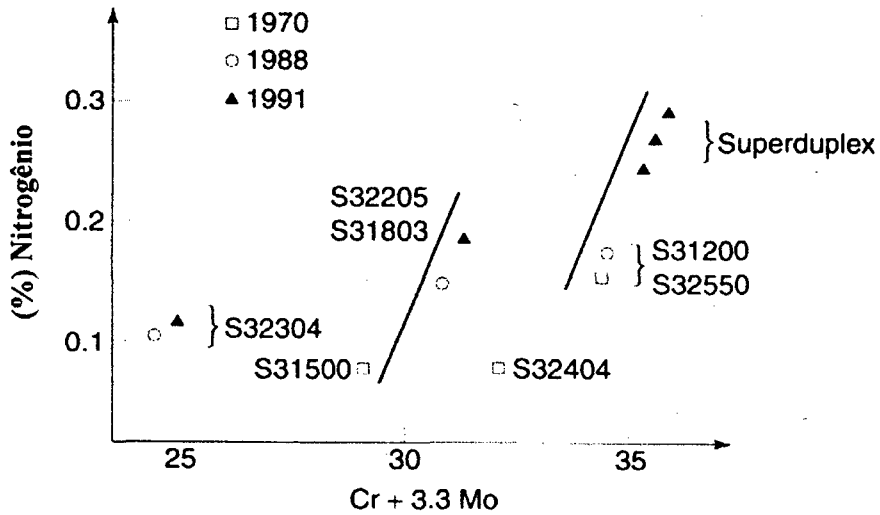


Figura 1 – Desenvolvimento de algumas ligas laminadas a quente em função dos teores de nitrogênio e cromo (dados na especificação UNS) [36].

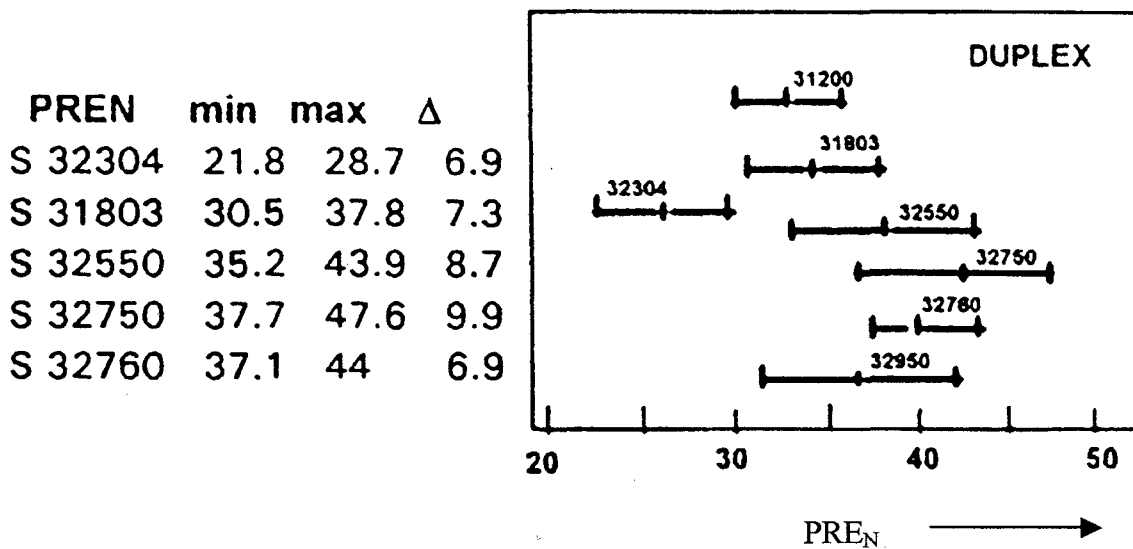


Figura 2 – Algumas ligas duplex com designação UNS e respectivos PRE_N [25].

Os aços inoxidáveis são classificados principalmente por sua composição química e por suas propriedades mecânicas e químicas. Eles se dividem em cinco categorias principais: ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação [63][74]. Com o objetivo de mostrar as principais diferenças entre as categorias citadas, cada uma delas será descrita brevemente.

Os aços inoxidáveis ferríticos são assim denominados por possuir a mesma estrutura cristalina que a do ferro a temperatura ambiente, i.é., cúbica de corpo centrada. Estas ligas Fe-Cr,

com cromo e outros elementos de liga suficientes para estabilizar a ferrita em todas as temperaturas [109], são magnéticas na faixa de temperatura entre a ambiente e a temperatura Curie (~750 °C). As ligas mais comuns contêm, entre 11 e 29% Cr, pouco carbono e nenhum teor de níquel.

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam estrutura cúbica de face centrada, não magnética e pode ser retida à temperatura ambiente através da introdução de elementos de liga apropriados. O elemento mais comumente usado para a retenção da austenita é o níquel. Os aços inoxidáveis austeníticos contêm cromo suficiente para oferecer resistência à corrosão e níquel para assegurar a austenita a temperatura ambiente. A composição típica é dada por 18% Cr e 8% Ni. As ligas mais comuns são AISI 302, 304 e 316.

Os aços inoxidáveis martensíticos são os aços inoxidáveis tratados termicamente através do processo de têmpera e revenido com o objetivo de obter máxima dureza, porém com aumento da ductilidade. Estas ligas contêm mais de 10,5% Cr além de outros elementos estabilizadores da austenita como o carbono, nitrogênio e manganês que expandem o campo austenítico e permitem o uso de tratamentos térmicos. O aumento na resistência, quando estes aços são tratados termicamente, depende do teor de carbono presente na liga e da estabilidade da ferrita delta nas temperaturas de austenitização.

Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma estrutura híbrida composta por duas fases: austenita e ferrita. São ligas pertencentes ao sistema Fe-Cr-Ni que compreendem igual proporção entre as fases e são caracterizados pelo baixo teor de carbono (< 0,03%), além da presença de Mo, N, W e Cu. Os teores típicos de cromo e níquel são 20~30% e 5~10% respectivamente. Caracterizam-se por apresentar uma combinação interessante de resistência mecânica, tenacidade, resistência à corrosão e resistência ao desgaste [88].

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação podem ser tratados termicamente para melhorar sua resistência mecânica através de um processo que é associado à formação de precipitados. Nesta classe encontram-se os aços inoxidáveis com a maior resistência assim como com a maior temperatura de operação. Existem três subclasses dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação: austenítico, semi-austenítico e martensítico [109]. Todas estas subclasses são endurecíveis por um tratamento de envelhecimento que precipita partículas muito finas de segunda fase a partir de uma solução sólida supersaturada. Esta precipitação introduz deformação no reticulado que produz o endurecimento.

Na Tabela 1 foram colocados, a título de comparação, alguns tipos de aços inoxidáveis, suas composições e algumas propriedades mecânicas.

Tabela 1– Comparação entre os diferentes tipos de aços inoxidáveis. [31][71][88][98].

(8)Inoxidável	Tipo	UNS	Composição % (máx)										Propriedades Mecânicas (mín)				
			C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	σ_y (MPa)	$\sigma_{máx}$ (MPa)	A5 (%)	Dureza Rockwel			
Ferrítico	430	S43000	0,12	1,00	1,00	0,040	0,030	16,0~18,0	-	-	-	310	517	30,0	82HRB		
	446	S44600	0,20	1,50	1,00	0,040	0,030	23,0~27,0	-	-	-	275	515	20,0	95 HRB		
Austenítico	304	S30400	0,08	2,00	1,00	0,045	0,03	18,0~20,0	8,0~10,5	-	205	515	40,0	88 HRB			
	316	S31600	0,08	2,00	1,00	0,045	0,03	16,0~18,0	10,0~14,0	2,0~3,0	205	515	40,0	95 HRB			
Duplex	2205 (*)	S31803	0,03	2,00	1,00	0,03	0,00	21,0~23,0	4,5~6,5	2,5~3,5	450	620	25,0	31 HRC			
	2507 (**)	S32750	0,03	1,20	1,00	0,035	0,02	24,0~26,0	6,0~8,0	3,0~5,0	550	800	15,0	32 HRC			
Martensítico	403	S40300	0,15	1,00	0,50	0,04	0,03	11,5~13,0	-	-	205	485	25,0	88 HRB			
	410	S41000	0,15	1,00	1,00	0,04	0,03	11,5~13,0	-	-	205	450	22,0	95 HRB			
Endurecíveis por precipitação	17-4 PH	S17400	0,07	1,00	1,00	0,04	0,04	15,0~17,0	3,0~5,0	-	1170	1310	5~10	40 HRC			
	17-7 PH	S17700	0,09	1,00	1,00	0,04	0,03	16,8~18,0	6,5~7,75	-	1310	1450	1~6	43 HRC			

(*) %N: 0,08 a 0,20

(**) %N: 0,24 a 0,32

A alta resistência ao escoamento dos aços inoxidáveis duplex é uma das vantagens que este apresenta nos projetos de engenharia no que diz respeito à redução de peso. Este valor é superior ao limite de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos e aços inoxidáveis ferríticos, sendo que o motivo principal desse comportamento é relacionado ao tamanho de grão das fases presentes no duplex, que são normalmente menores gerando um efeito endurecedor maior [93].

O alongamento é menor que o dos austeníticos, porém esta característica garante melhor adequação perante a maioria dos requisitos necessários à fabricação, por exemplo na soldagem com aços carbono [92].

3.2 – Família de Ligas Duplex

No caso dos produtos beneficiados existem três principais categorias de aços inoxidáveis duplex. Da mesma forma que os aços inoxidáveis austeníticos, os aços inoxidáveis duplex são também freqüentemente designados pelas quantidades de cromo e níquel presentes. Estas ligas são conhecidas como 2304, 2205 e 2507.

A primeira categoria (UNS S32304) normalmente contém 23% Cr, 4% Ni e 0,10% N. São ligas mais baratas, que não contém molibdênio e que para a maioria das aplicações pode ser usada em substituição aos aços inox austeníticos do tipo AISI 304 e 316.

A segunda compreende as ligas cuja composição química é composta por 22% Cr, 5% Ni, 3% Mo e 0,17% N e que são consideradas a família de aços inoxidáveis padrão (UR 45N, SAF 2205, Avesta 2205 ou UNS S31803). A resistência à corrosão recai entre os austeníticos do tipo AISI 316 e as ligas superausteníticas com 4~5% Mo do tipo 904L e o valor do equivalente à corrosão por pites (PRE_N) situa-se entre 33 e 36.

A terceira liga é denominada superduplex devido aos seus elevados valores de PRE_N . Estes aços inoxidáveis contêm 25% Cr, 6,8% Ni, 3,7% Mo e 0,27%N com ou sem adição de Cu e W com PRE_N superior a 40. Estes aços são projetados para aplicações marinhas, químicas e petroquímicas onde se requer alta resistência mecânica e resistência à corrosão em meios extremamente agressivos. Os principais tipos são o UR 52N+, SAF 2507, Avesta 2507 ou UNS S32507.

Uma comparação entre os principais tipos de aços inoxidáveis duplex e inoxidáveis austeníticos é mostrada na Figura 3.

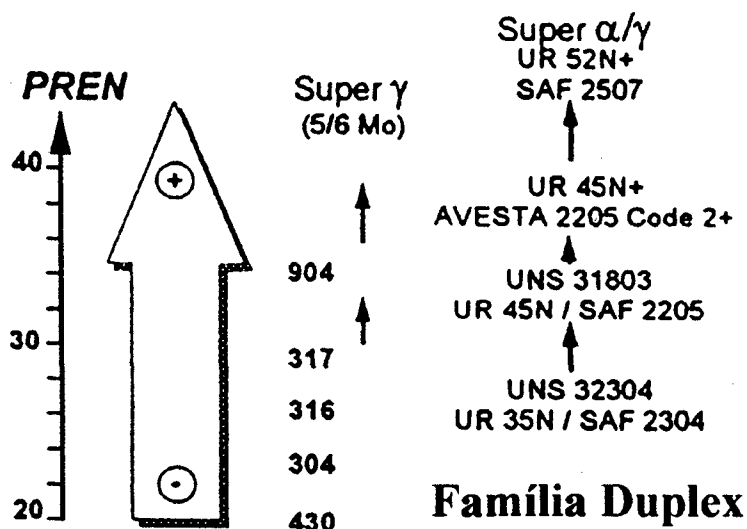


Figura 3 – Comparação entre aços inoxidáveis austeníticos e duplex em relação aos respectivos PRE_N [25].

3.3 – Microestrutura

Os aços inoxidáveis duplex em estudo são caracterizados por uma estrutura bifásica que consiste de uma mistura de aproximadamente 50% em volume de “ilhas” de austenita em uma matriz ferrítica. O balanço entre estas duas fases depende principalmente do fabricante, porém normalmente o teor de austenita varia dentro de uma faixa de 45 a 60%. Esta estrutura é conseguida através de um controle simultâneo da composição química e da temperatura de solubilização. As frações volumétricas de ferrita e austenita para os aços inoxidáveis duplex fundidos ou conformados são praticamente equivalentes, como se pode notar na Figura 4. A microestrutura duplex pode ser obtida diretamente de uma liga bruta de fusão, ou através de tratamentos termomecânicos posteriores [100][103].

Os aços inoxidáveis duplex pertencem ao sistema Fe-Cr-Ni, porém podem possuir um grande número de outros elementos que alteram sua microestrutura e conseqüentemente suas propriedades. Entre os principais elementos adicionados no sistema Fe-Cr-Ni incluem-se o N, Mo, Cu, Si e W.

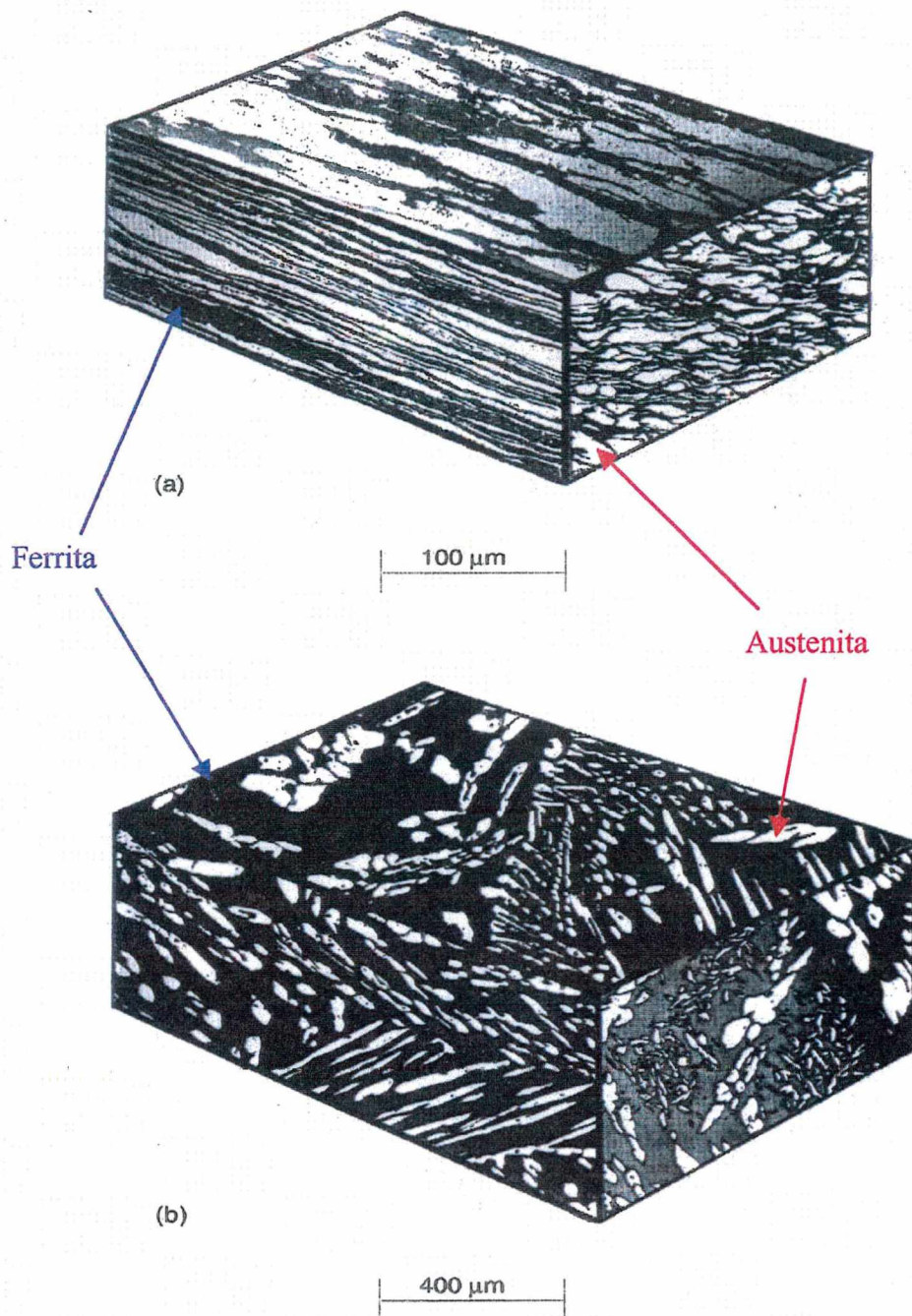


Figura 4 – Microestruturas típicas dos aços inoxidáveis duplex. (a) Chapa laminada a quente (200x); (b) Fundida (50x) [37].

3.3.1 – Metalurgia Básica

Uma avaliação das fases presentes no sistema Fe-Cr-Ni pode ser feita utilizando-se os diagramas ternários, mostrados na Figura 5.

Nestes diagramas serão mostradas seções isotérmicas do sistema Fe-Cr-Ni em temperaturas que variam entre 1300 e 800°C. Nas seções isotérmicas de 1300 e 1100°C as fases presentes são a austenita e a ferrita. O campo ferrítico localiza-se próximo às composições ricas em cromo e o austenítico próximo às composições ricas em níquel e um campo intermediário onde há a coexistência das duas fases em composições intermediárias cujos limites ampliam-se à medida que a temperatura decresce.

Nas demais seções isotérmicas (900 e 800°C), além da ferrita e da austenita, pode-se notar também a presença de uma fase intermetálica denominada fase sigma [76] com teor de cromo em torno de 45%. A faixa de precipitação desta fase aumenta com a diminuição da temperatura [31].

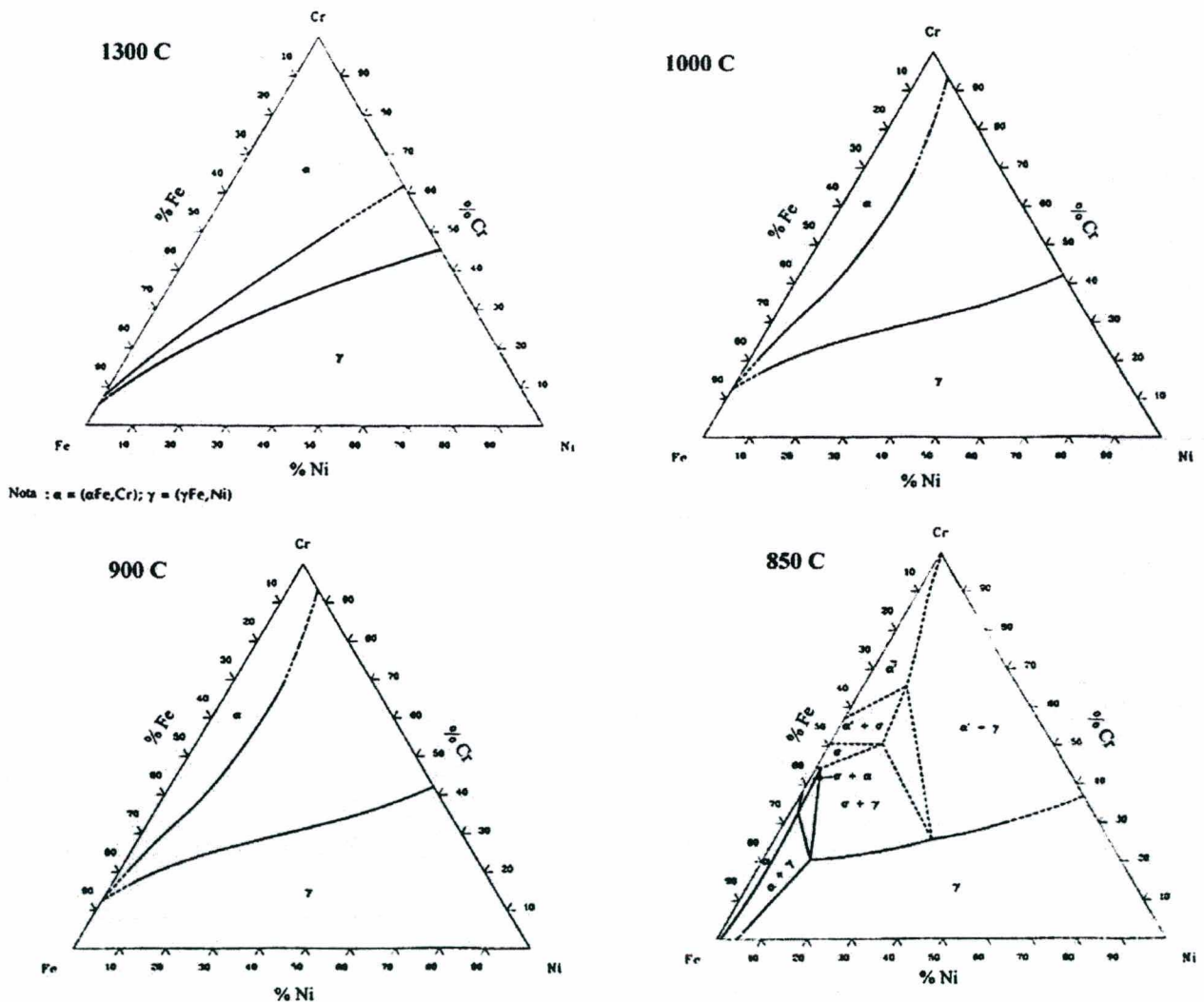


Figura 5 – Diagramas ternários Fe-Cr-Ni em várias temperaturas [70].

Os diagramas ternários são de grande importância para o entendimento dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem, por exemplo, durante a soldagem dos aços inox. Porém a melhor maneira de explicar o sistema Fe-Cr-Ni é baseado em diagramas pseudobinários obtidos originalmente por Schaeffmeister e Ergang e Pugh e Nisbet [31][14]. A Figura 6 mostra o diagrama pseudobinário para diferentes teores de ferro.

Dentre os diagramas apresentados na Figura 6, o diagrama contendo 70% Fe é o que melhor representa os aços inoxidáveis duplex, pois a maioria destes aços contém cerca de 70% de ferro. Convém ressaltar que a utilização deste diagrama deve ser feita com cuidado, principalmente no caso da análise de transformações de fase próximas ao equilíbrio. Além disso, este diagrama não considera outros elementos presentes nos duplex, como é o caso do nitrogênio que possui caráter fortemente gamagêneo mesmo em pequenos teores.

A composição química do duplex cai num campo bifásico $\alpha+\gamma$, onde os limites entre as fases δ , $\delta+\gamma$ e $\gamma + (\delta+\gamma)$ não são verticais. Isto conseqüentemente faz com que haja uma variação na proporção entre as fases com a temperatura, sendo que em altas temperaturas a estrutura se torna cada vez mais ferrítica [63].

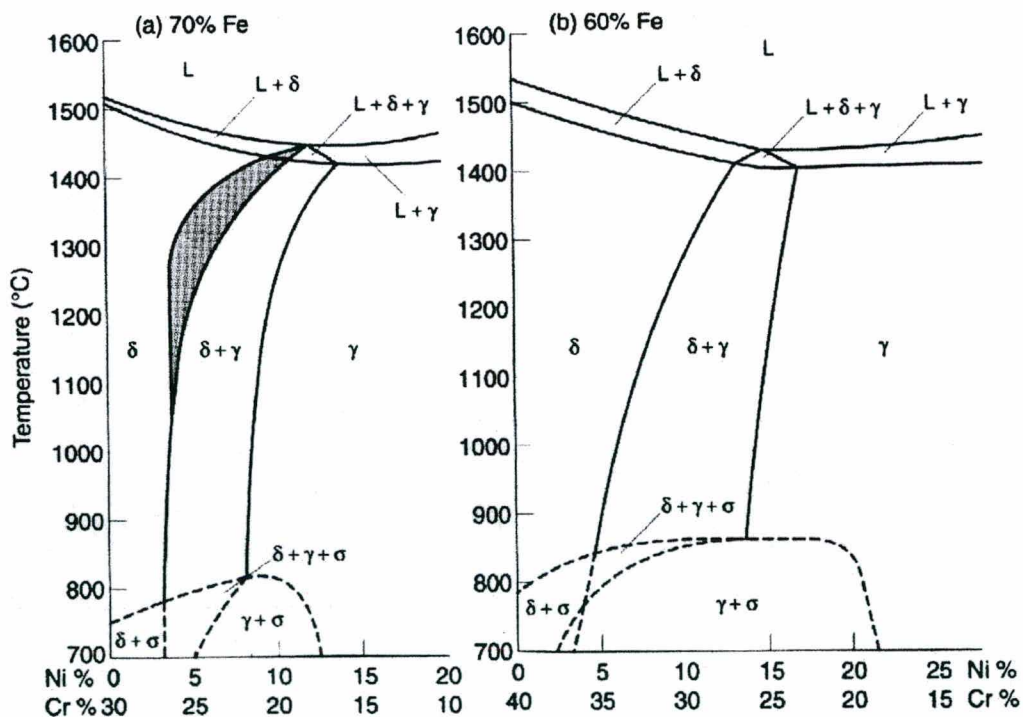


Figura 6 – Diagramas pseudobinários para (a) 70% Fe e (b) 60% Fe [37].

3.3.2 – Seqüência de Solidificação

A solidificação dos aços inoxidáveis do sistema Fe-Cr-Ni pode se iniciar com a formação de ferrita e/ou de austenita, dependendo, principalmente dos teores de elementos de liga que promovem a formação da ferrita e da austenita.

O efeito da composição química na seqüência de solidificação dos aços inox foi estudado por diversos autores [76]. No caso dos aços inox duplex, com 22% Cr e 5% Ni, a ferrita é a primeira fase a se solidificar na forma de dendritas. A austenita forma-se posteriormente na interface entre as fases ferrita e líquido, por intermédio de uma reação peritética ou eutética envolvendo três fases: líquido, ferrita delta e austenita. Após a nucleação a austenita cresce para a ferrita e para o líquido promovendo a segregação de elementos formadores de ferrita tanto para o interior da dendrita como para o líquido, podendo estabilizar a ferrita no eixo da dendrita e ainda causar a formação de ferrita nos espaços interdendríticos.

Deve-se salientar que devido a flutuações de composição química nos aços inoxidáveis duplex durante a solidificação ou mesmo variações na velocidade de resfriamento, a liga não se solidificará necessariamente conforme a seqüência descrita acima. Uma possível seqüência de solidificação poderia ser dada por:



A ferrita pode ainda se decompor de duas outras formas: através de uma reação eutetóide formando austenita e carbonetos, ou ainda através da decomposição em austenita e fase sigma. Muito embora os diagramas pseudobinários possam fornecer uma série de informações sobre a solidificação das ligas no sistema Fe-Cr-Ni ainda não se consegue avaliar os efeitos dos outros elementos na liga. Muitos pesquisadores têm desenvolvido expressões que agrupam os elementos presentes na liga duplex conforme seus efeitos ferritizantes ou austenitizantes, denominadas respectivamente *chromo equivalente* e *níquel equivalente* [76]. Estas duas expressões [31][36] [76] [109] são expressas por:

$$\text{Cr}_{\text{equiv.}} = \% \text{Cr} + 1,37 (\% \text{Mo}) + 1,5 (\% \text{Si}) + 2 (\% \text{Nb}) + 3 (\% \text{Ti}) \quad (2)$$

$$\text{Ni}_{\text{equiv.}} = \% \text{Ni} + 0,31 (\% \text{Mn}) + 22 (\% \text{C}) + 14,2 (\% \text{N}) + \% \text{Cu} \quad (3)$$

A partir destas expressões foram construídos diversos diagramas, dentre os quais o mais

conhecido é o diagrama de Schaeffler. Este diagrama permite a obtenção, em primeira aproximação, da microestrutura do material para uma dada composição química [6][76]. Este diagrama, mostrado na Figura 7, permite:

- Prever o comportamento de um determinado depósito a fissuras ou fragilização pela presença de fases indesejáveis;
- Fazer a escolha correta do metal de adição e
- Determinar o teor de ferrita presente.

D. Seférian propôs uma fórmula derivada do diagrama de Schaeffler que permite o cálculo do teor de ferrita em um depósito de solda com tal composição que a estrutura final seja austeno-ferrítica. Esta expressão é dada por [20]:

$$\% \delta = 3 [Cr_{\text{equiv.}} - 0,93.Ni_{\text{equiv.}} - 6,7] \quad (4)$$

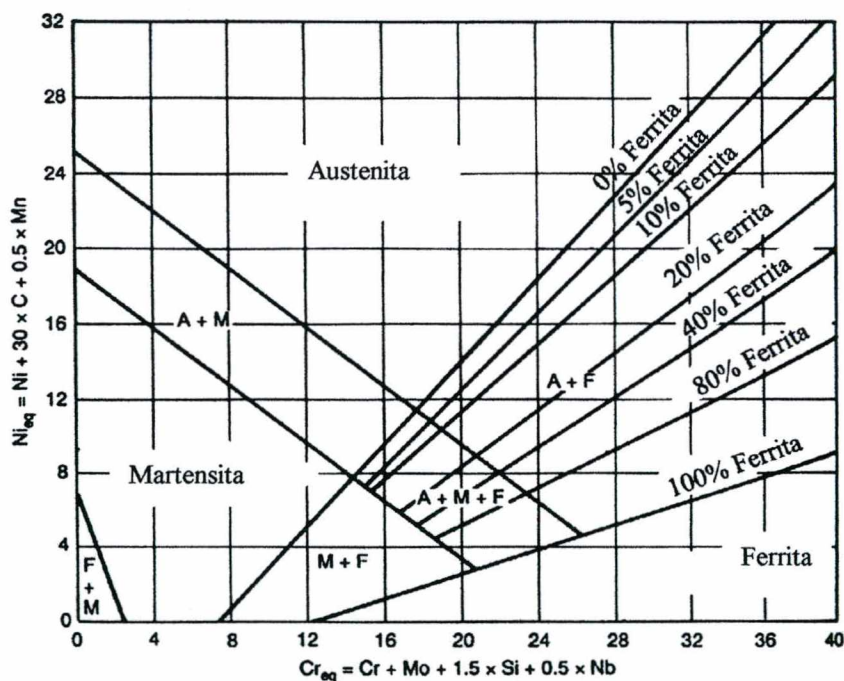


Figura 7 – Diagrama de Schaeffler [96].

Posteriormente, um outro diagrama foi desenvolvido para enfatizar a importância do nitrogênio como elemento fortemente austenitizante. Este diagrama é denominado diagrama de De Long e está mostrado na Figura 8.

Este diagrama, por possuir menores divisões de escala e uma escala ampliada, permitiu a obtenção de valores mais precisos no cálculo do teor de ferrita para os aços inoxidáveis da série

300.

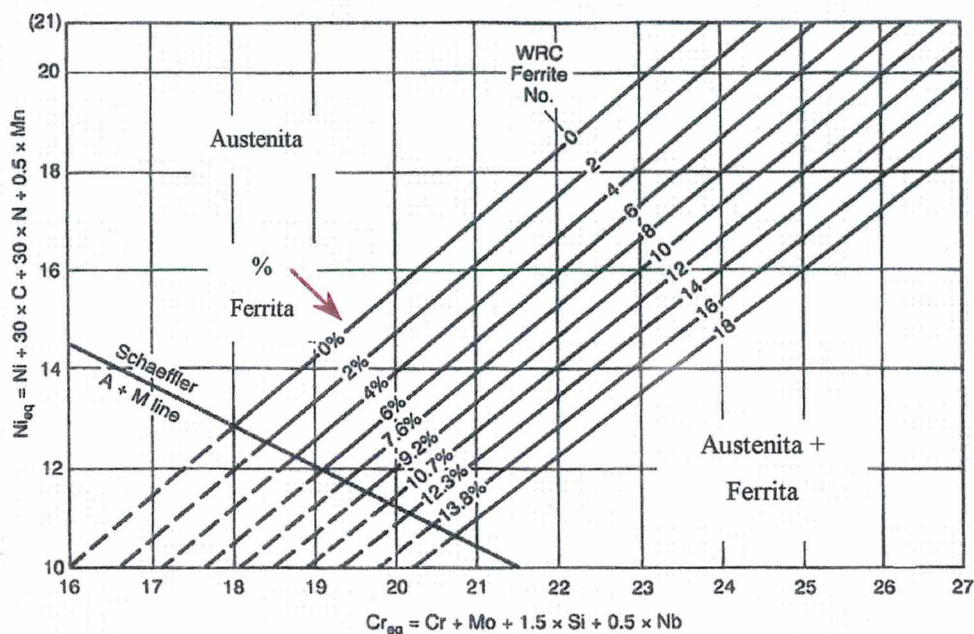


Figura 8 – Diagrama de De Long [96].

Em 1973, o diagrama de De Long foi modificado para que ao invés do teor de ferrita fosse utilizado o termo *número de ferrita* ou “ferrite number” (FN). O uso deste novo termo indica a utilização de um método padrão de medição estabelecido pela AWS denominado AWS A4.2 e posteriormente pela norma ISO 8249 [1]. Porém mesmo com esta alteração do diagrama, o teor de ferrita para os aços inoxidáveis duplex não podia ser determinado, pois para o material solubilizado este valor é da ordem de 50%.

Novamente após anos de pesquisa e esforços de institutos de pesquisas, fabricantes de consumíveis e siderúrgicas, um novo diagrama foi concebido ficando conhecido como diagrama WRC – 1988 (WRC – Welding Research Council of United States). As maiores diferenças entre este e os anteriores está:

- Nos elementos usados no cálculo do Cr e Ni equivalentes;
- Na ausência da martensita, uma vez que a presença desta depende de elementos não mostrados no diagrama e,
- Na existência das linhas que indicam os quatro modos de solidificação: austenita, austenita e ferrita, ferrita e austenita e ferrita.

Este novo diagrama tornou-se mais preciso na determinação do teor de ferrita, a partir da composição química, para metais de solda de aço inoxidáveis austeníticos e austeno-ferríticos.

Uma recente adaptação deste diagrama foi feita através da introdução do cobre no cálculo do Ni equivalente, pois um grande número de aços inox, inclusive o duplex, contém adições deste elemento de liga. A este diagrama denominou-se WRC-1992 e está mostrado na Figura 9.

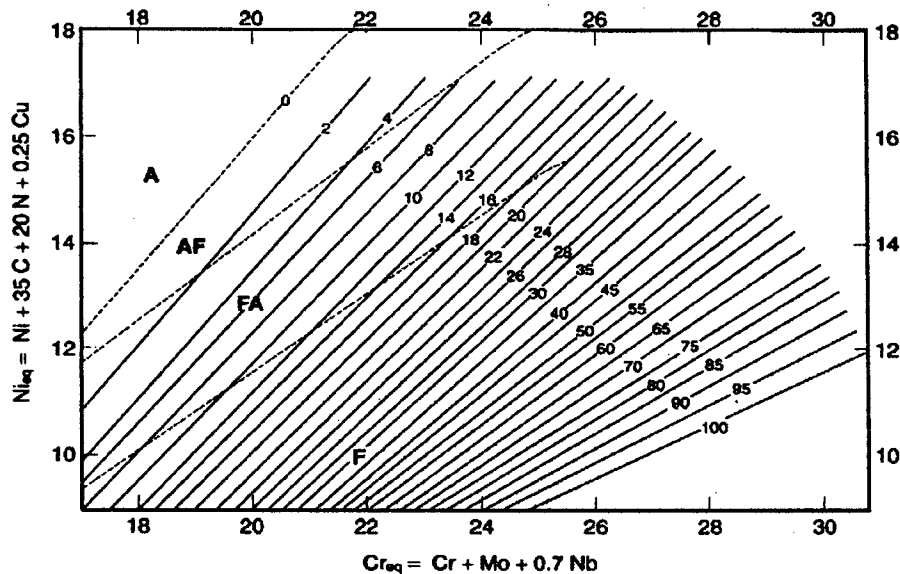


Figura 9 – Diagrama WRC-1992 [01][37][96].

Pode-se notar que no diagrama acima as linhas que indicam o número de ferrita foram ampliadas até o valor 100. Convém lembrar que o número de ferrita não corresponde à porcentagem de ferrita contida na microestrutura. Um fator de conversão normalmente utilizado é dado por [74]:

$$0,70 (FN) = \% \text{ ferrita} \quad (5)$$

No caso dos aços inox duplex, a quantidade de ferrita pode ser determinada através de dois métodos: o primeiro é o método metalográfico feito através da contagem de pontos e análise de imagens e o segundo através de instrumentos magnéticos [74].

O primeiro método requer uma boa preparação metalográfica com posterior ataque químico que permita uma excelente diferenciação entre as fases. Desta forma consegue-se utilizar a contagem de pontos (norma ASTM E-562) e a análise de imagens através de softwares que determinam automaticamente a fração volumétrica das fases presentes. Porém estes métodos apresentam alguns problemas, pois dependem da técnica de ataque empregada na diferenciação das fases e da sua interpretação. Além disso, a ferrita presente na solda é muito fina e irregular o

que dificulta a separação entre ela e a austenita. Por isso, o *Welding Research Council* concluiu que a reprodutibilidade da determinação de ferrita através de métodos metalográficos era muito pequena para ser usada como método padrão [48][33][52].

O segundo método utiliza instrumentos magnéticos para distinguir as duas fases presentes no duplex, pois a ferrita é ferromagnética enquanto que a austenita não apresenta tal propriedade. Os instrumentos magnéticos fornecem uma indicação da quantidade de ferrita relativamente a austenita em soldas utilizando as diferenças nas propriedades eletromagnéticas, ferromagnetismo e permeabilidade, das duas fases.

As características magnéticas da ferrita são influenciadas por sua composição química, que varia de acordo com os elementos presentes e com a história térmica que o material foi submetido. Este fato poderia complicar a determinação do nível de ferrita pelo método magnético, mas considerando que a propriedade física é medida diretamente, a aproximação traz uma grande vantagem que é evitar as incertezas associadas aos outros métodos citados [33]. Os cuidados a serem tomados para a perfeita utilização deste método são: a calibração do equipamento com padrões primários, conforme mostrado na Figura 10, que consistem numa base magnética sobre a qual coloca-se um revestimento não magnético de espessura definida que pode ser adquirido junto ao *National Institute of Standards and Technology* (NIST). Cada padrão carrega a determinação do número de ferrita (FN) de acordo com uma tabela da norma ANSI/AWS A4.2 [48].

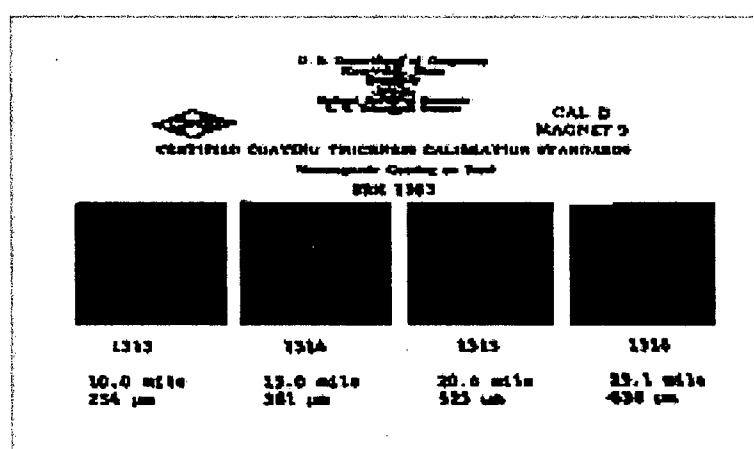


Figura 10 – Padrão primário para espessuras de revestimentos. [34]

Uma correlação entre o número de ferrita (FN) e o teor de ferrita, para o ferritoscópio e

uma amostra padrão, é mostrada na Figura 11.

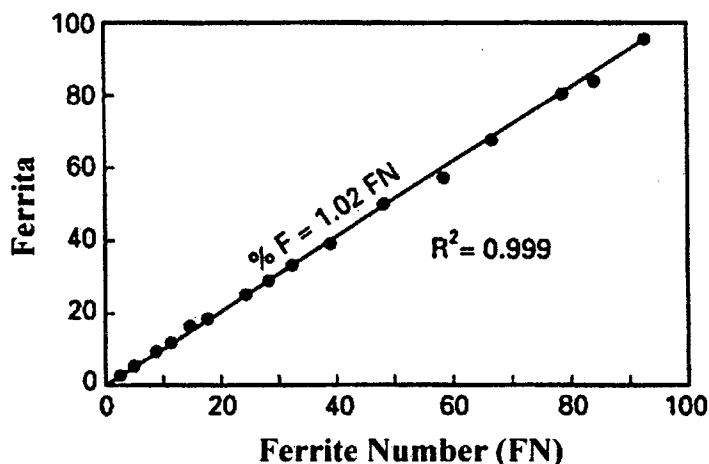


Figura 11 – Calibração do ferritoscópio a partir de padrões secundários. [34]

3.3.3 – Microestrutura Duplex Bruta de Fundição

Para compreender a origem de uma microestrutura bruta de fundição, é necessário analisar como ocorre seu desenvolvimento a partir do início da solidificação.

A maioria dos estudos de solidificação na soldagem foi realizado em aços inoxidáveis austeníticos. Os modos de solidificação dos cordões de solda desse grupo de ligas foram bastante estudados com o objetivo de entender a influência destes no aparecimento de trincas de solidificação. Foram propostos três modos de solidificação [14]: ferrita primária (F), austenita primária (A) e ferrítico-austenítico (FA), que podem ser visualizados no diagrama de De Long através dos campos delimitados por linhas interrompidas [93].

Um mecanismo de solidificação de soldas de aço inoxidável foi proposto por Lippold e Savage [62], onde eles supõem que a solidificação ocorre numa situação de não equilíbrio, sem difusão no sólido, sem agitação do líquido, com ajuste da composição química do líquido por difusão na interface sólido-líquido e com equilíbrio microscópico na interface. Este tipo de solidificação é caracterizado por três estágios: estágio transiente inicial, estágio estacionário e estágio transiente final, mostrados na Figura 12.

Analisando-se a figura observa-se inicialmente um empobrecimento de soluto no centro

da região solidificada de uma estrutura celular ou celular-dendrítica. A composição química C_0 da liga é atingida durante o estágio estacionário e, finalmente, ocorre um enriquecimento de soluto, que tende a composição química eutética ou peritética C_E . A região delimitada pela composição química maior que C_{SM} é geralmente bifásica. Segundo Lippold e Savage, na região do estágio transiente final forma-se um eutético divorciado de ferrita ou austenita, dependendo de qual delas a solidificação ocorre primeiro.

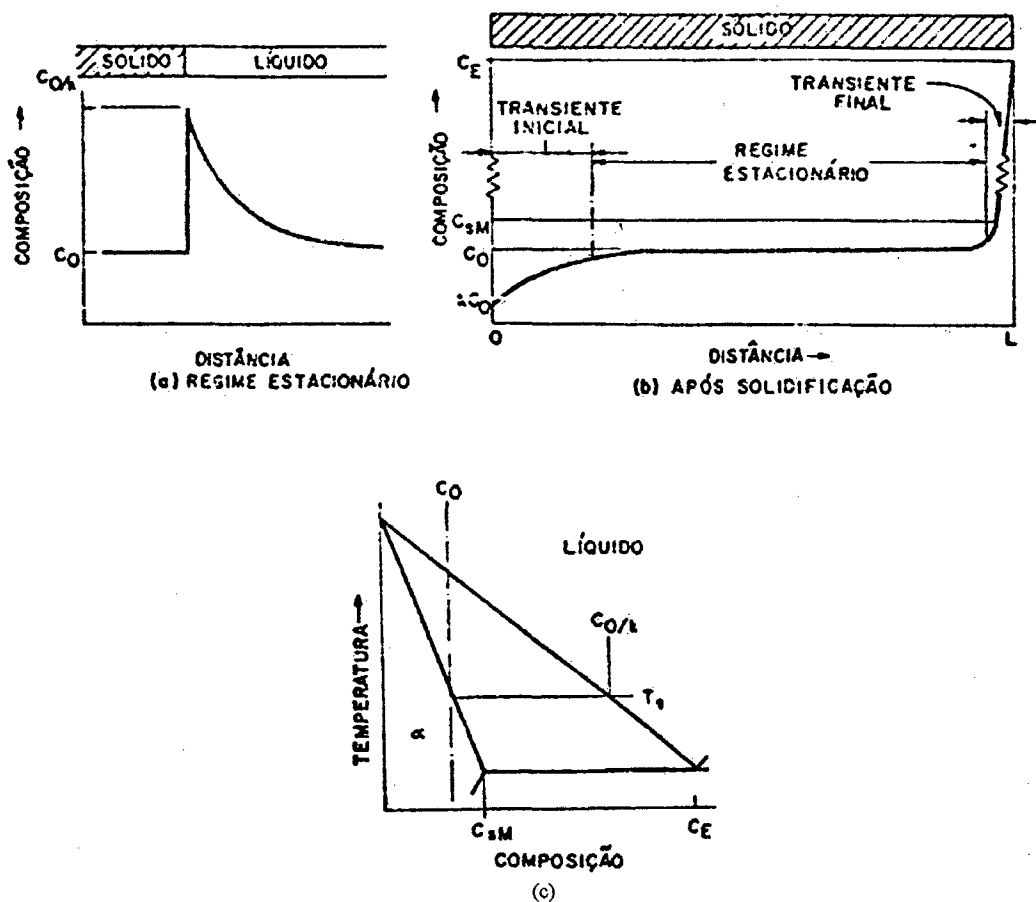


Figura 12 – Perfis “distância x concentração”, de uma barra solidificada sob tais condições que o transporte de soluto no líquido é efetuado somente por difusão. (a) Estágio estacionário durante a solidificação. (b) Estágio estacionário após a solidificação. (c) Diagrama de fases. [14] [19]

Lippold e Savage [14] também estudaram o efeito da composição química do aço inoxidável na morfologia da ferrita. A partir do diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% Fe foram determinadas as faixas de composição química onde ocorrem mudanças na morfologia da ferrita, conforme Figura 13.

Na região 1 tem-se a formação de austenita primária no começo da solidificação. Caso

ocorra a formação de ferrita, caracterizando o campo austeno-ferrítico (AF), esta se dará através de um eutético divorciado nos contornos de grão. Se a relação Cr/Ni for elevada e suficiente para estabilizar a ferrita na temperatura ambiente, esta apresentará uma morfologia semicontínua.

Na região 2, a solidificação se inicia como ferrita primária, com o centro do grão ferrítico tornando-se rico em cromo e pobre em níquel. No estágio de regime estacionário, a ferrita formada tem composição C_0 . Durante o resfriamento através do campo austeno-ferrítico pode ocorrer a transformação da ferrita em austenita, considerando uma velocidade de resfriamento do centro do cordão de solda da ordem de 1000 °C/s. A ferrita do centro do grão tem uma morfologia vermicular, que se torna mais contínua à medida que a relação Cr/Ni aumenta.

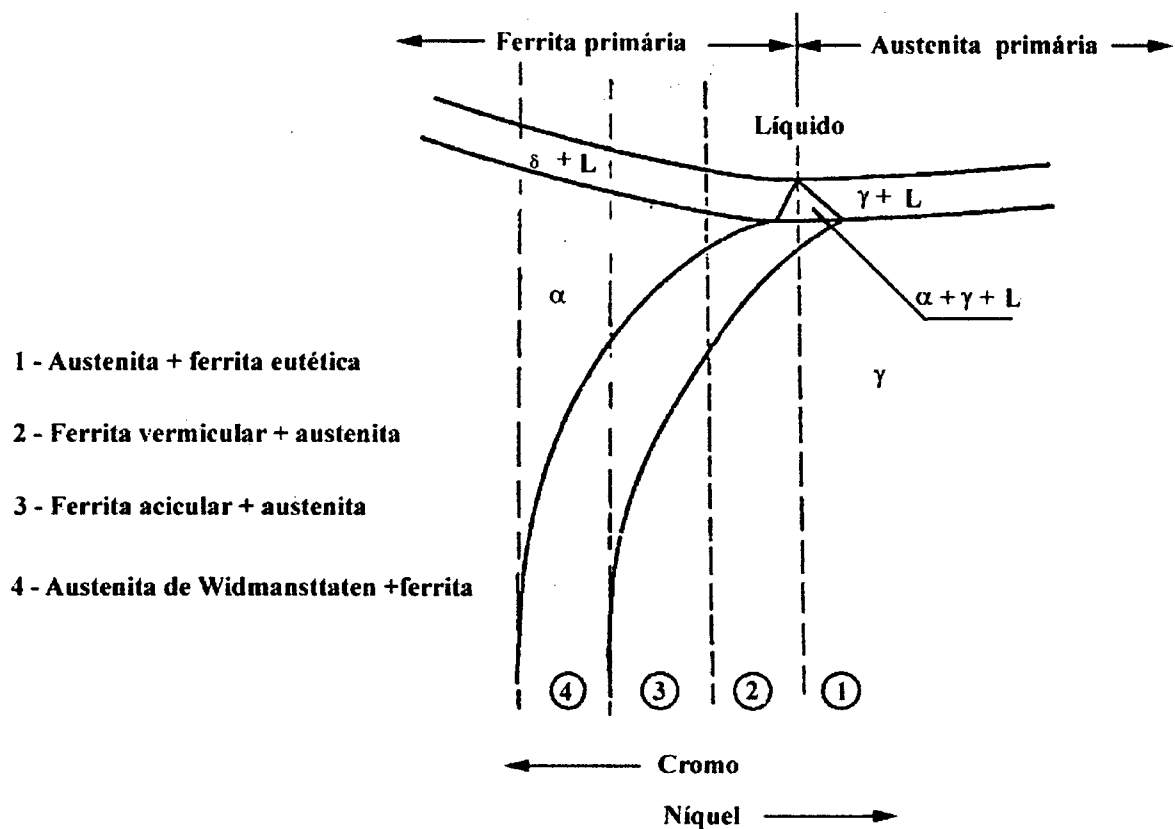


Figura 13 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni mostrando o efeito da composição química na morfologia da ferrita e da austenita no cordão de solda [14].

O início da solidificação da região 3 é similar ao da região 2. A diferença principal é que a ferrita é estável por um intervalo de temperatura maior, suavizando o gradiente de composição química no estágio transiente inicial. Isto ocorre devido à difusão que é mais rápida na ferrita e devido a um maior tempo de permanência entre as temperaturas *solidus* e *solvus*. No resfriamento dentro do campo austeno-ferrítico a transformação da ferrita também é grande,

resultando numa estrutura composta por ferrita acicular e austenita.

Na região 4, existe uma quantidade de ferrita e austenita em equilíbrio à temperatura ambiente. Como a austenita tem uma composição química diferente de C_0 , uma grande transformação da ferrita em austenita é praticamente impossível para os aços que estão dentro desta faixa de composição. Neste caso a transformação é controlada por difusão, com a ferrita se decompondo em austenita do tipo Widmanstätten.

A Figura 14 mostra esquematicamente os modos de solidificação e o tipo de microestrutura obtida em função da relação (Cr/Ni) equivalente.

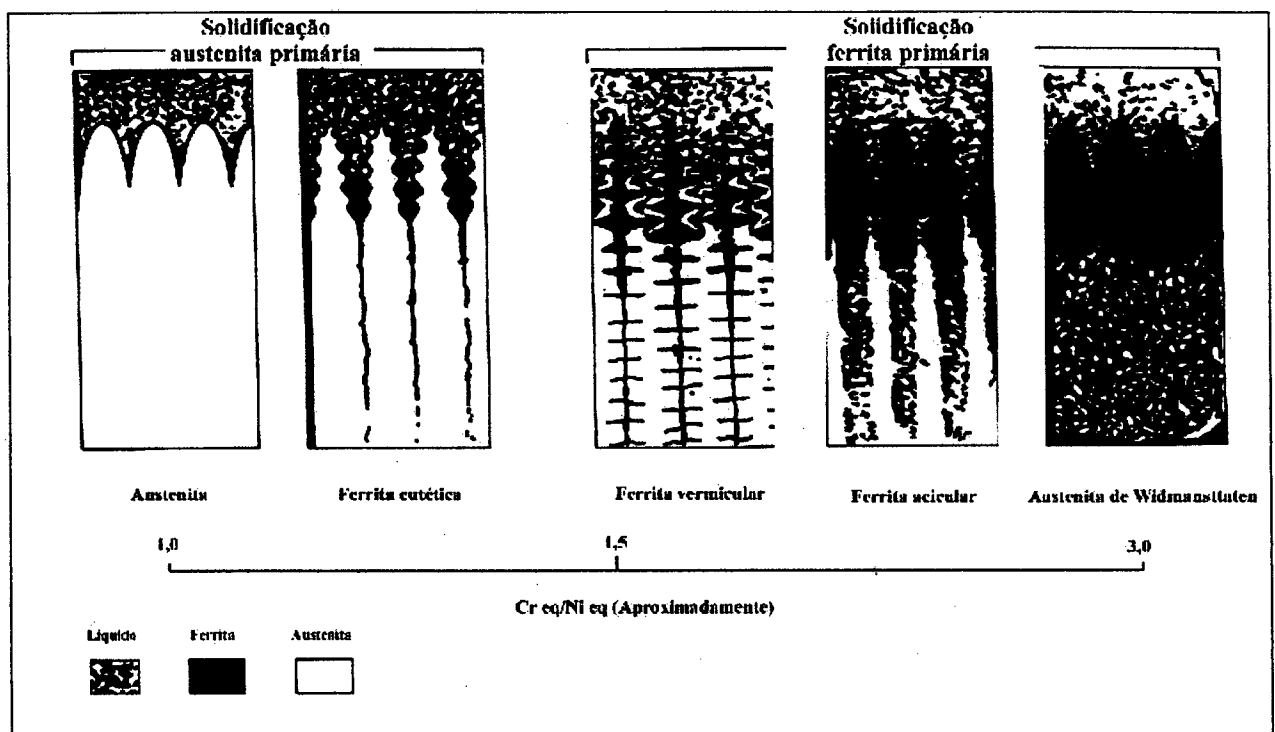


Figura 14 – Representação dos modos de solidificação e tipos de microestrutura em função da relação Cr_{eq} e Ni_{eq} [17].

Deve-se observar que os modos de solidificação e as transformações mostradas na Figura 14, dependem não somente da composição do aço, mas também da taxa de resfriamento ao qual este é submetido.

Muitos dos aços inoxidáveis de tipo comercial tem composição química, em que a presença de ambas reações tem importância prática. A Figura 15 mostra um esquema das possíveis estruturas de solidificação nos aços inoxidáveis austeníticos. Nos casos (a) e (b), a primeira fase a precipitar é austenita, onde se observa que seu crescimento é em forma

dendrítica. Em ambos os casos, precipitam um eutético no espaçamento interdendrítico 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.

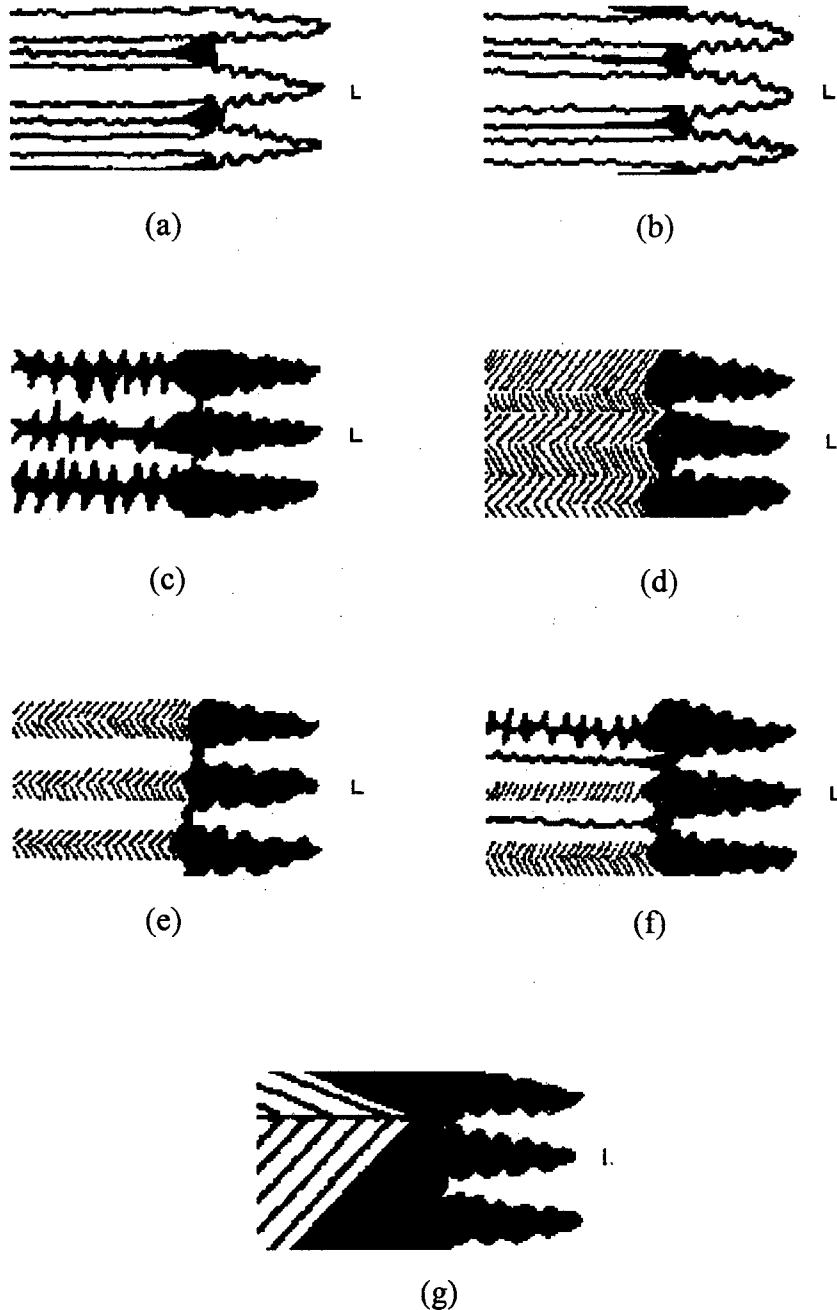
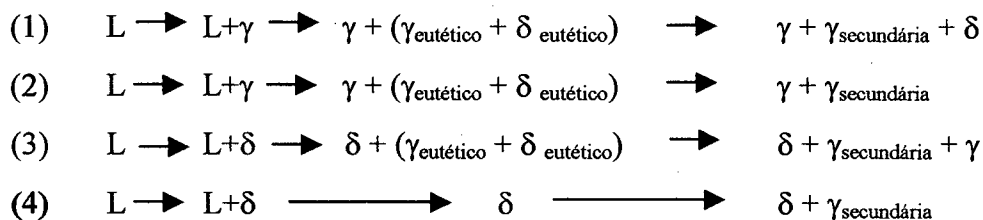


Figura 15 – Esquemas de estruturas de solidificação dos aços inoxidáveis [117].

Nas estruturas de solidificação de (c) a (g) da Figura 15, a solidificação começa com a

precipitação da ferrita delta primária com morfologia dendrítica. Nos casos de (c) a (f), a região interdendrítica é formada por um eutético separado, composto por austenita e ferrita delta. Durante o resfriamento posterior, a austenita do eutético cresce consumindo parte da ferrita eutética e da ferrita primária por meio da transformação de fases no estado sólido, controlado pela velocidade de resfriamento.

As seqüências de solidificação, identificadas em cada uma das estruturas mostradas na Figura 15 (onde γ é a austenita e δ é a ferrita), são as seguintes,



Nos aços da serie AISI/ASTM que tem uma relação entre o cromo equivalente e níquel equivalente menor que 1,48 ($Cr_{\text{eq}}/Ni_{\text{eq}} < 1,48$) solidificam em austenita primária. A morfologia da ferrita interdendrítica é do tipo vermicular, típica das estruturas de fundição. Impurezas como enxofre aparecem segregadas fortemente na forma interdendrítica.

A segregação que ocorre durante as transformações líquido-líquido e sólido-sólido determina 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 15 (c) 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 15 (d), (e) e (f) mostram precipitações de austenita do tipo Wismanstätten, gerando uma estrutura formada por placas de austenita e ferrita delta retida entre as placas. As estruturas da Figura 15 (c, d e e f) se formam para relações $1,48 \leq Cr_{\text{eq}}/Ni_{\text{eq}} \leq 1,95$. Finalmente, quando a relação $Cr_{\text{eq}}/Ni_{\text{eq}}$ é maior que 1,95, a fase primária é ferrita delta, nucleando na austenita só no estado sólido preferentemente nos contornos de grão, geralmente o crescimento da austenita é em forma de placas através dos grãos primários, como mostra a Figura 15 (g). 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 [117]. As relações de $Cr_{\text{eq}}/Ni_{\text{eq}}$ 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-De Long, que considera só o efeito da composição sobre o conteúdo de ferrita delta, é válida só para uma determinada faixa de velocidades de resfriamento. Por exemplo, foi verificado que nem todas as estruturas de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos podem sofrer fissuração a quente, ainda que com 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 segregado, 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.

3.3.4 – Microestrutura Duplex obtida por Tratamento Termomecânico

A microestrutura lamelar duplex é conseguida através de trabalho à quente na faixa de 1000 a 1200°C ou através de trabalho a frio seguido de aquecimento [14]. O objetivo destes tratamentos é conseguir a precipitação de austenita no contorno de grão da ferrita, que precede ou antecede a recristalização da matriz. Com esse procedimento a microestrutura obtida possui um tamanho de grão ferrítico bem reduzido, da ordem de 10 μm . A Figura 16 mostra esquematicamente três variantes de tratamentos termomecânicos para a obtenção de uma estrutura duplex.

A Figura 16 (a) mostra um processo à quente onde há na primeira etapa o aquecimento da liga no campo monofásico, seguido de trabalho mecânico à quente dentro do campo bifásico. Nos aços inoxidáveis duplex, ocorre a precipitação da austenita durante a deformação associada com a recristalização da matriz. Ocorre um reaquecimento seguido de um novo trabalho mecânico. A Figura 16 (b) mostra um processo a frio onde o material é aquecido até o campo monofásico, seguido de resfriamento brusco e um trabalho mecânico à temperatura ambiente. A

precipitação da austenita e a recristalização da matriz ocorrem no aquecimento subsequente dentro do campo bifásico. A Figura 16 (c) mostra o processo onde ocorre a deformação à quente dentro do campo bifásico, seguida de deformação plástica na temperatura ambiente com posterior aquecimento dentro do campo bifásico.

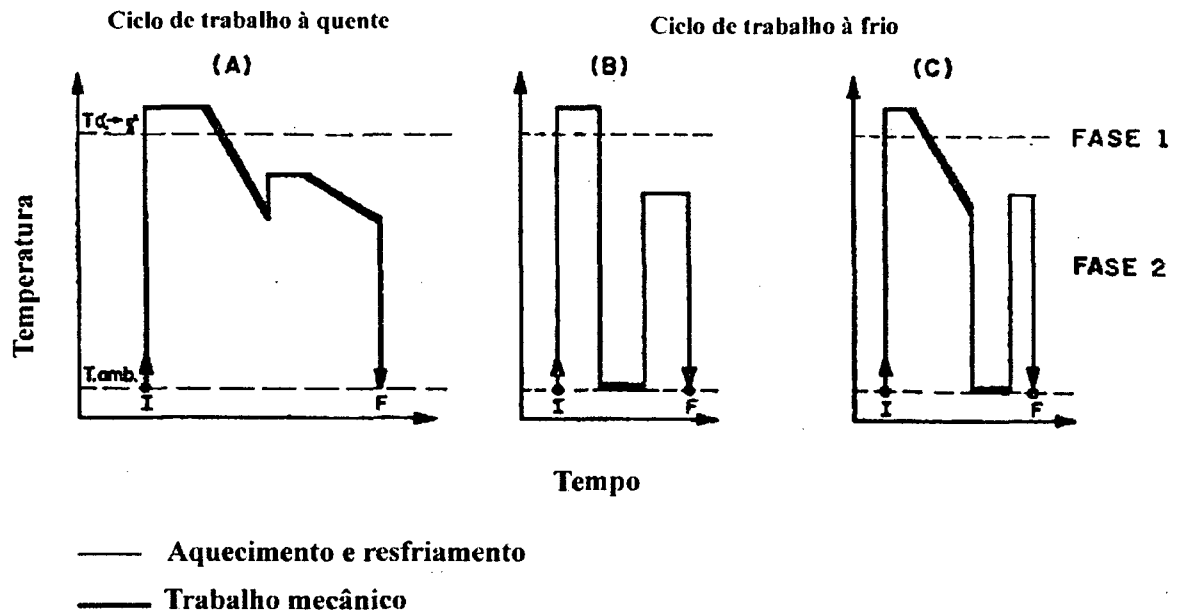


Figura 16 - Tratamentos termomecânicos usados para a produção de um aço microduplex em ligas bifásicas [14][93].

3.3.5 – Precipitação de Fases

As principais fases que podem precipitar e influenciar de forma significativa às 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 inoxidável 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 [2][10][23][55]. A fase alfa' ocorre normalmente entre 300 e 525°C. A localização mais provável de cada uma destas fases é mostrada esquematicamente na Figura 17.

a) Fase sigma

A fase sigma é um composto intermetálico com estrutura tetragonal com célula unitária composta por 32 átomos [2] e parâmetros de rede [36] iguais a: $a = 8,79$ e $c = 4,54$. A nucleação destas partículas ocorre principalmente na interface entre as fases ferrita e austenita [67], podendo também nuclear em contornos de sub-grão ferrita/ferrita e contornos de alta energia ferrita/ferrita [36].

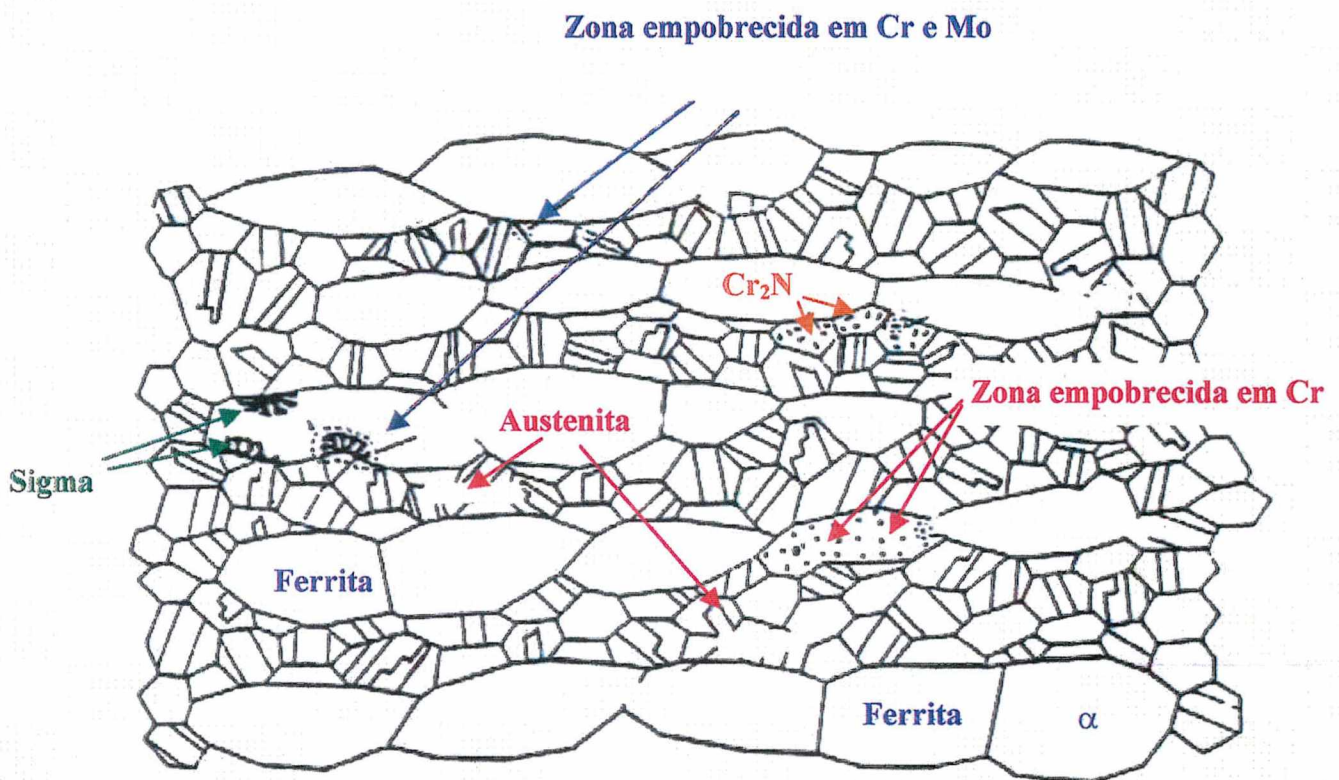


Figura 17 – Representação das fases presentes em um aço inoxidável duplex que afetam o comportamento à corrosão [10].

O crescimento ocorre na direção dos grãos de ferrita adjacentes na forma de uma decomposição 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) [36]. A principal razão pela qual a fase sigma cresce preferencialmente na direção dos grãos de ferrita é porque a ferrita é termodinamicamente metaestável a 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 da fase sigma durante a transformação eutetóide $\delta \rightarrow \sigma + \alpha$ é mostrado na Figura 18. Na Figura 19 pode-se observar alguns precipitados grosseiros da fase sigma presentes num aço superduplex.

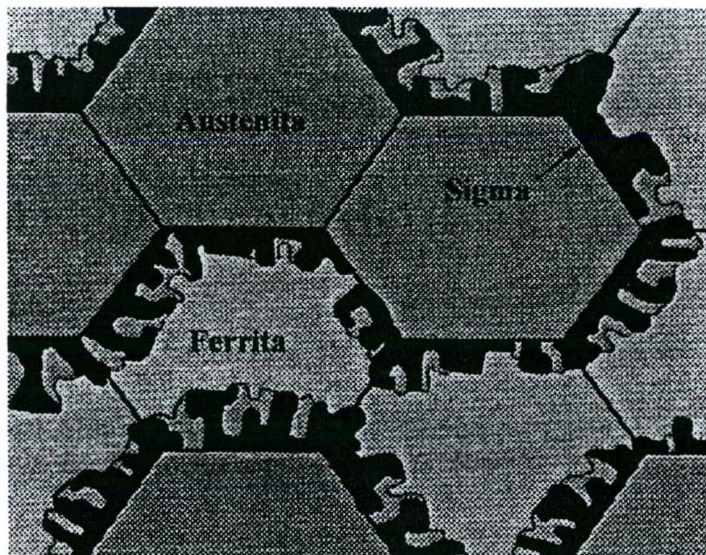


Figura 18 – Modelo de nucleação e crescimento da fase sigma durante a transformação eutetóide (ferrita em sigma + austenita) em um aço inoxidável duplex [90].

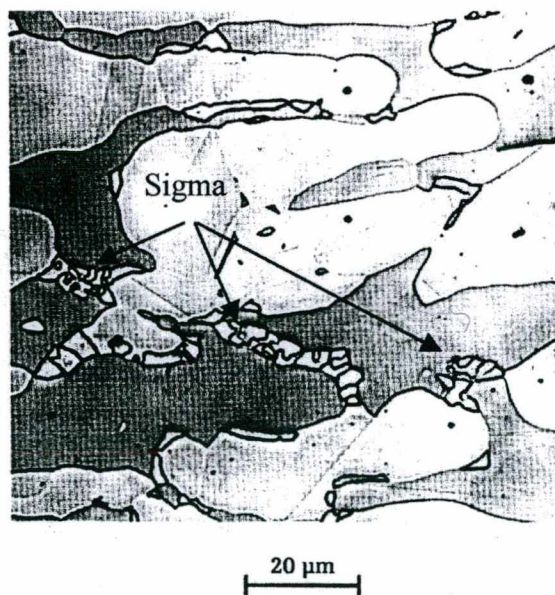


Figura 19 – Precipitados grosseiros de fase sigma numa chapa de aço superduplex após 10 minutos a 1000°C [37]. Ataque eletrolítico: ácido sulfúrico. Ampliação 800x.

A precipitação da fase sigma nos aços inoxidáveis convencionais, austeníticos e ferríticos, principalmente no primeiro é bastante lenta, podendo levar dezenas a centenas de horas para precipitar menos que 3%. A precipitação da fase sigma nos aços inoxidáveis duplex pode ser do tipo eutetóide, dependendo da composição química do aço e da temperatura, com a ferrita se decompondo em sigma e austenita [36]. A composição química da austenita formada desta forma é um pouco diferente da austenita existente na estrutura duplex submetida ao tratamento térmico de solubilização, podendo ser explicada em termos de diluição dos elementos formadores da fase sigma na ferrita [67]. A fase sigma causa um certo endurecimento causado por dispersão acarretando um aumento de dureza o que reduz significativamente a tenacidade do material. [2][14][33].

Os fatores responsáveis por acelerar a cinética da precipitação desta fase são: a composição química, as frações volumétricas da ferrita e da austenita, a deformação plástica e os tamanhos de grão [67].

A variação da precipitação da fase sigma pode ser notada considerando os teores de Cr, Mo e Ni presentes na liga submetida ao tratamento de solubilização. O tempo de nucleação e o tempo requerido para a finalização da reação de precipitação de sigma aumentam com o decréscimo nos teores de Cr e Mo, conforme mostrado na Figura 20.

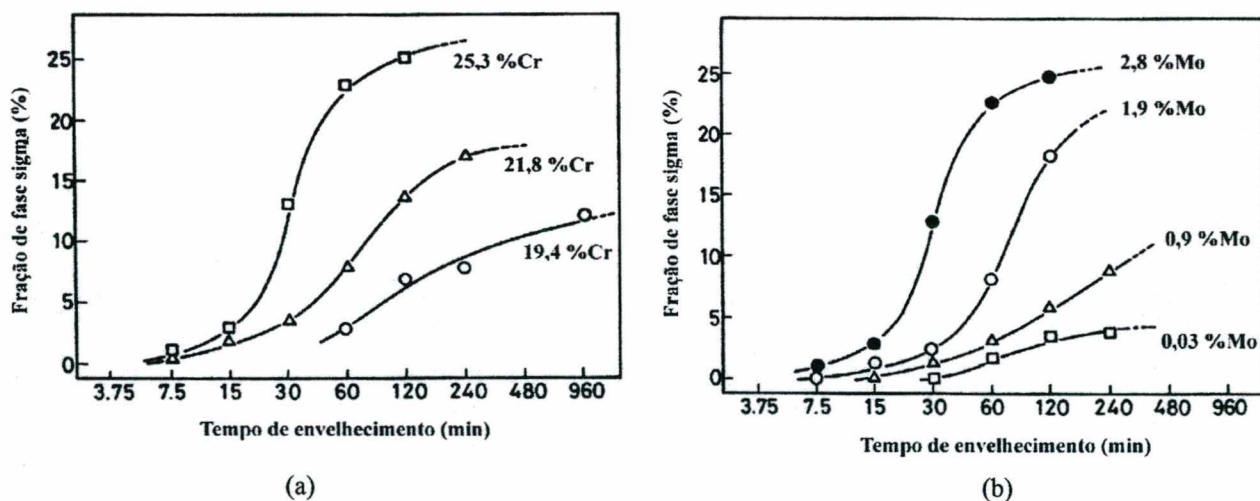


Figura 20 – Efeito de elementos de liga na precipitação da fase sigma pré-aquecidas a 1100°C e envelhecidas isotermicamente a 800°C. (a) Efeito do cromo em ligas com 6,5%Ni e 2,8%Mo. (b) Efeito do molibdênio em ligas contendo 25%Cr e 6,5% Ni [66].

Pode-se notar que a máxima quantidade de precipitação da fase sigma ocorre para os maiores teores de Cr e Mo. No caso do níquel, pode-se notar que a taxa de precipitação da fase

sigma é acelerada pelo aumento no teor deste elemento, porém a quantidade máxima de sigma diminui. Isto pode ser observado na Figura 21.

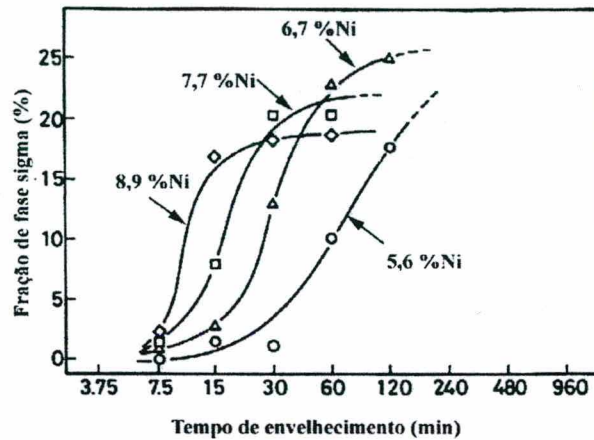


Figura 21 – Efeito do níquel na precipitação da fase sigma em ligas com 25%Cr e 2,8 %Mo, pré-aquecidas a 1100°C e envelhecidas isotericamente a 800°C [66].

O níquel favorece a formação de austenita que conseqüentemente causa um enriquecimento de ferrita em elementos formadores de sigma, além de introduzir interfaces α/γ .

O tamanho de grão, ou as condições de tratamentos térmicos, influencia a velocidade de precipitação de sigma. Quanto maior o tamanho de grão, menor a tendência à formação da fase sigma, pois há um aumento no caminho de difusão dos elementos formadores desta fase.

O efeito da temperatura do tratamento térmico de solubilização na cinética de precipitação da fase sigma é mostrado na Figura 22.

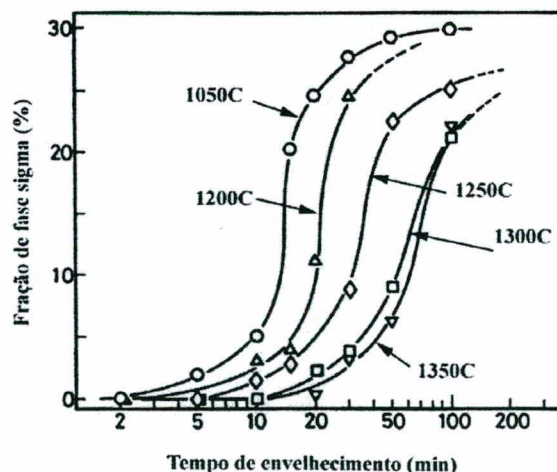


Figura 22 – Efeito da temperatura do tratamento de solubilização na precipitação da fase sigma no aço com 25%Cr, 7%Ni e 3%Mo [66].

É interessante notar que não há diferenças significativas na quantidade máxima de precipitação de sigma, embora a taxa de precipitação tenha sido bastante atrasada pelo aumento na temperatura do tratamento de solubilização.

Os diagramas TTT e CCP para precipitação da fase sigma são mostrados na Figura 23, Figura 24 e Figura 25.

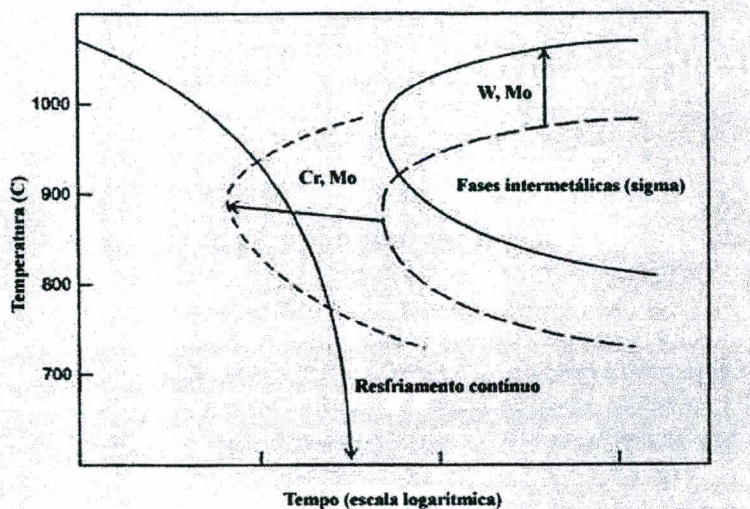


Figura 23 – Curva de resfriamento mostrando a precipitação de fases intermetálicas nos aços inoxidáveis duplex [101].

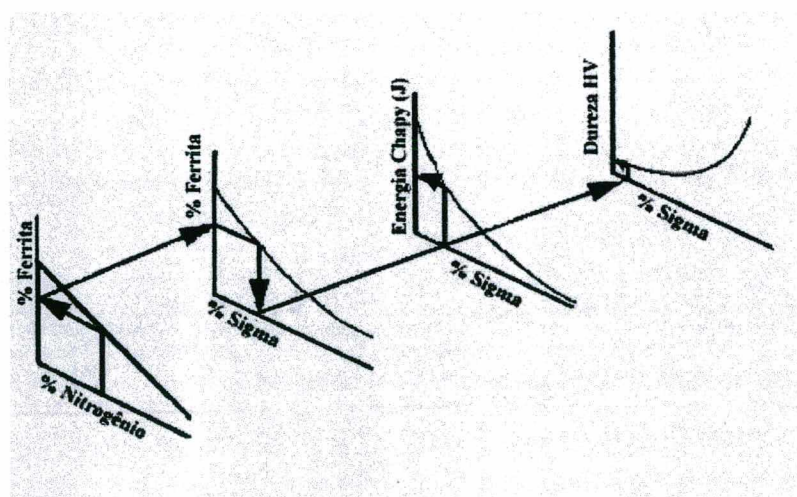


Figura 24 – Relação entre taxa de resfriamento, teor de nitrogênio, teor de ferrita e o efeito resultante na tenacidade e na dureza [101].

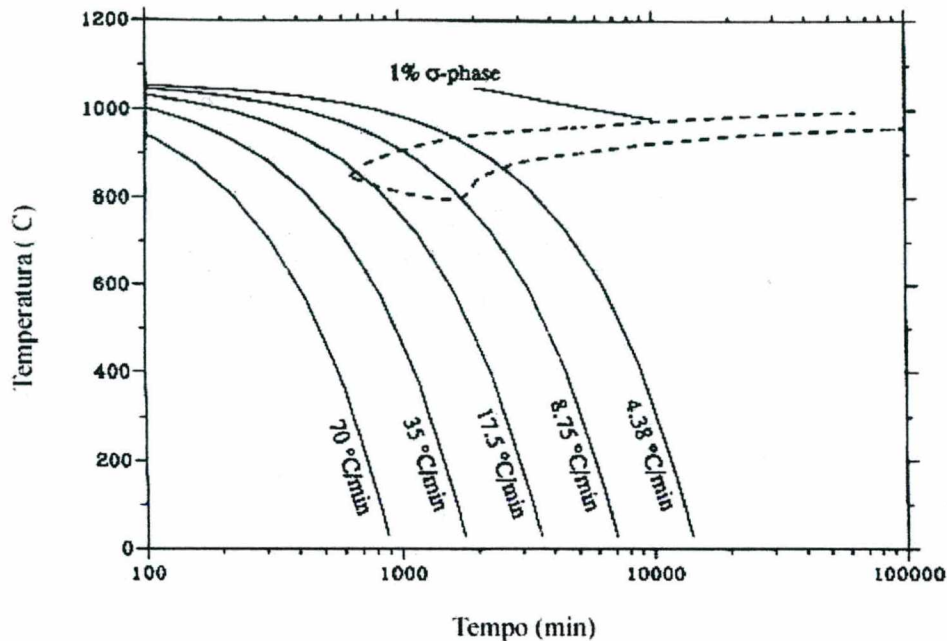


Figura 25 – Diagrama TRC calculado a partir do diagrama TTT para o aço inoxidável duplex SAF 2507 [110].

Na soldagem dos aços inoxidáveis duplex, algumas causas que podem dar origem a precipitação de fase sigma pode ser de ordem material, pessoal (por exemplo: inexperiência do soldador, escolha inadequada dos parâmetros de soldagem ou mesmo falta de supervisão), características do tratamento térmico empregado. Estas causas estão mostradas na Figura 26.

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 adequada. A formação dos nitretos de cromo ocorre na faixa de temperatura entre 700 e 950°C [36] 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 que 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 δ/δ ou δ/γ .

A partir do exposto pode-se concluir erroneamente que uma quantidade pequena de nitrogênio seria interessante, pois assim se evitaria a formação dos 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.

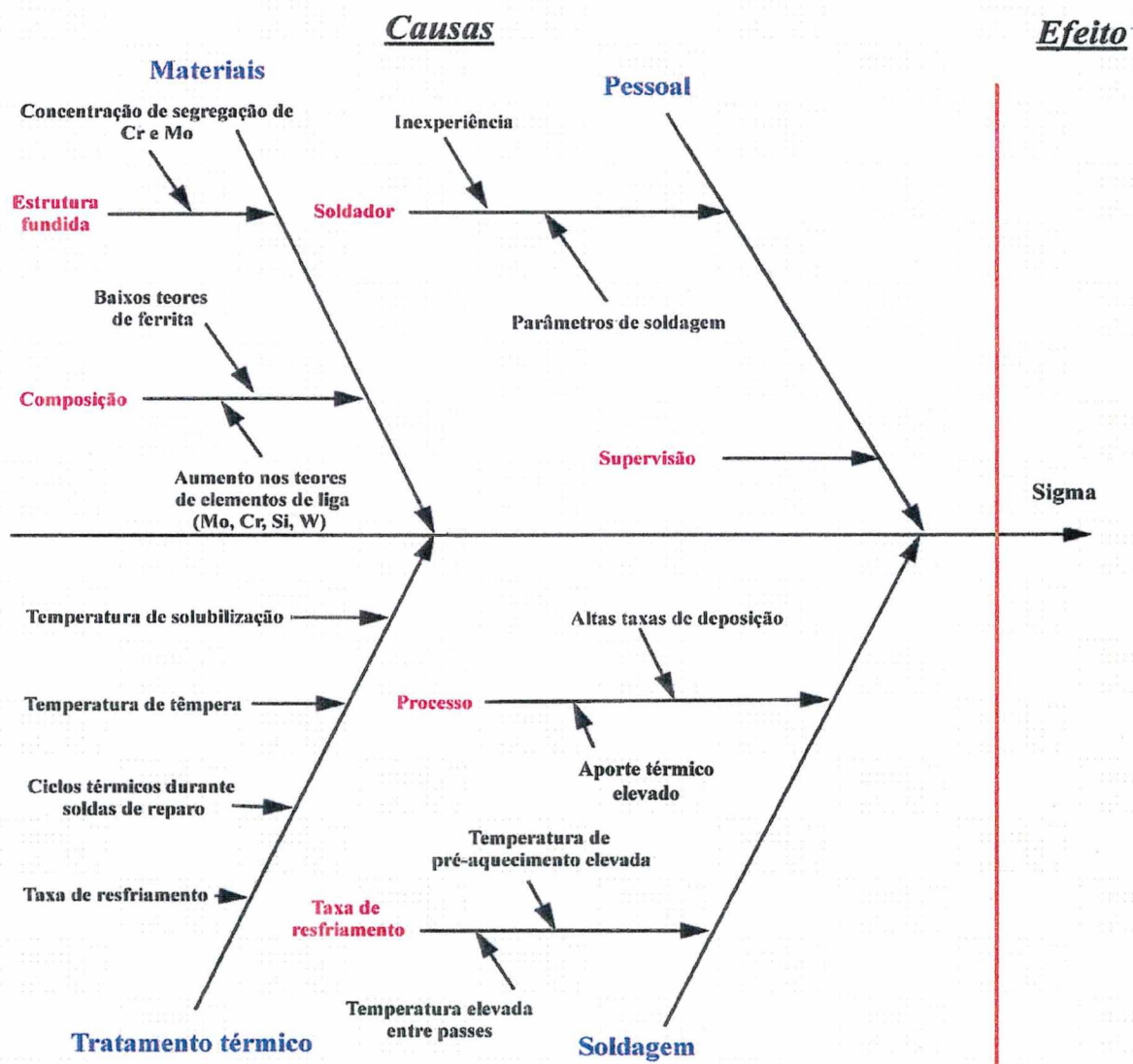


Figura 26 – Diagrama mostrando prováveis causas da precipitação de fase sigma [99].

c) *Austenita secundária*

A austenita secundária, ou também chamada fase γ_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 à da ferrita disposta ao seu redor, sugerindo uma transformação sem difusão, com características similares a formação da martensita. Em temperaturas entre 650 e 800°C , onde a difusão ocorre mais rapidamente, muitas formas de austenita podem precipitar. A Figura 27 mostra a presença de γ_2 numa solda de um aço inoxidável superduplex. Entre 700 e 900°C , um eutetóide do tipo $\gamma_2 + \sigma$ pode ser formado, conforme mostra a Figura 28.

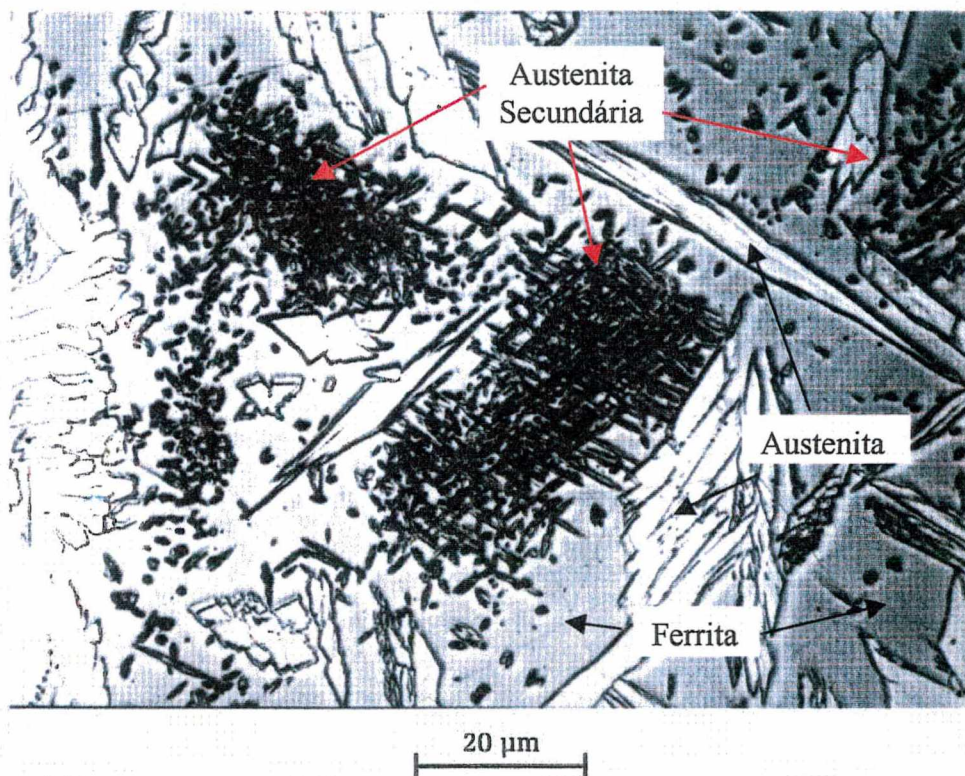


Figura 27 – Micrografia da austenita secundária no metal de solda de uma liga superduplex (1000x). Ataque eletrolítico: ácido sulfúrico. [37]

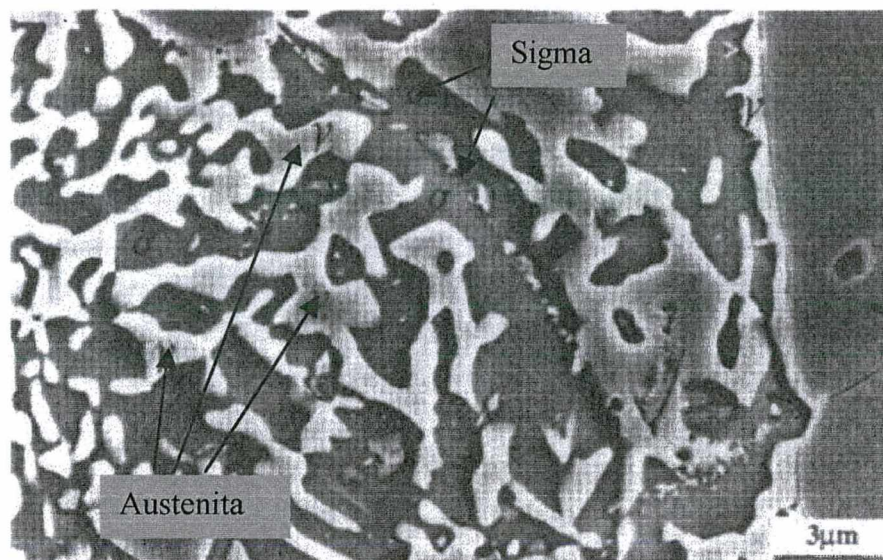


Figura 28 – Micrografia (MEV) mostrando austenita secundária e fase sigma eutetóide. Aço UNS S32750 após 72h a 700°C [37].

d) Carbonetos

Os aços inoxidáveis duplex com alto teor de carbono, normalmente até 0,5%, 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 na sua célula unitária.

A precipitação dos carbonetos ocorre na faixa de 650 a 950°C [36]. 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 de 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. A Figura 29 mostra a precipitação dos carbonetos nos contornos δ/γ .

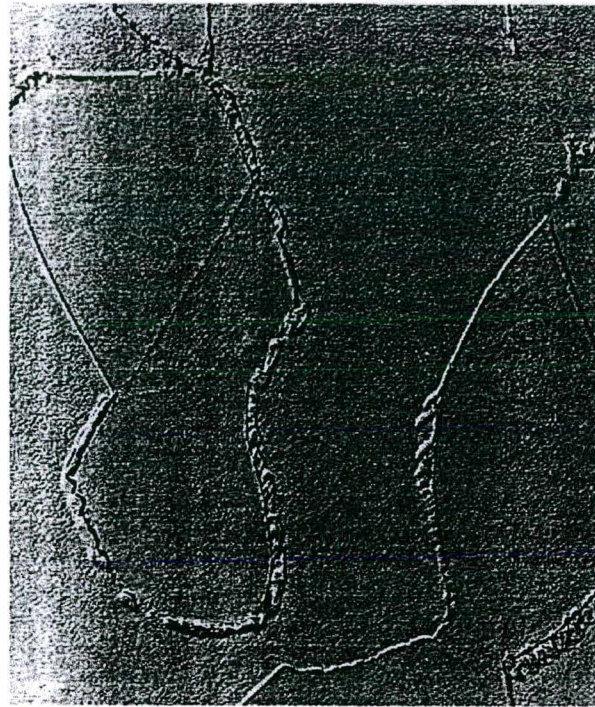


Figura 29 – Micrografia de uma liga duplex após 1 minuto a 750°C, mostrando a precipitação de carbonetos nos contornos de grão δ/γ (9600x) [103].

A cinética de precipitação do $M_{23}C_6$ para um aço AISI 304 nas condições de solubilização a 1260°C, com teores de carbono iguais a 0,05 e 0,038% é mostrada na Figura 30.

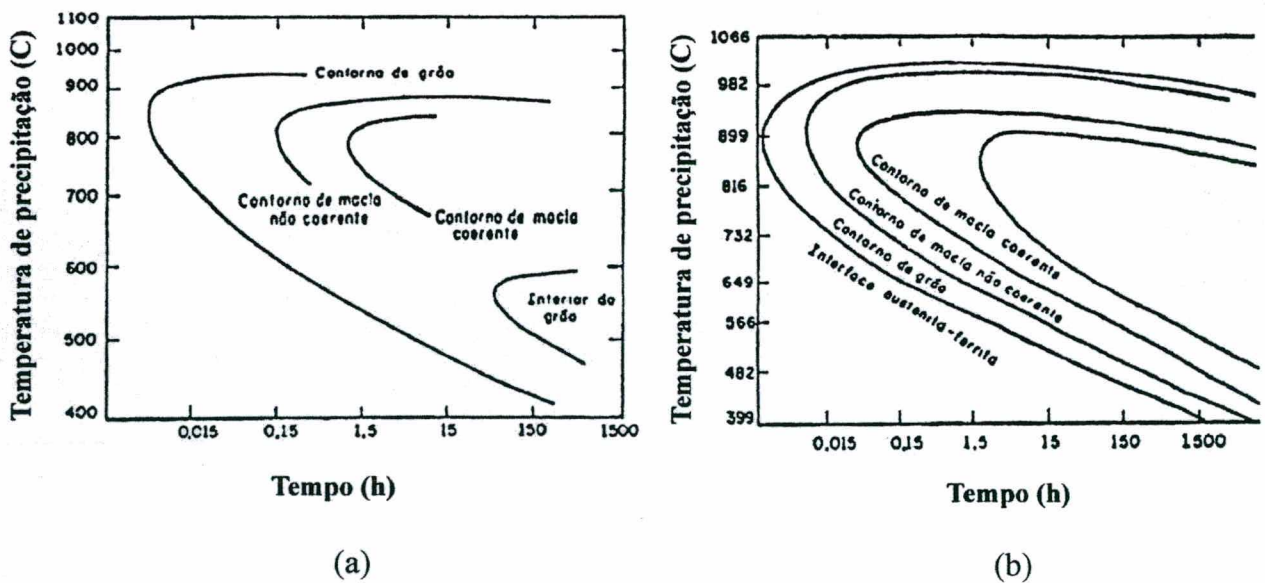


Figura 30 – Cinética de precipitação do carboneto $M_{23}C_6$ em um aço inoxidável austenítico AISI 304. (a) 0,050% C solubilizado a 1250°C. (b) 0,038% C solubilizado a 1260°C [14].

Os principais elementos que influenciam a cinética de precipitação destes carbonetos são o carbono e o nitrogênio. O carbono quando presente na liga em teores elevados reduz o tempo de precipitação, pois facilmente se combina ao cromo. Caso existam outros elementos com Ti, Nb e V, ocorre um atraso na precipitação, pois estes elementos possuem grande afinidade pelo carbono ligando-se a este mais facilmente que aos outros elementos.

No caso do nitrogênio, quanto maior o seu teor, maior é o tempo para o início da precipitação do carboneto, conforme mostrado na Figura 31. A principal razão para tal comportamento é que a solubilidade do nitrogênio nos carbonetos é praticamente nula.

O tipo de matriz também influi na precipitação dos carbonetos, pois dependendo de qual seja a matriz, a velocidade de difusão do carbono será maior ou menor. No caso dos aços duplex, a cinética de precipitação dos carbonetos é mais rápida, pois a velocidade de difusão do carbono na ferrita é maior que na austenita. Convém lembrar que para os atuais aços inoxidáveis duplex, o teor de carbono é baixo, em torno de 0,03%, o que dificulta a formação deste precipitado [36].

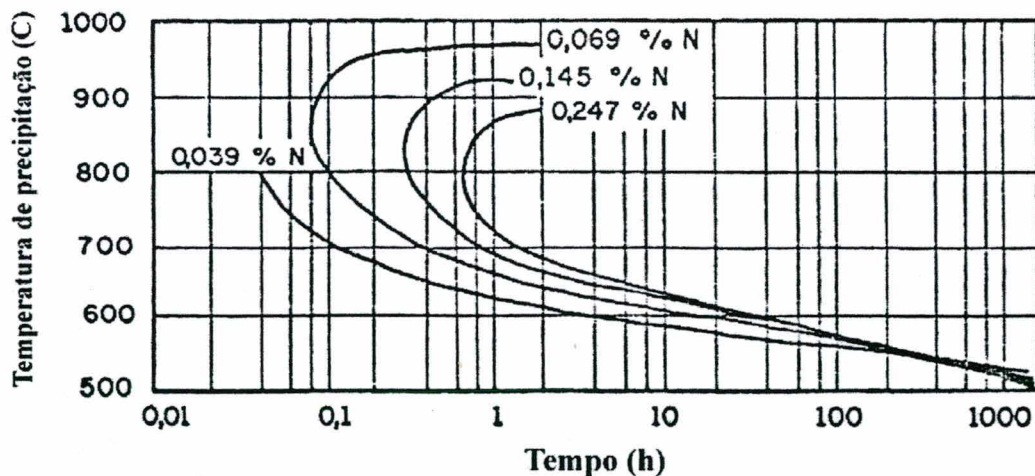


Figura 31 – Efeito do nitrogênio na precipitação do carboneto $M_{23}C_6$ na liga com 0,050%C, 17%Cr, 13%Ni e 5%Mo [14].

e) Fase alfa' – Fragilização à 475°C

A fase alfa', também chamada de fragilização a 475°C, ocorre na faixa de temperatura entre 300 e 525°C [36] 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 tem uma grande resistência ao coalescimento mesmo por longo período de exposição entre 300 e 550°C [86].

A precipitação desta fase ocorre somente na ferrita, porque somente a ferrita se fragiliza enquanto a austenita não é afetada [63]. 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 redução de tenacidade e ductilidade. Este tipo de fragilização leva à fratura do tipo clivagem das regiões ferríticas como mostrado na Figura 32.

A ductilidade é conferida pela austenita, a qual apresenta uma fratura dúctil do tipo alveolar (*dimples*). A formação de α' 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 [14][31][36][41][86][87].

Para melhor entender as diferenças entre os dois mecanismos de formação de α' , algumas características serão discutidas a seguir.

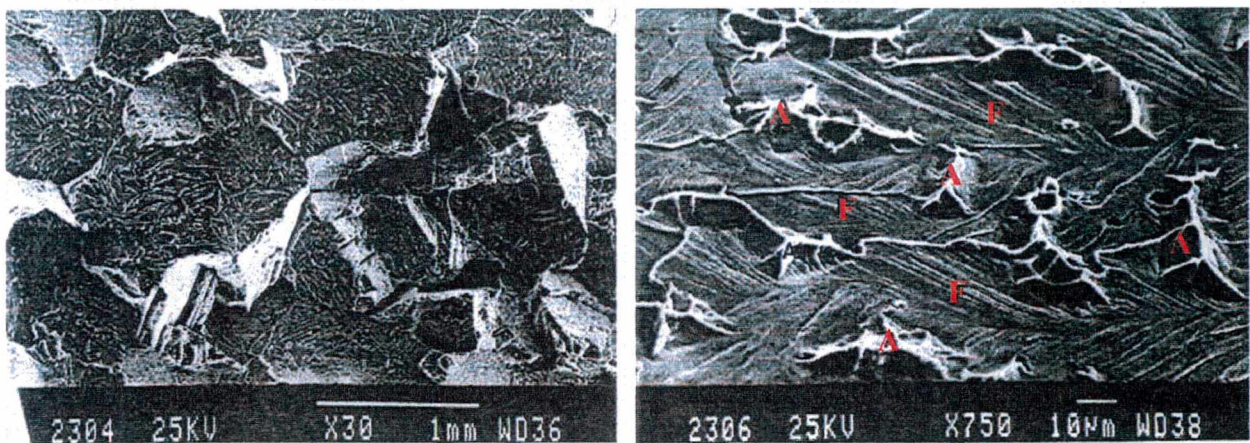


Figura 32 – Aspectos da fratura do aço inox duplex UNS S31803 após longo tempo de exposição a 475°C. Microscopia eletrônica de varredura. A = austenita; F = ferrita [87].

As estruturas espinoidais são uma mistura de duas fases homogêneas resultantes da separação de uma fase ocorrida sob certas condições de temperatura e composição. As fases conjugadas produzidas pela decomposição espinoidal de uma solução sólida saturada diferem em composição da fase original, mas têm essencialmente a mesma estrutura cristalina.

A transformação de fase mais simples que pode produzir um produto da reação espinoidal é a decomposição que ocorre num campo de miscibilidade estável ou metaestável, conforme mostra a Figura 33.

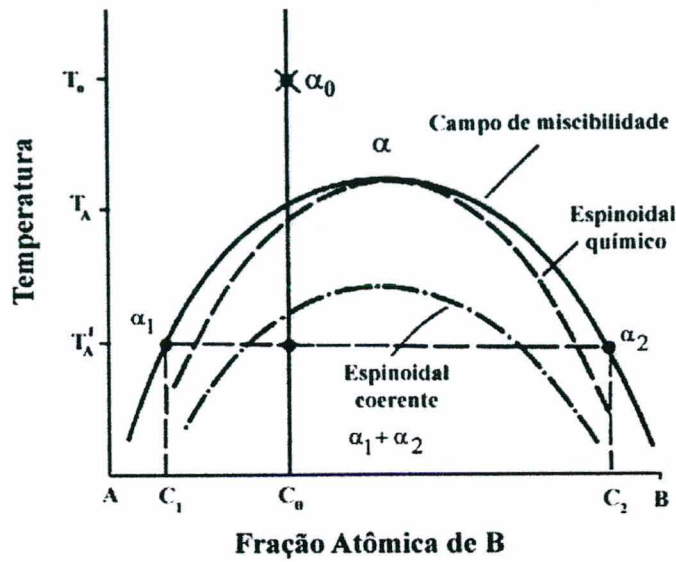


Figura 33 – Representação do campo de miscibilidade do estado sólido com as linhas espinoideis [54].

A linha espinoideal não é um limite de fase, mas uma demarcação indicando a diferença de estabilidade termodinâmica. Nesta figura ainda pode-se notar duas linhas espinoideis. Uma é chamada de espinoideal químico, definida pelos pontos de inflexão das curvas isotérmicas de composição da energia livre (G) onde a derivada segunda da energia livre de Gibbs pela concentração é igual a zero.

$$\frac{\partial^2 G}{\partial C^2} = 0 \tag{6}$$

A outra é chamada espinoideal coerente, onde na formulação da energia livre de Gibbs são considerados os campos de tensões gerados pela segunda fase.

Se a solução sólida de composição C_0 é aquecida até a temperatura T_0 (campo com uma única fase) e então resfriada até T_A' , a fase unitária tende a formar uma mistura de duas fases por decomposição espinoideal. Na temperatura T_A , a composição das fases α_1 e α_2 , sob condições de equilíbrio são C_1 e C_2 , respectivamente. Entretanto a solução sólida supersaturada pode se decompor em duas fases através de duas reações diferentes. Em pequenas taxas de sub-resfriamento ou baixa supersaturação (T_A'), a solução é metaestável; o aparecimento de uma segunda fase requer relativamente amplas flutuações de composição. Este é o processo clássico de nucleação até um “núcleo crítico” que pode, a partir daí, crescer espontaneamente. Como as partículas desta nova fase crescem por difusão, a composição da matriz tende ao equilíbrio.

No caso da supersaturação (T_A), a solução é instável e a mistura bifásica gradualmente aparece por crescimento contínuo de pequenas flutuações na composição conforme é possível verificar na Figura 34.

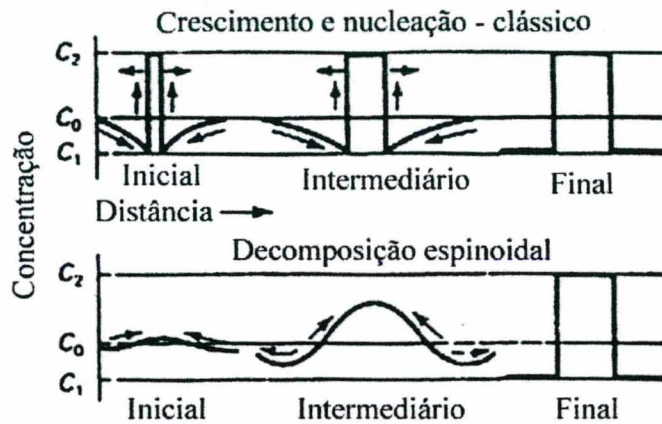


Figura 34 – Representação esquemática de duas seqüências para formação de uma mistura bifásica por difusão: nucleação e crescimento e decomposição espinoidal [54].

A cinética da decomposição espinoidal é controlada pela velocidade de difusão dos átomos e pelas distâncias envolvidas no processo de difusão que estão associadas ao super resfriamento [54][82]. Resumindo, a cinética de formação de α é influenciada pela composição química, deformação plástica e temperatura [14].

De acordo com Heger [31], o tempo e a temperatura, para que possa ocorrer a máxima fragilização por α , são influenciados pelos elementos de liga presentes no material. Adições de silício e alumínio tanto quanto um aumento nos teores de Cr e Mo aumentam e aceleram a máxima fragilização. O carbono reduz a tendência de fragilização pela formação de carbonetos de cromo, caso não se tenha à presença de Ti ou Nb [31].

f) Fase Chi (χ)

A fase chi é um composto formado basicamente por Fe, Cr e Mo, embora possa dissolver Ni e C. Sua composição química típica é $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ [36]. A precipitação desta fase nos aços inoxidável duplex é bastante rápida, ocorrendo na faixa de temperaturas entre 700 e 900°C. Herbsleb e Schwaab [14] mostraram que, para o aço inoxidável duplex UNS S31803 a precipitação desta fase era precedida pela precipitação de nitretos de cromo e carbonetos do tipo

$M_{23}C_6$ na interface δ/γ , conforme mostra a Figura 35. Caracteriza-se pelo alto teor de Mo, sendo por isso típica de ligas que contém este elemento.

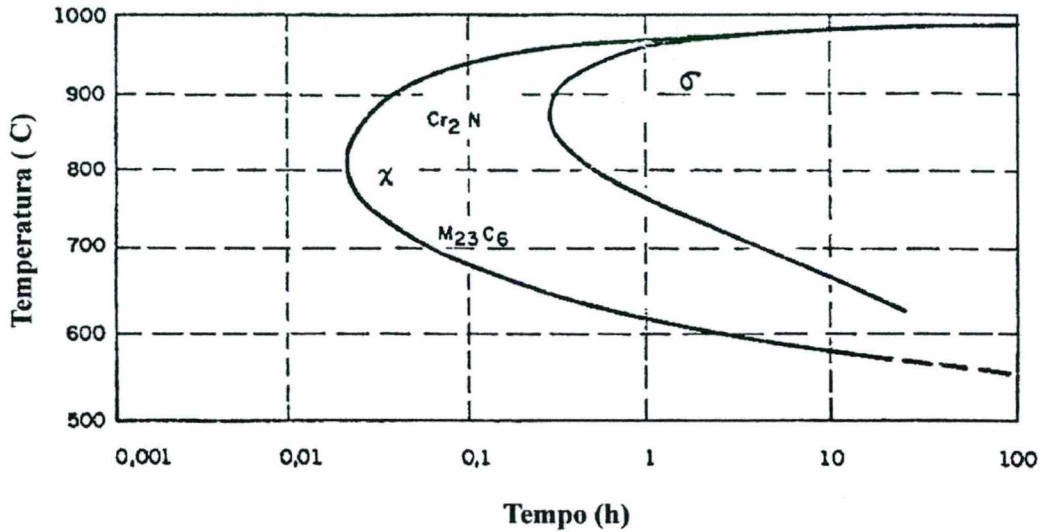


Figura 35 – Curvas TTT para o aço duplex UNS S31803 solubilizado a 1050°C por 30 min [14].

Resumindo, o grande número e o alto percentual total de elementos de liga fazem com que possa ocorrer a precipitação de uma grande quantidade de fases. As principais fases, que podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex, em função da temperatura e dos elementos presentes estão mostradas na Figura 36.

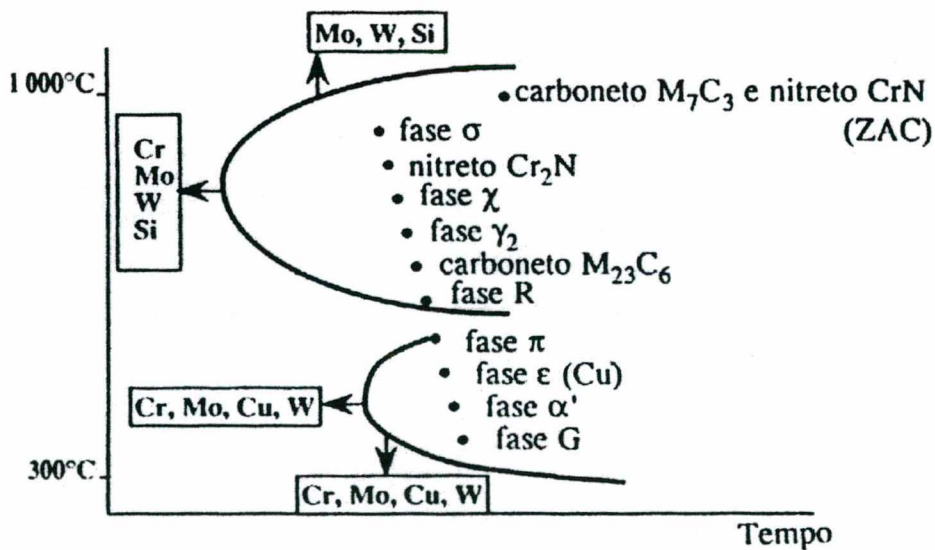


Figura 36 – Tipos de fases que podem ocorrer nos aços inoxidáveis duplex [86][96].

O diagrama TTT, esquemático da Figura 37, mostra a precipitação das principais fases nos aços inoxidáveis duplex.

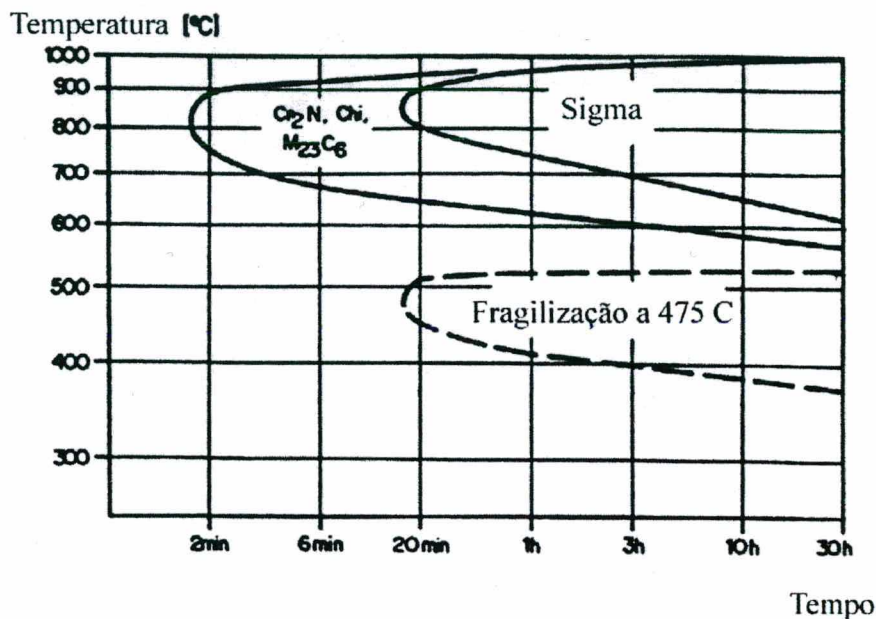


Figura 37 – Diagrama TTT esquemático mostrando alguns tipos de precipitações no aço inoxidável duplex UNS S31803 em função da temperatura [84].

3.4 – Propriedades

As propriedades dos aços inoxidáveis duplex dependem fundamentalmente das duas fases presentes em sua microestrutura: ferrita e austenita. As diferenças de comportamento entre elas é que define as características deste tipo de aço inoxidável. A Tabela 2 mostra algumas das diferenças entre as duas fases [14].

As principais propriedades dos aços inoxidáveis duplex serão discutidas a seguir.

3.4.1- Propriedades Físicas

Algumas das principais propriedades físicas serão aqui apresentadas, pois são importantes para a caracterização dos aços inoxidáveis duplex, além de virem a ser utilizadas para o cálculo de certos parâmetros do processo de soldagem utilizado neste estudo, como por exemplo: ciclo térmico, rendimento ou eficiência térmica e cálculo da taxa de resfriamento. A Tabela 3

relaciona algumas propriedades físicas deste material [36][115].

Tabela 2 - Diferença entre algumas propriedades da ferrita e da austenita.

Propriedade	Ferrita	Austenita
Limite de escoamento	Maior	Menor
Limite de resistência	Menor	Maior
Alongamento	Menor	Maior
Encruamento	Menor	Maior
Sistemas de escorregamento	48	12

Uma comparação entre as principais propriedades físicas para três tipos de aços inoxidáveis a temperatura de 20°C é mostrada na Tabela 4.

Tabela 3 – Propriedades físicas do aço inoxidável UNS S31803. [96]

Propriedade	Temperatura (°C)			
	20	100	200	300
Densidade (g/cm ³)	7,8	-	-	-
Módulo de elasticidade (GPa)	200	190	180	170
Coefficiente de expansão térmica (°C)	-	13x10 ⁻⁶	14x10 ⁻⁶	14,5x10 ⁻⁶
Calor específico (J/kgK)	470	500	530	560
Condutividade térmica (W/m°C)	14 *	15	17	18

* Na literatura também se encontram valores de condutividade térmica dos aços inoxidáveis duplex UNS S31803, à 20°C como igual a 16,7 W/mK. [98]

Tabela 4 – Comparação das propriedades entre diferentes aços inoxidáveis. [24]

Aço Inoxidável	UNS	Módulo de elasticidade (GPa)	Coef. de expansão térmica (10^{-6} K^{-1})	Calor específico (J/kgK)	Condutividade térmica (W/mK)
Ferrítico	S43000	205	12,5	450	60
Austenítico	S30400	205	16	520	16
Duplex	S32550	205	13,5	470	17

Algumas conclusões que podem ser observadas desta tabela são:

- o aço inoxidável duplex apresenta menor coeficiente de expansão térmica que os austeníticos, sendo similar à dos ferríticos, o que permite sua utilização em condições onde ocorrem variações térmicas (juntas de expansão) e
- condutividade térmica aproximadamente igual a dos austeníticos, que associado à baixa expansão faz do duplex excelente candidato a aplicações como, por exemplo, trocadores de calor.

3.4.2- Propriedades Mecânicas

Os aços inoxidáveis duplex vêm sendo utilizados em um número cada vez maior de setores da indústria, principalmente por apresentar propriedades mecânicas e características de resistência à corrosão, superiores as encontradas nos outros tipos de aços inoxidáveis. Como todos os outros metais e ligas, as propriedades mecânicas dos inox duplex dependem de fatores como tamanho de grão, textura e grau de segregação [36]. As propriedades mecânicas dos diversos tipos de aços inoxidáveis estão mostradas na Tabela 5.

A elevada resistência ao escoamento permite o uso deste material em paredes de pequena espessura em projetos que envolvam pressão e força. Isto pode acarretar uma redução no peso e no tempo de soldagem. A resistência mínima ao escoamento para o aço inox duplex UNS S31803 é de 450 MPa, que é praticamente o dobro do valor dos aços inox austeníticos e significativamente maior que para os aços inox ferríticos [98]. Um motivo que pode ser usado

para a explicação de tal comportamento é o tamanho de grão das fases presentes no duplex. O tamanho de grão da ferrita e da austenita nos duplex é normalmente menor que nos dois anteriormente citados, fazendo com que haja um efeito endurecedor maior [14].

O limite de escoamento, a taxa de encruamento e a variação do limite de escoamento com a temperatura são propriedades, no caso dos duplex, determinadas pela ferrita [36][63][98][30][8], o que permite concluir que a fração volumétrica da ferrita também influi nestas propriedades. Este fato pode ser observado nas Figura 38 e Figura 39.

A austenita por sua vez é a fase que determina o comportamento do duplex com relação ao limite de resistência [93]. Este fato pode ser explicado considerando que a taxa de encruamento da austenita é aproximadamente 2,5 vezes maior que a da ferrita.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis à temperatura ambiente (chapas recozidas) [95].

Aço	UNS	Estrutura	Lim. de Resistência (MPa)	Lim. de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Vickers (máx)
304	S 30400	Austenítica	515	205	40	205
304L	S 30403	Austenítica	480	170	40	185
316	S 31600	Austenítica	515	205	40	220
316L	S 31603	Austenítica	485	170	40	220
409	S 40900	Ferrítica	380	205	20	155
446	S 44600	Ferrítica	515	275	20	220
403	S 40300	Martensítica	485	205	25	185
410	S 41000	Martensítica	450	205	20	220
SAF 2304	S 32304	Duplex	600 – 820	400	25	230
SAF 2205	S 31803	Duplex	680	450	25	320
SAF 2507	S 32750	Superduplex	800 - 1000	550	25	290

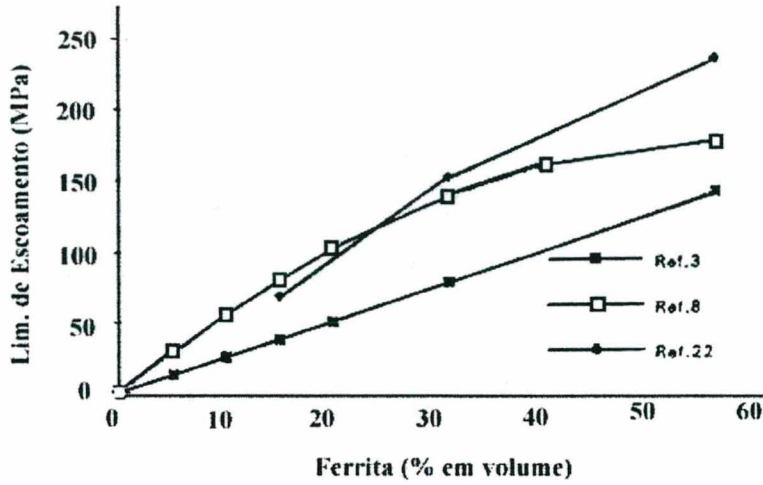


Figura 38 – Variação do limite de escoamento em função da porcentagem de ferrita [74].

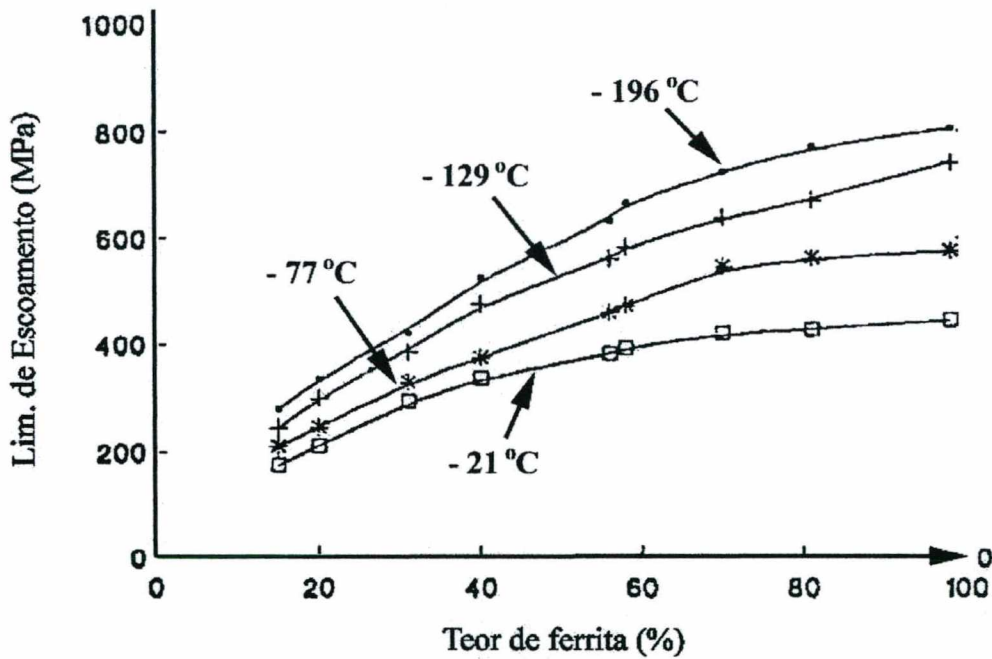


Figura 39 - Efeito do teor de ferrita e da temperatura no limite de escoamento dos aços inoxidáveis duplex. [14]

O elevado limite de resistência e de escoamento apresentados é o resultado de vários mecanismos agindo ao mesmo tempo, entre eles podemos citar [14]:

- endurecimento por solução sólida intersticial, através da participação do carbono e do nitrogênio;

- endurecimento por solução sólida substitucional, através da participação do cromo, molibdênio e o nitrogênio;
- possível endurecimento ocasionado pela formação da austenita secundária;
- aumento da resistência causada pelo refinamento de grão devido à presença de duas fases.

O limite de resistência também é influenciado pela fração volumétrica das fases. O efeito da temperatura e da fração volumétrica de ferrita é mostrado na Figura 40.

Nordberg [75] e Charles [24] propuseram a determinação de algumas propriedades mecânicas utilizando cálculos matemáticos que relacionam a composição química e parâmetros da estrutura cristalina da liga. As equações abaixo foram obtidas por análises de regressão e se mostraram concordantes com os resultados obtidos experimentalmente por Nordberg e Charles.

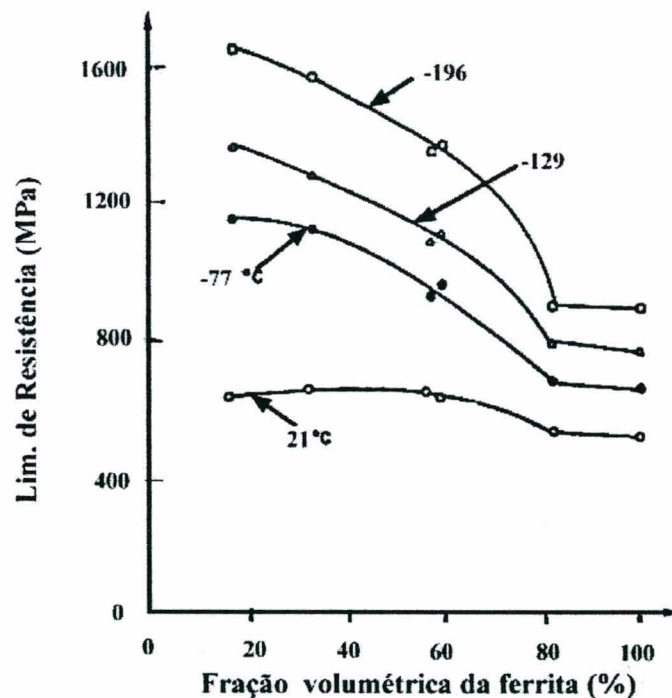


Figura 40 – Efeito do teor de ferrita e da temperatura no limite de resistência dos aços duplex [14].

$$\sigma_{\text{esc}} = 120 + 210 \cdot \sqrt{N} + 0,02 + 2 \cdot (\text{Mn} + \text{Cr}) + 14 \cdot \text{Mo} + 10 \cdot \text{Cu} + (6,15 - 0,054 \cdot \delta) \delta + [7 + 35 \cdot (N + 0,02)] d^{-\frac{1}{2}} \quad (7)$$

$$\sigma_{\text{m}} = 470 + 600 \cdot (N + 0,02) + 14 \text{Mo} + 1,5 \cdot \delta + 8 \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (8)$$

onde:

- δ é a porcentagem do teor de ferrita ;
- d é o espaçamento lamelar em mm e
- σ_{esc} e σ_m são expressos em MPa.

É importante salientar a influência do nitrogênio nas propriedades mecânicas da liga, mostrado na Figura 41. O aumento no teor de nitrogênio aumenta a resistência da austenita pelo endurecimento por solução sólida intersticial até o ponto onde ela se torna mais resistente que a ferrita. Para pequenos teores de nitrogênio (<0,01%), a austenita tem um menor limite de escoamento, enquanto que para teores elevados de nitrogênio (>0,2%) a ferrita se torna a fase mais fraca.

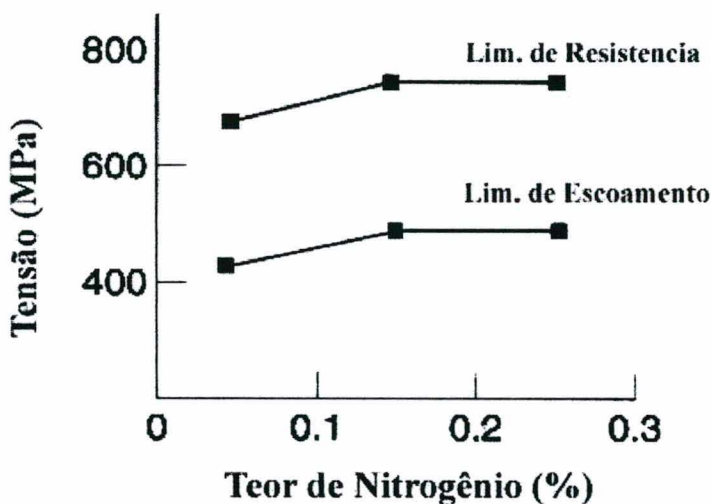


Figura 41 – Efeito da adição de nitrogênio nas propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S31803 [37].

Isto mostra porque o endurecimento é mais pronunciado quando se têm pequenas adições de nitrogênio. Isto se torna menos significativo quando se alcança um certo nível de nitrogênio, que para o caso do aço inox duplex em estudo (UNS S31803) é de 0,12%. A Figura 41 mostra, para o caso do aço duplex, a ocorrência de um endurecimento apenas moderado com a introdução do nitrogênio.

As propriedades mecânicas dos aços duplex são influenciadas também pela anisotropia da microestrutura, principalmente por ser do tipo lamelar. Além disso, um outro parâmetro a ser considerado é a espessura da chapa, pois a anisotropia aumenta com a redução na espessura devido aos efeitos decorrentes do processo de laminação. A Figura 42 mostra como o limite de

- d é o espaçamento lamelar em mm e
- σ_{esc} e σ_m são expressos em MPa.

É importante salientar a influência do nitrogênio nas propriedades mecânicas da liga, mostrado na Figura 41. O aumento no teor de nitrogênio aumenta a resistência da austenita pelo endurecimento por solução sólida intersticial até o ponto onde ela se torna mais resistente que a ferrita. Para pequenos teores de nitrogênio (<0,01%), a austenita tem um menor limite de escoamento, enquanto que para teores elevados de nitrogênio (>0,2%) a ferrita se torna a fase mais fraca.

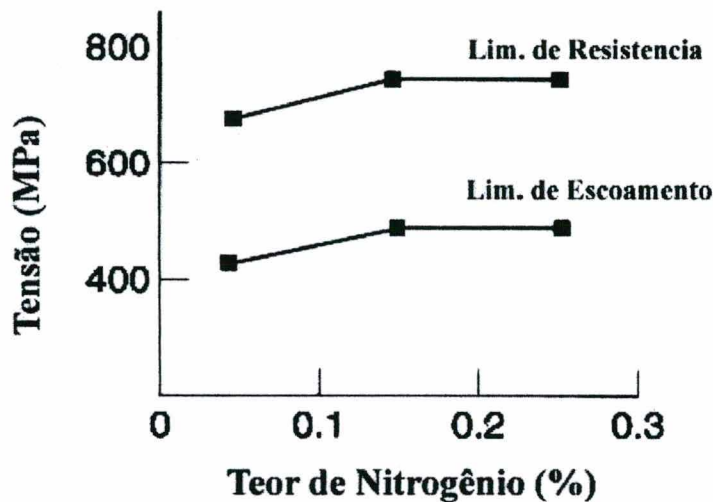


Figura 41 – Efeito da adição de nitrogênio nas propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S31803 [37].

Isto mostra porque o endurecimento é mais pronunciado quando se têm pequenas adições de nitrogênio. Isto se torna menos significativo quando se alcança um certo nível de nitrogênio, que para o caso do aço inox duplex em estudo (UNS S31803) é de 0,12%. A Figura 41 mostra, para o caso do aço duplex, a ocorrência de um endurecimento apenas moderado com a introdução do nitrogênio.

As propriedades mecânicas dos aços duplex são influenciadas também pela anisotropia da microestrutura, principalmente por ser do tipo lamelar. Além disso, um outro parâmetro a ser considerado é a espessura da chapa, pois a anisotropia aumenta com a redução na espessura devido aos efeitos decorrentes do processo de laminação. A Figura 42 mostra como o limite de escoamento varia em função da espessura da chapa e conseqüentemente da anisotropia da

escoamento varia em função da espessura da chapa e conseqüentemente da anisotropia da mesma.

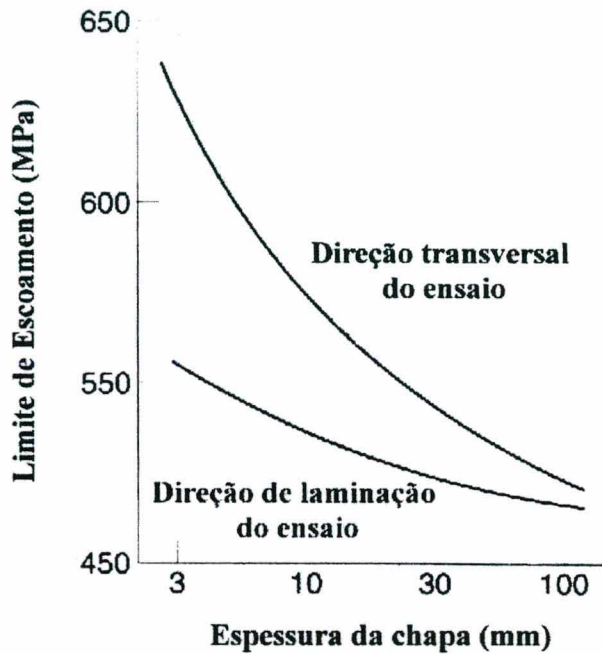


Figura 42 – Representação do limite de escoamento em diferentes direções como função da espessura da chapa. [37]

A tenacidade é também uma propriedade importante e necessária tanto no processamento como durante a utilização dos aços inox duplex, principalmente quando estes são submetidos à soldagem. O comportamento destes aços com relação a esta propriedade depende da temperatura e dos elementos de liga presentes, pois conforme mencionado anteriormente, existe a possibilidade de precipitação de fases que afetam significativamente as propriedades mecânicas do material como os carbonetos, nitretos, fase sigma e fase alfa'. Algumas propriedades mecânicas do aço inox duplex UR52N (UNS 32550) são mostrados na Figura 43.

O comportamento dos aços inox duplex com relação à resistência ao impacto em função da temperatura do ensaio é mostrado na Figura 44.

Como algumas outras propriedades, a tenacidade também é influenciada pela fração volumétrica e distribuição da ferrita. Floreen e Hayden [30] mostraram como o efeito da fração volumétrica e da temperatura de ensaio afetam a energia absorvida no ensaio Charpy. Esta influência é mostrada na Figura 45.

- Limite de resistência
- Limite de escoamento

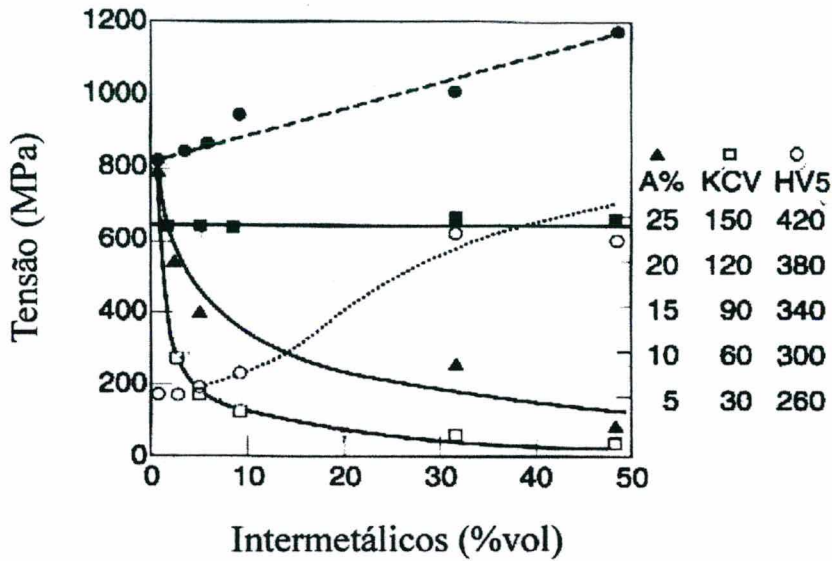


Figura 43 - Variação de algumas propriedades mecânicas em função da porcentagem de intermetálicos presentes. [25][37]

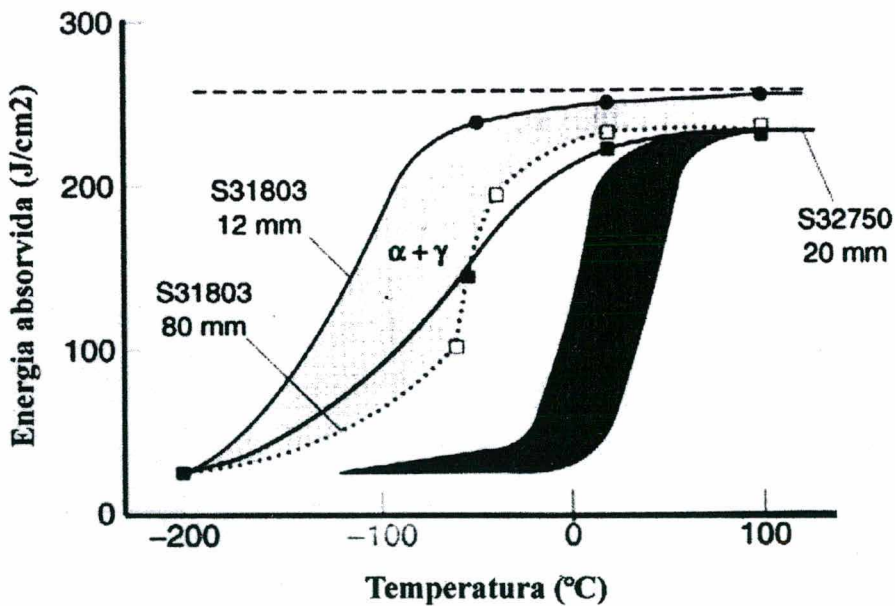


Figura 44 – Energia absorvida versus temperatura, para diversos tipos de aço inox duplex. [37]

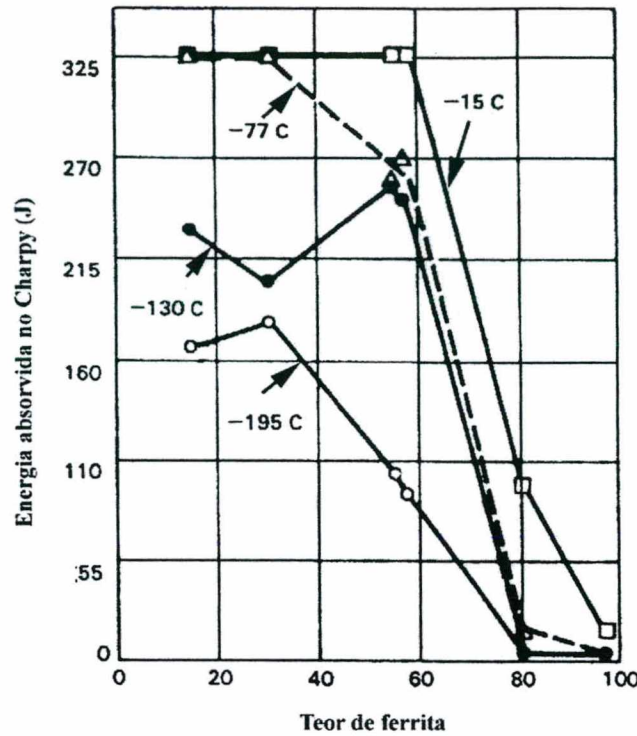


Figura 45 – Energia de impacto em função da temperatura de ensaio e do teor de ferrita. [62]

Quando a fração volumétrica de ferrita excede cerca de 60 a 70% a energia absorvida no impacto decresce rapidamente. Deve-se considerar, entretanto, que nos aços inox duplex, a austenita e a ferrita são conformadas em forma de lâminas na direção de laminação e a tenacidade depende da orientação tomada. A máxima tenacidade é obtida quando a propagação da trinca ocorre transversalmente à posição das lâminas [63], ou seja, na direção (T-S).

3.5 – Soldagem do aço inoxidável duplex

O campo de aplicação dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos é bastante diversificado devido às propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que eles apresentam. Entretanto, em produtos que envolvam processos de soldagem, a utilização dos aços inox ferríticos torna-se difícil devido à tendência de prejuízos em algumas propriedades como a tenacidade e a ductilidade, principalmente pela formação de grãos grosseiros na zona termicamente afetada [31], quando expostos aos ciclos térmicos de soldagem. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam melhor soldabilidade, mas são susceptíveis a trincas de solidificação e corrosão sob tensão. O aço inoxidável duplex, por apresentar um equilíbrio microestrutural entre a ferrita e a austenita, possuem uma combinação interessante de

propriedades: a soldabilidade e conformabilidade dos aços inox austeníticos com a resistência à corrosão sob tensão dos ferríticos, muito embora exista pouca informação da soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex em chapas de grande espessura (> 6 mm).

3.5.1 – Processos de Soldagem

Os aços inox duplex podem ser soldados pela maioria dos processos de soldagem, dentre os quais pode-se citar os processos TIG, MIG, MAG, plasma, laser, eletrodo revestido, arco submerso e arame tubular [38][108]. Cada um destes processos apresenta particularidades que podem influir tanto nas transformações de fase nas etapas de resfriamento ou aquecimento, como no comportamento da junta soldada quando esta é colocada em serviço.

A seleção do processo será determinada, mais pela disponibilidade da forma de consumíveis e fatores econômicos, que pelas propriedades desejadas de um processo particular de soldagem.

As soldas em aços inox duplex têm sido realizadas com a maioria dos processos de soldagem por fusão e têm resultado propriedades satisfatórias. Entretanto, em alguns casos, a aplicação final pode precisar de um processo específico, onde excepcional tenacidade à baixa temperatura é necessária. Nesta caso os processos com gás de proteção podem ser mais adequados, pois estes produzem elevada tenacidade se comparados com processos protegidos por fluxo. Outros processos como o GTWA, SMAW, SAW, FCAW e o GMAW são comumente utilizados com sucesso para a maioria das classes de ligas de inox, principalmente em chapas finas.

Uma revisão dos processos de soldagem mais usados mostrará como cada processo se adaptará as necessidades de soldagem dos aços inox e também fornecerá uma indicação de qual processo é mais usado para uma dada aplicação particular.

a) Soldagem a Arco Voltaico com Eletrodo Revestido (SMAW)

A soldagem a arco voltaico com eletrodo revestido é um processo de soldagem manual onde um arco é gerado entre o eletrodo revestido e o metal de base.

O arco se inicia pelo toque do eletrodo no metal de base. O arco resultante funde o metal de base e a ponta do eletrodo. O metal fundido do eletrodo é transferido através do arco até a

poça de fusão do metal de base, formando assim o metal de solda depositado. Uma escória que é formada do revestimento do eletrodo e das impurezas do metal de base flutua para a superfície e cobre o depósito, protegendo-o da contaminação atmosférica e também controlando a taxa de resfriamento. O metal de adição vem da alma metálica do eletrodo e do revestimento que em alguns casos é constituído de pó de ferro e elementos de liga. As características principais do processo são mostradas na Figura 46.

A soldagem a arco voltaico com eletrodo revestido é o processo mais amplamente usado, além de ser o mais simples em termos de requisitos de equipamentos. Entretanto é também o mais difícil em termos de treinamento de pessoal. O investimento neste processo é relativamente pequeno e os eletrodos (exceto os metais muito reativos como titânio, magnésio entre outros) estão disponíveis para quase todas as aplicações de fabricação, construção e manutenção. Este processo é o que apresenta maior flexibilidade dentre todos os processos de soldagem, pois pode ser usado em todas as posições (plana, vertical, horizontal e sobre cabeça) para quase todas as espessuras do metal de base e em áreas de acesso limitado.

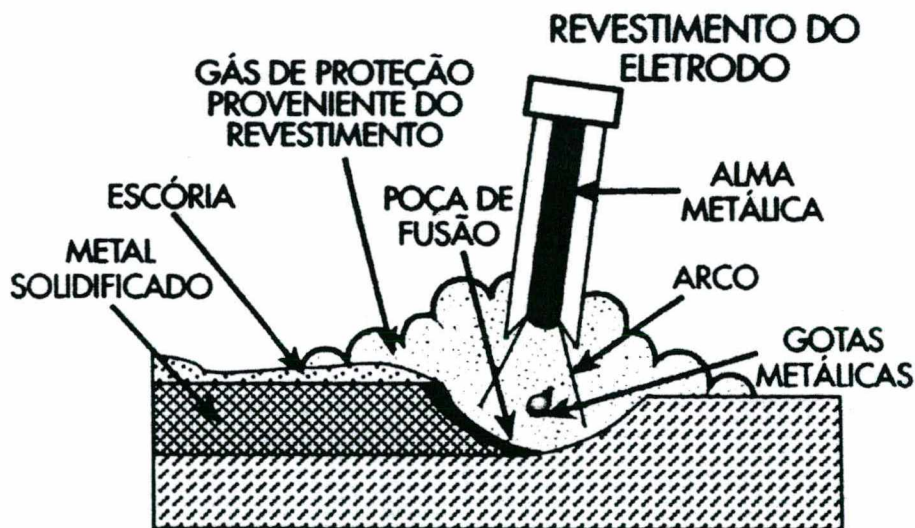


Figura 46 – Soldagem a Arco Voltaico com Eletrodo Revestido (SMAW).

A qualidade da solda depende do projeto e acesso a junta, tanto quanto do eletrodo, da técnica e habilidade do soldador. Os fatores que podem reduzir a qualidade da junta soldada são: limpeza inadequada entre passes, problemas no processo como: eletrodos com perda parcial de fluxo e arames não totalmente centrados no fluxo de recobrimento.

A maioria dos processos de fabricação que requerem soldagem procura utilizar processos mecanizados que oferecem grande produtividade, alta qualidade e portanto, produção a um custo mais baixo. Por estas razões, o processo de soldagem a arco voltaico com eletrodo revestido (SMAW), tem sido substituído onde for possível. Entretanto, a simplicidade e a habilidade do processo SMAW em alcançar áreas de acesso restrito significa que este ainda encontra uso considerável em certas aplicações e situações como na soldagem de peças de grande porte, navios e aviões e soldagem "em campo", onde os serviços de suporte como proteção com gás, água de resfriamento e outras necessidades se encontram fora de alcance.

b) Soldagem a Arco Voltaico com Atmosfera Gasosa (MIG)

O processo de soldagem a arco voltaico com atmosfera gasosa é um processo de soldagem que une metais através da formação de um arco elétrico que é estabelecido entre um eletrodo consumível e a peça a ser soldada. Um gás ou uma mistura de gases fornecida externamente age de forma a proteger o arco e a poça de metal fundido.

Este processo pode ser operado em modos automáticos ou semi-automáticos, podendo soldar aços-carbono, aços baixa liga com alta resistência, aços inoxidáveis, ligas de alumínio, cobre e níquel. Pode ser usado em todas as posições se forem utilizados gases de proteção, eletrodos e parâmetros de soldagem apropriados.

As aplicações deste processo são definidas pelas suas vantagens, das quais podemos citar:

- o comprimento do eletrodo não tem as restrições encontradas no processo de soldagem a arco voltaico com eletrodo revestido (SMAW);
- a soldagem pode ser realizada em todas as posições, quando são usados parâmetros adequados, isto não sendo possível no processo de soldagem por arco submerso;
- as velocidades de soldagem são maiores que as usadas no processo SMAW;
- as taxas de deposição são significativamente maiores que no processo SMAW;
- a alimentação contínua do arame permite longas soldas sem necessidade de paradas e reinícios.

Estas vantagens fazem o processo ser adequado para alta produção e aplicações de soldagem automatizadas. Atualmente com a utilização da robótica este processo tem sido amplamente utilizado. Porém, apesar disso, este apresenta algumas restrições:

- o equipamento de soldagem é mais complexo, geralmente mais caro e menos portátil que o utilizado na SMAW;

- o processo é mais difícil de ser aplicado em lugar de difícil acesso, pois a ponta de soldagem é maior que a usada no suporte da SMAW, além de ter que ser mantida junto da junta para assegurar que o metal de solda esteja apropriadamente protegido;
- o arco de solda deve estar protegido contra mudança de ar que possam dispersar o gás de proteção, limitando as aplicações externas a menos que barreiras de proteção sejam colocadas ao redor da área de soldagem.

No processo de soldagem a arco voltaico com atmosfera gasosa, mostrado na Figura 47, um arco é estabelecido entre um eletrodo de alimentação contínua do metal de adição e a peça a ser soldada. Após a perfeita preparação o comprimento do arco é mantido no valor determinado, embora possam ser esperadas mudanças na distância de trabalho durante a operação.

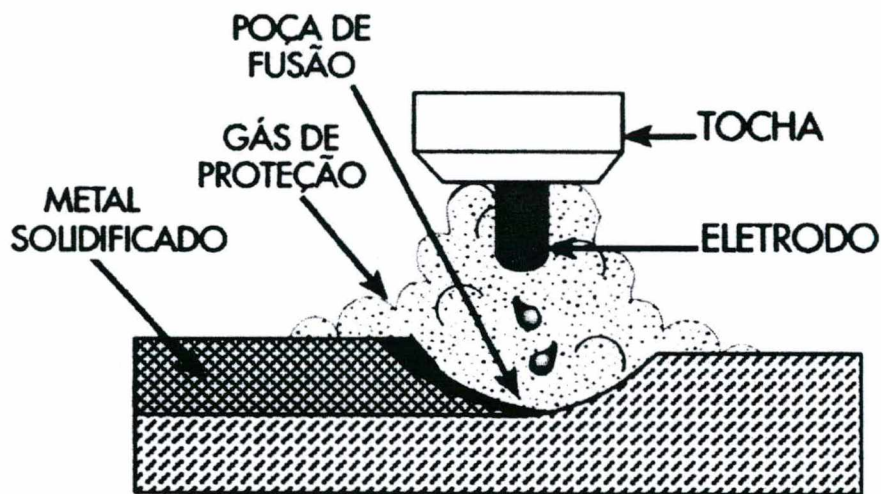


Figura 47 –Processo de soldagem a arco voltaico com atmosfera gasosa.

c) Soldagem a Arco Submerso (SAW)

A soldagem por arco submerso é um processo de soldagem que une metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico (ou arcos), entre um eletrodo nu (ou vários eletrodos) e o metal de base. A área de soldagem está submersa em um fluxo aglomerado e fundido, e parte deste fluxo funde sobre a ação do calor do arco para formar a escória que protege a poça fundida da contaminação atmosférica. O calor para a soldagem por este processo é gerado por um arco entre um eletrodo de metal sólido e a peça. O arco é mantido na cavidade do fluxo fundido, o

qual refina o metal fundido e o protege da contaminação atmosférica. A representação esquemática deste processo é mostrada nas Figura 48 e Figura 49.

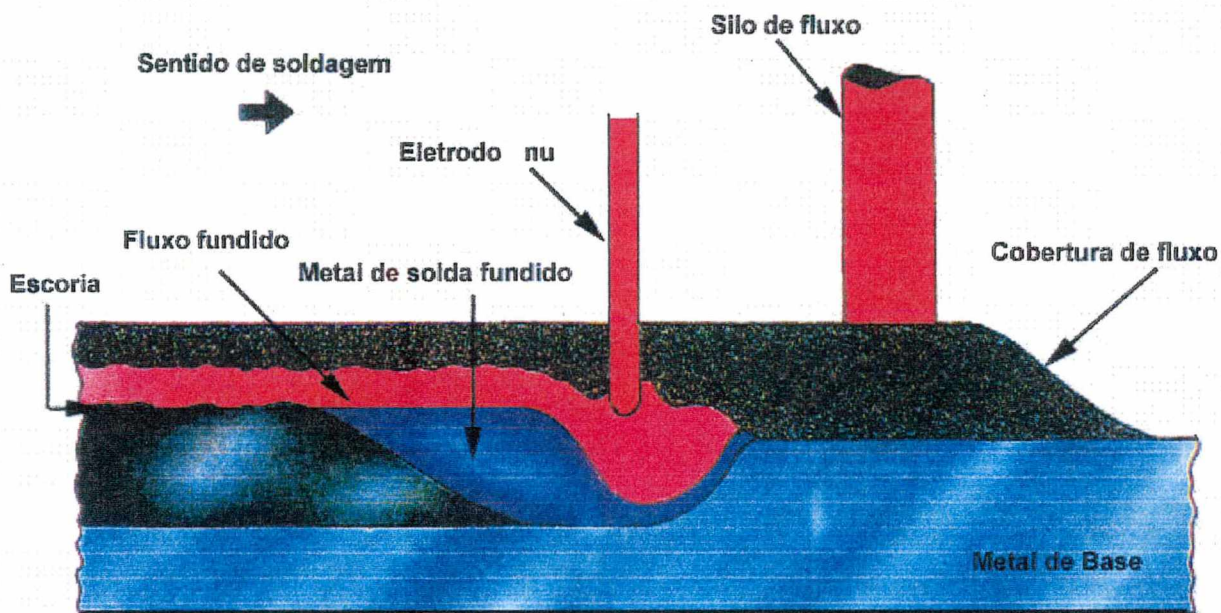


Figura 48 – Representação esquemática do processo de soldagem a arco submerso.

As vantagens do processo de soldagem por arco submerso incluem:

- o arco está localizado abaixo do fluxo, o que virtualmente elimina as faíscas e o fumo (isto torna o processo atrativo pelo ponto de vista ecológico)
- altas densidades de corrente aumentam a penetração e diminuem a necessidade de preparação da aresta;
- o custo por unidade de comprimento é relativamente baixo;
- o fluxo age como desoxidante, removendo contaminantes como o oxigênio, o nitrogênio e o enxofre da poça de fusão;
- a proteção fornecida pelo fluxo é significativa e não é sensível ao vento como nos processos SMAW e GMAW.

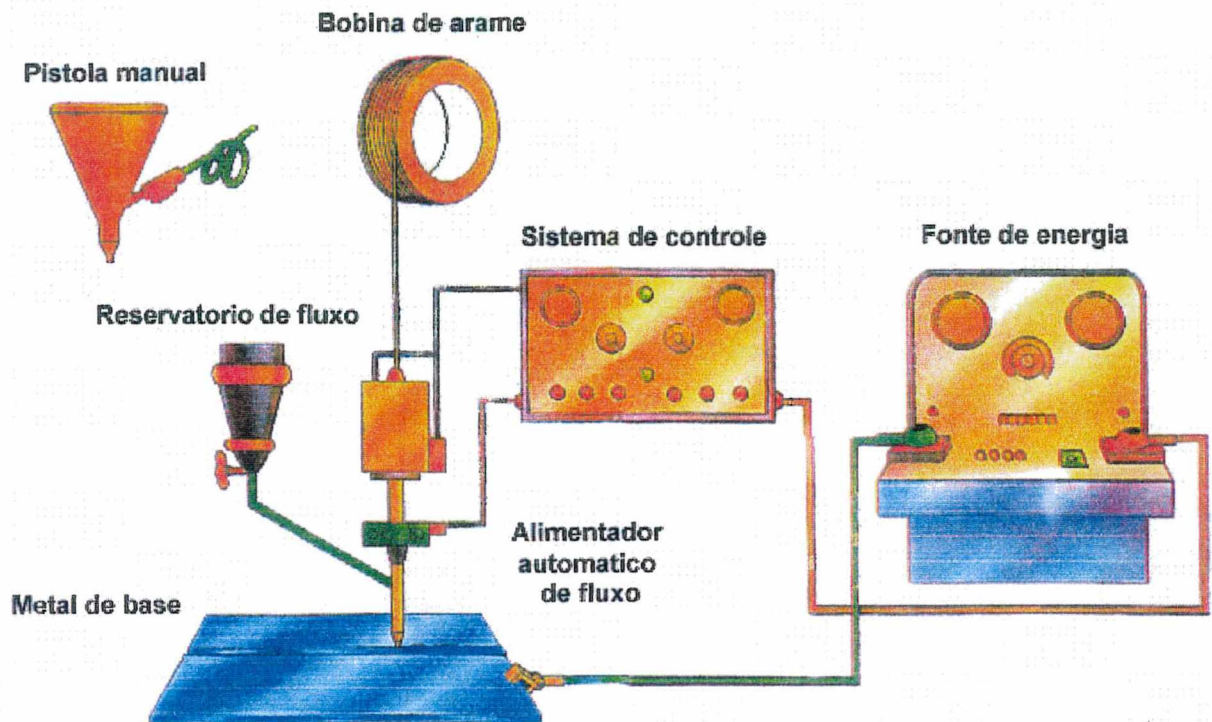


Figura 49 – Processo de soldagem a arco submerso.

As principais limitações deste processo são:

- o custo inicial do alimentador de arame, controle, energia e equipamento de manipulação do fluxo é alto;
- as juntas a serem soldadas devem ser colocadas na posição plana e horizontal para manter o fluxo posicionado na junta;
- a escória deve ser removida antes da colocação de um novo passe de solda;
- por causa do alto valor de heat input, este processo é mais comumente utilizado na união de aços com mais de 6,4 mm (1/4") de espessura.

Quando se usa o processo de arco submerso para soldagem de aços inox duplex, a maior preocupação está na alta taxa de diluição que acarreta níveis muito elevados de ferrita na estrutura. A diluição pode ser controlada através de uma adequada preparação da junta de soldagem e do heat input, além do gerenciamento da temperatura entre os passes. Como este processo é bastante utilizado para soldagem de grandes espessuras, o resfriamento do metal depositado é muito lento, aumentando a possibilidade de fragilização tanto no metal soldado quanto na zona termicamente afetada.

d) Soldagem com Arame Tubular (FCAW)

No processo de soldagem por arco elétrico com proteção de escória denominado eletrodo ou arame tubular [112], o calor para a soldagem é produzido por um arco elétrico entre o eletrodo e a peça. O fluxo contido dentro do arame pode fazer com que este fique autoprotégido. Uma forma alternativa também empregada pode ser feita usando um gás de proteção externo, com o objetivo de proteger o arco do nitrogênio e oxigênio do ar do meio ambiente.

O equipamento usado neste processo e o detalhe sobre a deposição do arame na peça são mostrados na Figura 50 e Figura 51.

Algumas vantagens deste processo de soldagem com arame tubular sobre os demais processos descritos se deve à combinação da produtividade de uma soldagem contínua com os benefícios de se ter um fluxo presente. As principais vantagens são: apresentar alta taxa de deposição, não requerer muita habilidade do soldador se comparada ao processo de soldagem a arco voltaico com atmosfera gasosa (GMAW), ser mais simples e mais facilmente adaptável que o processo de soldagem por arco submerso e realizar uma maior penetração que o processo com eletrodo revestido.

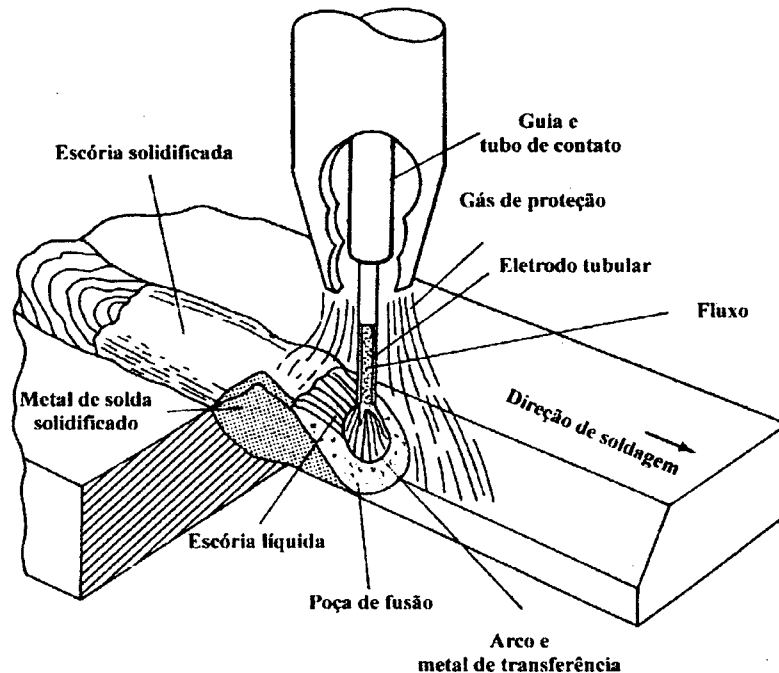


Figura 50 - Processo de soldagem por arame tubular [112].

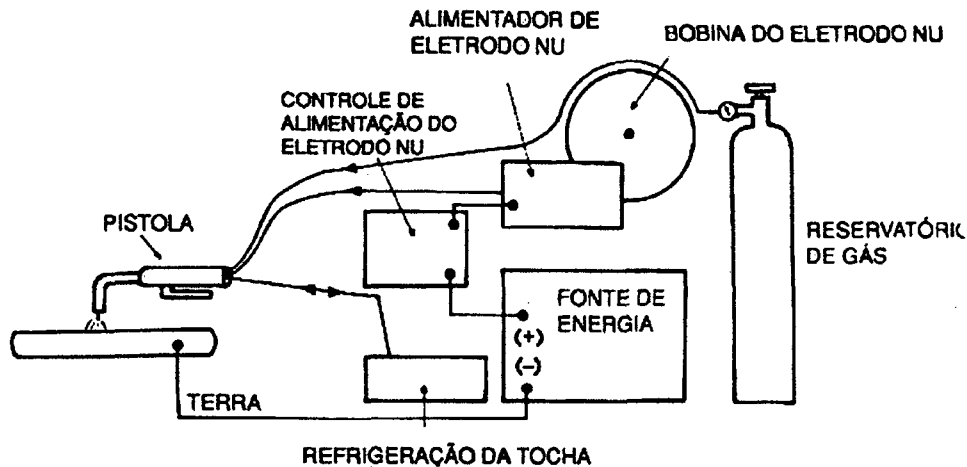


Figura 51 – Representação esquemática dos equipamentos de MIG/MAG [112].

Este processo é comumente utilizado para a soldagem de aços baixo carbono e aços inoxidáveis na construção de vasos de pressão e tubulações para processamento químico, refinação de petróleo e indústrias de geração de energia.

3.6 – Metalurgia da Soldagem

A soldagem é a operação que visa a união de duas ou mais peças, assegurando na junta a continuidade das propriedades químicas, físicas, mecânicas e metalúrgicas. Assim, uma das características mais importantes da soldagem é a evolução complexa da temperatura na zona termicamente afetada (ZTA), que produz mudanças microestruturais significativas.

O conhecimento da metalurgia da soldagem é útil e necessário desde o início da soldagem, onde começam a ocorrer os primeiros problemas de oxidação e elevação nos teores de nitrogênio até a etapa final onde a microestrutura e as propriedades mecânicas resultantes dependem da taxa de resfriamento do material. Os efeitos indesejáveis provocados pelos ciclos térmicos podem ocorrer tanto na zona fundida (ZF) quanto na ZTA. Alguns aspectos importantes a serem considerados sobre os ciclos térmicos são: a taxa de aquecimento, a temperatura de pico, a distribuição da temperatura ao longo da peça, o tempo em determinada temperatura, à taxa de

resfriamento das zonas aquecidas e a utilização de múltiplos passes.

O metal adjacente à solda é exposto a ciclos térmicos muito rápidos e freqüentemente ocorrem alterações metalúrgicas complexas nesta região. Teoricamente, se o ciclo térmico envolvido no processo e a resposta do metal ao ciclo térmico é conhecida, as mudanças microestruturais e as propriedades mecânicas podem ser previstas. Porém, isso não acontece na prática devido a uma série de fatores que influenciam a distribuição da temperatura durante a soldagem. Dentre estes fatores pode-se citar: a energia imposta (os parâmetros de soldagem e o rendimento térmico), a temperatura de pré-aquecimento da chapa, a espessura da chapa e as características térmicas do material.

Na soldagem a arco, a quantidade de energia gerada no arco por unidade de comprimento da junta pode ser expressa por:

$$H = \frac{V \cdot I}{V_s} \quad (9)$$

onde: H = energia de soldagem (*heat input*) [kJ/cm] (também denominado h_o)

V = tensão do arco [V]

I = corrente de soldagem [A]

V_s = velocidade de soldagem [cm/min]

Convém salientar que somente uma parte da energia fornecida pela fonte de calor é efetivamente transferida para a solda, pois existem perdas de calor por radiação e convecção, conforme é mostrado na Figura 52.

A quantidade transferida é chamada de energia líquida de soldagem [73] ou energia absorvida [81] e é dada pela seguinte expressão:

$$H_L = H_{abs} = \eta \cdot H \quad (10)$$

onde: H_L = energia líquida

H_{abs} = energia absorvida e

η = eficiência térmica ou rendimento térmico do processo

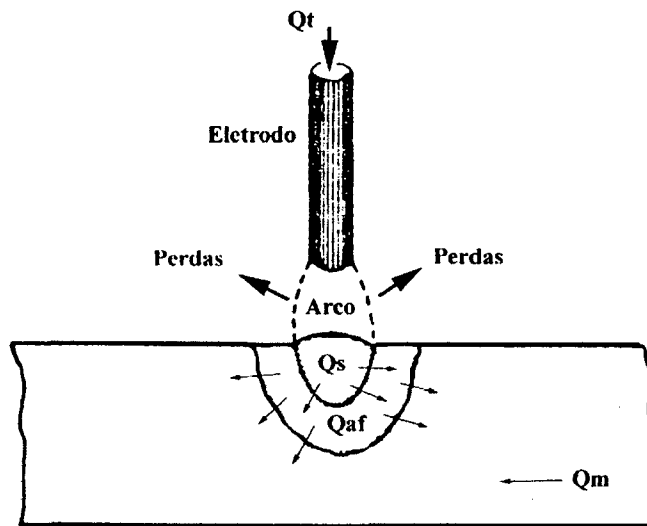


Figura 52 – Distribuição de energia do arco [82].

O rendimento térmico depende do processo e das condições de soldagem. A Tabela 6 mostra diferentes processos de soldagem e as respectivas faixas de variação do rendimento térmico.

Deve-se considerar que nem sempre existe uma relação direta entre a energia de soldagem e os efeitos térmicos na peça, pois os parâmetros de soldagem afetam de forma diferente a intensidade do arco e o rendimento térmico do processo. Portanto, mesmo utilizando a mesma energia de soldagem, é possível obter soldas com formatos muito diferentes, apenas variando individualmente os parâmetros de soldagem. A Figura 53 mostra esquematicamente o efeito resultante da alteração dos parâmetros de soldagem na geometria do cordão de solda.

Tabela 6 – Faixas de variação de rendimento térmico para diferentes processos de soldagem

[58][73][83].

Processo	Rendimento Térmico
Arco submerso (SAW)	0,85 ~ 0,98
MIG / MAG	0,75 ~ 0,95
Eletrodo revestido (SMAW)	0,70 ~ 0,85
TIG (corrente contínua e eletrodo negativo)	0,50 ~ 0,80
TIG (corrente alternada)	0,20 ~ 0,50
Laser (LBW)	0,005 ~ 0,70
Arame tubular com proteção de CO ₂ [82]	0,65 ~ 0,85

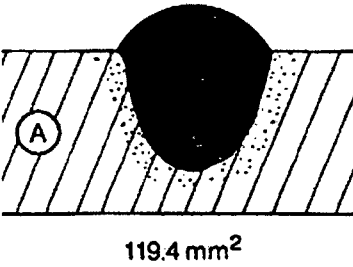
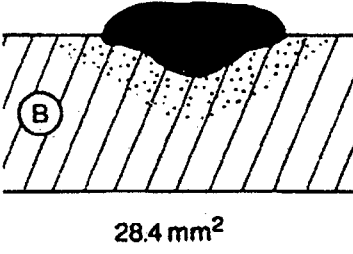
Área da zona soldada	Corrente de soldagem (A)	Tensão do arco (V)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Energia do arco (J/mm)
 119.4 mm ²	800	28	11,6	1793
 28.4 mm ²	135	26	1,98	1772

Figura 53 – Diferença entre as áreas da zona soldada para o processo por arco submerso usando o mesmo nível de energia do arco, mas diferentes velocidades de soldagem [58].

O efeito da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento na distribuição dos picos de temperatura na ZTA de uma solda a arco pode ser observado na Figura 54.

Nesta figura pode-se notar que:

- aumentando-se a energia de soldagem ocorre um aumento significativo na distâncias entre o centro da solda e um pico de temperatura para todas as temperaturas de pico;
- aumentando-se a temperatura de pré-aquecimento há um aumento entre o centro da solda e um pico de temperatura em particular.

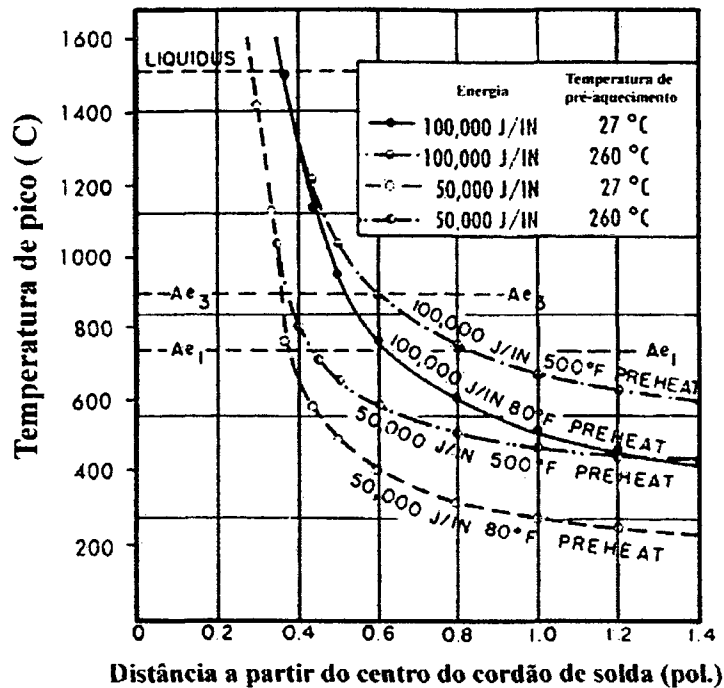


Figura 54 – Efeito do aporte de energia e da temperatura de pré-aquecimento na temperatura de pico em uma chapa de 1/2" soldada manualmente à temperatura ambiente pelo processo SMAW [81].

O efeito da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento também pode ser importante na forma da curva que representa o ciclo térmico, conforme mostra a Figura 55.

Pode-se observar que:

- para uma dada temperatura de pré-aquecimento, o aumento da energia de soldagem causa um aumento no tempo de exposição para temperaturas próximas à temperatura de pico, uma redução na taxa de resfriamento e também um aumento na área da ZTA;
- para uma dada energia de soldagem, o aumento na temperatura de pré-aquecimento diminui a taxa de resfriamento, mas não influencia significativamente o tempo de exposição para temperaturas próximas à temperatura de pico.

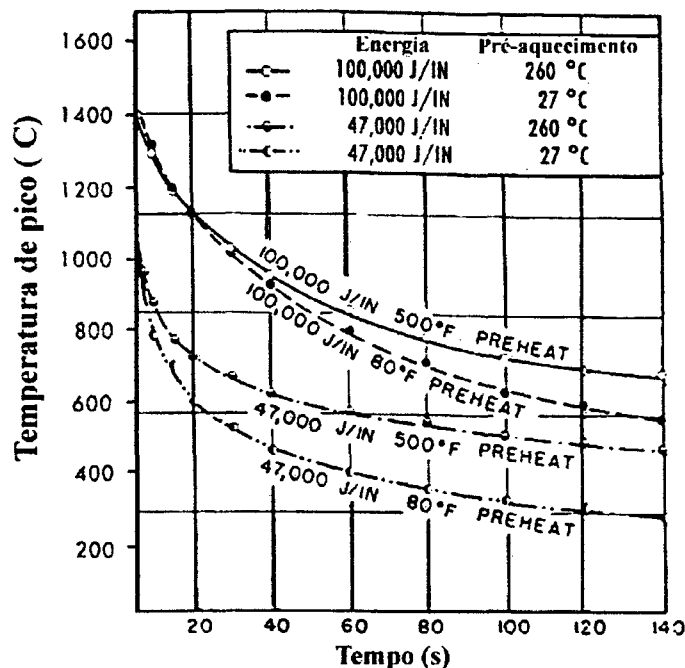


Figura 55 – Efeito da temperatura inicial da chapa nos ciclos térmicos da zona termicamente afetada de solda realizadas em chapas de 1/2" soldadas com eletrodos revestidos [81].

A geometria da junta e a espessura da chapa também influenciam os ciclos térmicos de soldagem. O efeito da espessura da chapa é complexo, pois o fluxo de calor muda completamente entre uma chapa fina e uma chapa espessa, sendo bidimensional no caso de chapas finas, e tridimensional para as grossas. A Figura 56 mostra o efeito da espessura da chapa em ciclos térmicos de soldagem.

A taxa de resfriamento tende a aumentar, o tempo de permanência em temperaturas elevadas e a área da ZTA tendem a diminuir com o aumento na espessura da chapa.

As características térmicas do material afetam o ciclo térmico de soldagem. A difusividade térmica é uma destas características. Esta propriedade é expressa por [73][81]:

$$\alpha = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} \quad (11)$$

onde:

α = difusividade térmica (cm²/s)

λ = condutividade térmica (cal/s.cm.°C)

ρ = densidade do material (g/cm³)

c = calor específico do material (cal/g°C)

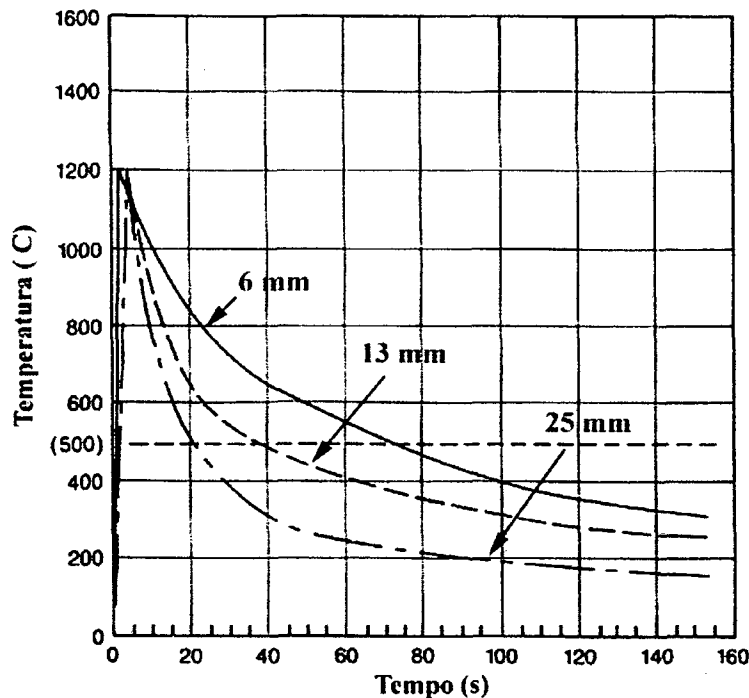


Figura 56 - Curvas de resfriamento para zona termicamente afetada para três espessuras de chapas soldadas por SMAW. A temperatura inicial das chapas foi de 27°C, soldadas com uma energia de arco de 1850 J/mm [58].

Quanto maior for a difusividade térmica do material, i.é., maior a facilidade de condução do calor, maior será a velocidade de resfriamento, menor o tempo a altas temperaturas para um ciclo térmico com uma temperatura de pico determinada e menor a área da ZTA.

Na abordagem clássica do fluxo de calor em soldagem, admite-se que uma fonte de calor pontual se movimenta com uma velocidade linear constante (v_s) e introduz calor numa pequena área do metal formando uma poça fundida que acompanha o movimento da fonte. Como o metal de base (MB) está inicialmente a uma temperatura menor (seja à temperatura ambiente ou à temperatura de pré-aquecimento), o calor fluirá para as partes mais frias. Em regime estável, i.é., longe do começo e do fim de uma solda de comprimento suficiente, irá existir uma distribuição de temperaturas que se move mantendo-se sempre constante em relação à fonte de calor, ou ao arco elétrico.

Na Figura 57, observam-se os ciclos térmicos de uma fonte de calor pontual incidindo

sobre uma chapa semi-infinita, onde a linha n , marca o local das temperaturas de pico (T_p) em qualquer distância do eixo central da solda. Cada ponto localizado a uma distância y da fonte de calor é aquecido até uma determinada temperatura de pico de forma rápida, com velocidade proporcional à velocidade de soldagem e se resfria mais lentamente. Pode-se notar que quanto mais perto estiver da trajetória da fonte de calor, maior será a temperatura de pico alcançada. O ponto 1 mais próximo do eixo da solda alcança temperatura mais elevada que o ponto 2. Este é o tratamento térmico imposto pela soldagem ao material, tratando tanto a solda como a ZTA.

3.6.1 – Ciclo Térmico de Soldagem

A variação da temperatura com o tempo, em um dado ponto da peça durante a soldagem, é denominada ciclo térmico de soldagem deste ponto. A Figura 58 representa um ciclo térmico.

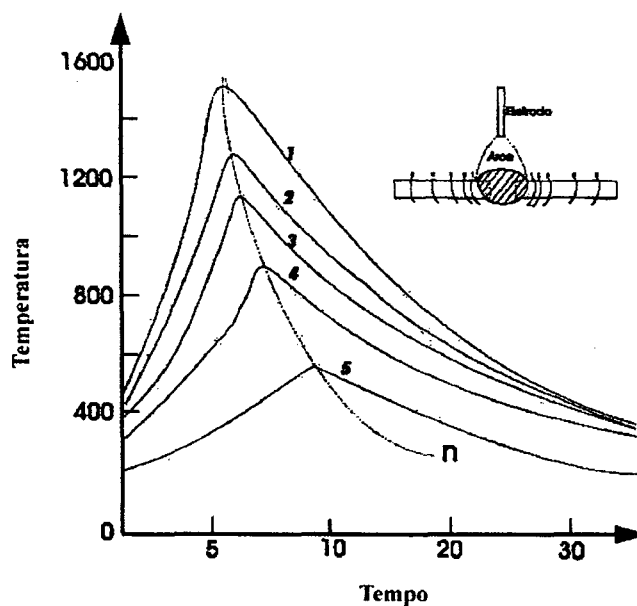


Figura 57 – Ciclos térmicos ao redor de uma fonte de calor pontual incidindo numa chapa semi-infinita, T_0 igual a zero e energia de soldagem igual a 4,2 kJ/cm.

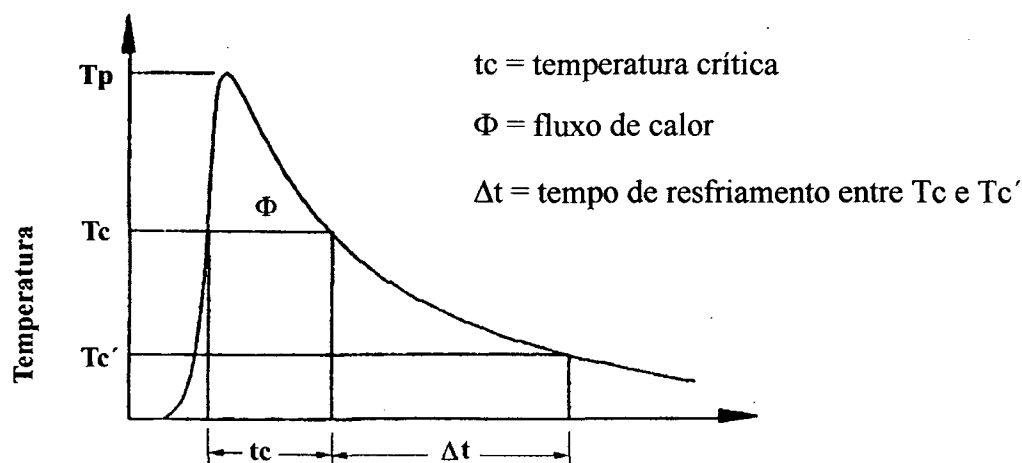


Figura 58 – Representação de um ciclo térmico de soldagem de um único passe [73].

Os principais parâmetros que descrevem um ciclo térmico são: a temperatura de pico, o tempo de permanência acima de uma temperatura crítica e a velocidade de resfriamento. A temperatura de pico é a máxima temperatura atingida durante o processo em um dado ponto. Os fatores que influenciam esta temperatura são: as condições de soldagem, a geometria da junta, as características térmicas do material, a temperatura inicial e a distância do ponto considerado até a fonte de calor.

Um ciclo térmico esquemático de um aço inox duplex com temperatura máxima acima da temperatura *solvus* da ferrita é mostrado na Figura 59.

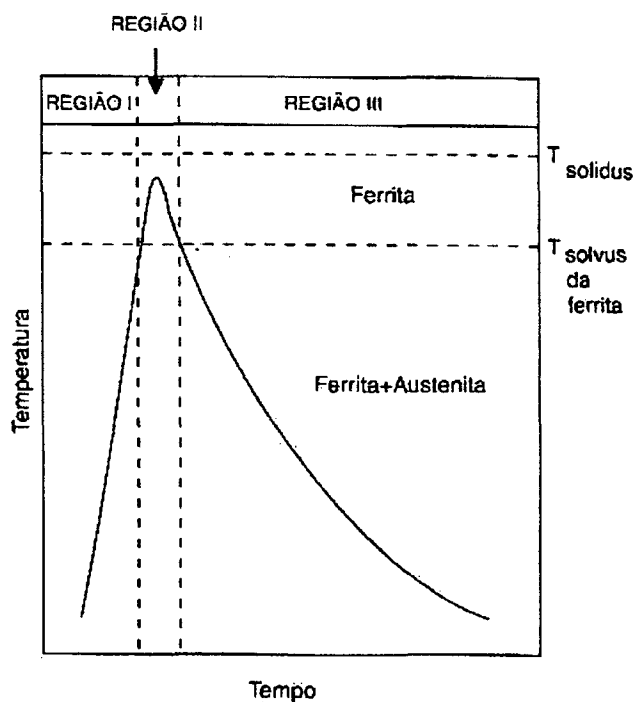


Figura 59 – Representação esquemática do ciclo térmico na ZTA de um aço inoxidável duplex, com temperatura máxima acima da temperatura *solvus* da ferrita [12][50].

Pode-se observar que:

- na região I, à medida que há um aumento da temperatura ocorre uma diminuição da quantidade de austenita até se alcançar à temperatura *solvus* onde se tem somente ferrita;
- na região II, o material fica submetido a uma variação de temperatura entre a temperatura *solvus* e a temperatura *solidus*. Neste período ocorre o crescimento de grão da ferrita;
- na região III, durante o resfriamento, inicia-se novamente a precipitação da austenita nos contornos de grão da ferrita podendo ocorrer a precipitação de nitretos de cromo.

Para uma soldagem de topo em um único passe com penetração total a determinação da temperatura de pico pode ser feita através da seguinte equação simplificada de Adams:

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{4,13 \cdot \rho \cdot c \cdot e \cdot y}{H_L} + \frac{1}{T_f - T_0} \quad (12)$$

Onde: T_p = temperatura de pico

T_0 = temperatura inicial ou de pré-aquecimento

ρ = densidade do material

e = espessura da chapa

y = distância do ponto considerado até a linha de fusão

H_L = energia líquida de soldagem

T_f = temperatura de fusão do material

O tempo de permanência acima da temperatura crítica é importante quando durante o processo ocorre a dissolução de precipitados e/ou crescimento de grão. A velocidade de resfriamento é importante na determinação da microestrutura final no caso de materiais que possam sofrer transformações durante a etapa de resfriamento, que é o caso dos precipitados formados nos duplex que alteram as propriedades deste material, conforme mostrado na Figura 60.

Uma representação da evolução da microestrutura da ZTA durante a soldagem dos aços inox duplex é mostrada na Figura 61.

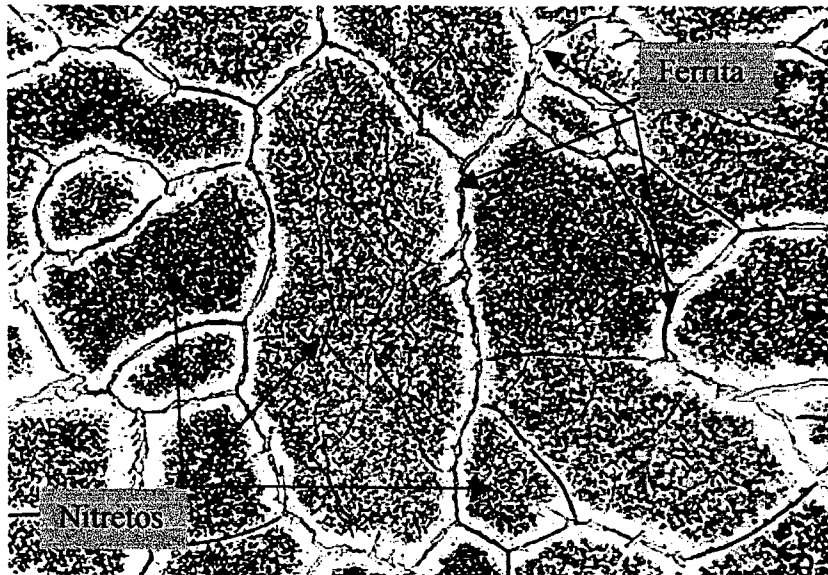


Figura 60 – Microestrutura da zona fundida de um aço duplex com Δt_{12-8} igual a 0,6s. Ataque eletrolítico com ácido oxálico. Ampliação: 400x [12].

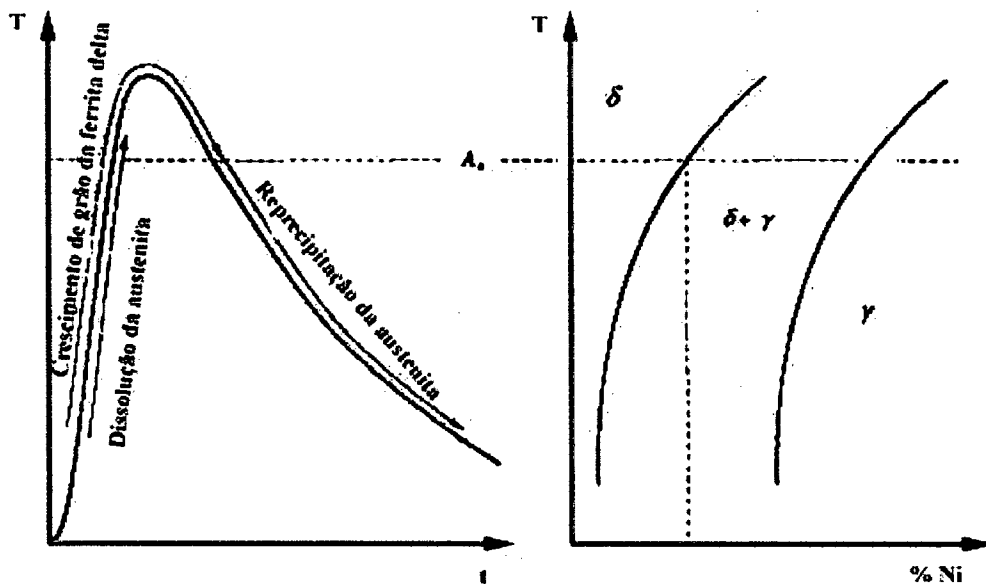


Figura 61 – Representação esquemática da evolução da microestrutura durante a soldagem de um aço inoxidável duplex [37].

3.6.2 – Temperatura de Pré-Aquecimento

O pré-aquecimento dos aços inox duplex é normalmente desnecessário

[31][36][74][88][98], porém um pequeno aquecimento é interessante para retirar a umidade a área a ser soldada e para evitar condensação.

A máxima temperatura entre cada passe depende do material a ser soldado [98] e da energia de soldagem a ser empregada. Para os aços duplex contendo 22%Cr, como o UNS S31803 e o UNS S32205, a temperatura recomendada é de 150 ~ 200°C para um aporte térmico da ordem de 1,5 kJ/mm [31][36][98]. Segundo Lundvist e Norberg [64], a máxima temperatura entre passes não é relevante para o caso dos aços duplex modernos como o SAF 2304 ou o SAF 2205, pois devido a sua composição balanceada e a relação δ/γ estes aços são muito menos susceptíveis à formação das fases σ e α' do que os aços AISI 329, conforme mostra a Figura 62.

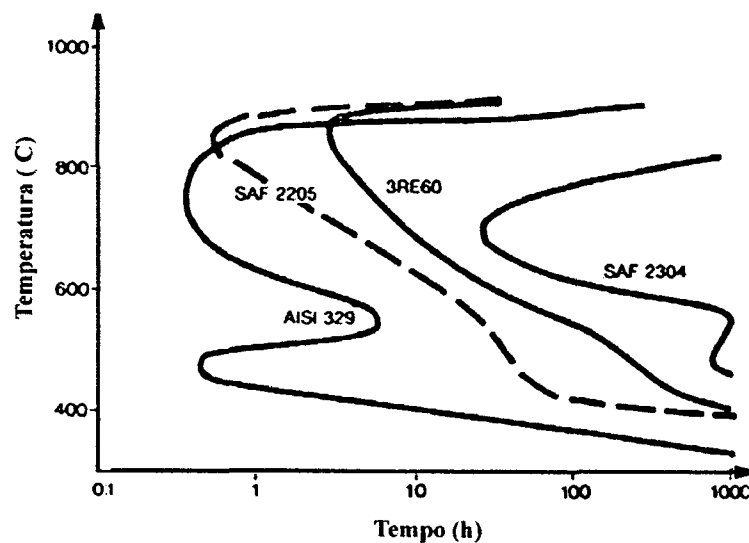


Figura 62 – Curvas temperatura-tempo-fragilização para alguns tipos de aços inoxidáveis. As curvas representam a transição (27J) a temperatura ambiente para corpos de prova de impacto do tipo Charpy [64].

A faixa mais crítica é de aproximadamente 850°C para o aço duplex em estudo (UNS S31803), pois o tempo necessário para o início da precipitação de fases fragilizantes é de apenas alguns minutos. Para soldagem normal, cada ciclo térmico será responsável por cerca de 10s, tempo relativamente curto que evita a fragilização do material [64].

3.6.3 – Velocidade de Resfriamento

A velocidade de resfriamento em uma dada temperatura é igual à inclinação da curva do

ciclo térmico nesta temperatura. Considerando um sistema de coordenadas como mostrado na Figura 63, a velocidade de resfriamento pode ser expressa por:

$$v_r = \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial T}{\partial x} \cdot \frac{\partial x}{\partial T} = -v_s \cdot \frac{\partial T}{\partial x}$$

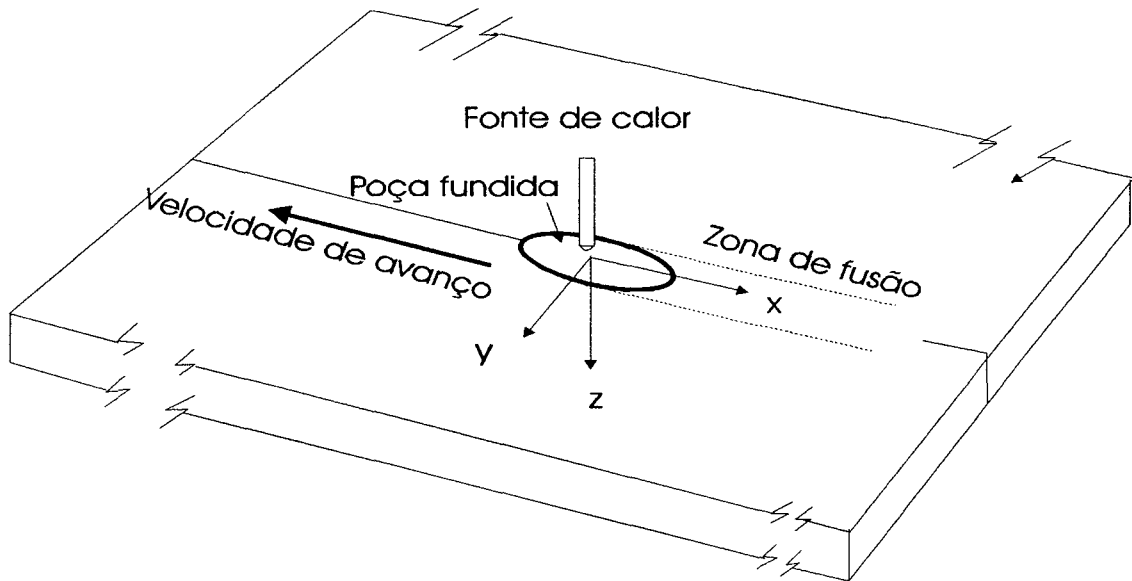


Figura 63 - Esquema de um cordão sobre a superfície de uma chapa infinita para condições de fluxo de calor tridimensional.

Nestas condições, a velocidade de resfriamento ao longo do eixo da solda (para y e $z = 0$) para uma fonte pontual de calor na superfície de uma chapa grossa pode ser expressa por:

$$v_r = \frac{2k\pi(T - T_0)^2}{H_L} \quad (13)$$

Onde: T é uma temperatura determinada em função do tempo t .

A caracterização das transformações microestruturais de uma solda e das regiões vizinhas através da determinação da velocidade de resfriamento se torna difícil, pois esta varia continuamente com a temperatura. Um parâmetro alternativo, que vem sendo amplamente utilizado, é o tempo de resfriamento entre duas temperaturas determinadas, por exemplo, entre

1200 e 800°C ou 800 e 500°C ($\Delta t_{12/8}$ ou $\Delta t_{8/5}$, respectivamente). A taxa de resfriamento entre 1200 e 800 °C é mais apropriada para ligas duplex, pois cobre a faixa de temperaturas sobre a qual ocorre a formação da austenita [36]. Ela é decisiva na transformação da ferrita em austenita assim como na precipitação de outras fases, principalmente numa soldagem multipasse. Neste caso uma quantidade excessiva de ferrita assim como o crescimento de grão da mesma exercem influência negativa na resistência à corrosão e na tenacidade da junta soldada [31][57].

Em um estudo desenvolvido por Brandi e Padilha [11], eles propõem a expressão abaixo para o cálculo de $\Delta t_{12/8}$ adaptando as constantes físicas do aço inox duplex UNS S31803 nas equações propostas por Easterling [28]. Esta expressão é dada por:

$$\Delta t_{12/8} = 1,010 \times 10^{-15} \cdot \left(\frac{\eta \cdot V \cdot I}{v_s \cdot e} \right)^2 \quad (14)$$

Onde: η = rendimento térmico do processo de soldagem

V = tensão do arco (V)

I = corrente (A)

v_s = velocidade de soldagem (m/s)

e = espessura da chapa (m)

Uma outra maneira de se determinar o tempo de resfriamento foi proposto por Honeycombe e Gooch [40], onde através de dados de literatura foi construído um ábaco. Neste ábaco o tempo ideal de resfriamento é estimado em função da energia de soldagem e da espessura da chapa, conforme mostra a Figura 64.

A utilização deste ábaco, porém deve ser feita com cuidado, pois na construção deste não foram considerados nem o regime de transferência de calor (bi ou tridimensional), nem a eficiência térmica do processo de soldagem [12][14].

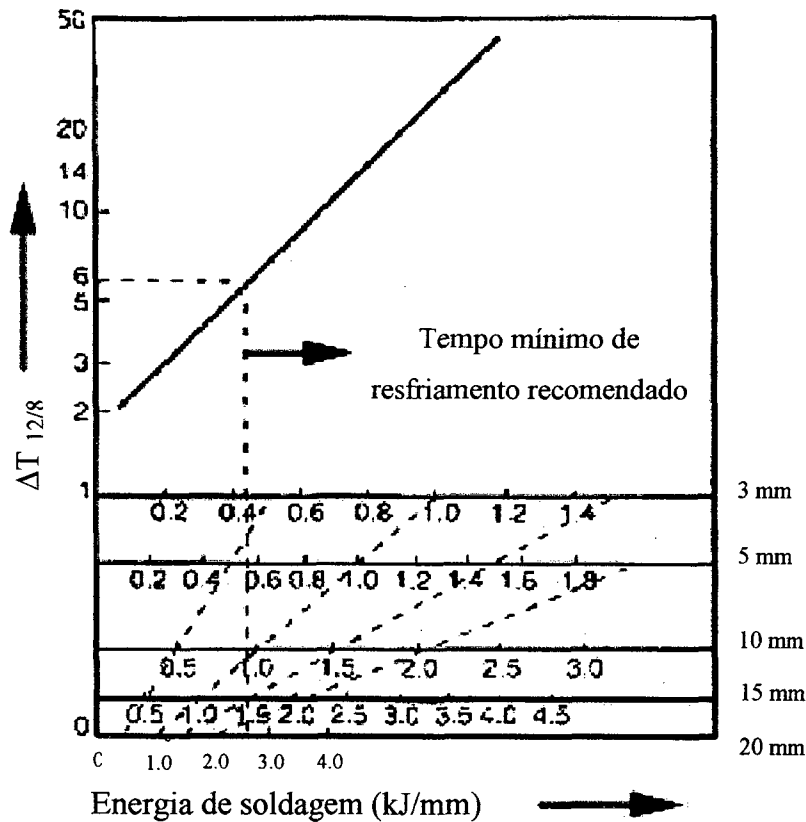


Figura 64 – Tempo de resfriamento entre 1200 e 800°C de aços inoxidáveis duplex em função da energia de soldagem e da espessura da chapa [12][37].

O tempo de resfriamento ideal varia conforme a literatura. Alguns autores mencionam que este tempo deve variar entre 6 e 10 segundos [79]. Outros acima de 10 segundos [53] e finalmente outros [7] ainda, que consideram que este tempo deve estar na ordem de 20 s para que o resfriamento seja suficientemente lento de forma a se obter um teor adequado de austenita, contribuindo assim para a manutenção da tenacidade à fratura na ZTA [7].

Para o caso de escoamento tridimensional de calor, que é o que ocorre em chapas grossas, o taxa de resfriamento também pode ser calculada para temperaturas entre 800 e 500 °C. Esta expressão é dada por [118]:

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H_L}{2k\pi} \cdot \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \tag{15}$$

3.6.4 – Transformações Produzidas pelos Ciclos Térmicos

a) Transformações de fase na zona fundida

A solidificação da poça de fusão nas soldas de aço inox duplex é influenciada pelo tamanho de grão do metal de base adjacente à zona de fusão e da orientação cristalina do mesmo. Os novos grãos continuam apresentando a orientação cristalina e o alinhamento axial dos cristais do metal de base. A este crescimento dá-se o nome de crescimento epitaxial [31][36][73][81].

O crescimento epitaxial é explicado pelos gradientes térmicos elevados e o contato direto entre o líquido e o sólido de composições e/ou estruturas semelhantes existentes na poça de fusão que facilitam o crescimento do sólido sem a nucleação de novos grãos.

A solidificação da poça de fusão é também caracterizada pelo crescimento competitivo entre os grãos. Este crescimento ocorre devido à tendência dos cristais crescerem preferencialmente, durante a solidificação segundo certas direções cristalinas, conforme mostra a Figura 65. Assim, os grãos melhor orientados em relação à direção de máximo gradiente térmico tendem a crescer à frente dos demais, bloqueando e impedindo assim o seu crescimento. A direção de máximo gradiente térmico corresponde à normal à frente de solidificação em cada ponto desta.

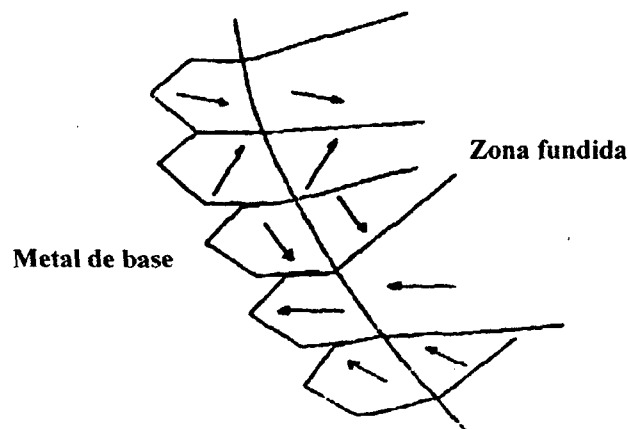


Figura 65 – Esquema de crescimento competitivo [72].

Durante o crescimento dos grãos originados epitaxialmente se produz uma seleção em que alguns sobrevivem às custas de outros. Como resultado se gera a textura característica correspondente às estruturas colunares. Estas apresentam uma contínua diminuição do número de grãos desde a linha de fusão até o centro do cordão. Este crescimento competitivo tem sua origem, pois cada cristal possui direções preferenciais de crescimento.

Em soldagem multipasse a característica epitaxial da solidificação está presente entre cada passe. Nesse caso o metal de solda previamente solidificado é proveniente dos grãos parcialmente fundidos que são capazes de crescer epitaxialmente. Em um novo passe o crescimento pode-se realizar em direções preferenciais diferentes dos passes anteriores. O efeito das transformações de fase no estado sólido pode mascarar este mecanismo de crescimento epitaxial ao aparecer novos grãos que eliminam a continuidade anteriormente mencionada. Cada novo passe de soldagem possui uma zona termicamente afetada que elimina a estrutura primária formada pela solidificação do primeiro cordão. Sem dúvida, o resultado do ponto de vista estrutural é complicado toda vez que existem superposições de zonas solidificadas com zonas afetadas pelo calor durante o processo de soldagem.

Como mencionado anteriormente o modo de solidificação dos aços inox duplex (UNS S31803) é completamente ferrítico e envolve o crescimento epitaxial a partir do metal de base até a zona de fusão. O crescimento dendrítico inicial é orientado em relação ao gradiente térmico e produz uma estrutura ferrítica colunar. Isto favorece as condições iniciais para as transformações no estado sólido durante o resfriamento e irá determinar a estrutura final da junta soldada. O tamanho de grão, a orientação, a fração volumétrica e a morfologia da ferrita influenciam as propriedades da junta soldada.

Como a quantidade excessiva de ferrita altera as propriedades mecânicas da junta soldada é interessante que haja uma certa quantidade de austenita na temperatura ambiente para que as propriedades da zona fundida e da ZTA não sejam tão prejudicadas.

Os fatores que influenciam o teor de austenita no metal de solda são a taxa de resfriamento e a composição química do metal de adição. A taxa de resfriamento é de grande importância na determinação da extensão da transformação. Para taxas de resfriamento pequenas há uma maior formação de austenita enquanto que para altas taxas a quantidade de austenita é menor. Entretanto como a nucleação da austenita é facilitada pelos contornos de grão, pequenos tamanhos de grão favorecem, em princípio, altos teores de austenita. Em geral as soldas de duplex tem teor de ferrita na faixa de 30~70% dependendo da composição e das taxas de resfriamento [36].

O uso de nitrogênio no metal de adição parece ser fundamental no controle da relação δ/γ do metal de solda nos duplex sendo este amplamente recomendado na ordem de 0,20 a 0,25. Numa conferência internacional realizada na Holanda [36], foram mostrados dados experimentais que evidenciam esta afirmação. Marshall e Farrar usaram uma expressão proposta pelo *Welding Institute*, denominada fator Q , para calcular o teor de austenita nas soldas de aço

inox duplex. A expressão do fator Q é dada em função dos elementos que compõe o metal de adição [14][68] e é dada por:

$$Q = \frac{\%Cr + 1,5\%Mo + 2\%Mn + 0,25\%Si}{2\%Ni + 12\%C + 12\%N}$$

b) Transformação de fase na zona termicamente afetada

A zona termicamente afetada pode ser dividida em duas áreas dependendo da temperatura que se encontram: a ZTA de alta temperatura e a ZTA de baixa temperatura.

A ZTA de alta temperatura (ZTA-AT) pode ser definida como a zona próxima da linha de fusão que se aproxima do ponto de fusão e que se tornará quase que totalmente ferrítica no aquecimento. A microestrutura da ZTA-AT é controlada pelo procedimento de soldagem (história térmica, aporte de calor, espessura do material, pré-aquecimento e temperatura entre passes) e pela composição do material [13][14][31][36]. De modo mais específico, o tempo de exposição e a temperatura de pico na região ferrítica é que controlam a dissolução da austenita e o tamanho de grão da ferrita. Nesta região ocorre então a dissolução da austenita e conseqüente crescimento de grão da ferrita. Considerando que as velocidades de resfriamento associadas à soldagem são normalmente elevadas, geralmente ocorre uma reprecipitação em menor quantidade de austenita, perdendo-se o balanço original das fases. Durante este processo de resfriamento, nas regiões dos grãos de ferrita onde não ocorreu a reprecipitação da austenita, a ferrita vai ficando cada vez mais saturada de elementos formadores de austenita, principalmente de nitrogênio. Assim, dada a baixa solubilidade deste elemento na ferrita, pequenos “bastonetes” de nitreto de cromo (Cr_2N) precipitam no interior da ferrita.[84][106]

Os diagramas de resfriamento contínuo podem descrever os processos de difusão que controlam a formação da austenita nos contornos de grão da ferrita e que envolvem a redistribuição de nitrogênio. O resfriamento contínuo para os aços duplex com diferentes teores de nitrogênio é mostrado na Figura 66.

A ZTA de baixa temperatura (ZTA-BT) é onde o balanço entre as fases permanece praticamente constante. Existem transições entre estas duas áreas e a sua complexidade aumenta se houver a deposição de múltiplos passes. Esta é localizada mais longe da linha de fusão e tem uma história térmica que pode ser responsável pela formação de fases intermetálicas.

As condições de soldagem devem ser controladas de forma a assegurar que as condições de resfriamento sejam lentas o bastante para permitir a formação da austenita na ZTA-AT e

rápida o suficiente para evitar a precipitação de fases indesejáveis na ZTA-BT.

A porcentagem de austenita na ZTA está relacionada com a composição química do aço e com a energia de soldagem. O fator Q, foi calculado por Noble e Gooch [14][68] para diversas composições químicas de metais de solda com energia de soldagem de 1,2 kJ/mm. A correlação entre o fator Q e o teor de austenita na ZTA é mostrado na Figura 67.

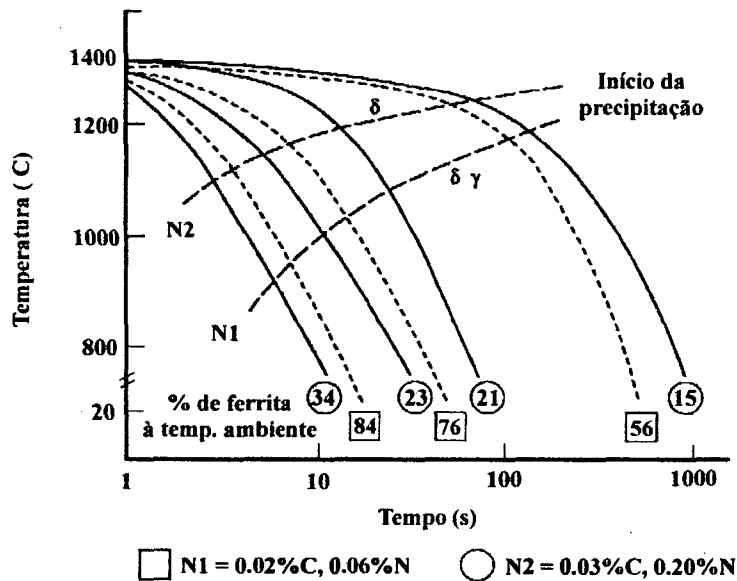


Figura 66 – Diagrama TRC para o aço inoxidável duplex com 24,5 %Cr 7% Ni com diferentes teores de nitrogênio [37].

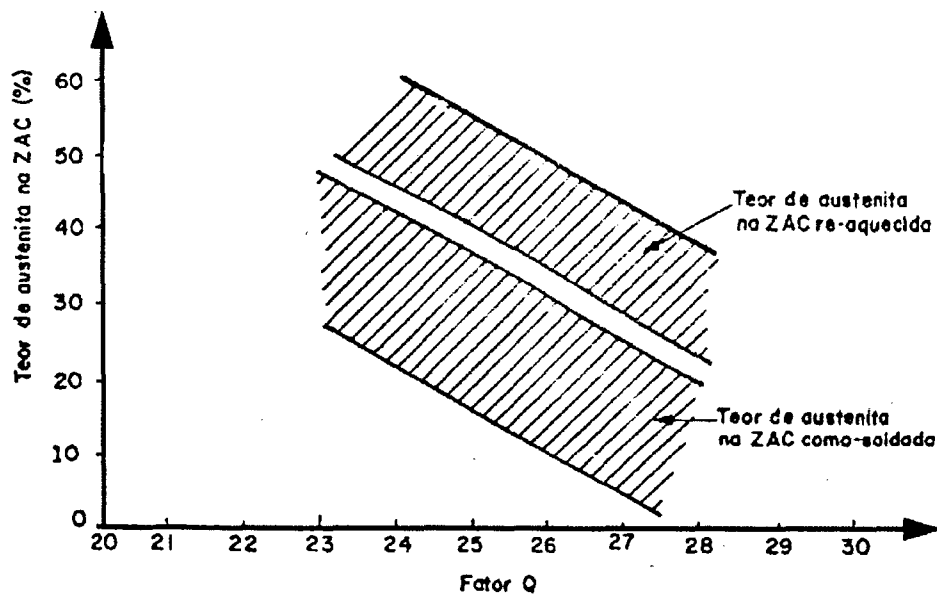


Figura 67 – Teor de austenita na ZTA em função do fator Q (composição química) [14].

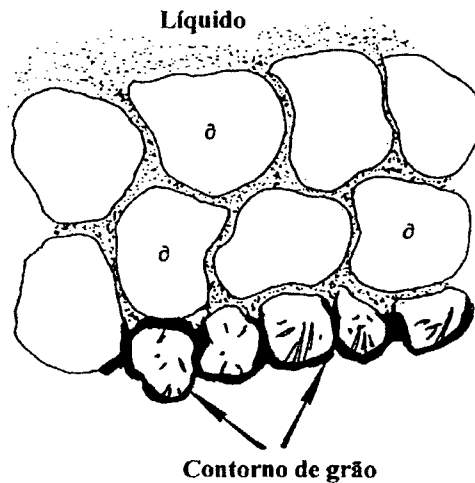


Figura 69 - Representação esquemática mostrando uma zona parcialmente fundida na ZTA do aço [03].

Abaixo da zona parcialmente fundida, a ferrita se apresenta estável e nesta região ocorre um crescimento espontâneo de grãos de ferrita seguido da dissolução de partículas de austenita. O tamanho de grão df após o tempo t a uma dada temperatura é dado pela função de Arrhenius para variação de tamanho de grão com o tempo, conforme mostra a equação abaixo:

$$df^n - do^n = kt \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (17)$$

onde: $n = 1,2$ [3]

df = tamanho médio do grão após o tempo t

do = tamanho inicial do grão

k = constante cinética = 21 [3]

Q = energia de ativação = 43,7 kJ/mol [3]

R = constante dos gases (J/mol.K)

t = tempo (s)

O valor de k pode ser obtido pelas equações abaixo [57]:

$$k = \left[\frac{(800 - T_0)^2 \cdot (500 - T_0)^2}{(800 - T_0)^2 - (500 - T_0)^2} \right]^{\frac{1}{2}} \cdot \lambda \cdot \left(\frac{4\pi}{\alpha} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (18)$$

ou

$$k = (\Delta t_{8/5})^{\frac{1}{2}} \cdot \frac{e}{HL} \quad (19)$$

onde: $\Delta t_{8/5}$ é dado em (s)

H_L é dado em (J/mm)

e = espessura em (mm)

3.6.5 – Metal de adição

Os processos de soldagem por fusão geralmente ocasionam um tratamento térmico localizado na junta soldada e no metal de base próximo a ela. Como o ciclo térmico é muito rápido, o metal de solda não estará, sob o ponto de vista termodinâmico, em equilíbrio. Um metal de adição com a mesma composição química do metal de base irá produzir uma solda com excesso de ferrita provocando perda nas propriedades mecânicas e de corrosão [36].

O metal de adição mais utilizado na soldagem dos aços inox duplex, são denominados ER 2209 ou FCW 2205 conforme designação do fabricante e possui teor de níquel entre 7,5 e 9,5%. O valor do níquel equivalente do metal de solda torna-se maior que o do metal de base, aumentando o teor de austenita no cordão à temperatura ambiente. O efeito da composição química e da taxa de resfriamento na porcentagem de austenita no metal depositado para o processo de soldagem com eletrodo revestido é mostrado na Figura 70.

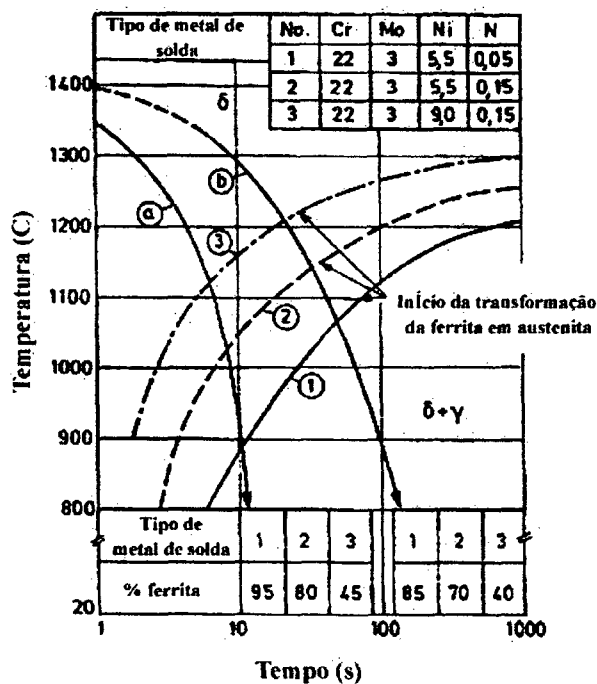


Figura 70 – Influência da composição química do metal de solda do duplex no início da transformação δ/γ durante a etapa de resfriamento de um único passe de solda [31].

O começo da transformação de ferrita para austenita é mostrado para três ligas com diferentes teores de N e Ni e que foram mantidos durante 5 segundos à 1350°C para garantir a ferritização. As linhas “a” e “b” representam a região dentro da qual ocorrem normalmente as taxas de resfriamento durante o processo de soldagem.

3.6.6 – Soldagem com múltiplos passes

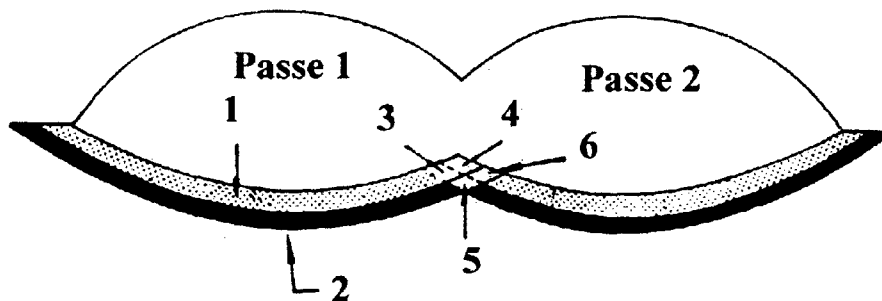
Na soldagem com a deposição de vários passes, a estrutura da ZTA torna-se mais complexa devido à influência de ciclos térmicos múltiplos no metal de base e na ZF já solidificada.

A ZTA do primeiro ciclo pode ser reaquecida por passes subseqüentes. O grau de transformação depende da posição relativa da ZTA à fonte de calor. Durante a execução de passes subseqüentes de soldagem, caso esta região seja reaquecida acima de 800°C, ocorre a precipitação adicional de austenita secundária (γ_2), ao mesmo tempo que acontece a dissolução dos precipitados de nitretos de cromo Cr_2N [59]. A precipitação de austenita a partir de estruturas metaestáveis contendo elevadas frações de ferrita, já foi citada anteriormente.[96]

As diferentes regiões que podem ser desenvolvidas na ZTA durante a soldagem de passes unitários ou múltiplos passes estão mostradas esquematicamente na Figura 71.

A região 1 é aquecida até a faixa de temperatura entre a linha *solidus* e a T_δ (limite entre o campo δ e o campo bifásico $\delta+\gamma$). A dissolução da austenita e o crescimento de grão da ferrita δ ocorrem nesta região. As regiões 1 e 2 podem ser reaquecidas por passes subseqüentes levando a um número de diferentes regiões com características microestruturais diferentes. A região 2 corresponde a porção do metal de base onde a temperatura de pico fica abaixo de T_δ , i .é, no campo onde há a presença de $\delta+\gamma$. A região 3 é aquecida dentro do campo ferrítico durante o primeiro ciclo de soldagem e posteriormente reaquecida no campo bifásico pela deposição do segundo passe. As mudanças microestruturais desta região podem ser significativas. Isto porque a austenita pode se transformar parcialmente em ferrita durante o primeiro ciclo e no resfriamento, esta ferrita pode se tornar supersaturada se a taxa de resfriamento for suficiente para evitar a formação de austenita novamente. Esta microestrutura metaestável tende a se transformar em um estado termodinamicamente mais estável que pode ser determinado pelo segundo ciclo térmico, conforme mostra a Figura 72. A formação de nitretos, fases intermetálicas e carbonetos é alcançada se a temperatura de pico do segundo ciclo coincidir com

a região onde a taxa de precipitação da austenita é baixa.



Região	Primeiro Ciclo	Segundo Ciclo	Obs.
1	$T_{pico} > T_{\delta}$	---	---
2	$T_f < T_{pico} < T_{\delta}$	---	---
3	$T_{pico} > T_{\delta}$	$T_f < T_{pico} < T_{\delta}$	---
4	$T_{pico} > T_{\delta}$	$T_{pico} > T_{\delta}$	Região de granulação grosseira
5	$T_f < T_{pico} < T_{\delta}$	$T_f < T_{pico} < T_{\delta}$	---
6	$T_f < T_{pico} < T_{\delta}$	$T_{pico} > T_{\delta}$	Região intercrítica

Figura 71 - Diagrama esquemático mostrando as diferentes regiões na ZTA com resultado dos efeitos de reaquecimento [03].

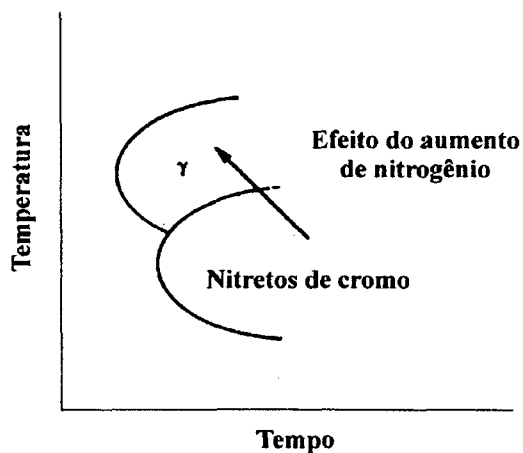


Figura 72 – Diagrama esquemático das curvas em C para formação da austenita e de nitretos e o efeito da adição de nitrogênio sobre as mesmas [3].

As curvas em “C” tanto a austenita quanto os nitretos são movidos tanto para cima quanto para a esquerda quando o teor de nitrogênio aumenta. A precipitação de nitretos, do tipo Cr_2N , ocorre após 2 minutos à temperatura de 850°C em amostras solubilizadas a 1050°C . A formação de nitretos é mais provável que ocorra em temperaturas mais baixas, pois a solubilidade de nitrogênio na ferrita e a difusividade deste para a austenita diminui com a temperatura [3].

3.6.7 – Propriedades mecânicas da junta soldada

A performance dos aços inoxidáveis duplex pode ser significativamente alterada pela soldagem. Considerando-se a importância de se manter uma microestrutura balanceada e evitar a formação de fases indesejáveis, os parâmetros de soldagem e o metal de adição devem ser bem especificados e monitorados. A microestrutura do metal de base é afetada pelo ciclo térmico de soldagem se o equilíbrio entre as fases for significativamente alterado, ou seja, as fases δ e γ não se apresentarem mais em iguais proporções pode ocorrer uma perda considerável nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. As principais propriedades mecânicas a serem aqui discutidas são: tração, impacto e dureza.

As propriedades mecânicas do aço inox duplex UNS S31803, mais interessantes se comparadas aos aços inox tradicionais são: o limite de escoamento mínimo de 450 MPa que é praticamente o dobro dos austeníticos e maior que o dos ferríticos, o limite de resistência superior e o alongamento inferior aos dois anteriores.

Lundvist, Norberg e Olsson [65] realizaram testes envolvendo soldas realizadas através dos processos TIG (com ou sem metal de adição), MIG, eletrodo revestido e arco submerso variando os parâmetros de soldagem. Em todos os ensaios o limite de escoamento foi menor que o valor mínimo obtido pelo metal de base. O limite de escoamento em todas as soldas ficou entre 540 e 660 N/mm^2 . O limite de resistência não apresentou nenhuma diferença significativa. Uma importante contribuição deixada por este trabalho à determinação da influência da energia do arco no limite de escoamento e de resistência da junta soldada, conforme mostra a Figura 73.

Nota-se que para valores baixos de energia do arco há uma grande variação nos valores obtidos para o limite de escoamento. À medida que ocorre um aumento da energia do arco, essa variação tende a valores constantes, mostrando que o limite de escoamento independe da energia do arco. Esta dependência pode ser explicada em função da quantidade de austenita formada durante o resfriamento, i.é, quanto maior a energia do arco mais próxima do valor de equilíbrio

estará a fração volumétrica da austenita.

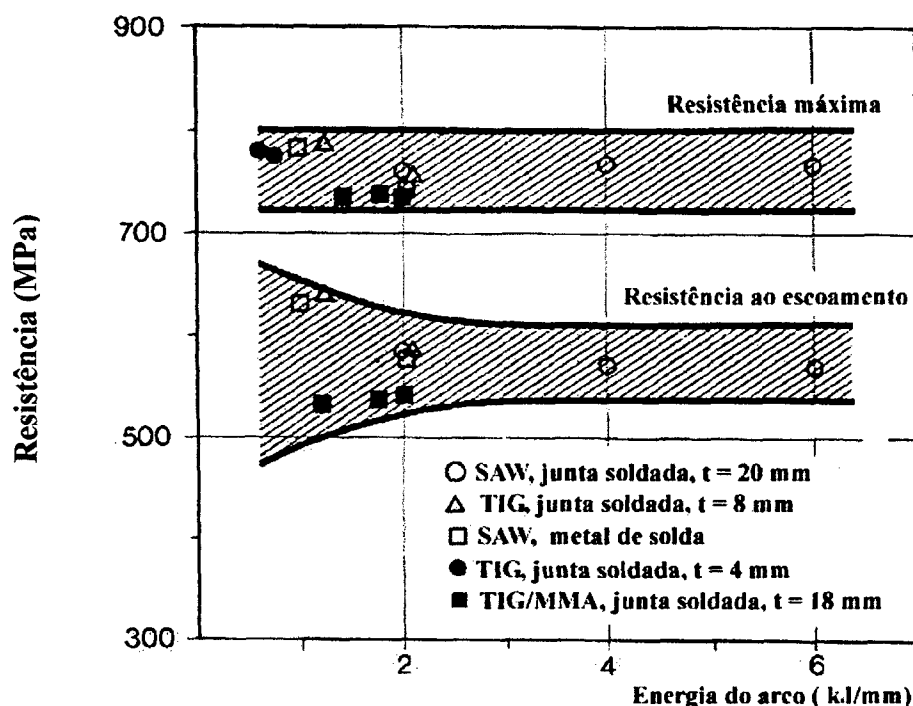


Figura 73 – Influência da energia do arco na resistência máxima e na resistência ao escoamento [65].

Das propriedades mecânicas, talvez a que possa ser um fator limitante da utilização dos inoxidáveis duplex é a tenacidade. Uma comparação feita entre a energia absorvida pelo metal de base e diferentes metais de solda obtidos pelos processos TIG e eletrodo revestido é mostrado na Figura 74.

A tenacidade é influenciada pela fração volumétrica de ferrita e pelo seu tamanho de grão além da presença de fases precipitadas. A influência da fração volumétrica da ferrita e da temperatura de ensaio na energia absorvida é mostrada na Figura 75.

A taxa de resfriamento pode acarretar um aumento no tamanho de grão da ferrita diminuindo a tenacidade. Para altas taxas de resfriamento e relativamente elevados teores de ferrita ocorre uma redução na tenacidade do material.

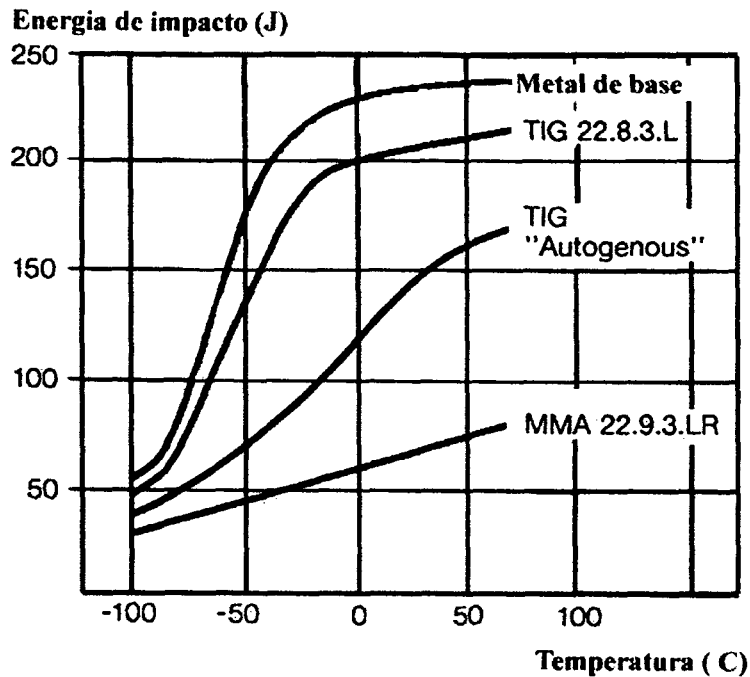


Figura 74– Curvas típicas de energia de impacto para metal de base do aço Sandvik SAF 2205 e diferentes tipos de metais de solda [65].

Normalmente, a energia absorvida pelo material no ensaio de impacto é mais baixa e a temperatura de transição dúctil-frágil mais alta para a solda se comparada com o metal de base [57], particularmente na condição como soldada. Já a tenacidade do metal de solda costuma ser menor que a da ZTA quando se obtém uma estrutura bruta de fusão com grãos grosseiros [34], sendo esta mais uma razão para se aumentar o teor de austenita da ZF. Segundo Gooch [34], a temperatura de transição dúctil-frágil é determinada basicamente pela relação entre a fração volumétrica de austenita e de ferrita. Conforme o resultado obtido em vários estudos [56], a influência do teor de ferrita na energia absorvida é muito pequena enquanto os teores forem inferiores a faixa entre 50 ~ 60%. Com o aumento progressivo no teor de ferrita ocorre uma diminuição na energia absorvida no impacto.

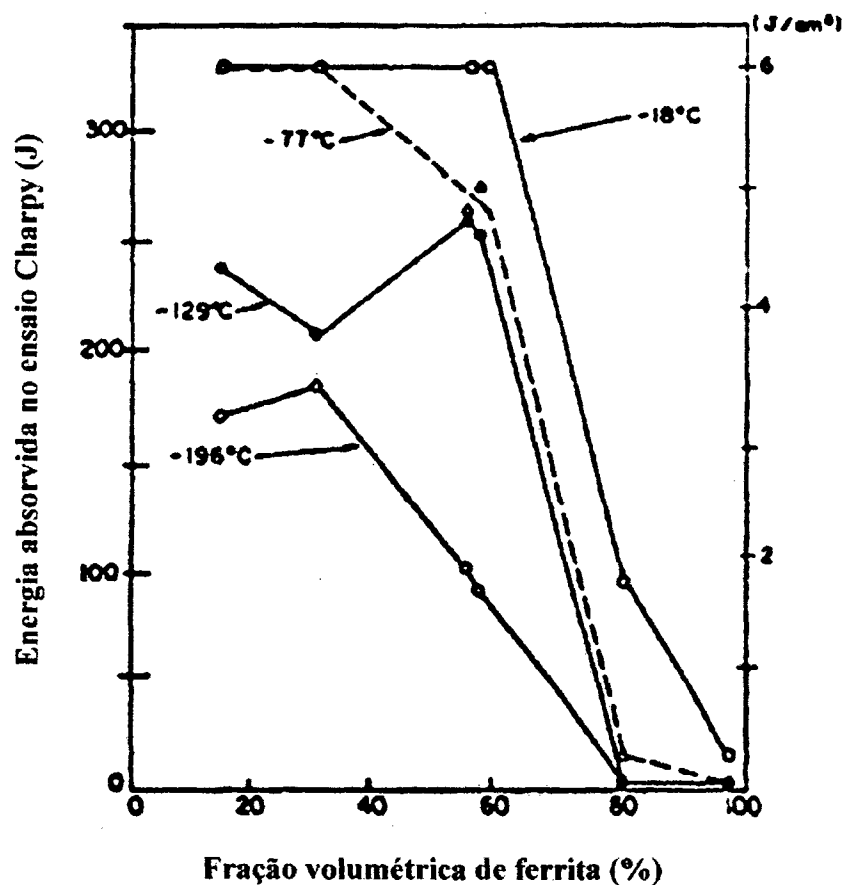


Figura 75 – Influência do teor de ferrita na energia de impacto para o aço inox duplex em diferentes temperaturas [62].

No caso de soldas multipasse observa-se uma tenacidade elevada provocada pela formação de austenita nas regiões onde ocorreu o reaquecimento. A exposição do metal de solda à faixa de temperatura ente 600 e 900°C pode causar uma redução significativa da tenacidade devido à rápida precipitação de fases intermetálicas.

A propriedade de dureza das soldas de aço inox duplex é geralmente maior que a do metal de base devido às deformações induzidas pelo aquecimento e pelo ciclo térmico resultante do processo de soldagem. Esta deformação causa compressão da região soldada durante o resfriamento e é função do número de passes utilizados.

O aumento de dureza ocorre tanto no metal de solda, particularmente na raiz, quanto na ZTA. Segundo o *National Association of Corrosion Engineers* (NACE) os valores de dureza das soldas devem estar dentro dos mesmos limites de dureza do metal de base determinado na escala Rockwell C. Porém, como o penetrador utilizado nesta escala é relativamente grande, não permitindo uma medição adequada para regiões onde foram realizados pequenos passes de solda

ou que possuem ZTA estreitas, prefere-se utilizar a escala Vickers por ser esta uma escala contínua. Os valores de dureza das soldas dos aços inoxidáveis duplex são importantes, pois em alguns casos são usados para determinar a resistência à trinca em meios contendo H_2S . Para assegurar um valor de resistência adequado a estes meios, costuma-se especificar um valor máximo de 28 HRc para o aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205), sendo que este valor pode ser convertido para 286 HV para o metal de base. Porém no caso de juntas soldadas deve-se ter o cuidado na conversão, pois 28 HRc corresponde à aproximadamente 350 HV, conforme pode ser estimado na Figura 76.

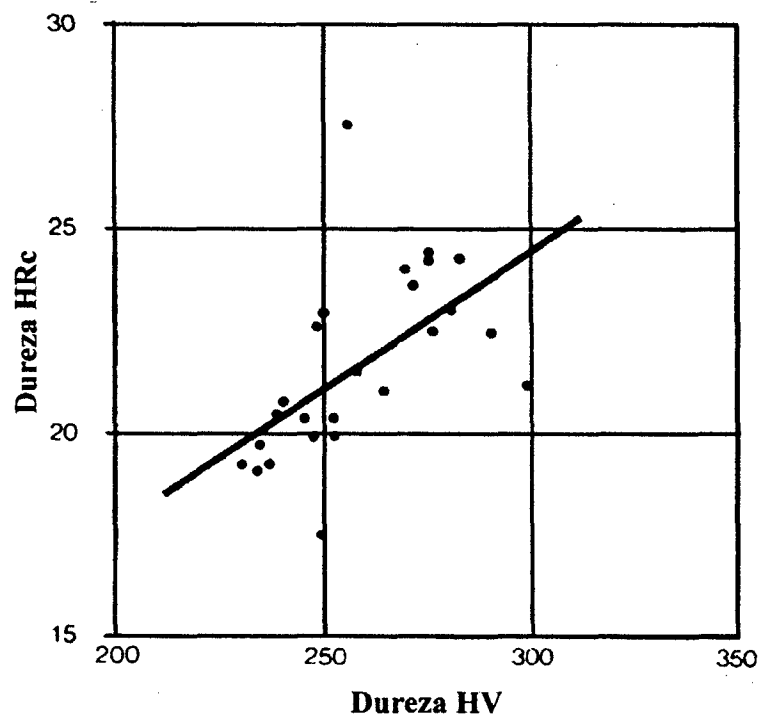


Figura 76 – Relação entre valores de dureza para metais de solda no aço inox duplex SAF 2205 [64].

A dureza de uma junta soldada, especialmente de uma solda multipasse é alterada principalmente devido à modificação da microestrutura. Uma comparação entre os valores de dureza de uma chapa de aço inox duplex UNS S31803 de 20 mm de espessura soldada pelo processo de arco submerso com múltiplos passes é mostrada na Tabela 7. Pode-se notar que a dureza do último passe diminui com o aumento da energia do arco ou com a diminuição do teor de ferrita.

Tabela 7 - Variação na dureza e no teor de ferrita de juntas soldadas em chapas de 20 mm de aço inox duplex SAF 2205 [64][65].

Junta	Número do passe	Energia do arco (kJ/mm)	(%) Ferrita	Dureza HV5
2 kJ/mm	1	1,5	79	269
	2 - 6	2,0	62	271
4 kJ/mm	1	1,5	74	275
	2	2,0	-	-
	3 - 5	4,0	67	255
6 kJ/mm	1	1,5	54	275
	2	2,0	-	-
	3	6,0	48	248

3.6.8 – Tratamento térmico pós-soldagem

O tratamento térmico pós-soldagem pode ser utilizado com o objetivo de se obter frações volumétricas de austenita na zona fundida e na zona termicamente afetada muito próximas às do metal de base. Este tratamento deve ser realizado na faixa de temperatura entre 1050 e 1150°C por pelo menos 30 minutos com resfriamento subsequente em água [98]. Entretanto, para o caso de soldas de peças de grande porte esta técnica apresenta algumas limitações como:

- necessidade de se colocar a peça dentro do forno;
- resfriamento rápido em água é imprescindível, pois dependendo da espessura da chapa pode ocorrer precipitação de fases intermetálicas;
- tratamento térmico pós-soldagem não é recomendável, pois poderá também ocorrer à precipitação de fases indesejáveis ou nitretos de cromo no metal de base, longe da ZTA, ocasionando um fenômeno similar a sensitização nos aços inoxidáveis austeníticos.

3.7 - Prática de Soldagem Recomendada aos Aços Inoxidáveis Duplex [18][28]

Com a correta formulação da composição química, a soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex, considerando chapas finas, é bastante satisfatória. A estrutura composta de duas fases requer, entretanto, os cuidados em alguns procedimentos de soldagem, por um lado evitando um teor excessivo de ferrita, particularmente na ZTA devido ao rápido resfriamento e por outro lado, crescimento excessivo de grão e precipitação de nitretos de cromo na ZTA.

A tecnologia de soldagem colocada a seguir tem sido empregada para a soldagem de aços austeno-ferríticos ligados ao nitrogênio:

- o metal de adição deve preferencialmente ser ligado ao nitrogênio com aumento nos teores de níquel;
- a taxa de resfriamento na ZTA e no metal soldado entre 1200 a 800°C, após a soldagem deve ser adaptada a espessura do material pela seleção adequada das condições de soldagem.
- soldas de reparo ou juntas soldadas sem o uso de metais de adição não devem ser feitas, pois podem produzir alto teor de ferrita nas áreas fundidas;
- limitar a diluição com o metal de base de, no máximo 35%, para se evitar teores elevados de ferrita;
- o pré-aquecimento não é normalmente necessário, porém para espessuras acima de 20 mm recomenda-se um pré-aquecimento entre 50 e 150°C;
- a temperatura entre passes não deve ser superior a 150°C para materiais com espessura abaixo de 12 mm e 180°C para espessura acima de 12 mm;
- o heat input deve se situar na faixa de 0,5 a 2,5 kJ/mm.

IV – METODOLOGIA

4.1 - Estratégia dos Experimentos

A estratégia adotada para a execução dos experimentos considerou a realização da soldagem em uma junta de chapas grossas utilizando parâmetros de processo utilizados na prática industrial. Os principais objetivos são avaliar o comportamento da junta soldada em relação os valores especificados por normas (considerando chapa grossa e processo de soldagem por arame tubular). A caracterização microestrutural do metal de base será utilizada para comparação com as microestruturas observadas no material submetido a diferentes ciclos térmicos de soldagem. A avaliação das propriedades da junta soldada será feita através da comparação com as principais propriedades mecânicas como: tração, impacto e dureza.

A influência do processo de soldagem a arco elétrico com arame tubular na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de base foi investigada adotando-se as seguintes estratégias:

- a) Caracterização do metal de base através da avaliação metalográfica com o objetivo de determinar os tipos, tamanhos, formas, e distribuição das fases presentes;
- b) Caracterização da junta soldada, utilizando-se dos mesmos parâmetros microestruturais do item anterior, porém considerando de diferentes posições ao longo da junta;
- c) Caracterização da influência de algumas variáveis do processo de soldagem no metal de base, como: o aporte térmico, a seqüência de passes e tratamentos térmicos pós-soldagem.

Os procedimentos específicos de cada item anterior serão descritos a seguir.

4.2 – Caracterização do material

Inicialmente foram analisadas características microestruturais e propriedades mecânicas (tração, impacto e dureza) do metal de base. Para esta caracterização dividiu-se o trabalho em duas etapas principais: caracterização microestrutural, onde serão discutidos os resultados referentes à quantidade, distribuição, tamanho de grão, estrutura cristalina e composição química das fases e as propriedades mecânicas que envolvem os ensaios de tração, de impacto e de dureza do material.

Para se verificar o efeito do processo de soldagem MIG-tubular na microestrutura e na dureza do metal de base foram feitas análises considerando: aportes térmicos diferentes (Tabela 8), o efeito do número de passes e a disposição dos mesmos permitindo assim a caracterização da junta soldada. A escolha dos parâmetros de soldagem para a variação de aportes térmicos foi realizada com o objetivo de verificar se a alteração nas condições de soldagem pode ser benéfica nas propriedades e microestrutura da junta soldada.

Para a caracterização do efeito de um segundo passe de solda sobre a microestrutura do primeiro passe foi realizado um passe de solda sobre o outro. A amostra foi preparada fazendo-se uma sobreposição de passes visando aproveitar o calor gerado pelo processo de soldagem do segundo passe para a obtenção de uma microestrutura mais refinada na ZTA.

Para a caracterização do efeito de passes laterais de solda sobre a microestrutura do primeiro passe uma amostra foi preparada fazendo-se uma deposição lateral de passes visando aproveitar o calor gerado pelo processo de soldagem do segundo passe para a obtenção de uma microestrutura mais refinada na ZTA.

Estudou-se ainda o comportamento térmico do metal de base através do ciclo térmico de soldagem. Este permite calcular a taxa de resfriamento do material e avaliar a possibilidade de precipitação de fases que possam influenciar as propriedades mecânicas do material.

Para a junta soldada submetida ao tratamento térmico pós-soldagem também foram realizadas análises microestruturais e determinação das propriedades mecânicas (tração, impacto e dureza) com o objetivo de se verificar qual o efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e microestrutura da junta soldada.

Tabela 8 - Parâmetros de soldagem utilizados na determinação da influência do aporte térmico na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de base.

Parâmetros	Aporte térmico (kJ/mm)		
	0,504	0,994	1,904
Tensão (V)	28	35,5	34
Corrente (A)	90	140	280
Velocidade de Soldagem (mm/s)	5	5	5

Os procedimentos e equipamentos utilizados em cada análise serão descritos a seguir.

4.2.1 – Análise química

Foram utilizadas chapas de aço inoxidável duplex austeno-ferrítico tipo UNS S31803 fabricado pela AB Sandvik Steel. As chapas utilizadas para a execução da soldagem tinham dimensões de 25,4 x 150 x 1000 mm. A análise química do aço foi realizada em três regiões distintas e repetida por três vezes. O resultado está mostrado na Tabela 9. A análise foi realizada nos seguintes equipamentos:

- Espectrofotômetro de absorção atômica, marca: Perkin Elmer, modelo 4100;
- Analisador de carbono/enxofre, marca: Ströhlein, modelo CS-MAT 6250 e
- Espectrofotômetro calorimétrico, marca: Milton Roy Company, modelo Spectronic 21.

Os métodos utilizados para determinação dos metais, do carbono e enxofre e do fósforo estão colocados a seguir:

- Metais: espectrofotometria de absorção atômica com atomização em chama;
- Carbono e enxofre: absorção no infravermelho e
- Fósforo: fotometria (azul de molibdênio)

Tabela 9 – Composição do aço inoxidável duplex UNS S31803 em estudo.

Aço Inoxidável Duplex	Elementos (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
Em estudo	0,021	0,423	1,49	0,021	0,012	5,27	21,6	2,91	0,12
	±0,004	±0,025	±0,070	±0,002	±0,004	± 0,127	± 0,874	±0,061	±0,03

4.2.2 – Caracterização microestrutural

Para a análise microestrutural do metal de base, da junta soldada e das soldas de simples deposição foram utilizadas as seguintes técnicas de análise:

- microscopia ótica;

- metalografia quantitativa;
- microscopia eletrônica de varredura;
- difração de raios x;
- análise química de microrregiões com microsonda eletrônica e
- detecção de fases magnéticas

4.2.3 - Microscopia ótica

As amostras foram preparadas metalograficamente seguindo as seguintes etapas:

- lixamento mecânico com lixas de granulometria variando de 120 a 600
- polimento mecânico com pasta de diamante com granulometrias de 3 e de 1 μm .

Para revelar a microestrutura foram empregadas diversas técnicas de ataque. Os ataques mais eficientes foram:

- ácido oxálico a 10% (6 V por 25 s) utilizado para revelar os contornos de grão e as interfaces da ferrita e da austenita;
- Beraha (3 g de bifluoreto de amônia, 25 ml de HCl, 125 ml de água destilada e grãos de metabissulfito de potássio) utilizado para colorir a ferrita e não atacar a austenita facilitando a metalografia quantitativa por análise de imagens.

4.2.4 - Metalografia quantitativa com analisador de imagens

A metalografia quantitativa realizada através de microscópio ótico acoplado ao analisador de imagens foi utilizada para avaliar as frações volumétricas, a largura das lamelas e os tamanhos de grão das fases presentes. Esta análise foi realizada em amostras, atacadas quimicamente com a solução de Beraha, nas seguintes condições: como recebida, soldada e tratada termicamente.

A largura das lamelas de austenita ao longo da espessura da chapa foi medida em três amostras distintas, sendo realizadas em média 20 medidas para cada uma das fases por amostra, com um aumento de 500x. O tamanho de grão da austenita também foi determinado ao longo da espessura da chapa. Para cada uma das fases foram realizadas medições em 10 regiões distintas com um aumento de 1000x. A avaliação da fração volumétrica das fases foi feita no metal de

base na condição como recebido. Também foi avaliada a variação da fração volumétrica da austenita em função da distância da linha de centro do cordão de solda dos corpos de prova soldados.

4.2.5 - Metalografia quantitativa conforme norma ASTM E-112-96

A metalografia quantitativa realizada com o auxílio de um microscópio ótico foi empregada para avaliar a fração volumétrica da austenita nas amostras como recebidas, soldadas e tratadas termicamente. O ataque químico utilizado foi à solução de Beraha, pois esta permite uma boa diferenciação entre as fases presentes. A metalografia quantitativa foi realizada considerando uma precisão de 1,5% com 80 campos analisados.

4.2.6 - Microscopia eletrônica de varredura

Para a análise das superfícies de fratura dos corpos de prova submetidos aos ensaios mecânicos de tração e impacto, nas condições de recebimento e como soldado foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura, marca Philips, modelo XL30. As superfícies observadas sofreram processo de limpeza por ultra-som e foram imersas em acetona antes de serem colocadas no microscópio.

4.2.7 - Difração de raios x

O equipamento utilizado foi um difratômetro, marca Philips, modelo X'pert MPD que apresenta as seguintes características: tensão de 40 kV, corrente de 50mA e software para aquisição e identificação de dados do *International Center of Diffraction Data* (ICDD).

O difratômetro foi utilizado para a identificação das fases presentes no material nas seguintes condições: como recebido e como soldado (na região do cordão e na ZTA).

A radiação utilizada foi a Cu K(alfa) e as medições foram realizadas colocando-se as amostras em um porta amostra giratório com o objetivo de minimizar o efeito da textura da microestrutura do material.

4.2.8 - Análise química de micro-regiões com microsonda eletrônica

A microsonda foi utilizada com o objetivo de determinar as composições químicas da ferrita e da austenita. As análises foram feitas no metal de base na junta soldada e na junta soldada e tratada termicamente.

Na junta soldada foram feitas análises nos cordões de solda e na ZTA. Para cada uma das condições as medições foram realizadas em três regiões escolhidas aleatoriamente. Os elementos químicos analisados foram o Si, Mo, Cr, Mn, Fe e Ni. A tensão empregada foi de 20kV.

4.2.9 - Análise do teor de ferrita

A determinação das fases ferro magnéticas foi utilizada inicialmente para avaliar a fração volumétrica da ferrita no metal de base, na zona fundida e na zona termicamente afetada da junta soldada.

A determinação do teor de ferrita foi realizada utilizando um equipamento denominado ferritoscópio. Este equipamento utiliza o método de indução magnética para determinar o teor de ferrita do material a ser analisado. Dois modelos de ferritoscópio da marca Fischer foram utilizados neste estudo: MP 03 e o MP 30, pois os ensaios foram realizados em duas universidades diferentes. Estes equipamentos apresentam as seguintes características:

- pode medir teores de ferrita entre 0,1 e 80%;
- tem uma precisão de $\pm 2\%$;
- a área de teste mínima possui um diâmetro de 3 mm;
- não é influenciado por efeitos como: espessura do substrato, curvatura da solda ou borda e
- a temperatura de operação varia entre 5 e 40°C

A calibração do sistema é feita através de faixa de 5 a 10 medições tomadas aleatoriamente em uma amostra padrão de ferro. A medição é feita posicionando-se o transdutor sobre a superfície da amostra, que deve estar seca, limpa e livre de óleo ou graxa.

4.3 – Propriedades mecânicas

4.3.1 – Ensaios de tração

Os corpos de prova para os ensaios de tração no material nas condições de recebimento, como soldada e tratado termicamente foram todos usinados com seção transversal circular padrão conforme norma ASTM E8-96M – *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*.

Os ensaios de tração realizados em corpos de prova do metal de base foram retirados da direção perpendicular à direção de laminação e repetidos por três vezes. Os ensaios de tração das juntas soldadas foram realizados em corpos de prova retirados na direção de laminação com o cordão de solda posicionado no centro do corpo de prova, perpendicular à direção de laminação.

Estes ensaios foram realizados nas condições: como soldado e tratados termicamente e repetidos por três vezes em cada direção.

4.3.2 – Ensaios de impacto

Os ensaios de impacto foram realizados em uma máquina para ensaio de resistência ao impacto, marca Leipzig, modelo PS30 com as seguintes características:

- capacidade máxima = 300 J;
- velocidade de choque = 5,6 m/s;
- curso máximo = 160°;
- perda por atrito na faixa nominal de 300 J = 0,33%

Os corpos de prova foram usinados conforme norma ASTM E23-96 – *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*, no formato padrão 10 x 10 x 55 mm com entalhe em “v” usinado com uma fresa circular. Os corpos de prova para caracterização da chapa na condição de recebimento foram retirados nas direções T-L, L-T e T-S conforme representação mostrada na Figura 77. Note que esta figura apenas representa a posição de retirada dos corpos de prova não sendo indicativa dos corpos de prova utilizados no ensaio Charpy.

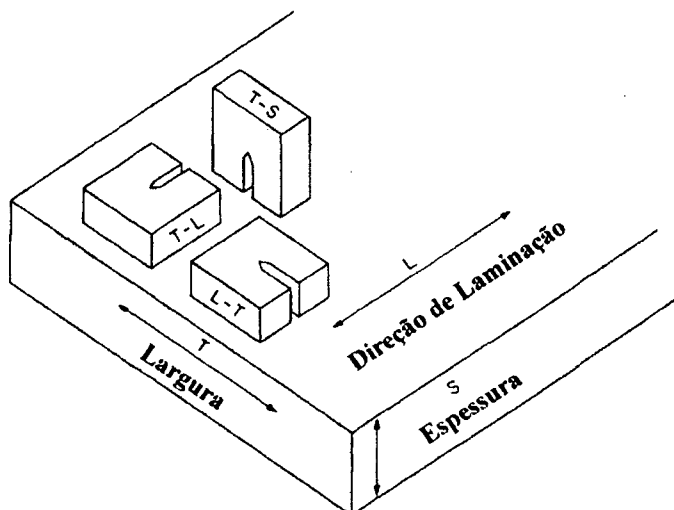


Figura 77 – Detalhe mostrando as posições de retirada dos corpos de prova para o ensaio Charpy.

Para a junta soldada foram retirados corpos de prova, sendo que o entalhe foi posicionado no cordão de solda, e foram realizados ensaios em duas condições: como soldado e tratado termicamente, conforme mostrado na Figura 78.

Os ensaios foram conduzidos nas temperaturas de -196°C (nitrogênio líquido), -80°C (CO_2), -18°C , 20°C e 100°C . Detalhe do resfriamento utilizado para manter a temperatura de -18°C é mostrado na Figura 79. Para cada condição do material foram realizados três ensaios em cada uma das temperaturas mencionadas.

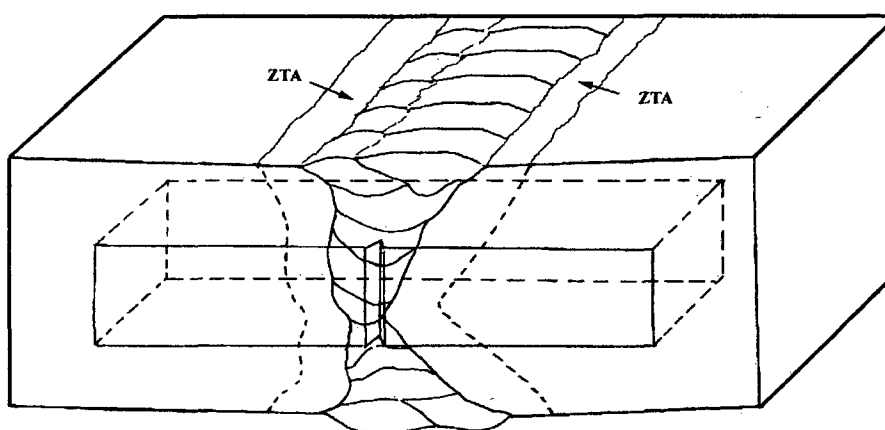


Figura 78 – Detalhe do corpo de prova Charpy, mostrando o posicionamento do entalhe na zona fundida.

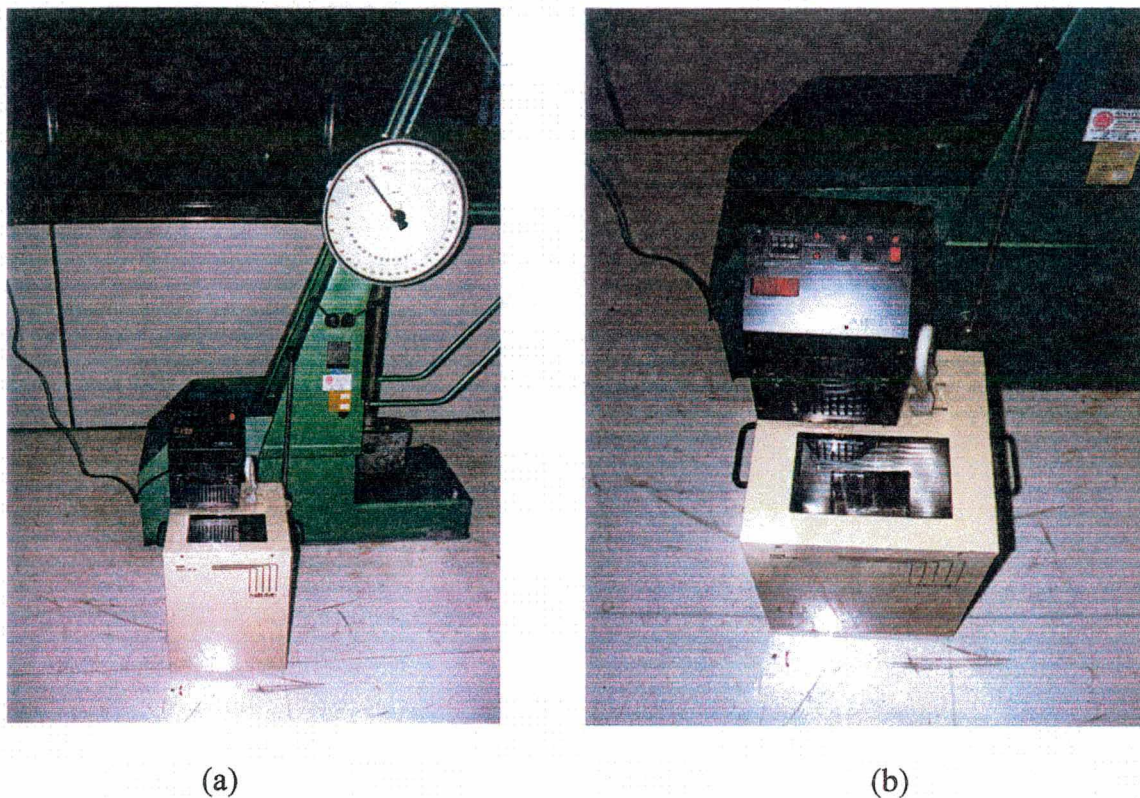


Figura 79 – Ensaio de resistência ao impacto. (a) Máquina de ensaio. (b) Detalhe do sistema de refrigeração dos corpos de prova para a temperatura de -18°C .

4.3.3 – Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados para a caracterização da chapa e da junta soldada nas condições como soldada e tratada termicamente. Também se verificou o efeito de passes adjacentes e sobrepostos sobre esta propriedade se comparada com a junta soldada e com a chapa na condição como recebida.

Os ensaios foram realizados utilizando-se uma carga de 10 kgf com o objetivo de determinar:

- a dureza média do metal de base;
- o perfil de dureza da junta soldada, desde o centro do cordão de solda até o metal de base nas condições como soldada e tratada termicamente e
- a variação da dureza considerando o metal de base submetido a um único passe, a passes adjacentes e a passes sobrepostos.

Para cada uma das condições anteriores foram feitas 15 medições em três regiões adjacentes. Para se determinar a posição de cada impressão de dureza, todas as amostras foram lixadas, polidas e atacadas eletroliticamente com ácido oxálico 10%

Outro ensaio de dureza, também na escala Vickers, foi realizado com o objetivo de

detectar possíveis variações de dureza, introduzidas pelo processo de fabricação da chapa. Neste ensaio foi utilizada a carga de 2,0 kgf sendo realizadas três medições para cada distância escolhida a partir da superfície da amostra. Estas distâncias foram determinadas da superfície da amostra até o centro, defasadas de 1,0 mm.

4.4 – Soldagem das chapas

As chapas de aço inoxidável duplex foram soldadas pelo processo de soldagem por arame tubular. Neste processo de soldagem, o cordão de solda foi depositado perpendicularmente à direção de laminação da chapa, sendo executado manualmente. O chanfro utilizado foi o tipo “K”, conforme mostrado na Figura 80 (b).

A chapa soldada e um detalhe sobre a colocação dos termopares para determinação dos ciclos térmicos do processo de soldagem são mostrados nas Figura 80 e Figura 81.

4.4.1 – Processo de soldagem com arame tubular

Este processo é comumente utilizado para a soldagem de aços inoxidáveis nas seguintes aplicações: construção de vasos de pressão e tubulações para processamento químico, refinação de petróleo e indústrias de geração de energia.

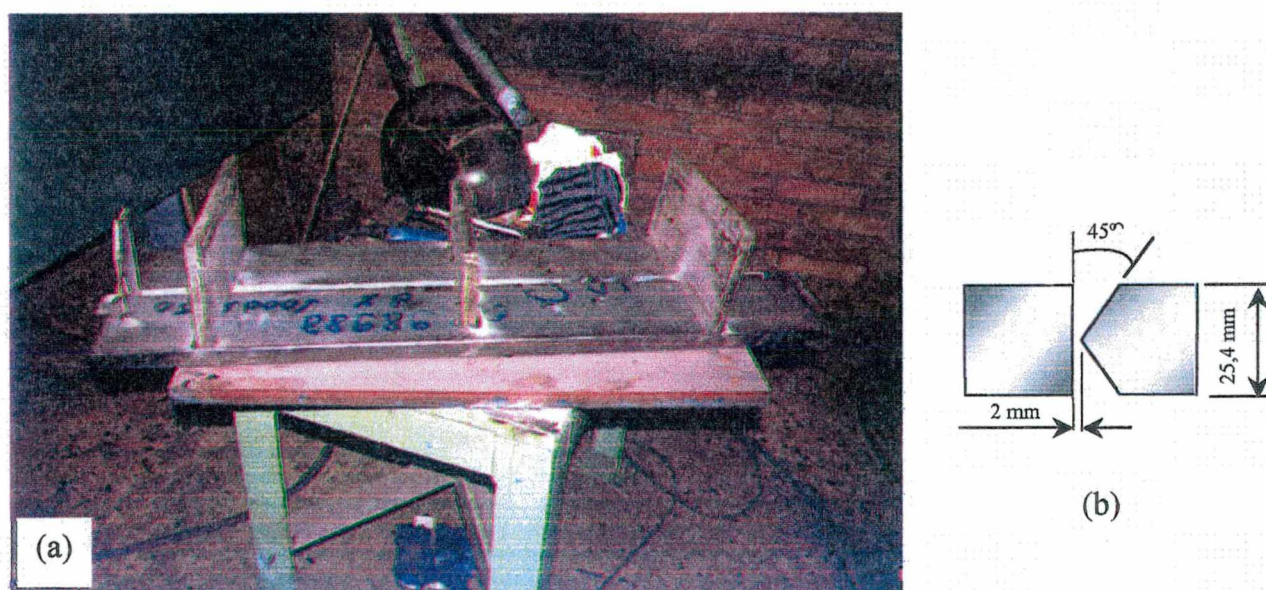


Figura 80 – Detalhe da soldagem. (a) Restrições para soldagem da chapa de do aço inoxidável duplex UNS S31803; (b) Detalhe do chanfro em “K”.

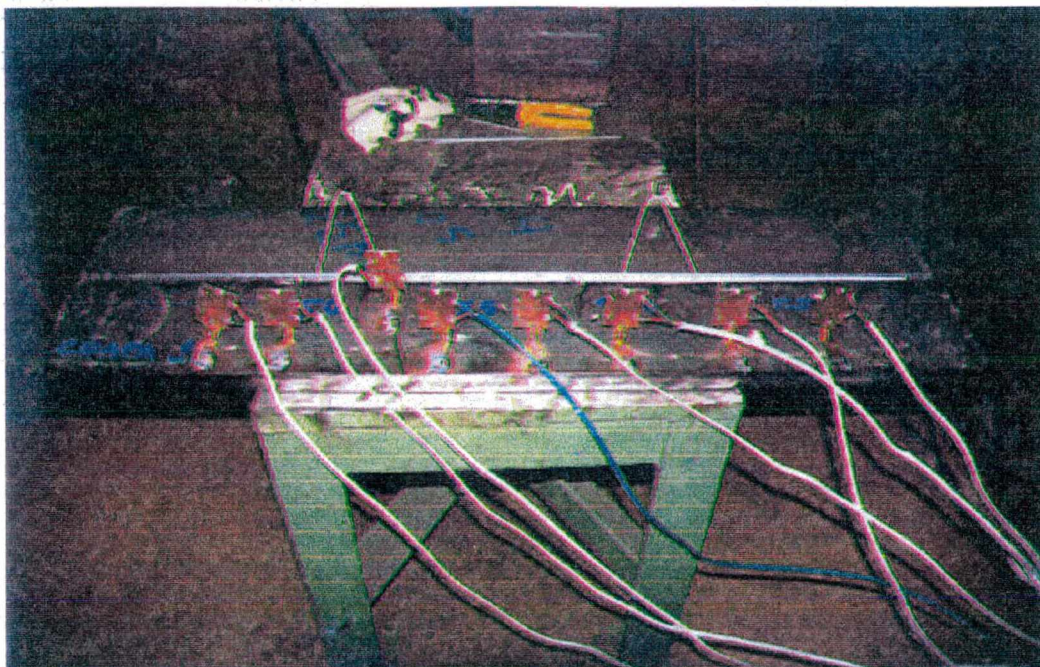


Figura 81 – Detalhe da colocação dos termopares.

A escolha do processo de soldagem MIG com arame tubular para o desenvolvimento deste trabalho, se deve a uma série de fatores dentre os mais importantes: ser bastante utilizado nas empresas para soldagem de chapas grossas, apresentar alta taxa de deposição, por permitir a obtenção de uma junta com chanfro em “K” com uma zona termicamente afetada reta, o que facilitará a determinação de algumas propriedades mecânicas.

Foram soldadas duas chapas de aço inox duplex com chanfro em “K”, conforme mostrado na Figura 80 (b). As chapas foram cortadas com as seguintes dimensões: 25 mm de espessura por 150 mm de largura por 1000 mm de comprimento. A soldagem foi realizada manualmente por um soldador qualificado nível 3.

As características do equipamento utilizado são: marca Hobart, modelo Cyber – Tig 300 DCS e saída cc = 300 ampéres e dc = 32 volts. As medições dos parâmetros de soldagem foram realizadas com um alicate volti-amperímetro. Os parâmetros de soldagem utilizados neste processo para a junta soldada estão mostrados na Tabela 10.

Tabela 10 - Parâmetros de soldagem do processo por arame tubular (valores médios)

Parâmetros	Valores Obtidos
Tensão do arco (V)	29,6 ± 1,2
Corrente de soldagem (A)	165,4 ± 10,5
Velocidade de soldagem (mm/s)	5,0 ± 1,2
Aporte térmico (kJ/mm)	0,994
Diâmetro do arame	1,2 mm
Arame	Avesta FCW 2205
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	50
Temperatura entre passes (°C)	150
Composição do gás	CO ₂ ≥ 99,5%
Vazão do gás (l/min)	15 ~ 25
Posição do chanfro	1G (horizontal)
Distância do tubo à peça (mm)	15 ~ 20

Tabela 11 – Composição química do eletrodo utilizada na soldagem das chapas de duplex.

Composição química	(%) Elementos de liga										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	N
Típica [109]	<0,04	0,5 a 2,5	<1,0	---	---	22,0 a 24,0	8,0 a 10,0	2,75 a 3,75	---	---	0,15 a 0,25

As análises químicas do metal de adição e do cordão de solda também foram realizadas com o objetivo de se caracterizar os materiais sendo que os equipamentos utilizados para a determinação da composição química dos metais de adição foram os mesmos utilizados na análise química do metal de base.

A porcentagem de níquel no metal de adição (~ 9 %) [Tabela 11] permitirá produzir um cordão com maior teor de austenita. Convém salientar que a escolha do eletrodo ER 2209 é

sugestão da própria Sandvik, fabricante da chapa de aço inoxidável duplex em estudo e também de vários pesquisadores, dentre eles Kotecki [51].

4.4.2 – Ciclo térmico de soldagem

Para o levantamento do ciclo térmico de soldagem para o processo por arame tubular forma utilizados termopares tipo K (cromel-alumel) com diâmetro de 0,25 mm. Este diâmetro foi especificado com o objetivo de obter uma inércia térmica suficientemente baixa para acompanhar as elevadas taxas de aquecimento e resfriamento resultantes da soldagem a arco. Os fios dos termopares foram separados por uma miçanga cerâmica com diâmetro externo de 2,0 mm e com uma divisão interna para a separação dos fios que compõe o termopar. A soldagem dos fios dos termopares foi realizada com um maçarico de hidrogênio, mas também pode ser realizada utilizando-se a soldagem por micro-plasma.

Para medir o ciclo térmico foram feitos 4 furos com diâmetro de 2,2 mm, distanciados entre si e das bordas de 60 mm, conforme mostrado na Figura 82 .

Os furos foram feitos com uma inclinação de 74° em relação à parte inferior da chapa objetivando alcançar uma região mais perpendicular à zona de fusão. Este posicionamento é mostrado na Figura 83.

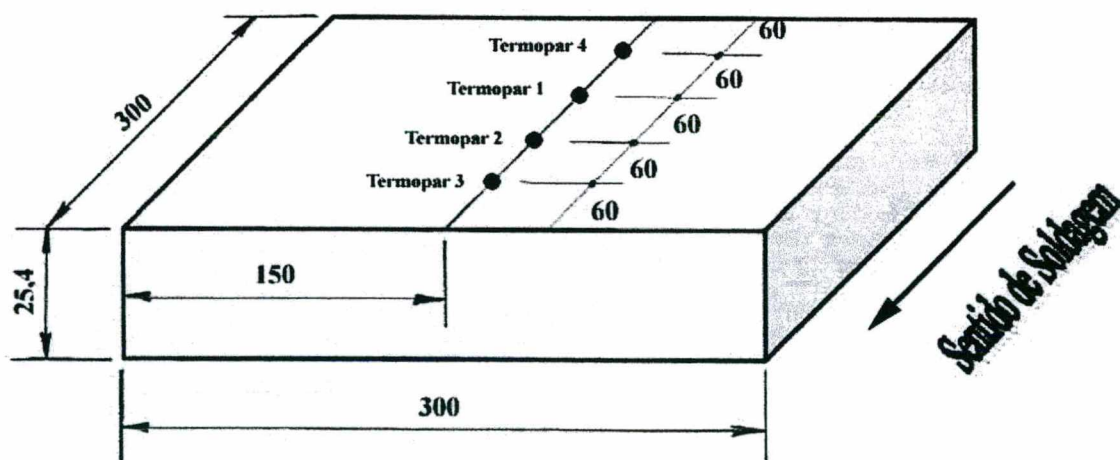


Figura 82 – Representação esquemática do posicionamento dos quatro termopares para determinação dos ciclos térmicos em diferentes profundidades. (unid.: mm)



Figura 83 – Detalhe da posição de colocação de cada termopar na chapa.

A profundidade de cada furo foi escolhida para que se pudesse mapear o comportamento do ciclo em função do posicionamento dos termopares na ZTA. O primeiro furo foi feito a uma profundidade de 21,5 mm a partir da superfície da chapa. O segundo a 24 mm, o terceiro a 23,5 mm e o quarto a 22,5 mm. No fundo de cada furo foram soldados os termopares através de descarga capacitiva. O circuito elétrico desenvolvido para gerar esta descarga consiste em diodo retificador, um capacitor e uma resistência elétrica para controlar a taxa de acúmulo de energia. A representação deste circuito é mostrada na Figura 84.

O ciclo térmico foi medido fazendo-se um depósito (um passe) em condições similares às de soldagem da junta em “K”, i.é, utilizando o mesmo material, a mesma espessura de chapa, o mesmo eletrodo e os mesmos parâmetros de soldagem, permitindo assim a determinação da penetração da camada depositada.

Os termopares foram acoplados a um sistema de aquisição de dados, marca Fluke, modelo NetDAQ e este a um microcomputador conforme Figura 85. Foram utilizados quatro dos 20 canais disponíveis de entrada de dados. As aquisições para cada termopar foram realizadas em intervalos de décimos de segundos e a evolução da temperatura foi então registrada em função do tempo.

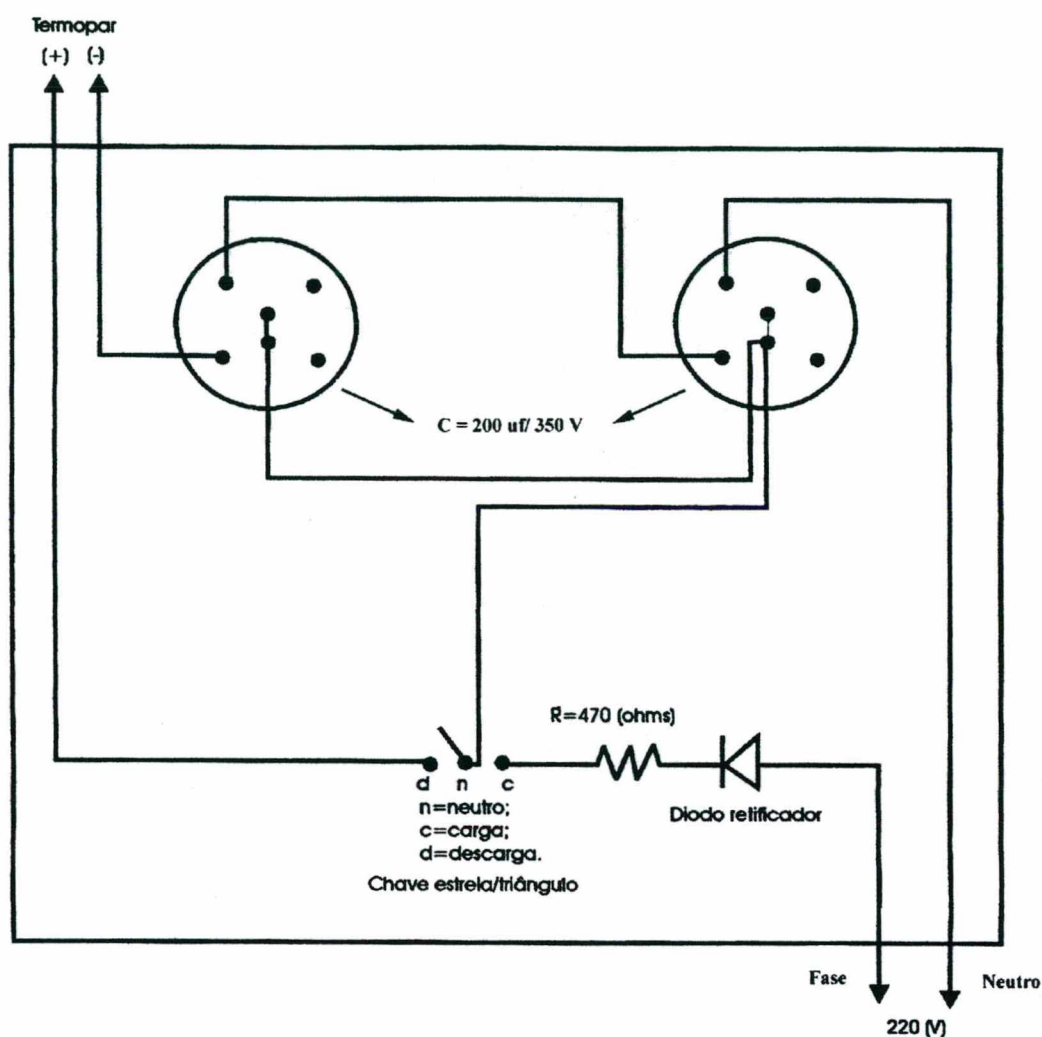


Figura 84 – Circuito elétrico para a soldagem dos termopares.

O sistema de aquisição de dados para determinação dos ciclos térmicos de soldagem é composto pelas seguintes partes:

- **Termopar**

Como transdutor foram utilizados termopares tipo K de 0,25 mm soldados a chapa de aço inox duplex através de descarga capacitiva.

- **Cabo de compensação**

Também do tipo K, usado para evitar que o equipamento de aquisição de dados e o microcomputador ficassem próximos da fonte de energia da máquina de solda.

- **Unidade de aquisição de dados**

Equipamento provido de 20 canais que podem ser programados individualmente para realizar virtualmente qualquer função de condicionamento de sinal que seja necessário. Permite escolher velocidades de leitura até 1000 leituras por segundo, com precisão de 0,01% da tensão (Vdc).

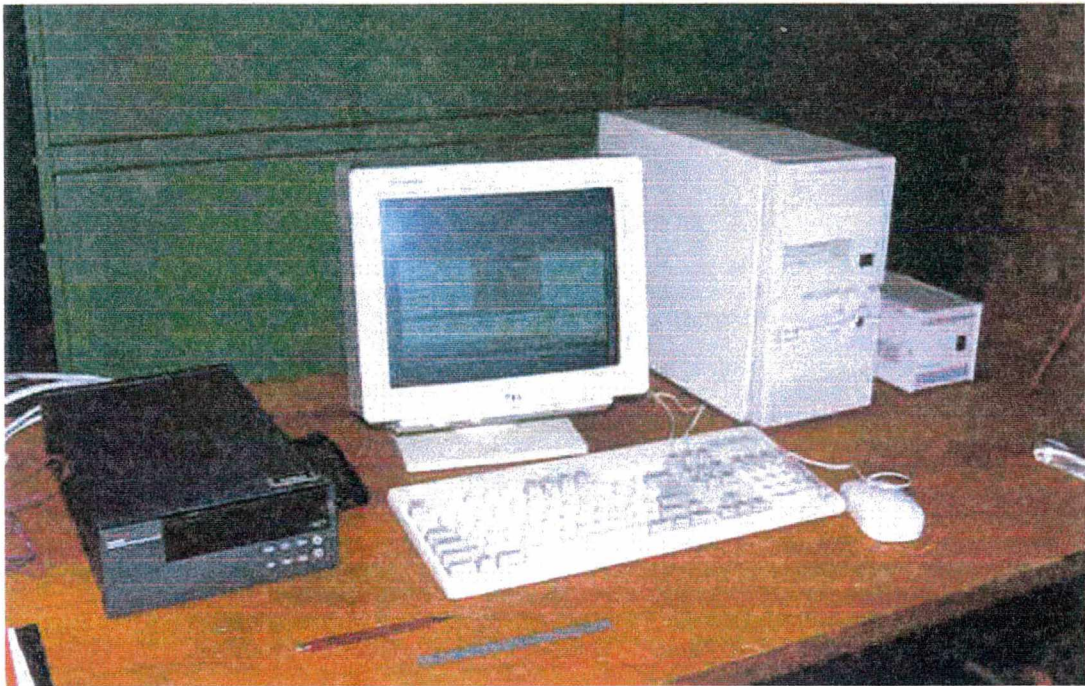


Figura 85 – Configuração do sistema de aquisição dos ciclos térmicos: NetDAQ acoplado ao microcomputador.

O princípio construtivo e operacional deste sistema foi projetado para minimizar os erros de indicações, não somente os sistemáticos, mas também a componente aleatória do erro do sistema de medição. A utilização deste equipamento só foi feita após a calibração do mesmo realizada pelo TECPAR (Instituto de Tecnologia do Paraná).

Os termopares foram também calibrados através de um sistema composto por:

- sistema padrão VXI acoplado a uma placa de aquisição VX 4234 da Tectronics;
- uma junta fria e
- um bloco de calibração programável marca Ômega com as seguintes características:
 - precisão de temperatura = $\pm 0,7^{\circ}\text{C}$
 - estabilidade = $\pm 0,1^{\circ}\text{C}$
 - taxa de aquecimento = 1 a 50°C

O sistema de calibração e o bloco calibrador estão mostrados na Figura 86 e Figura 87.

4.4.3 - História Térmica

A história térmica do processo de soldagem é determinada pela eficiência térmica do processo de soldagem envolvido, uma vez que esses valores corrigem a energia de soldagem. É ela quem irá definir as mudanças microestruturais do material de base.

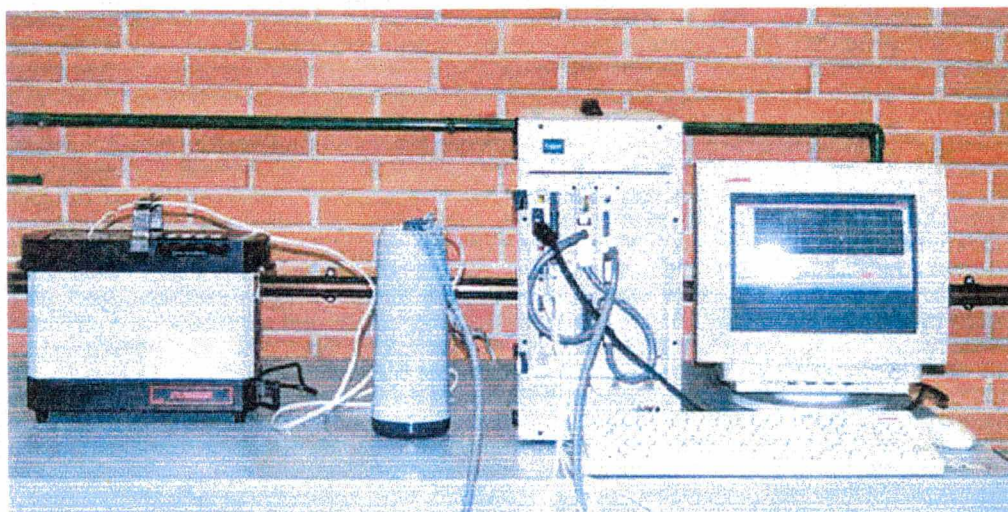


Figura 86 – Sistema de calibração dos termopares.



Figura 87 – Detalhe do bloco de calibração, modelo CL 750 da Ômega.

A eficiência térmica é definida como o quociente entre a quantidade de energia por unidade de comprimento do cordão, transferida para a região que está sendo soldada e a quantidade de energia da fonte de calor, igualmente por unidade de comprimento. A eficiência térmica é definida em função do tipo de fonte de calor utilizada na soldagem.

A eficiência térmica do processo de soldagem do aço inox duplex utilizado neste trabalho será calculada através de dois métodos: o da temperatura máxima e o da relação entre propriedades mecânicas da junta soldada e do metal de base.

O método da temperatura máxima se baseia nos estudos do fluxo de calor na chapa soldada. Estes estudos foram iniciados por Rosenthal em 1940 e posteriormente por Adams [78]. A equação proposta para determinação da temperatura máxima é dada por:

$$\frac{1}{Tr - To} = \frac{1,36 \cdot \rho \cdot Cp \cdot \pi \cdot r^2}{\left(\frac{q}{Vs}\right)}$$

Onde:

- ✓ Tr = temperatura de pico alcançada no sólido a uma distância “ r ” (K)
- ✓ To = temperatura de pré-aquecimento (K)
- ✓ ρ = densidade do material (g/mm^3)
- ✓ Cp = calor específico do material (J/gK)
- ✓ r = distância a partir do centro do cordão de solda ao ponto que alcança a temperatura Tr (mm)
- ✓ q = aporte térmico (W)
- ✓ Vs = velocidade de soldagem (mm/s)

O segundo método de análise de eficiência do processo de soldagem a ser analisado foi proposto por Santos, Niño e Buschinelli baseado no método proposto por Boo e Cho. Este método propõe uma solução analítica para a condução de calor em uma chapa de espessura finita, considerando uma fonte de calor distribuída sobre a superfície superior da chapa e perdas de calor por ambas as superfícies [91].

4.4.4 – Determinação das dimensões da poça de fusão

As dimensões da poça de fusão para a junta soldada em K foram realizadas preparando-se amostras retiradas das chapas soldadas com passes sobrepostos, passes colocados lado a lado, passe com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm, passe com aproximadamente metade do aporte térmico (0,504 kJ/mm) e passe com o dobro do aporte térmico (1,904 kJ/mm).

Após a preparação metalográfica, as amostras foram observadas em um microscópio óptico ao qual estava acoplado um analisador de imagens. Com o auxílio do mouse contornou-se a imagem da poça de fusão projetada na tela. Com este procedimento foi possível determinar os valores de comprimento, largura e área da poça de fusão.

4.4.5 – Tratamentos térmicos

O tratamento de solubilização foi realizado em forno mufla a 1050°C por 30 minutos seguido resfriamento em água. O objetivo deste tratamento é restabelecer o balanço entre as fases ferrita e austenita na junta soldada e aliviar as tensões provenientes do processo de soldagem.

V – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo tem por objetivo apresentar os resultados obtidos na caracterização do metal de base, da junta soldada e da junta soldada e tratada termicamente.

Inicialmente serão apresentadas as características microestruturais e propriedades mecânicas (tração, impacto e dureza) do metal de base. O efeito do processo de soldagem MIG-tubular na microestrutura e na dureza do metal de base foi determinado considerando: aportes térmicos diferentes, o efeito do número de passes e a disposição dos mesmos permitindo assim a caracterização da junta soldada. O comportamento térmico do metal de base foi estudado através do ciclo térmico de soldagem que permite calcular a taxa de resfriamento do material e avaliar a possibilidade de precipitação de fases que podem influenciar as propriedades mecânicas do material.

Os resultados encontrados para a junta soldada submetida ao tratamento térmico pós-soldagem também foram obtidos através de análises microestruturais e da determinação das propriedades mecânicas (tração, impacto e dureza). O objetivo principal foi verificar qual o efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e microestrutura da junta soldada.

5.1 – Caracterização do metal de base

A caracterização do metal de base, conforme mencionado anteriormente, foi dividida em duas etapas principais: caracterização microestrutural, relacionando: quantidade, distribuição, tamanho de grão, estrutura cristalina e composição química das fases e determinação das propriedades mecânicas através dos ensaios de tração, de impacto e de dureza.

5.1.1 – Análise da composição química

A análise química do aço inoxidável duplex foi realizada em três regiões distintas e repetida por três vezes. O resultado das análises químicas é mostrado na Tabela 12.

Confrontando os valores encontrados com os valores encontrados na literatura, os estabelecidos pelas normas e os fornecidos pelo fabricante da chapa pode-se notar que os valores determinados através das análises químicas estão consistentes com os valores encontrados na literatura.

Tabela 12 – Composição química dos aços inoxidáveis duplex encontrados na literatura e obtidos nas análises químicas. (Valores máximos ou faixa de variação)

Normas e Fabricantes	Elementos (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
ASTM A240, A789, A928	0,030	1,00	2,00	0,03	0,02	4,50-6,50	21,0-23,0	2,5-3,5	0,08-0,20
AISI 329	≤ 0,03	0,2-1,0	1,0-2,0	≤0,03	≤0,02	4,5-6,5	21,0-23,0	2,5-3,5	0,08-0,20
DIN 1.4462	≤0,03	≤1,00	≤2,00	0,030	0,020	4,50-6,50	21,0-23,0	2,50-3,50	0,08-0,20
AVESTA 2205	0,02	0,39	1,56	0,022	0,001	5,5	22	3,0	0,17
Sandvik SAF 2205	0,03	<1,0	<1,0	0,03	0,02	5,5	22	3,1	0,18
Duplex em estudo	0,021 ±0,004	0,423 ±0,025	1,49 ±0,070	0,021 ±0,002	0,012 ±0,004	5,27 ± 0,127	21,6 ± 0,874	2,91 ±0,061	0,12 ±0,03

5.1.2 – Estrutura cristalina das fases

Os parâmetros de rede da ferrita e da austenita foram determinados por difração de raios x. Os valores obtidos são comparados ao parâmetro de rede da ferrita determinados em ferro 99,99% a 25°C e as características cristalográficas das partículas observadas nos aços inoxidáveis duplex [36]. Os resultados obtidos e os encontrados na literatura são mostrados na Tabela 13.

As pequenas diferenças encontradas entre os valores medidos e os da literatura podem ser devidas a dois fatores. O primeiro é a presença de elementos substitucionais como o cromo, níquel e molibdênio que possuem raios atômicos maiores que o ferro, ocasionando uma expansão na célula unitária. Com isso se tem um pequeno aumento no parâmetro de rede da ferrita se comparada com o ferro α puro. Outro fator a ser considerado é que a temperatura utilizada na determinação dos dados de literatura foi de 1440K. Se este valor fosse corrigido para a temperatura ambiente (25°C) os parâmetros de rede seriam menores. O resultado obtido na determinação das fases presentes e respectivos planos cristalográficos no aço inoxidável duplex é

mostrado na Figura 88.

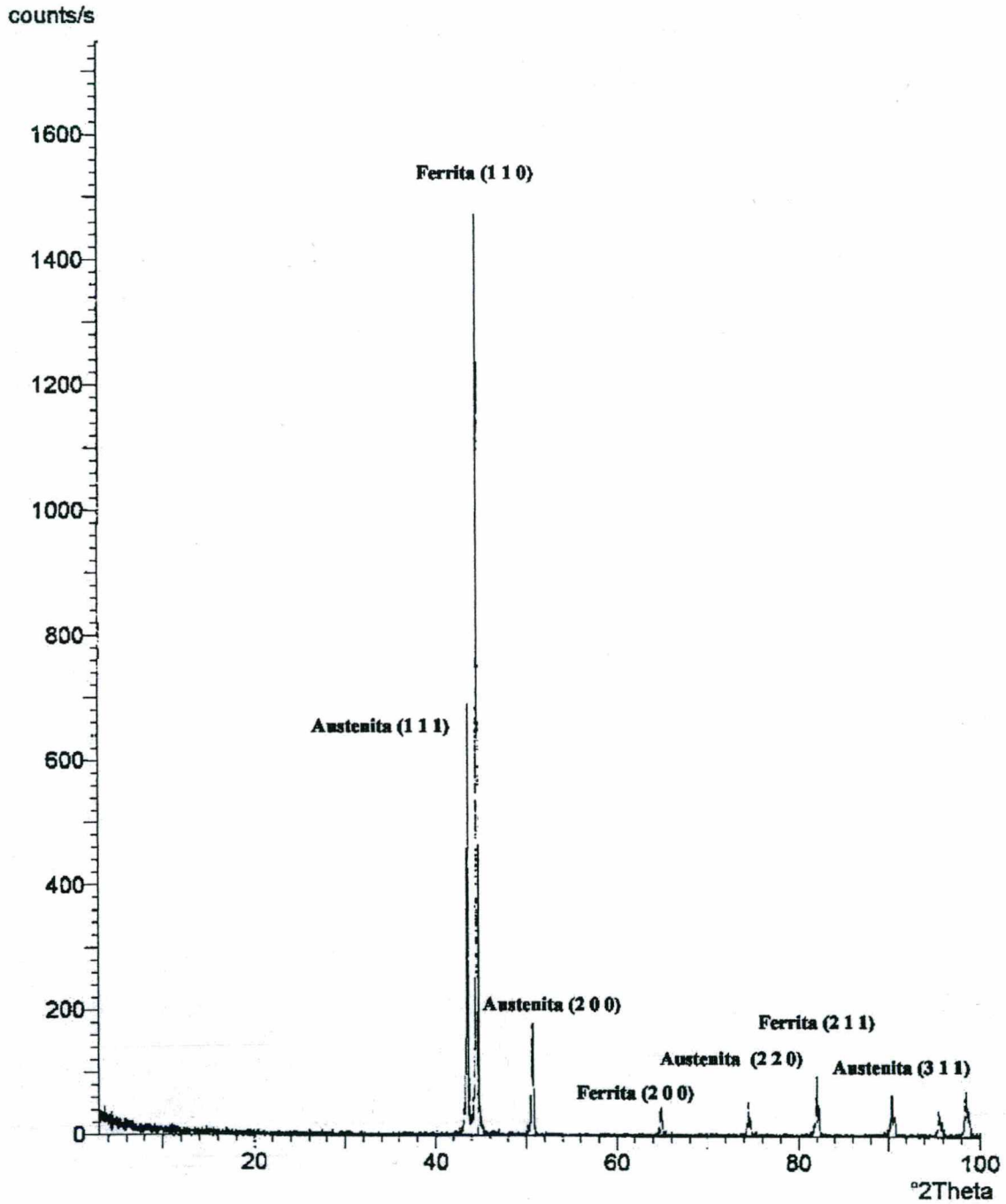


Figura 88 - Diffractograma de uma amostra solubilizada de aço inoxidável duplex UNS S31803.

Tabela 13 – Parâmetros de rede da ferrita e da austenita (Å)

Resultados	Parâmetro de rede (Å)		Referência
	Ferrita	Austenita	
Fases			
Difração de raios x	2,863	3,598	
Valores de	2,8665	3,6660	[14][52]
Literatura	2,86 ~ 2,88	3,58 ~ 3,62	[36] [111]

5.1.3 – Microestrutura - Morfologia das fases

As chapas de aço inoxidável duplex, laminadas dentro do campo bifásico, apresentam uma microestrutura geralmente lamelar e, conseqüentemente orientada. Isto significa que existem diferenças na microestrutura quando se observam as diferentes faces da chapa. Para evidenciar estas diferenças foram observadas as microestruturas do aço inoxidável duplex em estudo nas três direções da chapa na condição de recebimento, conforme mostrado na Figura 89. Nota-se que a matriz é ferrítica e que as “ilhas” de austenita se apresentam com diferentes morfologias em função da direção observada.

5.1.4 – Microestrutura - Tamanho da austenita

As propriedades de um material são, normalmente, influenciadas pelo tamanho das fases presentes. Para se observar esta influência, foram determinadas a espessura média das lamelas, bem como o comprimento dos grãos da austenita na direção perpendicular de laminação (CRT) da chapa, conforme valores mostrados na Tabela 14.

Os valores médios da espessura das lamelas de austenita se encontram dentro da faixa de valores encontrada na literatura que é de 5 a 10 μm [14][21][9]. O valor médio da fase austenítica resultante das medições com o analisador de imagens se encontram condizentes com o valor encontrado na literatura [14].

Tabela 14 – Dimensões da fase austenítica utilizando analisador de imagens. (Média de 10 medidas)

Dimensão	Comprimento (μm)	Espessura (μm)
Média	20,58	6,44
Desvio	3,79	0,63
Literatura	---	5 a 10

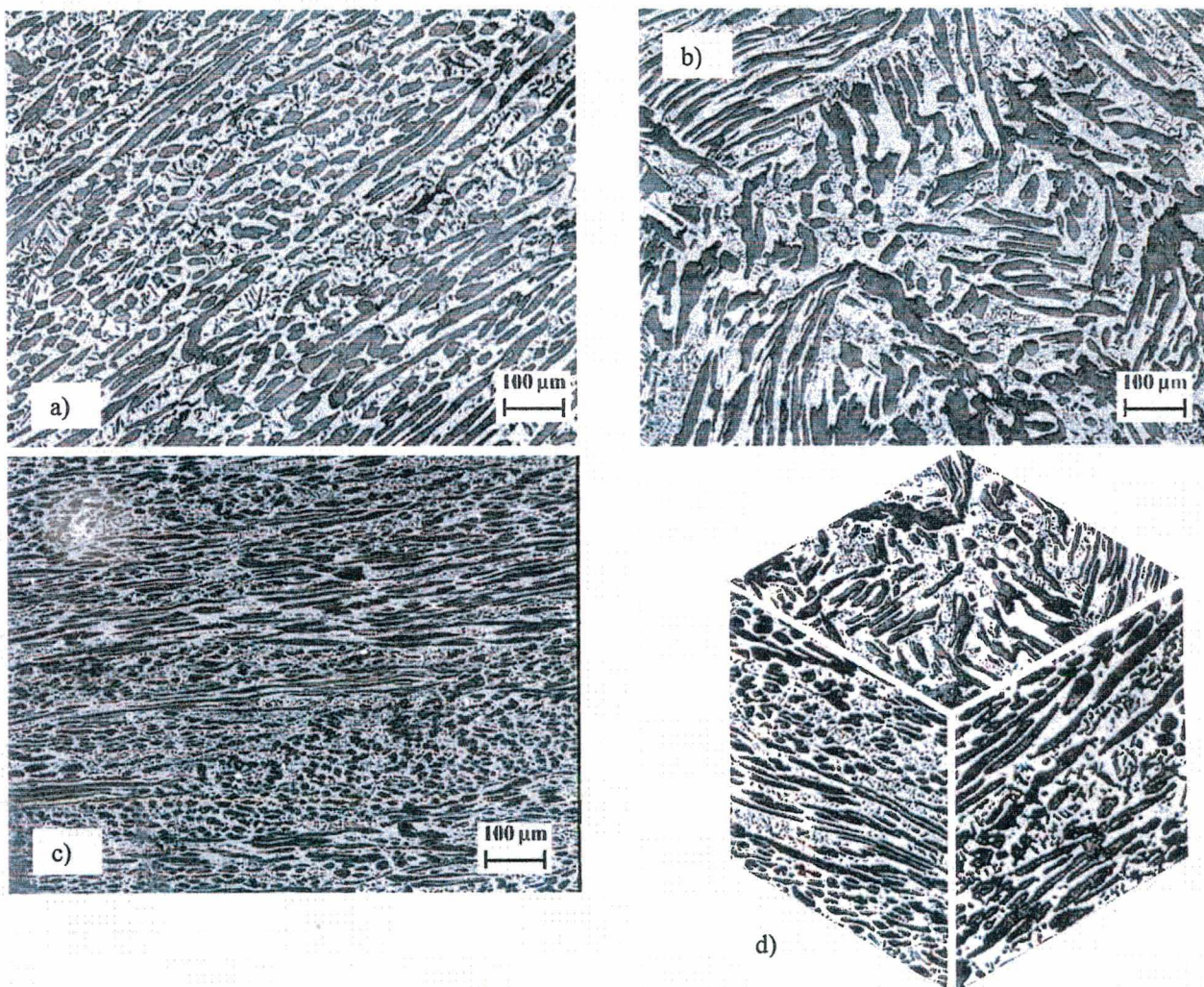


Figura 89 – Microestrutura das três direções da chapa de aço inoxidável duplex UNS S31803. Ferrita = fase clara, austenita = fase escura. (a) e (c) Secção longitudinal. (b) Secção transversal. (d) Perspectiva mostrando as três direções da chapa. Ataque: Beraha.

5.1.5 – Microestrutura - Quantidade de fases

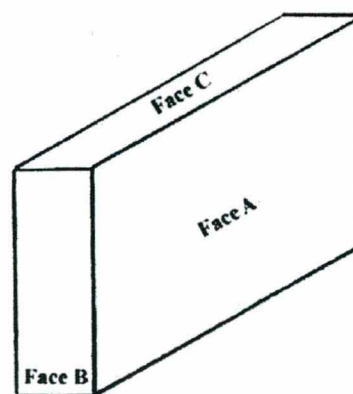
Os resultados da determinação dos teores medidos de ferrita (em volume) estão mostrados na Tabela 15. Os locais onde foram realizadas as medições estão indicados na Figura 90.

Tabela 15 – Teores médios de ferrita no metal de base.

Método	Metalografia Quantitativa		Ferritoscópio		
			MP 30		
Direção	transversal à laminação		A	B	C
Fase	ferrita	austenita	ferrita		
Média	41,2	58,8	39,4	41,2	41,3
Desvio	1,94	1,94	2,4	1,8	0,9
Nº de medidas	80	80	20	10	10

Na metalografia quantitativa os teores de austenita, foram determinados em 80 regiões sendo que cada uma destas regiões consistia de 25 áreas. O teor de ferrita foi determinado subtraindo-se de 100% o teor de austenita. A ampliação utilizada foi de 20x e a precisão relativa estimada de 10%.

Figura 90 – Representação esquemática mostrando os locais de medição de ferrita.



Na literatura pode-se observar que os teores de ferrita encontram-se na faixa de 30 a 50% [9], de 35 a 55% [113] e de 40 a 55% [36]. Comparando-se os valores obtidos utilizando as técnicas de metalografia quantitativa e o ferritoscópio, pode-se deduzir que existe consistência de resultados com os valores de literatura.

5.1.6 – Composição química das fases por microsonda

A análise foi realizada utilizando um espectrômetro de raios-X por energia dispersiva (EDX) acoplada ao microscópio eletrônico digital de varredura. Foram analisados os elementos: Fe, Cr, Ni, Mo, Si e Mn, sendo os valores obtidos para cada uma das fases mostrados na Tabela 16 e Figura 91.

Tabela 16 – Teores dos principais elementos químicos encontrados no metal de base nas fases ferrita e austenita. (média de 15 medições).

Fase	Medições	Elemento (% em peso)					
		Si	Mo	Cr	Mn	Fe	Ni
Ferrita	Média	0,55	4,17	22,98	1,17	66,02	5,1
	Desvio	0,11	0,44	0,45	0,33	0,98	1,81
Austenita	Média	0,58	2,90	20,96	1,96	66,96	7,34
	Desvio	0,06	0,28	0,56	0,42	1,45	1,09
Amostra Duplex UNS S31803	Média	0,42	2,91	21,6	1,49	---	5,27
	Desvio	0,03	0,06	0,87	0,07	---	0,13

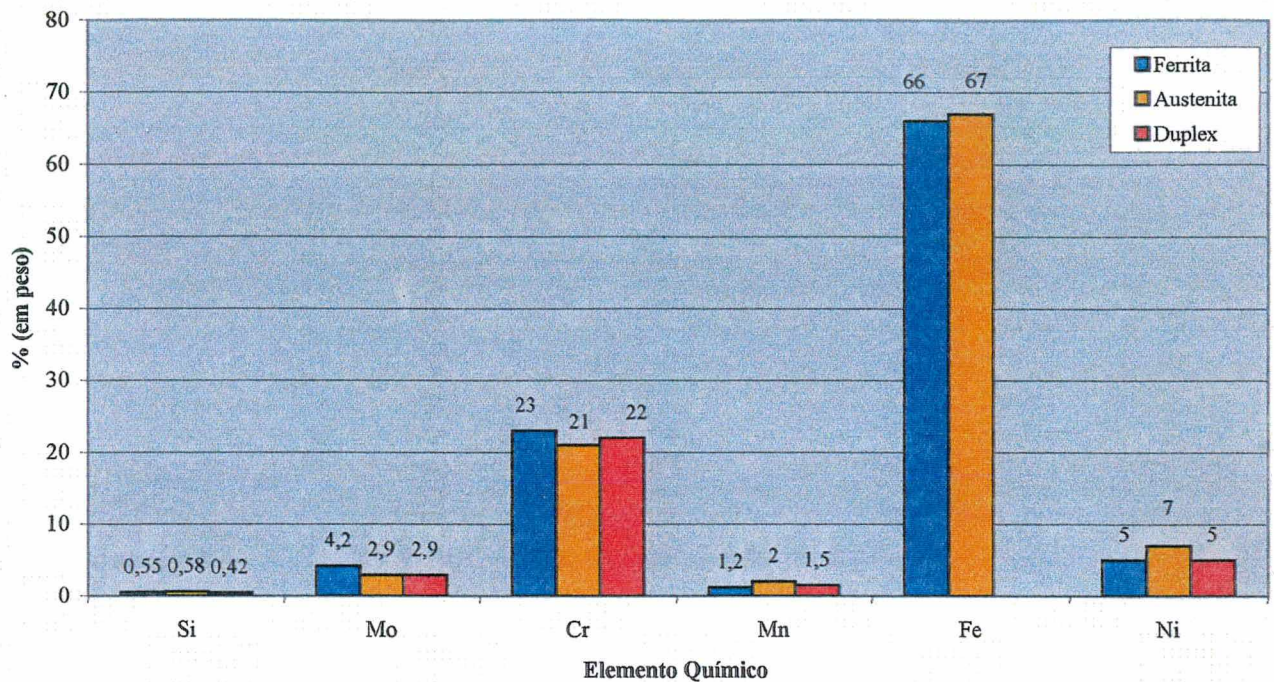


Figura 91 – Comparação entre os teores dos principais elementos químicos encontrados no metal de base e nas fases ferrita e austenita.

Analisando os resultados da tabela anterior, e comparando-os com os teores médios da liga em estudo pode-se notar que, em termos qualitativos:

- Os elementos níquel, manganês e silício se concentram mais na austenita enquanto que o cromo e o molibdênio se concentram mais na ferrita;
- De tais constatações estranha-se a tendência apresentada pelo silício, pois o mesmo é ferritizante e seria esperado que se concentrasse mais na ferrita.

Para melhor avaliar a composição química das fases obtidas por EDX, comparou-se os resultados obtidos para o aço em estudo com valores de literatura, conforme mostrado na Tabela 17. Nesta tabela se pode constatar que, a tendência de partição dos elementos é a mesma que a encontrada na tabela anterior, i.é., o cromo e o molibdênio se concentram mais na ferrita enquanto que o níquel e o manganês se concentram mais na austenita.

Nota-se ambigüidade de resultados quanto à distribuição do silício entre a austenita e a ferrita nas literaturas [14] e [94]. Do exposto, pode-se afirmar apenas que o silício tende a se

distribuir em quantidades iguais entre a ferrita e a austenita.

Tabela 17 – Teores dos elementos químicos encontrados na literatura para as duas principais fases presentes no metal de base (aço inox duplex UNS S31803).

Fase	Referência	Elementos (%)					
		Si	Mo	Cr	Mn	Fe	Ni
Ferrita	[14]	0,248	2,45	24,59	2,06	64,84	5,81
	[42]	---	4,1	23	1,4	---	4,1
	[89]	---	3,56	24,70	---	67,43	4,32
	[94]	0,40 ± 0,02	3,1 ± 0,1	24,0 ± 0,1	0,66 ± 0,08	65,3 ± 0,1	5,3 ± 0,1
	[4]	---	3,61	25,9	1,65	---	4,9
	este trabalho	0,55	4,17	22,80	1,17	66,02	5,1
Austenita	[14]	0,215	2,11	21,36	2,25	65,49	8,74
	[42]	---	2,5	20	1,6	---	6,5
	[89]	---	2,24	21,04	---	69,64	7,08
	[94]	0,44 ± 0,02	2,0 ± 0,1	19,5 ± 0,1	0,59 ± 0,03	68,1 ± 0,5	8,3 ± 0,1
	[4]	---	2,17	21,3	1,91	---	8,50
	este trabalho	0,58	2,90	20,96	1,96	66,96	7,34

Em termos quantitativos as diferenças de concentração, entre as literaturas considerando o mesmo material, de um dado elemento em uma dada fase pode ter origem em dois fatores: o primeiro é a diferença de composição da liga base de cada literatura e o segundo é a eventual interferência do substrato no volume analisado. Isto significa dizer que o volume de material que sofreu excitação provocada pelo feixe de elétrons, que incidiu sobre a fase era maior que a própria fase.

Considerando que este volume é definido na forma de um cilindro, pode-se calcular o

diâmetro do feixe através da seguinte expressão [85]:

$$d_{fe} = 0,231 \left[\frac{V_a^{\frac{3}{2}} - V_{abs}^{\frac{3}{2}}}{\rho} \right]$$

onde: d_{fe} = diâmetro do feixe de elétrons (μm)

V_a = tensão de aceleração dos elétrons (keV)

V_{abs} = degrau de absorção do elemento químico a ser analisado (keV)

ρ = densidade do material (g/cm^3)

Substituindo o valor da densidade do aço inox duplex UNS S31803 que é igual a $7,8 \text{ g/cm}^3$, considerando os valores de degrau de absorção para o Fe, Cr, Ni, Mo, Mn e Si e a tensão de aceleração usada de 20 keV tem-se os diâmetros da base do cilindro conforme mostrado na Tabela 18.

Ao se comparar os valores do diâmetro excitado para cada elemento com a espessura das lamelas das fases presentes no aço inoxidável duplex em estudo, percebe-se que a espessura das lamelas é da mesma ordem de grandeza do diâmetro excitado. Isto indica que pode haver uma interferência na determinação da composição química das fases.

Tabela 18 – Diâmetro da base do cilindro excitado para gerar 99% de raios x em função do elemento para análise química por comprimento de onda.

Elemento	Degrau de absorção [85]	Diâmetro da base do cilindro (μm)
Fe	7,11120 (camada K)	2,09
Cr	5,98880 (camada K)	2,21
Ni	8,33165 (camada K)	1,94
Mo	2,88100 (camada L)	2,50
Mn	6,53760 (camada K)	2,15
Si	1,84000 (camada K)	2,57

5.2 – Propriedades mecânicas do metal de base

A determinação das propriedades mecânicas do metal de base foi realizada para servir como padrão de comparação com a chapa soldada e com a chapa soldada e tratada termicamente, pois se sabe que os processos de soldagem introduzem alterações microestruturais que afetam as propriedades mecânicas do material e o tratamento térmico busca eliminar ou minimizar as alterações nas propriedades do metal de base.

5.2.1 – Ensaio de tração

Os resultados dos ensaios de tração realizados em corpos de prova retirados na direção de laminação e na direção transversal da chapa, ambas na condição de recebimento e os valores obtidos na literatura estão mostrados na Tabela 19 e Figura 92.

Tabela 19 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex UNS S31803, à temperatura ambiente, na direção transversal.

Referência		Tensão de escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
Norma ASTM A 790		450 (min)	620	25
Norma DIN 1.4462		450	680 a 880	30
Avesta 2205 [9]		460 a 480	640 a 660	20 a 25
Sandvik SAF 2205		450 (mín)	680 a 880	25
[93]		410 a 450	680 a 900	25
Este trabalho	longitudinal	572,3	783,3	39,5
	transversal	531,7	768,8	40,6

Constata-se que os valores obtidos estão dentro das normas. Constata-se também que

existe diferença nas propriedades mecânicas, obtidos no ensaio de tração, em função da orientação dos corpos de prova, conforme era esperado.

Analisando-se as microestruturas das secções longitudinal e transversal à direção de laminação, anteriormente apresentadas, é possível verificar uma diferença na disposição das fases gerando anisotropia e conseqüentemente diferença nos resultados encontrados.

Uma outra hipótese para explicar a variação das propriedades mecânicas está relacionada à textura do material, ou melhor, a textura de recozimento. Como se sabe a textura é uma denominação dada a forma de distribuição das orientações dos cristais constituintes dos materiais metálicos [76]. Esta textura normalmente aparece durante as diferentes etapas de processamento dos metais, como: solidificação, deformação plástica e recristalização, que conduzem à formação de orientações preferenciais, onde determinados eixos cristalográficos se posicionam de maneira definida em relação às direções macroscópicas do material. Estas orientações preferenciais conferem propriedades mecânicas diferentes para diferentes direções de retirada dos corpos de prova ocasionando um comportamento anisotrópico [35].

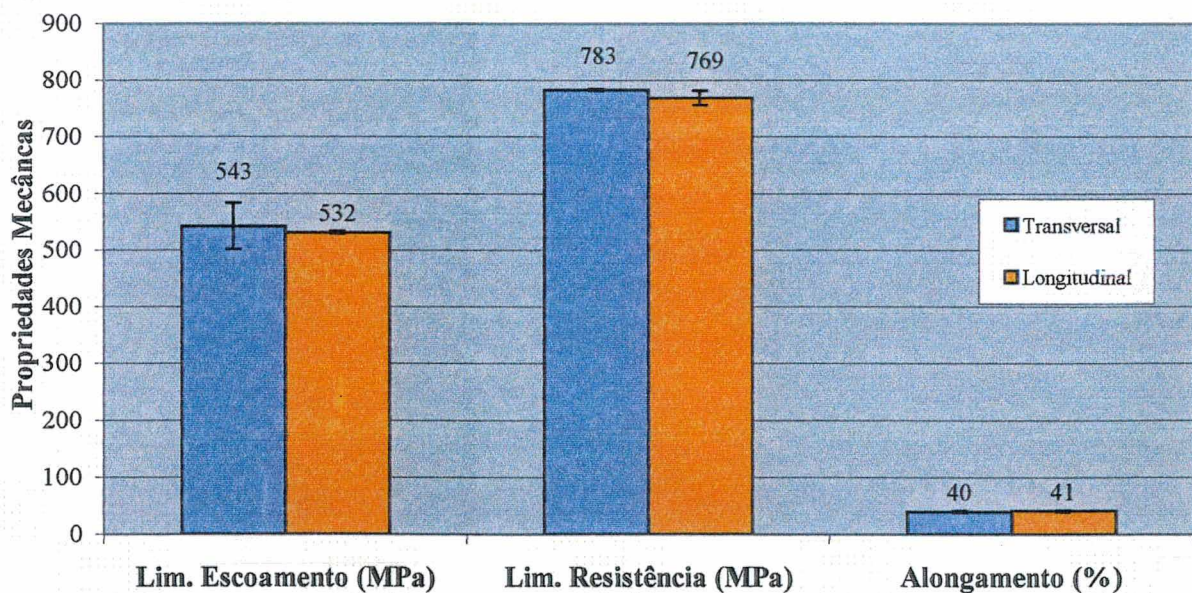


Figura 92 – Propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S31803 para corpos de prova retirados em duas direções da chapa (média de quatro corpos de prova).

No caso do aço inoxidável em estudo pode-se considerar que se encontra totalmente recristalizado após os tratamentos térmicos de solubilização, portanto a textura que este material pode apresentar é a textura de recristalização. Esta textura ocorre comumente nos tratamentos térmicos de recozimento realizados após a deformação plástica do material e se apresenta

diferente da textura original do mesmo, porém com marcantes posições preferenciais dos cristais.

Segundo Grewen e Huber [111] existem três possibilidades de formação de textura de recozimento. Na primeira a textura de deformação é mantida apesar das propriedades mecânicas diminuírem. Na segunda ocorre uma mudança de textura através da recristalização, crescimento de grão e crescimento anormal de grão. E na terceira possibilidade há a formação de uma orientação aleatória com o recozimento.

As texturas de recozimento em chapas de materiais com estrutura cristalina do tipo CFC podem ser [111]:

- Textura do cubo \longrightarrow textura muito forte \longrightarrow (100) [001];
- Textura aproximadamente igual à de deformação \longrightarrow (100) $[1 \bar{1} 2]$;
- Outros tipos de textura \longrightarrow (113) [211];
- Aleatórias.

As chapas laminadas e recozidas de materiais com estrutura cristalina do tipo CCC podem apresentar as seguintes texturas [111]:

- (001) $[\bar{1} \bar{1} 0]$ \longrightarrow textura mais forte = direção [110] dos grãos praticamente paralela à direção de laminação;
- (111) $[2 1 1]$;
- (112) $[\bar{1} \bar{1} 0]$ = textura fraca.

Utilizando os resultados obtidos no trabalho realizado por Hutchinson et al. [42] com um aço inoxidável duplex da mesma classificação do duplex utilizado neste trabalho, observou-se:

- a) 50% de (100) [011] na ferrita;
- b) 25% de (100) $[1 \bar{1} \bar{2}]$ na austenita e
- c) 25% de (110) $[1 1 2]$ na austenita.

Todas as texturas do aço duplex são próximas das de laminação, sendo que a textura da ferrita é mais forte e a da austenita são mais fracas que a do cubo. Isto significa que a textura após o tratamento térmico de recozimento da ferrita é a principal responsável pela anisotropia das propriedades mecânicas do metal de base.

As propriedades mecânicas do aço inox duplex são influenciadas pela espessura da chapa, tornando-se mais anisotrópicas quanto menor a espessura da mesma, conforme mostra a Figura 93. A anisotropia e conseqüentemente a resistência são decorrentes do refinamento da estrutura, sendo esta alongada no sentido paralelo ao eixo principal de deformação.

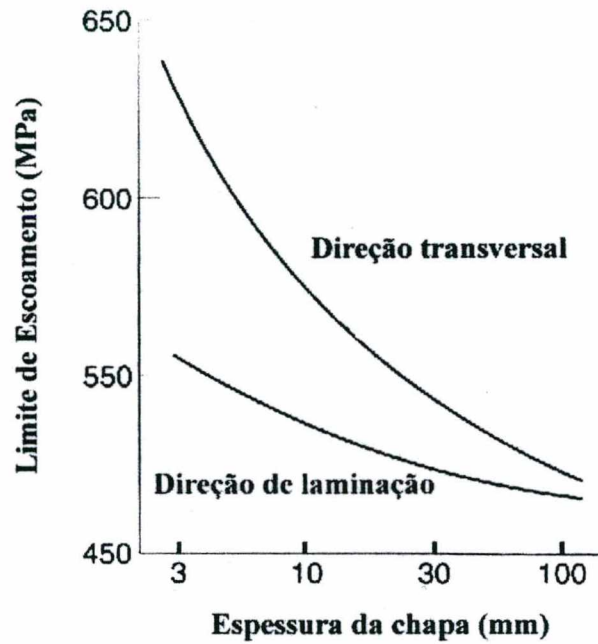


Figura 93 – Representação do limite de escoamento em duas direções, em função da espessura da chapa [36].

5.2.2 – Ensaio de impacto

Os resultados dos ensaios de impacto em diferentes direções da chapa e posições do entalhe são mostrados na Figura 94.

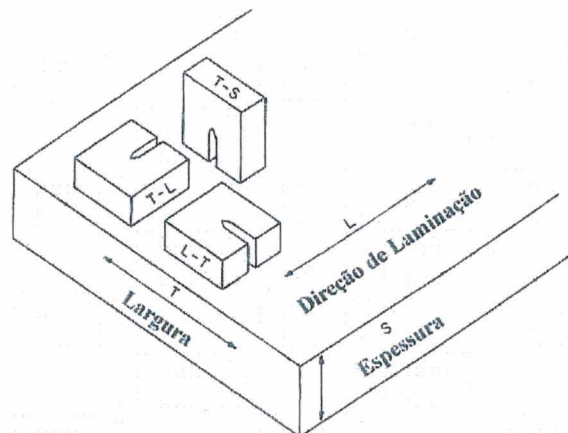
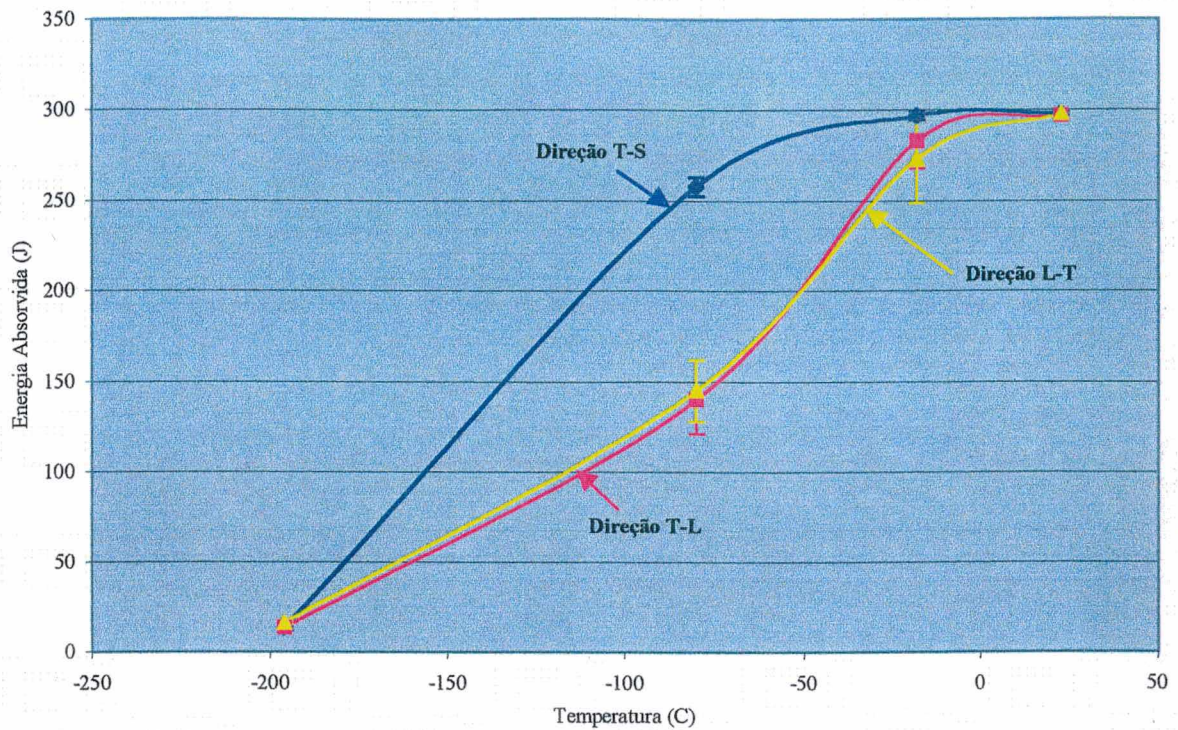


Figura 94 – Resultados dos ensaios de impacto para diferentes temperaturas em duas direções da chapa de aço inoxidável duplex UNS S31803.

Observando os resultados de ensaios Charpy nota-se que os corpos de prova com orientação (T-S) apresentam valores superiores aos com orientação (T-L) e (L-T). As superfícies de fratura são apresentadas nas Figura 95 e Figura 96.

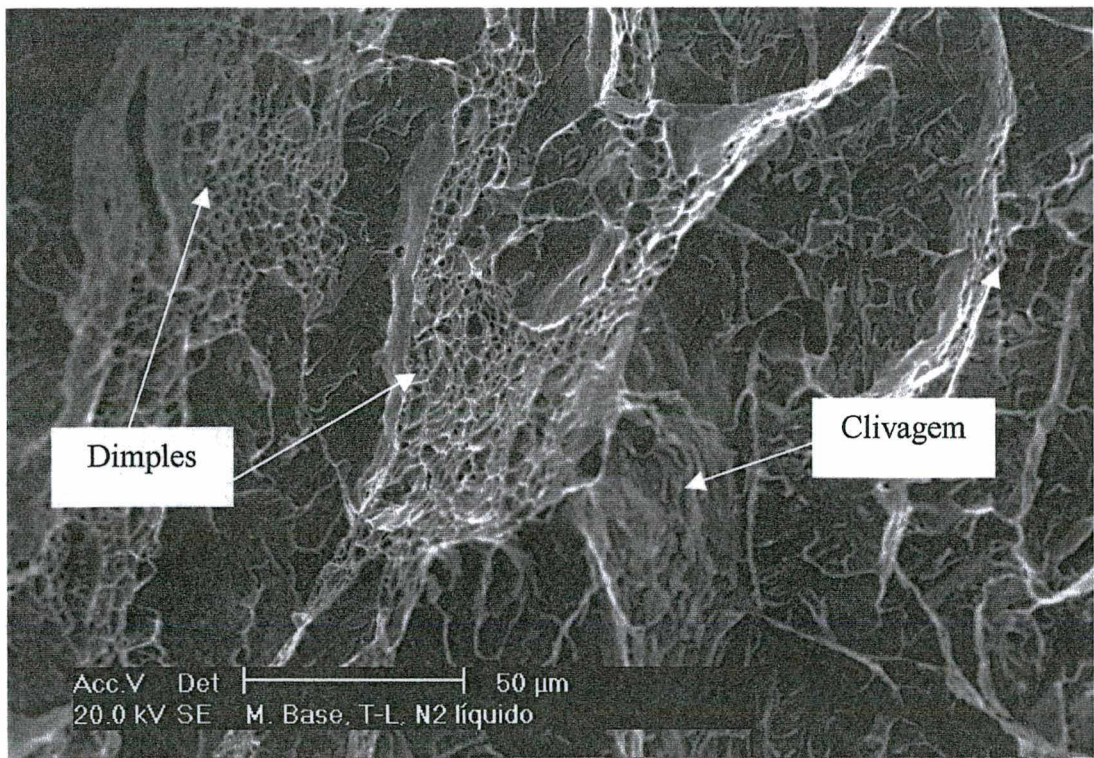
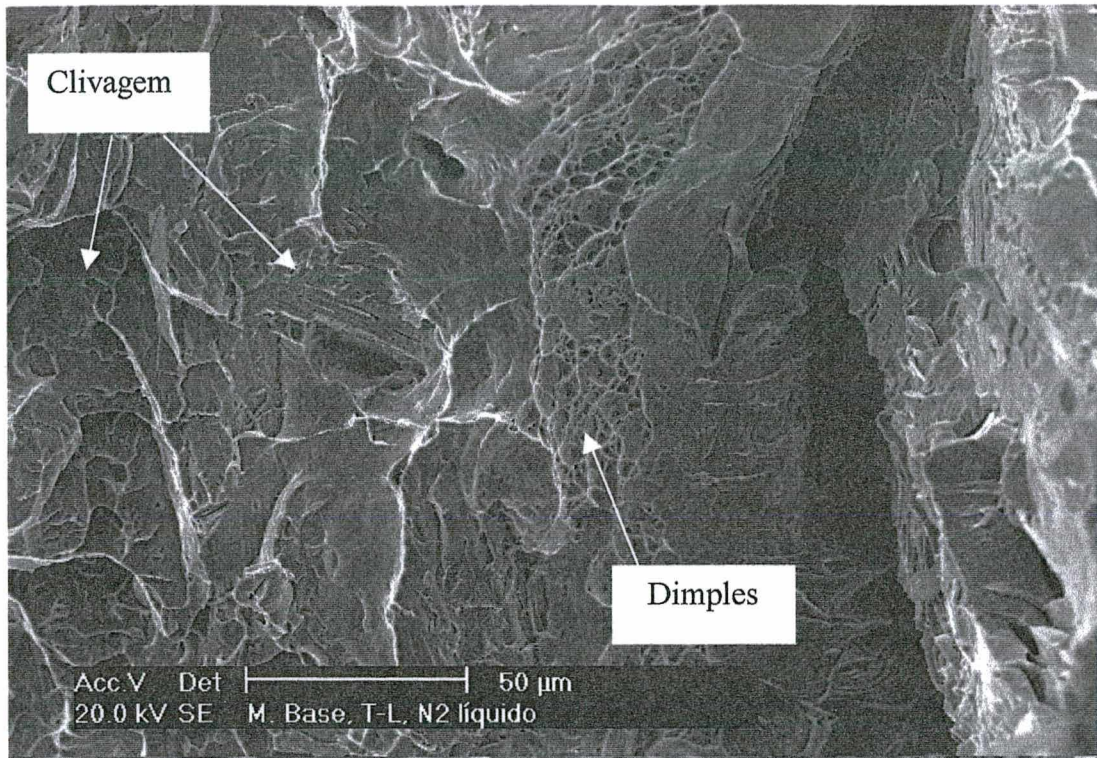


Figura 95 – Fractografias da superfície do corpo de prova Charpy para o metal de base na temperatura de -196°C . Orientação (T-L). Microscópio eletrônico de varredura.

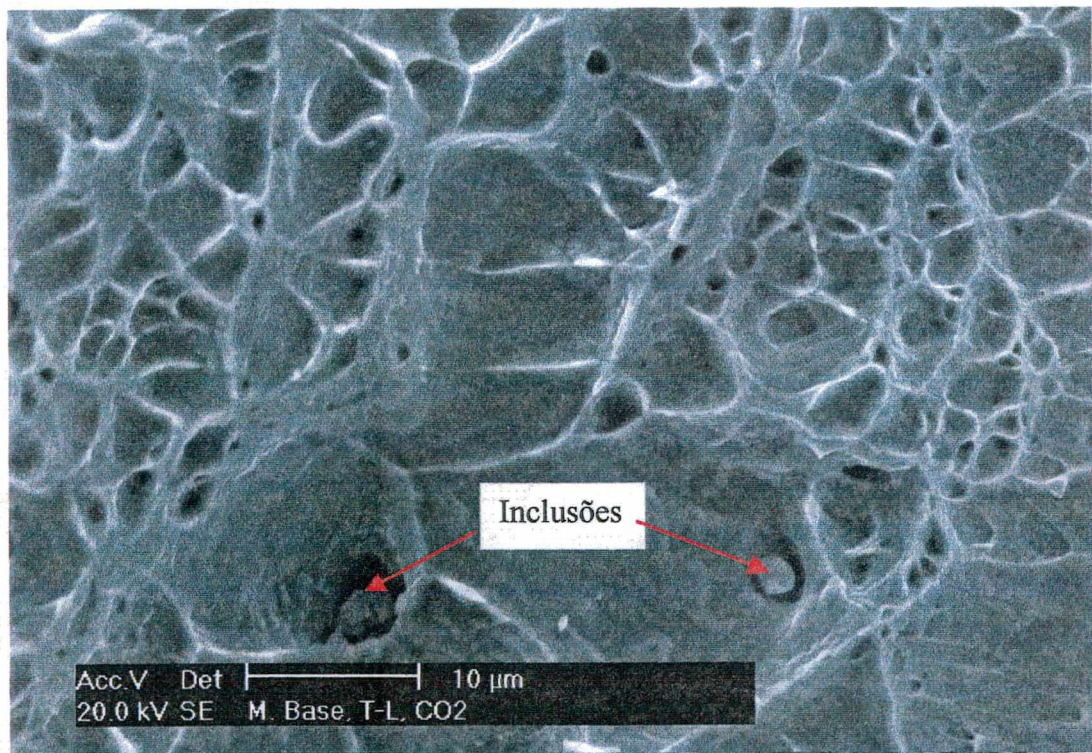
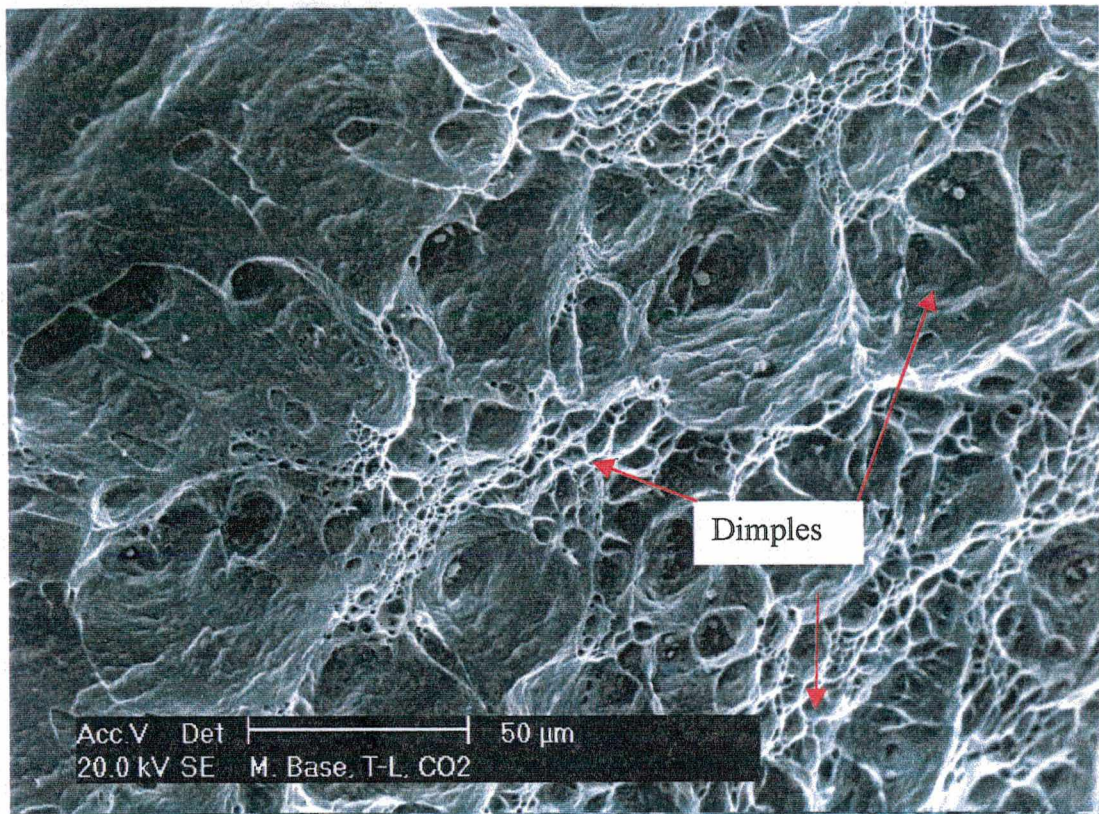


Figura 96 - Fractografias da superfície do corpo de prova Charpy para o metal de base na temperatura de -80°C . Orientação (T-L). Microscópio eletrônico de varredura

As fractografias mostradas na Figura 95 e Figura 96 mostram algumas regiões dos corpos de prova do metal de base obtidas nos ensaios de impacto às temperaturas de -196°C e -80°C . Na Figura 95 pode-se observar dois mecanismos de fratura: clivagem e *dimples*. Esta distribuição é um indicio de que uma das fases presentes começou a se deformar primeiro. Como a ferrita apresenta uma resistência menor, e os tamanhos de grãos de austenita são maiores e é ela que sofre o processo de clivagem. Nota-se também que a clivagem da ferrita é rodeada por micro cavidades da austenita, presentes nos contornos de grão da ferrita. Na Figura 96, observa-se a fratura do metal de base onde se nota a presença de diferentes tamanhos de *dimples*, e pequenas inclusões que servem como locais de nucleação de vazios.

Na Tabela 20 estão mostrados os valores de literatura para os ensaios de impacto em diferentes temperaturas.

Tabela 20 – Valores de resistência ao impacto (J) para aços inoxidáveis duplex UNS S31803, no estado solubilizado, em diversas temperaturas e direções.

Referência	Energia (J)									
	Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)									
	-196	-100	-80	-60	-50	-40	-20	0	+25	+50
[26] (dir. LT)	---	192	300	325	---	350	350	345	---	---
[25] (dir. TL)	---	150	200	260	---	310	325	350	---	---
[30] (dir. LT)		104	117	150	---	240	333	398	456	---
[29] (dir. TL)	---	85	88	105	---	150	215	287	352	---
[102]	---	55	---	---	163	---	---	234	---	---
[113]	---	75	90	115	135	165	250	295	300	300
Este trabalho (dir. TS)	15	---	258	---	---	---	297	---	300	---
Este trabalho (dir. LTe TL)	15	---	145	---	---	---	280	---	300	---

Considerando os valores encontrados na literatura pode-se observar que a resistência ao impacto é maior na direção L-T onde a fratura se propaga na transversal à direção de laminação. Na direção T-L a trinca se propaga na mesma direção de laminação. Solomon e Devine [93] também encontraram diferenças similares e atribuíram a estas o fator da anisotropia microestrutural do aço inoxidável duplex. No presente trabalho as diferenças significativas foram observadas entre as direções (T-L e L-T) e T-S, onde realmente a diferença na propagação da trinca é acentuada. A direção T-S é a que apresenta maior tenacidade do material.

5.2.3 – Ensaio de dureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers com carga de 10 kgf. com a chapa na condição de recebimento tendo como objetivo verificar se há alguma variação significativa de dureza decorrente do processo de laminação. Neste ensaio determinou-se o perfil de dureza ao longo da espessura da chapa. Os resultados estão mostrados na Figura 97.

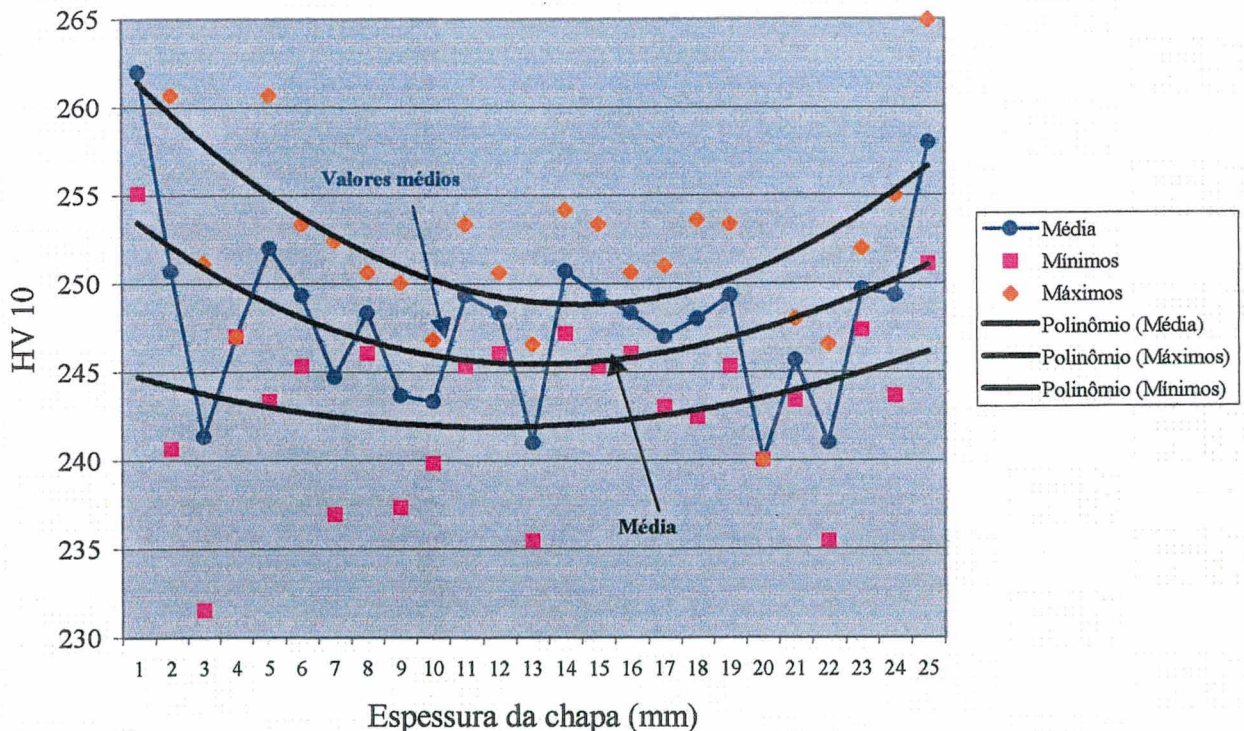


Figura 97 – Variação de dureza Vickers HV10 ao longo da espessura da chapa na condição como-recebida.

Nota-se que nas extremidades da espessura da chapa há um aumento de dureza. Este comportamento pode ser explicado considerando dois aspectos. Primeiro se considerarmos que o centro da chapa retém calor por um tempo maior que a superfície da mesma o que resulta em tamanhos de grão menores e também se considerarmos que a chapa foi submetida a processo de deformação a frio (passe de acabamento) que objetiva garantir as tolerâncias dimensionais do material.

5.3– Caracterização microestrutural de amostra soldada resultante do simples depósito

5.3.1 - Macroestrutura do simples depósito com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm.

Nesta macrografia, mostrada na Figura 98, pode-se observar três regiões distintas: a região 1 mostra o cordão de solda depositado sobre a chapa de duplex; a região 2 a zona termicamente afetada pelos ciclos térmicos de soldagem, onde ocorreu alterações microestruturais, e na região 3 o metal de base.

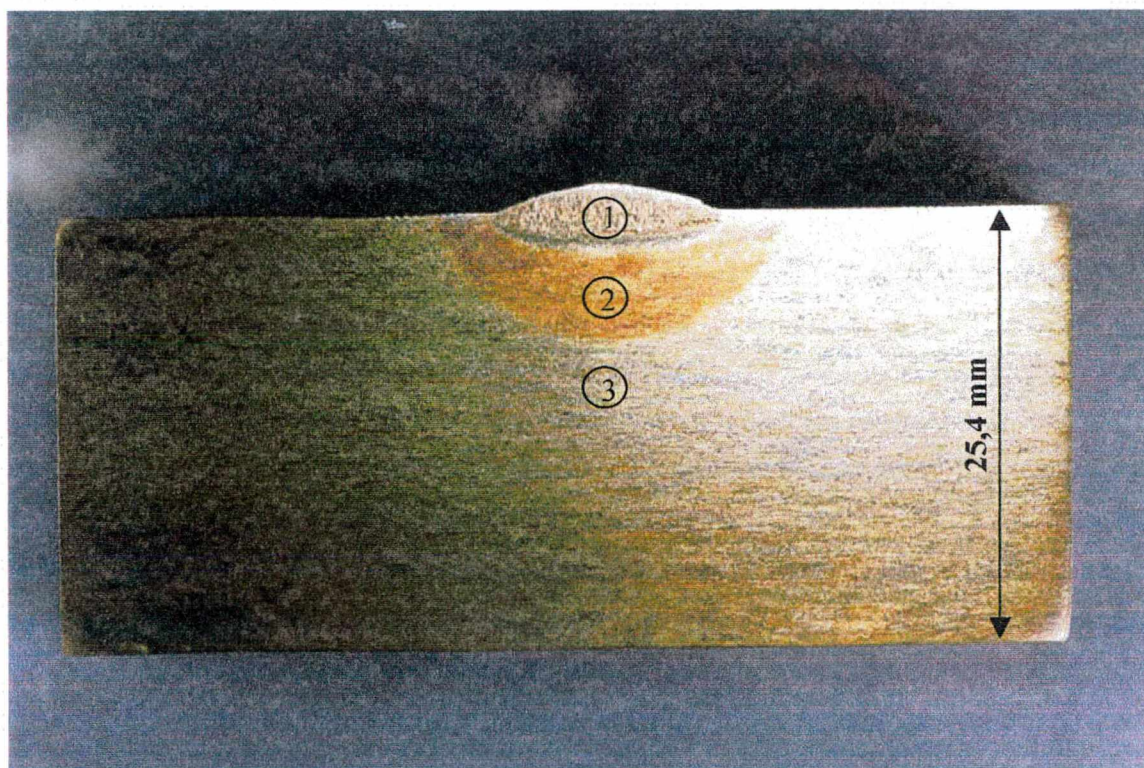


Figura 98 - Macrografia da amostra com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm. Ataque: ácido oxálico 10%.

5.3.2 - Microestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm.

A alteração de microestrutura do metal de base após a deposição do cordão de solda pode ser observada em detalhes na Figura 99, Figura 100 e Figura 102.

Na Figura 99 observam-se três regiões distintas. A primeira é a zona fundida (a) onde ocorre um crescimento epitaxial de grãos do metal de solda. Na zona de ligação (ZL) (b), o crescimento de grão da ferrita é aparente e ocorre a formação de austenita no seu interior. Um destaque desta região pode ser observados nas Figura 100 e Figura 101.

Na zona termicamente afetada (c) pode-se notar a presença de nitretos de cromo no interior dos grãos de ferrita, provavelmente formados durante o resfriamento. A presença destes nitretos pode ser explicada considerando que para uma chapa espessa a velocidade de resfriamento é elevada. Isto reduz significativamente a formação da austenita o que resulta numa matriz supersaturada de nitrogênio. Muito embora o nitrogênio tenha alta difusividade ele é pouco solúvel na ferrita. Estes nitretos ricos em cromo que se apresentam de forma intragranular na ferrita, Figura 102, podem ser gerados pelas altas taxas de resfriamento ou devido a passes subseqüentes numa solda multipasses. A precipitação destes nitretos gera redução do teor de cromo podendo gerar corrosão generalizada [31].

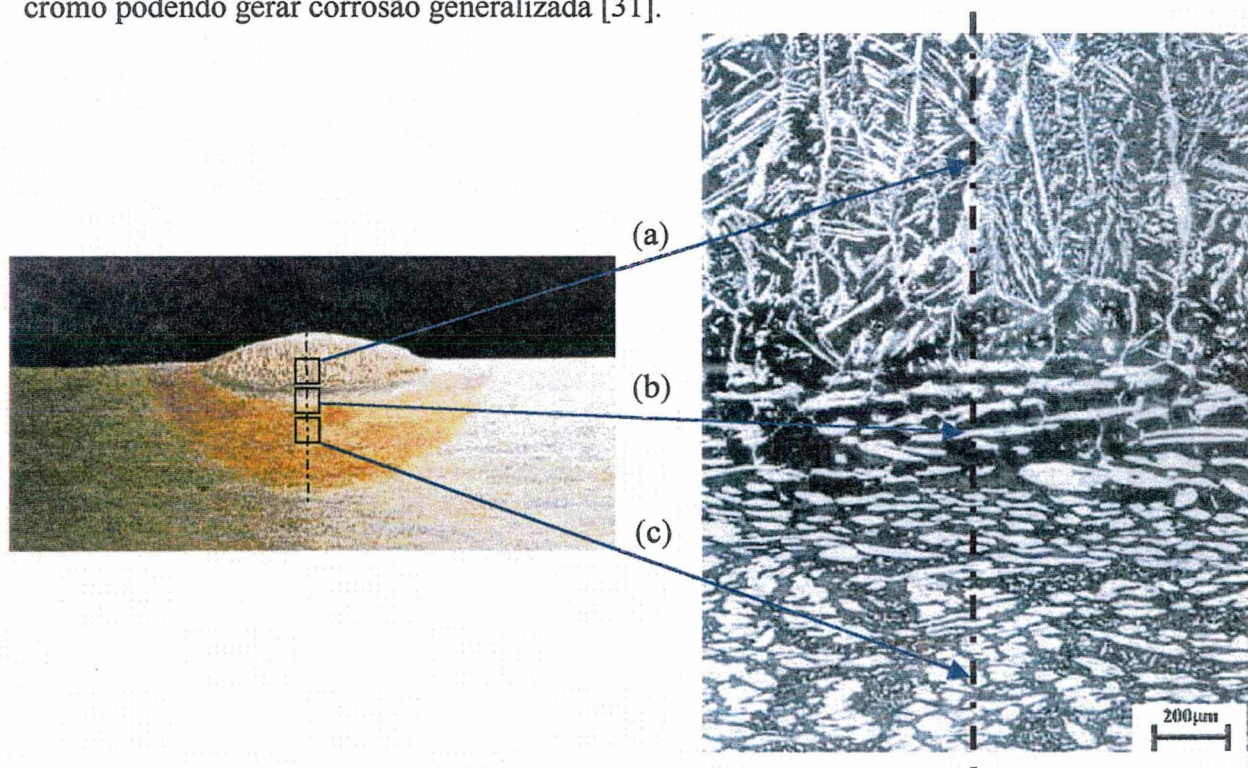


Figura 99 – Correlação entre macrografia do cordão depositado e micrografias do metal de solda, ZTA com grãos grosseiros e ZTA com grãos mais finos. Ataque: Beraha. Aporte térmico igual a 0,944 kJ/mm.

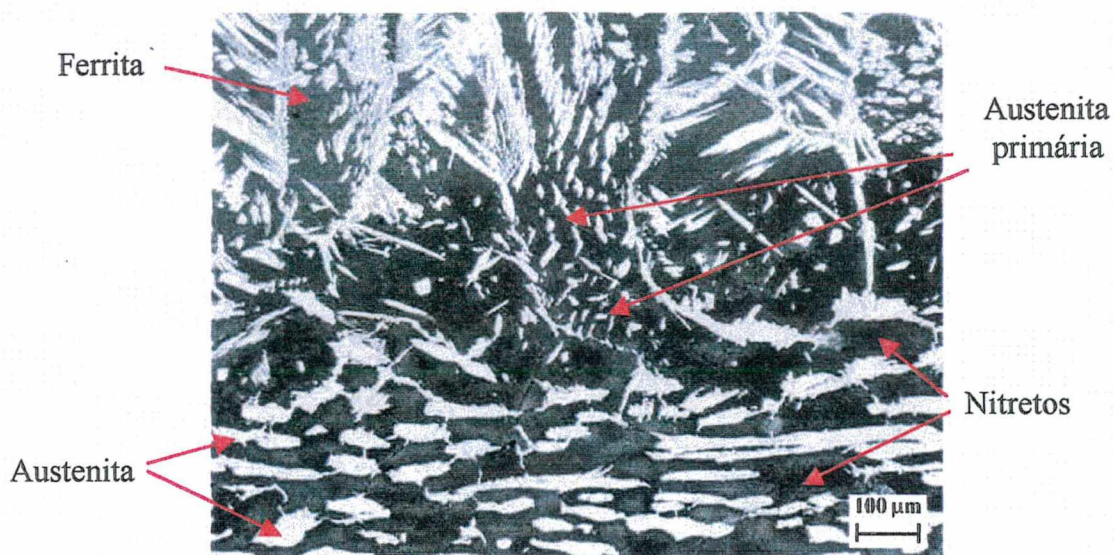


Figura 100 – Micrografia mostrando as diferentes regiões do cordão de solda. Ataque: Beraha.

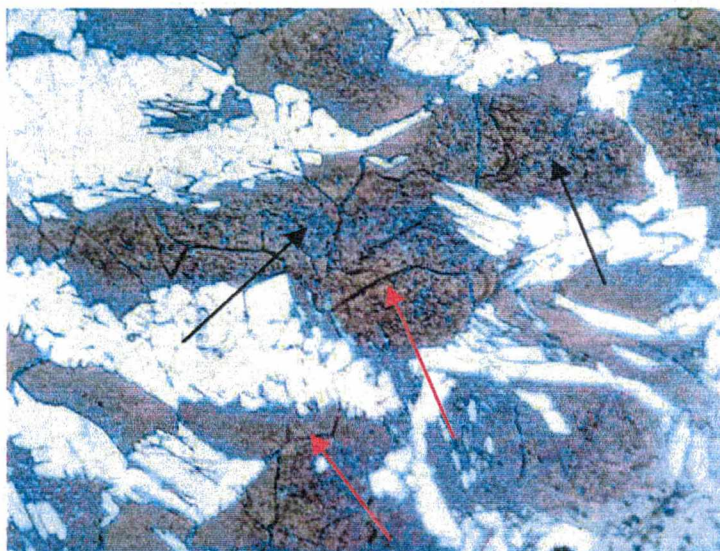


Figura 101 – Detalhe mostrando a região da zona de ligação com nitretos (setas pretas) e subgrãos de ferrita (setas vermelhas). Ataque: Beraha. Aumento: 1000x.

Através de análises realizadas utilizando a microsonda do microscópio eletrônico de varredura, Figura 102, observa-se que estas partículas precipitadas são ricas em cromo e outros elementos apresentam-se em quantidades pouco significativas. Isto sugere que estas sejam nitretos de cromo [69]. A probabilidade de serem carbonetos é pequena uma vez que a formação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ ocorre principalmente em ligas com alto teor de carbono além de outros elementos de liga como Mn, Mo e Cu [95].

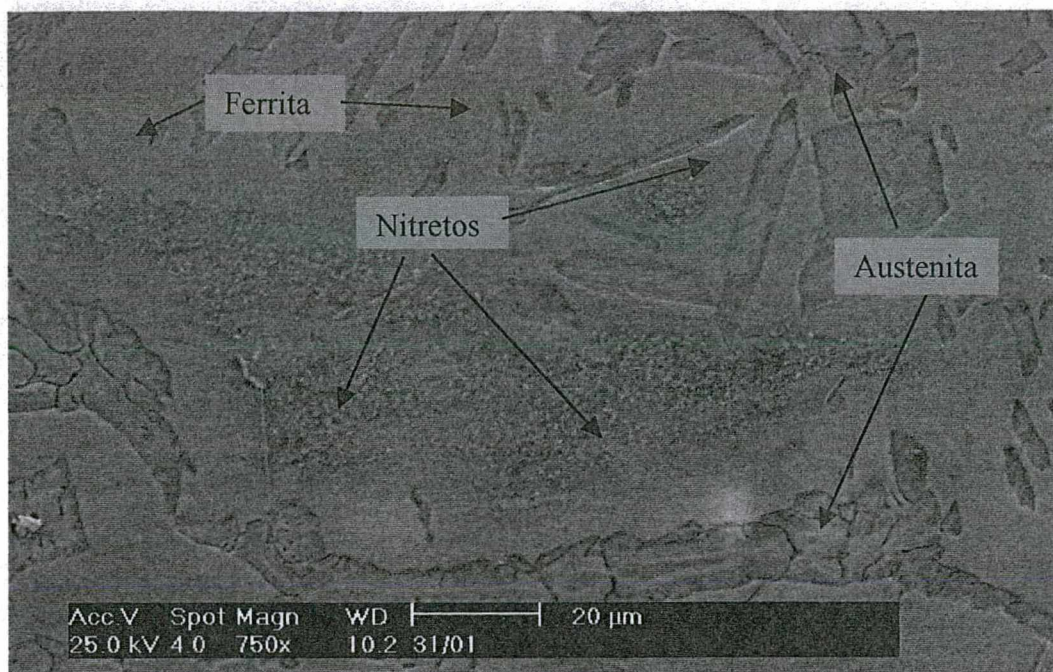


Figura 102 – Micrografia da zona de ligação/ZTA mostrando a precipitação intragranular de nitretos de cromo na ferrita. Microscópio eletrônico de varredura. Ampliação: 750x.

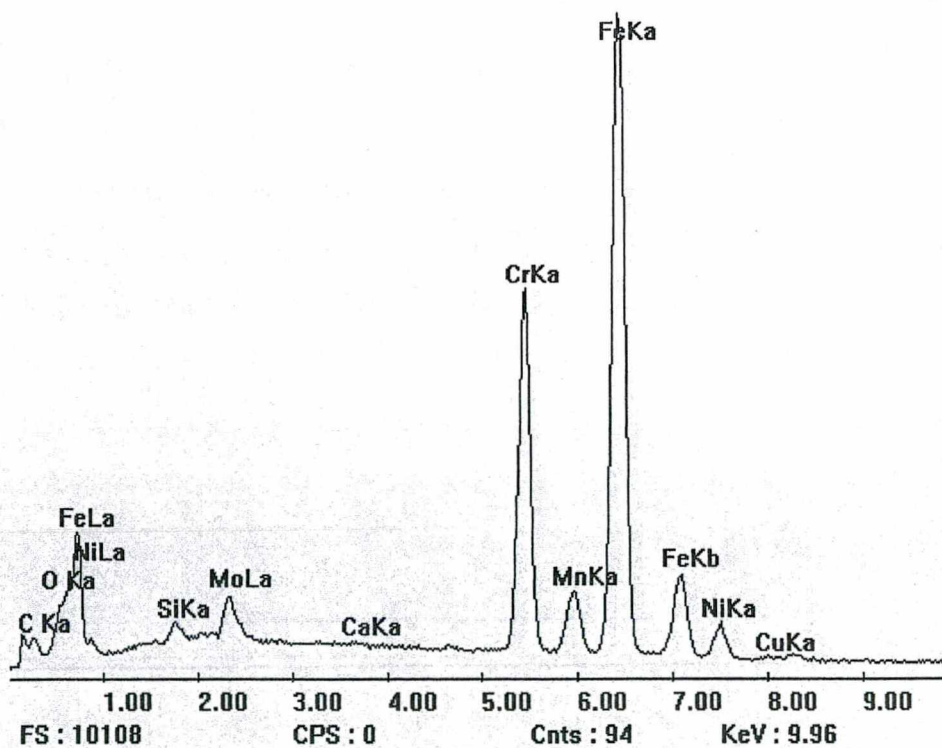


Figura 103 – Espectro de emissão de raios x para os nitretos de cromo presentes na zona de ligação.

5.3.3 - Perfil de dureza.

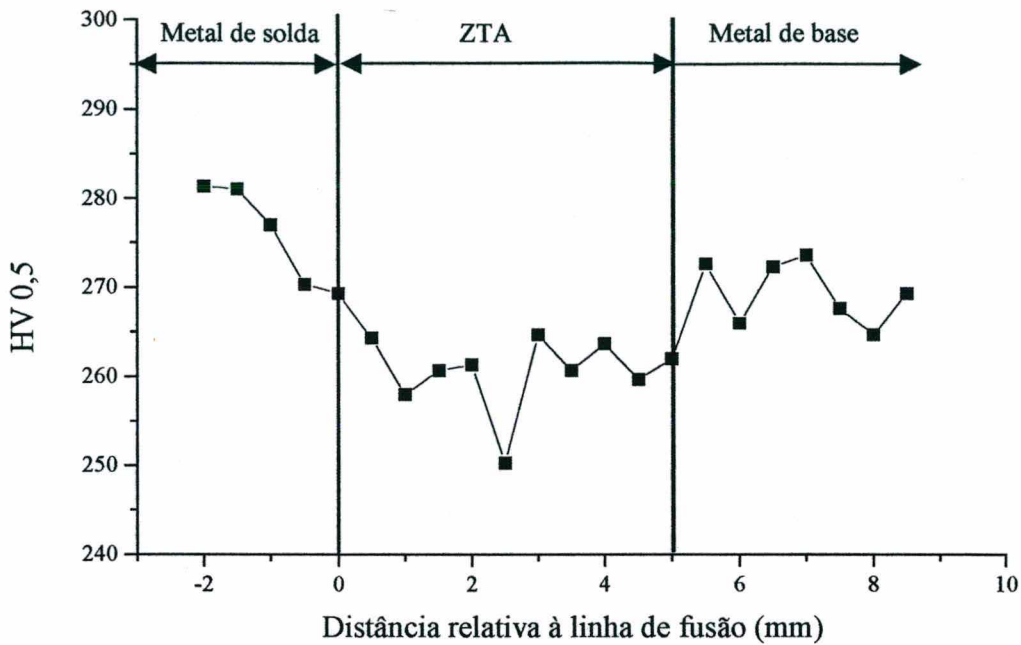


Figura 104 – Variação da microdureza Vickers em função da distância a partir da linha de fusão.

O perfil de dureza encontrado na Figura 104, mostra variação nos valores de dureza nas diferentes regiões estudadas. No metal de solda a quantidade de austenita presente é maior que na zona termicamente afetada e no metal de base, pois durante a solidificação do cordão de solda, há maior formação de austenita secundária. 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 105, que a austenita é a fase mais dura.

5.3.4 - Dimensões das poças de fusão.

As dimensões características da poça de fusão e da zona termicamente afetada, mostradas na Figura 106, foram determinadas utilizando-se os recursos disponíveis do analisador de imagens. Os resultados obtidos estão mostrados na Tabela 21.

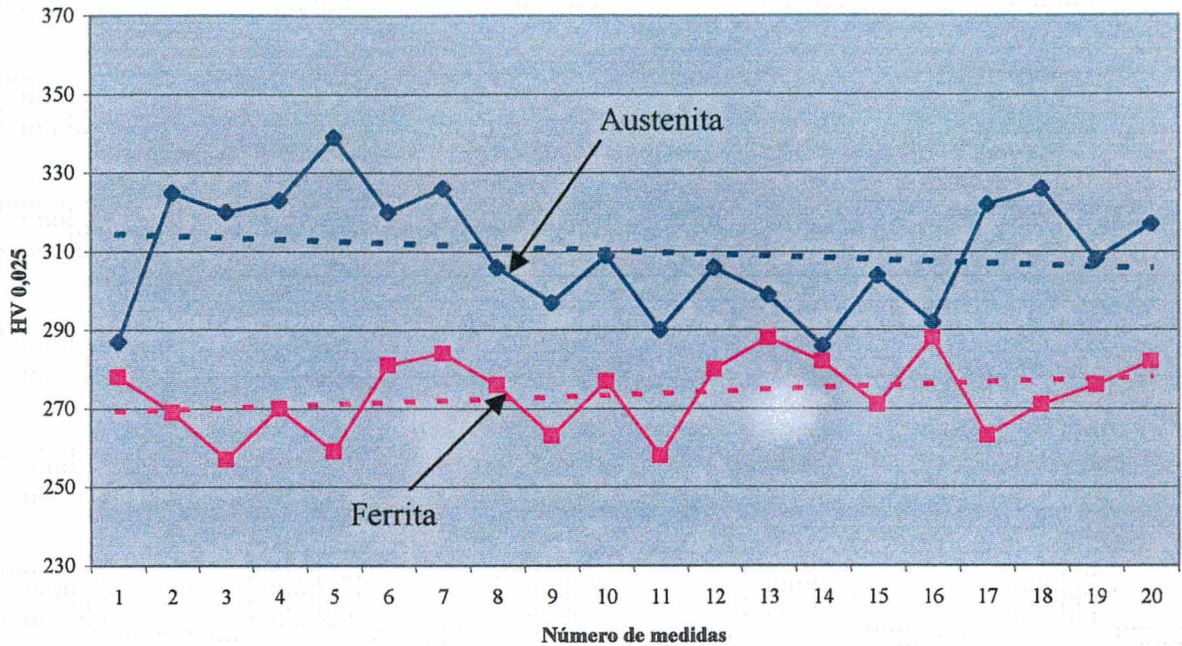


Figura 105 – Comparação entre os valores de microdureza entre as fases ferrita e austenita.

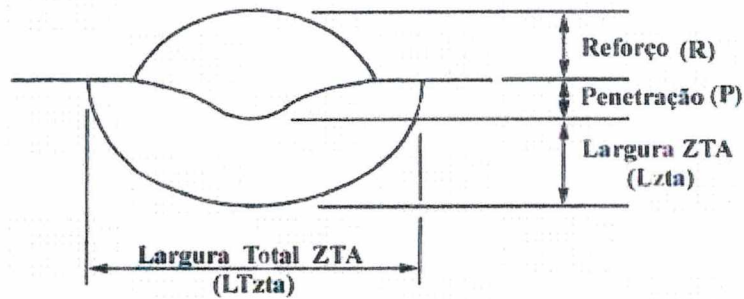


Figura 106 – Representação das dimensões características do cordão de solda e da ZTA.

Tabela 21 – Dimensões das poças de fusão para o simples depósito ($h_o=0,994$ kJ/mm).

Reforço (mm)	Penetração (mm)	ZTA (mm)		
		Profundidade (P_{ZTA})	Largura (L_{ZTA})	Largura total (LT_{ZTA})
2,0	1,3	7,6	13	20

5.3.5 - Cálculo da eficiência térmica do processo de soldagem

A eficiência térmica do processo de soldagem é um parâmetro que mede a quantidade de calor efetivamente introduzida durante a soldagem. A eficiência térmica do processo calculada através do método da temperatura máxima se baseia nos estudos do fluxo de calor na chapa soldada. Estes estudos foram iniciados por Rosenthal em 1940 e posteriormente por Adams [78]. Os resultados encontrados são mostrados a seguir.

$$\frac{1}{Tr - To} = \frac{1,36 \cdot \rho \cdot Cp \cdot \pi \cdot r^2}{\left(\frac{q}{Vs}\right)}$$

Substituindo os respectivos valores das propriedades para o aço UNS S31803 apresentados abaixo, obtém-se o seguinte resultado:

- ✓ Tr = temperatura de pico alcançada no sólido a uma distância “r” (Tr = 1151 K)
- ✓ To = temperatura de pré-aquecimento (To = 323 K)
- ✓ ρ = densidade do material (ρ = 7,8 x 10⁻³ g/mm³)
- ✓ Cp = calor específico do material (Cp = 748,4 x 10⁻³ J/gK valor interpolado)
- ✓ r = distância a partir do centro do cordão de solda ao ponto que alcança a temperatura Tr (r = 5,2 mm)
- ✓ q = aporte térmico (q = 5400 W)
- ✓ Vs = velocidade de soldagem (Vs = 5 mm/s)

$$\frac{1}{1151 - 323} = \frac{1,36 \times 7,8 \times 10^{-3} \times 748,4 \times 10^{-3} \times \pi \cdot (5,2)^2}{\frac{140 \times 35,5 \times \eta}{5}}$$

$$\frac{1}{878} = \frac{0,6744}{994 \times \eta}$$

$$\eta = \frac{0,6744 \times 878}{994} = 0,5957$$

ou seja: η ≈ 60%

O resultado obtido no cálculo da eficiência térmica de soldagem está abaixo dos valores encontrados na literatura. Algumas das possíveis causas desta diferença são:

- ✓ Utilização de hipóteses simplificadoras;
- ✓ Determinação de parâmetros por interpolação;
- ✓ Determinação da temperatura de pico através da utilização de termopares;
- ✓ Tipo de fonte de calor (pontual);
- ✓ Não consideração de perdas de calor pela superfície da chapa;
- ✓ Não utilização de equipamentos específicos, como por exemplo, calorímetros.

Esta última causa parece ter a maior influência sobre a diferença encontrada entre os modelos térmicos determinados a partir de comparação de temperaturas ou medições de temperatura próximas à zona de fusão [32]

O segundo método de análise de eficiência do processo de soldagem utilizado foi proposto por Santos, Niño e Buschinelli [91]. O resultado desta nova análise é mostrado na Figura 107. Os dados utilizados no cálculo do campo de temperatura foram os seguintes:

- ✓ temperatura inicial: $T_0 = 50 \text{ }^\circ\text{C}$
- ✓ eficiência térmica de soldagem (eficiência de arco): $\eta = 0,80$
- ✓ fator de distribuição do fluxo de calor: $\sigma = 7,9 \text{ mm}$
- ✓ corrente de soldagem: $I = 140 \text{ A}$
- ✓ tensão de soldagem: $V = 35,5 \text{ V}$
- ✓ velocidade de soldagem $v_s = 5 \text{ mm/s}$
- ✓ aporte térmico: $0,994 \text{ kJ/mm}$
- ✓ espessura da chapa: $H = 25,4 \text{ mm}$
- ✓ condutividade térmica: $k = 18 \text{ W/(m.K)}$
- ✓ difusividade térmica: $\alpha = 4,12 \times 10^{-3} \text{ m}^2/\text{s}$
- ✓ coeficiente de transferência de calor pela superfície superior: $h_{s1} = 50 \text{ W/(m}^2.\text{K)}$
- ✓ coeficiente de transferência de calor pela superfície inferior: $h_{s2} = 18 \text{ W/(m}^2.\text{K)}$

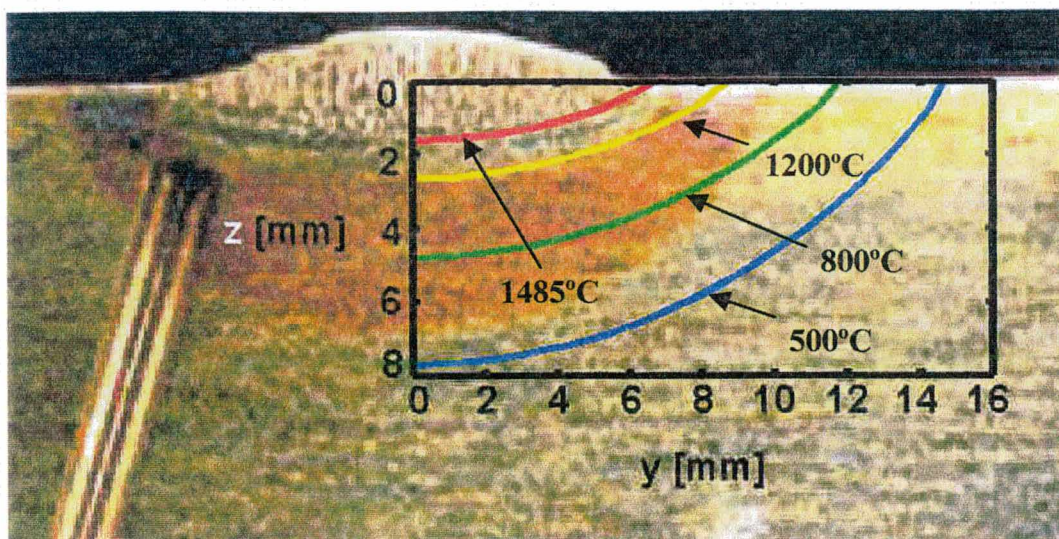


Figura 107 – Seção transversal da solda mostrando a variação das temperaturas de pico.

Pode-se observar que a determinação desta eficiência térmica é uma tarefa bastante complexa mesmo utilizando para o cálculo uma fonte de calor distribuída. Os resultados obtidos na previsão teórica do campo de temperaturas máximas, mostram-se de difícil ajuste aos valores obtidos experimentalmente. Portanto pode-se concluir que para a previsão da maioria das características de soldagem deve-se utilizar métodos mais apurados que considerem aquecimento distribuído, calor de fusão, variação das propriedades térmicas e convecção.

5.4– Influência do aporte térmico considerando simples depósito.

O objetivo da análise da influência do aporte térmico considerando simples depósito é conhecer o efeito de diferentes ciclos térmicos na estrutura de solidificação dos cordões, principalmente sobre as fases ferrita e austenita.

5.4.1 - Macroestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm.

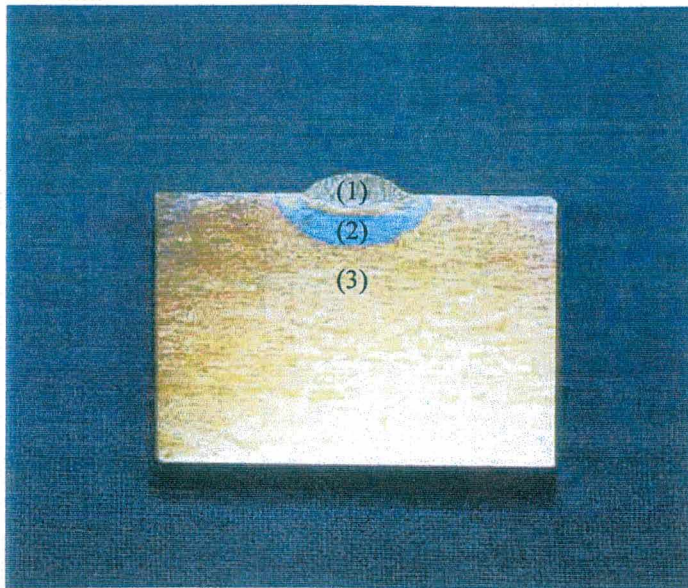


Figura 108 - Macrografia da amostra com aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm. Ataque: ácido oxálico 10%.

Da mesma forma que na macrografia da amostra com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm pode-se observar na Figura 108 três regiões distintas: a região 1 é o cordão de solda depositado sobre a chapa de duplex; a região 2 é a zona termicamente afetada onde podem ocorrer alterações microestruturais e a região 3 é o metal de base.

5.4.2 - Microestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm.

A alteração de microestrutura do metal de base após a deposição do cordão de solda pode ser observada em detalhes na Figura 109.

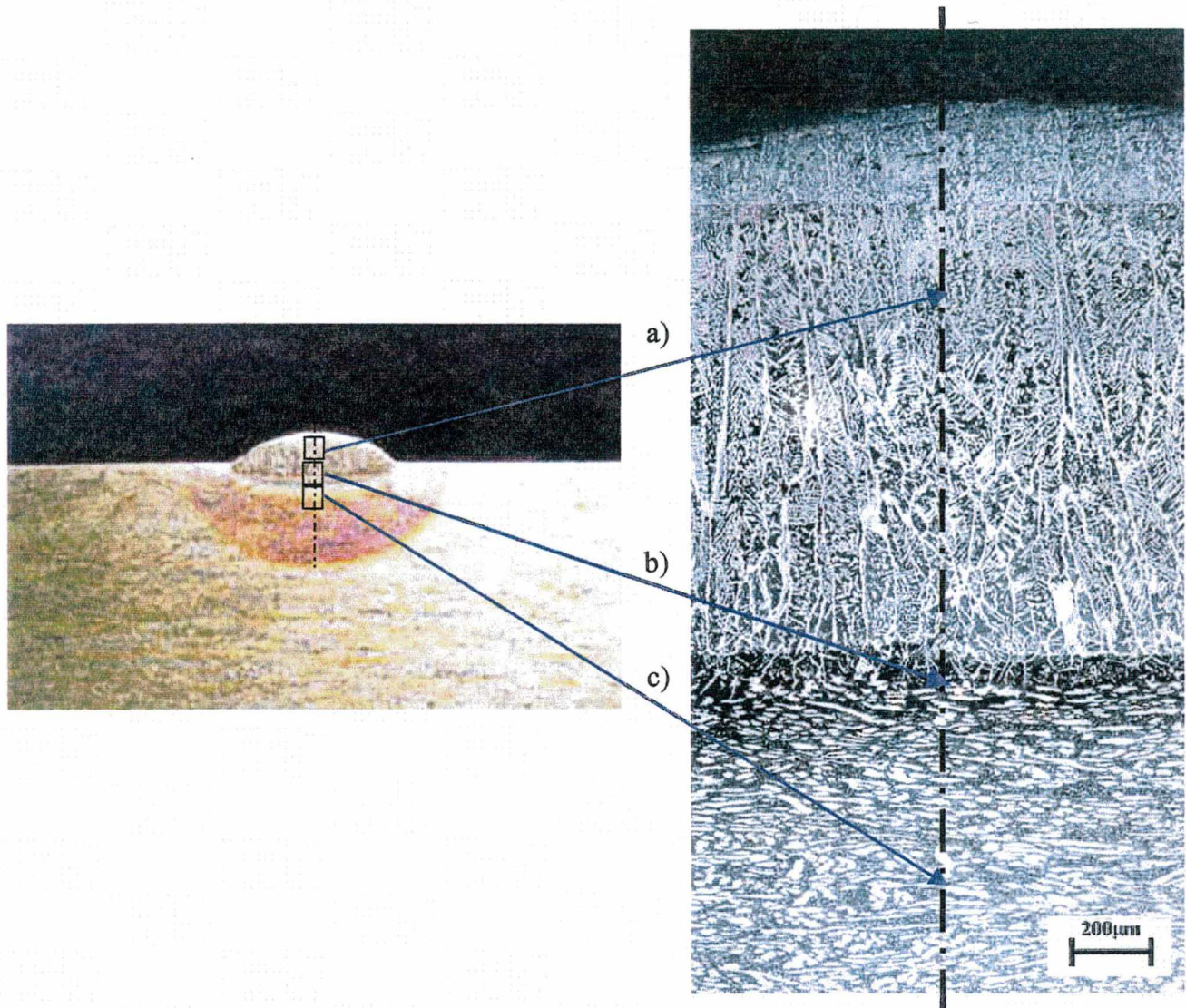


Figura 109 – Correlação entre macrografia do cordão depositado e micrografias do metal de solda, ZTA com grãos grosseiros e ZTA com grãos mais finos. Ataque: Beraha. Aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm. Aumento: 50x.

Na Figura 109 pode-se observar as alterações de microestrutura em função da região mostrada na macrografia. Na zona de fusão (a) pode-se observar o crescimento da austenita na matriz ferrítica. Na região intermediária (b), que corresponde à linha de fusão e início da ZTA, observa-se novamente a presença de partículas precipitadas, provavelmente nitretos de cromo, ao longo de toda esta faixa e grãos de ferrita mais grosseiros. Na Figura 110, é mostrada uma ampliação destas regiões.

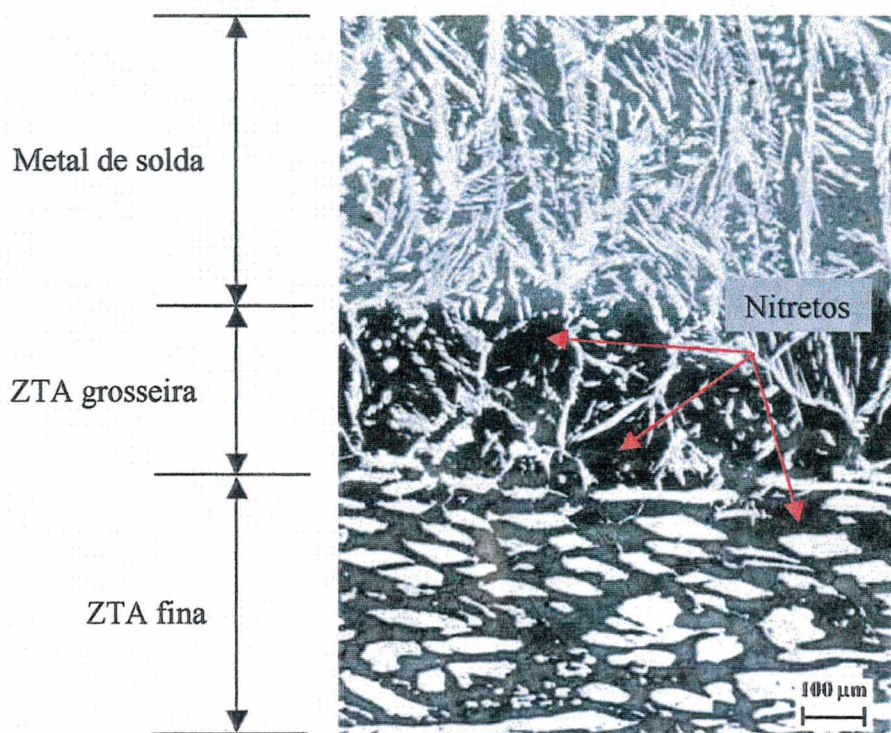


Figura 110 – Micrografia mostrando a diferença entre as microestruturas do metal de solda e a ZTA. Ataque: Beraha. Aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm. Aumento: 200x.

Na Figura 110, observa-se o aparecimento de três regiões distintas. A primeira é a zona fundida com crescimento epitaxial de grãos de ferrita. A segunda ao longo de toda a ZTA grosseira, observa-se a presença de uma região escura de nitretos de cromo e pouca quantidade de austenita secundária no interior da ferrita e a terceira na ZTA fina somente a presença das fases austenita e ferrita.

5.4.3 – Dimensões das poças de fusão.

As dimensões características da poça de fusão e toda zona termicamente afetada foram determinadas utilizando-se os recursos disponíveis do analisador de imagens. Os resultados obtidos estão mostrados na Tabela 22.

Tabela 22 – Dimensões das poças de fusão dos cordões com aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm.

Reforço (mm)	Penetração (mm)	ZTA (mm)	
		Profundidade (P_{ZTA})	Largura total (LT_{ZTA})
1,3	0,6	4,7	20

5.4.4 - Perfil de dureza.

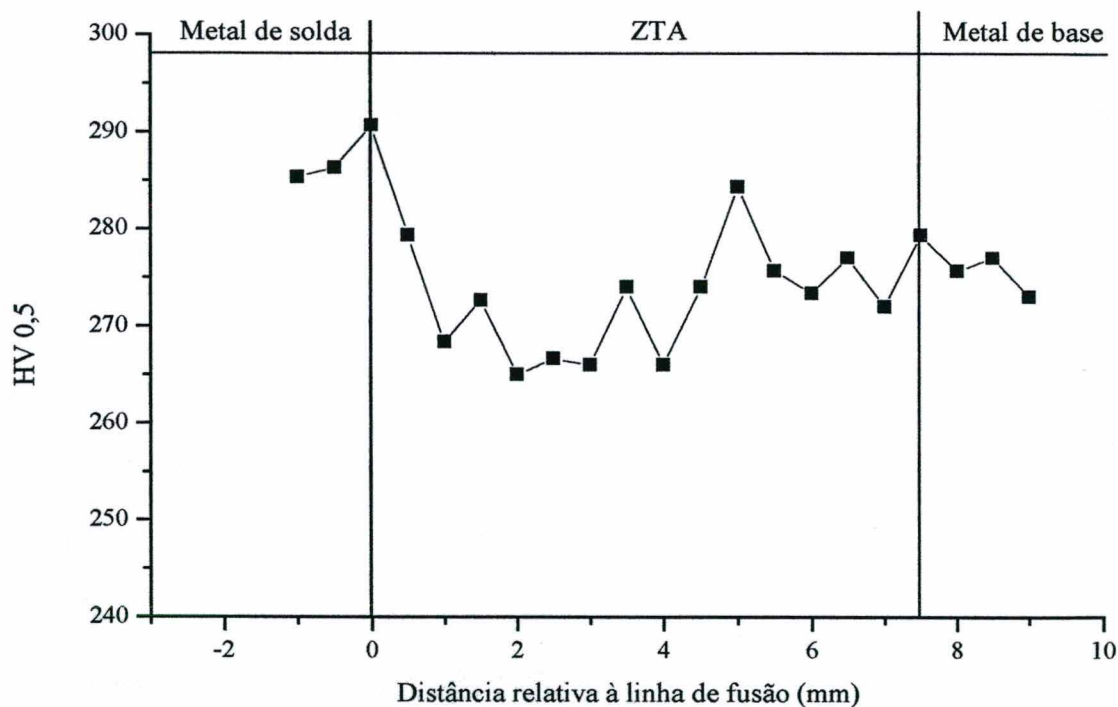


Figura 111 – Variação da dureza em relação à linha de fusão. Aporte térmico igual a 0,504 kJ/mm.

O mesmo raciocínio usado para explicar o comportamento da dureza nas diferentes regiões (metal de solda, ZTA e metal de base) para o aporte térmico de 0,994 kJ/mm pode ser aqui empregado.

5.4.5 - Macroestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm.

Novamente pode-se observar na Figura 112 três regiões distintas: a região 1 é o cordão de solda depositado sobre a chapa de duplex; a região 2 é a zona termicamente afetada onde ocorreu alterações microestruturais e a região 3 é o metal de base.

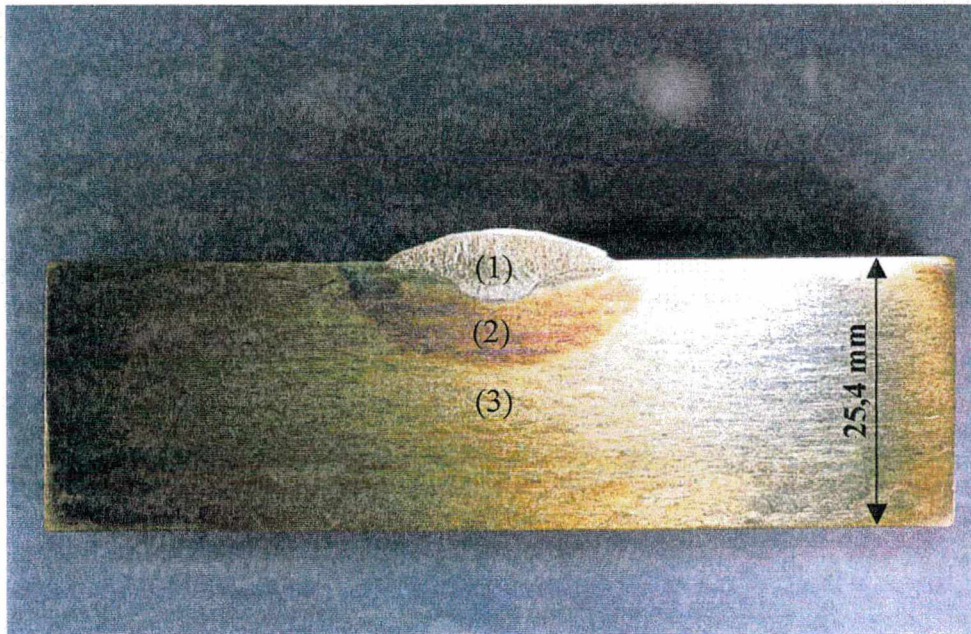


Figura 112 - Amostra com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm. Ataque: ácido oxálico 10%.

5.4.6 - Microestrutura do cordão depositado com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm.

As alterações microestruturais do metal de base após a deposição do cordão de solda pode ser observada em detalhes na Figura 113.

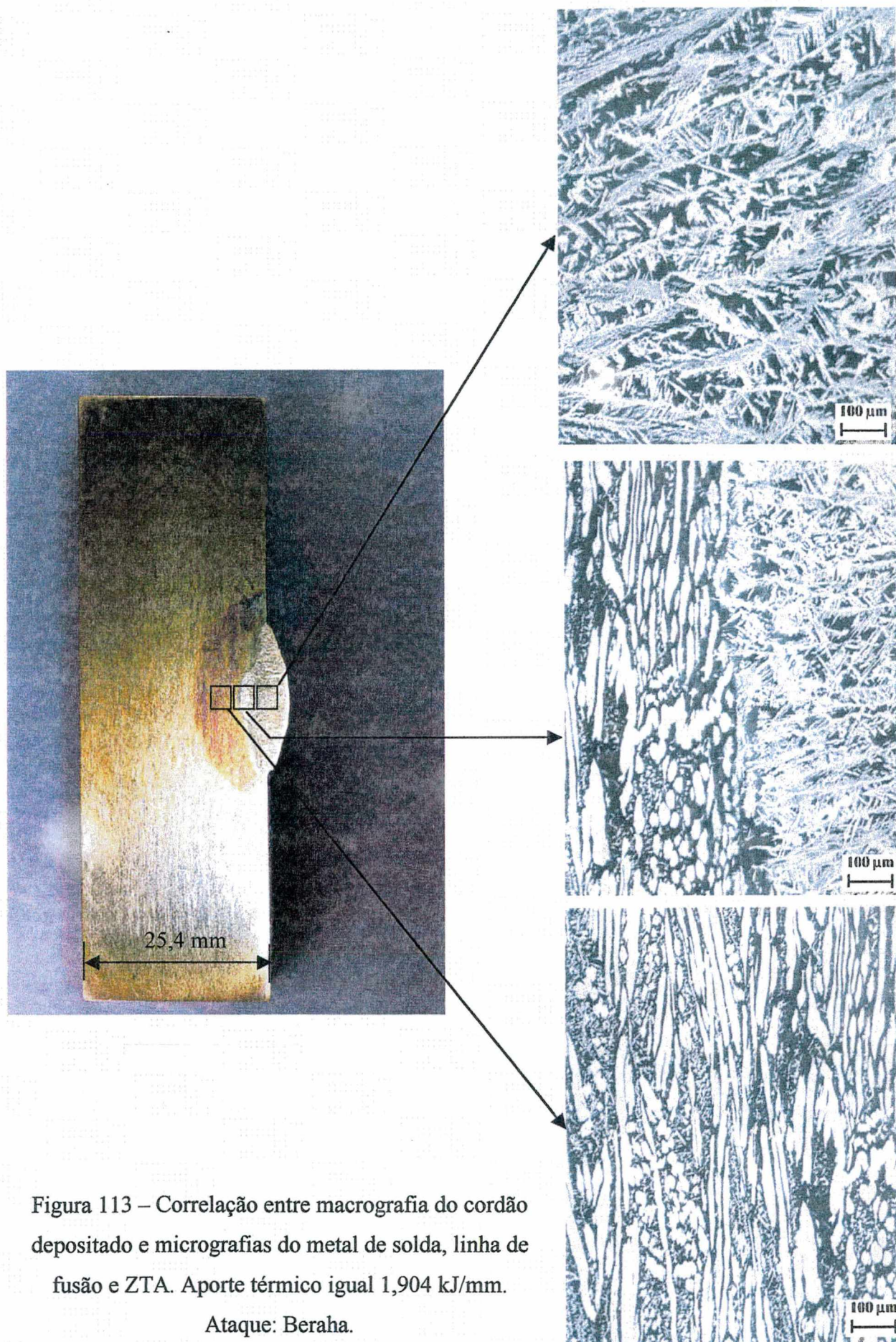


Figura 113 – Correlação entre macrografia do cordão depositado e micrografias do metal de solda, linha de fusão e ZTA. Aporte térmico igual 1,904 kJ/mm.

Ataque: Beraha.

Na zona fundida, considerando o aumento no aporte térmico, nota-se um crescimento tanto da austenita quanto na distância entre as mesmas se compararmos as zonas fundidas obtidas com os aportes térmicos de 0,554 e 0,994 kJ/mm mostrados anteriormente.

Na zona de ligação novamente há a presença de nitretos de cromo e finalmente na ZTA observa-se uma quantidade maior de austenita secundária decorrente da alteração nos parâmetros de soldagem utilizados.

5.4.7 – Perfil de dureza

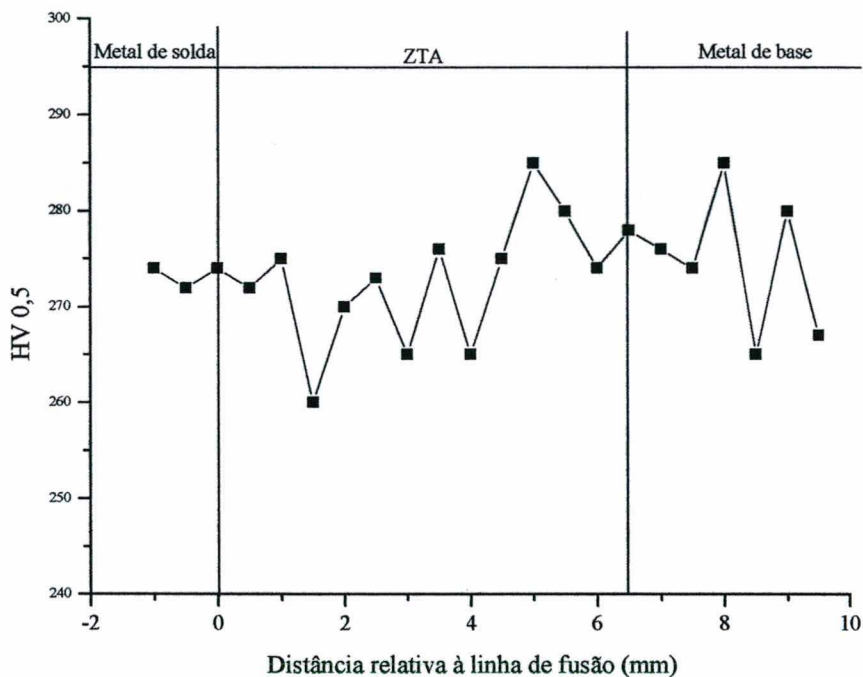


Figura 114 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm.

No metal de solda devido ao aporte térmico maior ocorre um aumento no tamanho de grão da ferrita ocorrendo uma diminuição dos valores de dureza se comparados com os aportes térmicos menores. A partir da ZTA pode-se observar um aumento na dureza do material proveniente da transformação da ferrita em austenita secundária. A quantidade de austenita secundária é a principal responsável por este comportamento.

5.4.8 – Dimensões das poças de fusão.

As dimensões características da poça de fusão e toda zona termicamente afetada foram determinadas utilizando-se os recursos disponíveis do analisador de imagens. Os resultados obtidos estão mostrados na Tabela 23.

Tabela 23 – Dimensões das poças de fusão dos cordões com aporte térmico igual a 1,904 kJ/mm.

Reforço (mm)	Penetração (mm)	ZTA (mm)	
		Profundidade (P_{ZTA})	Largura total (LT_{ZTA})
3,0	3,5	10,0	28,3

5.4.9 – Síntese dos resultados

Neste item serão resumidos os resultados mostrando a influência da variação de aporte térmico considerando simples depósito e as respectivas alterações macro e microestruturais.

Nas macrografias mostradas na Figura 115, pode-se notar que com o aumento do aporte térmico (h_0) ocorre um aumento nas dimensões dos cordões de solda e nas respectivas zonas termicamente afetadas. Estas dimensões são mostradas na Tabela 24. A escolha de diferentes parâmetros de soldagem ocasionando variação nos aportes térmicos foi realizada com o objetivo de verificar se a alteração nas condições de soldagem pode ser benéfica ou não nas propriedades e microestrutura da junta soldada.

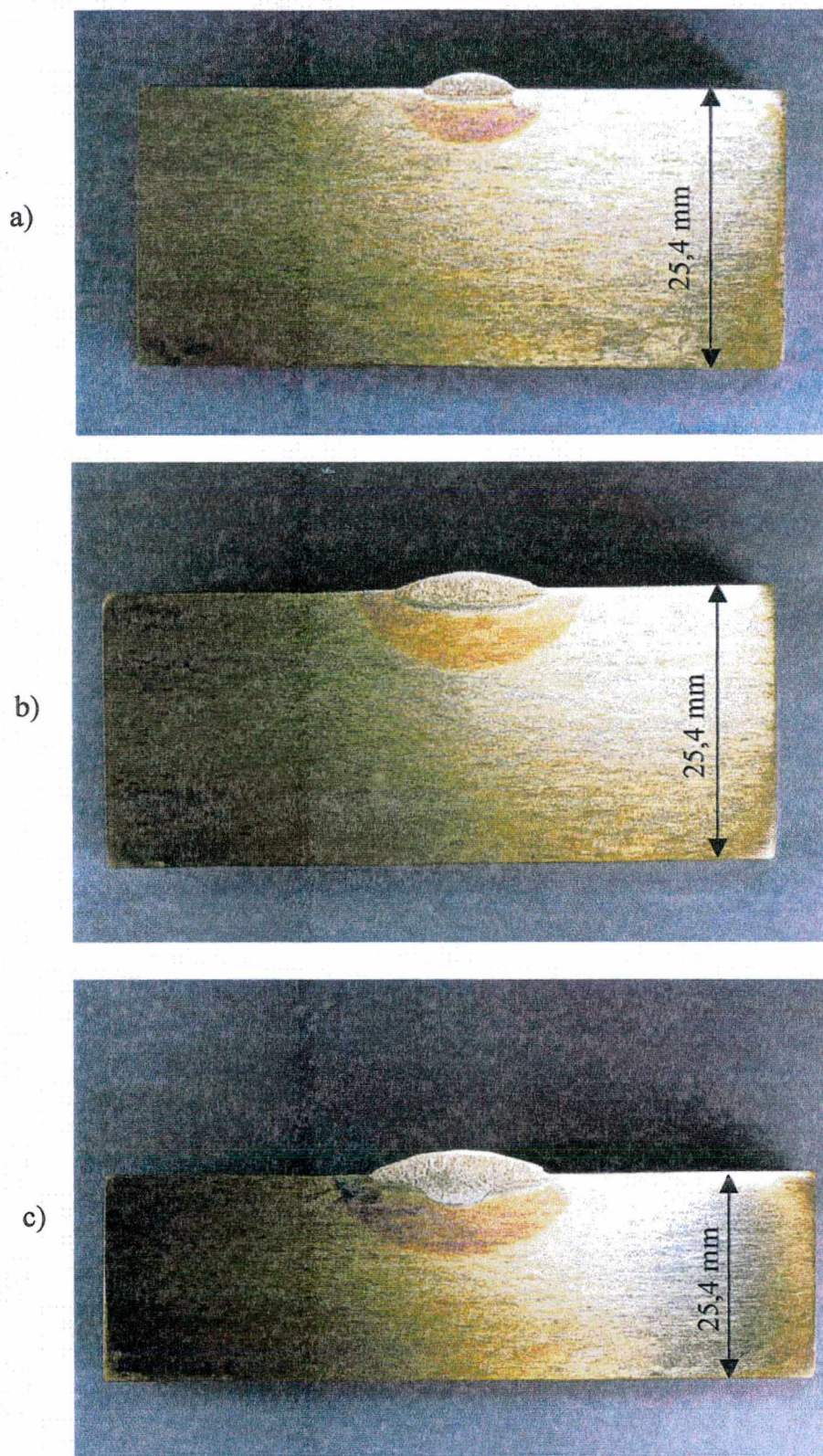


Figura 115 – Macrografia dos cordões de solda depositados sobre a chapa de aço inoxidável duplex UNS S31803 com diferentes aportes térmicos (ho). a) 0,554 kJ/mm: b) 0,994 kJ/mm e c) 1,904 kJ/mm.

Tabela 24 – Dimensões dos cordões de solda e zona termicamente afetada considerando diferentes aportes térmicos.

Aporte térmico (kJ/mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	ZTA (mm)	
			Profundidade (P_{ZTA})	Largura Total (LT_{ZTA})
0,504	1,3	0,6	4,7	20
0,994	2,0	1,3	7,6	20
1,904	3,0	3,8	10,0	28,3

Considerando os valores das dimensões mostrados na tabela acima, pode-se observar que: com o aumento do aporte térmico ocorre um aumento no reforço e na penetração do metal de adição sobre o metal de base e a largura e a profundidade da ZTA aumentam com o aumento da energia do arco. Estas alterações são decorrentes de alterações nos valores de corrente e tensão utilizados, mantendo-se a velocidade de soldagem constante.

As alterações microestruturais produzidas pelos três aportes térmicos podem ser visualizadas nas micrografias mostradas na Figura 116. Observando as micrografias pode-se notar que:

- 1) Na zona de fusão quanto menor o aporte térmico menor o tamanho de grão das fases presentes;
- 2) Quanto menor o aporte térmico, menor deve ser a quantidade de ferrita delta, pois, a transformação $\delta + \gamma \rightarrow \delta$ é limitada. Em consequência disso não há também grande crescimento de grão da ferrita na ZTA.
- 3) Com o aumento do aporte térmico ocorre um crescimento dos grãos de ferrita, pois o calor gerado foi maior (na ordem de 50%). Para altos valores de "ho", maior o volume de calor retido na poça de fusão resultando em tamanhos de grão maiores.
- 4) Com o aumento do aporte térmico há maior formação de austenita secundária o que resulta num aumento proporcional da dureza na ZTA, como pode ser visto na Figura 117.

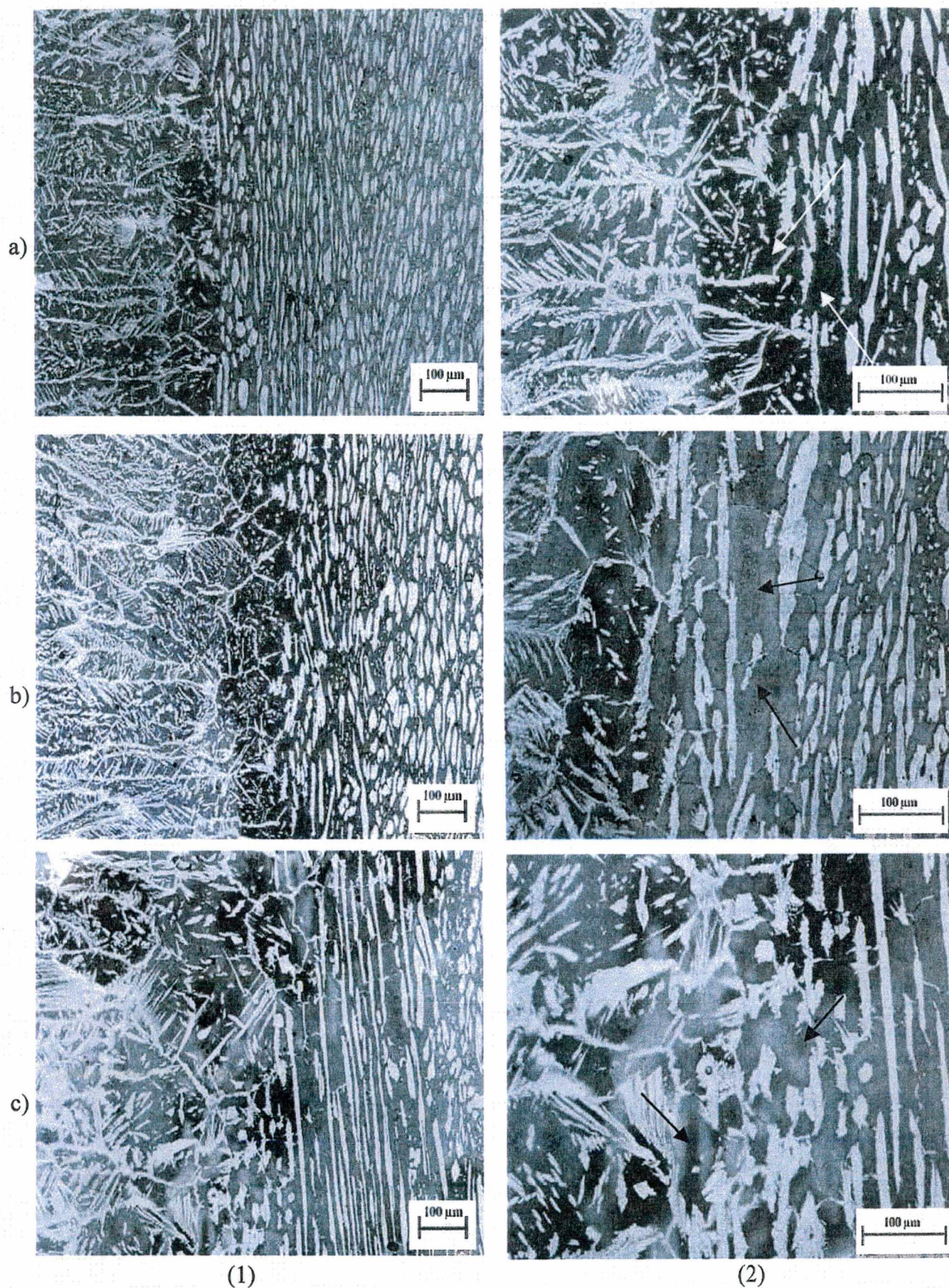


Figura 116 – Efeito do aporte térmico na microestrutura da ZTA para simples depósito. a) $h_o=0,504$ kJ/mm. b) $h_o=0,994$ kJ/mm. c) $h_o=1,904$ kJ/mm. (1) Aumento: 100x. (2) Aumento: 200x. Ataque: Beraha.

5) Ocorre precipitação intragranular de austenita e partículas finamente dispersas no centro dos grãos de ferrita (mostradas com setas na Figura 102). Através de análises realizadas utilizando a microssonda do microscópio eletrônico de varredura, observa-se que estas partículas precipitadas são ricas em cromo e outros elementos apresentam-se em quantidades pouco significativas. Isto sugere que estas sejam nitretos de cromo, provavelmente formados durante o resfriamento. A presença destes nitretos pode ser explicada considerando que para uma chapa espessa a velocidade de resfriamento ($\Delta T_{12/8}$) é elevada na ordem de 2 segundos. Isto reduz significativamente a formação da austenita o que resulta numa matriz ferrítica supersaturada de nitrogênio. Muito embora o nitrogênio tenha alta difusividade ele é pouco solúvel na ferrita. Estes nitretos ricos em cromo que se apresentam de forma intragranular na ferrita podem ser gerados pelas altas taxas de resfriamento ou devido a passes subsequentes numa solda multipasses. A precipitação destes nitretos gera redução do teor de cromo podendo gerar corrosão generalizada/intergranular.

A avaliação dos efeitos de diferentes aportes térmicos também pode ser feita através da variação de dureza. Os resultados de dureza encontrados para cada aporte térmico em função da linha de fusão podem ser observados na Figura 117.

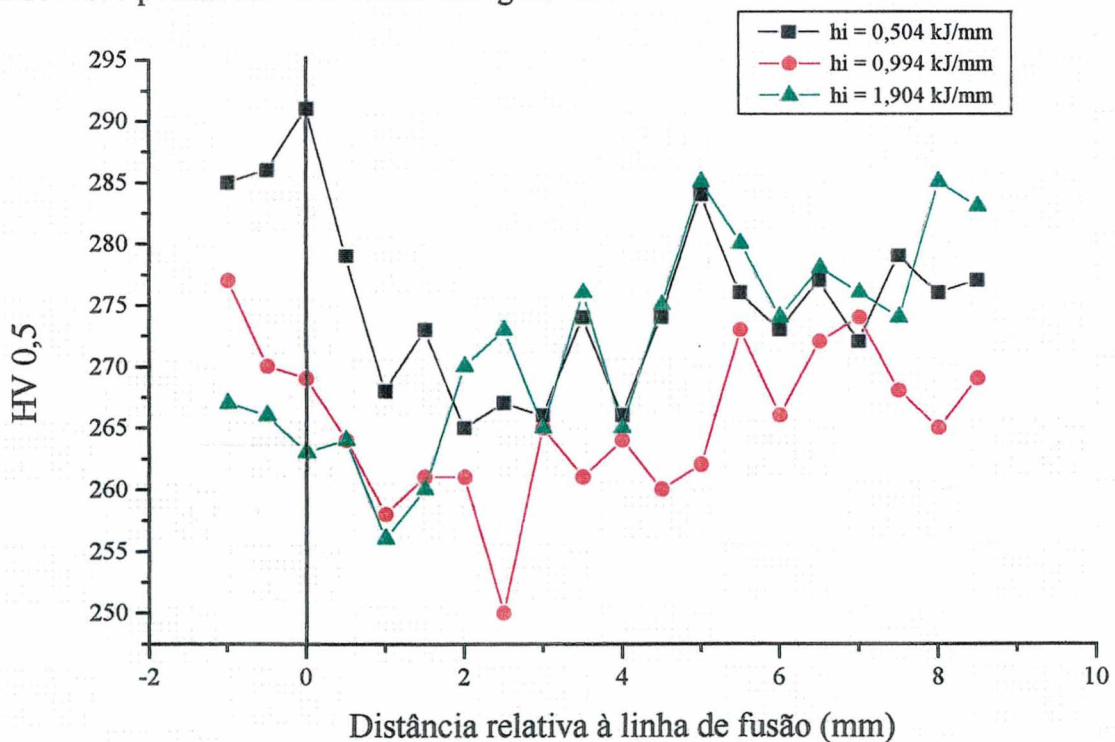


Figura 117 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para diferentes aportes térmicos.

Na Figura 117 pode-se observar a variação dos valores de dureza em função do aporte térmico em duas regiões da solda: a zona de fusão e a ZTA. Na zona de fusão para o menor aporte térmico menor, menor a quantidade de ferrita delta formada. Para aportes térmicos maiores pode-se observar um crescimento dos grãos de ferrita o que resulta numa diminuição de dureza. Na ZTA ocorre uma inversão destes valores. Isto pode ser explicado considerando que o aumento do aporte térmico promove uma maior formação de austenita secundária o que resulta num aumento proporcional da dureza.

5.5- Influência número de passes

O objetivo da análise da influência do número de passes para um mesmo aporte térmico 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 amostra foi preparada fazendo-se uma sobreposição de passes visando aproveitar o calor gerado pelo processo de soldagem do segundo passe para a obtenção de uma microestrutura mais refinada na ZTA.

5.5.1 – Macroestrutura dos cordões com segundo passe.

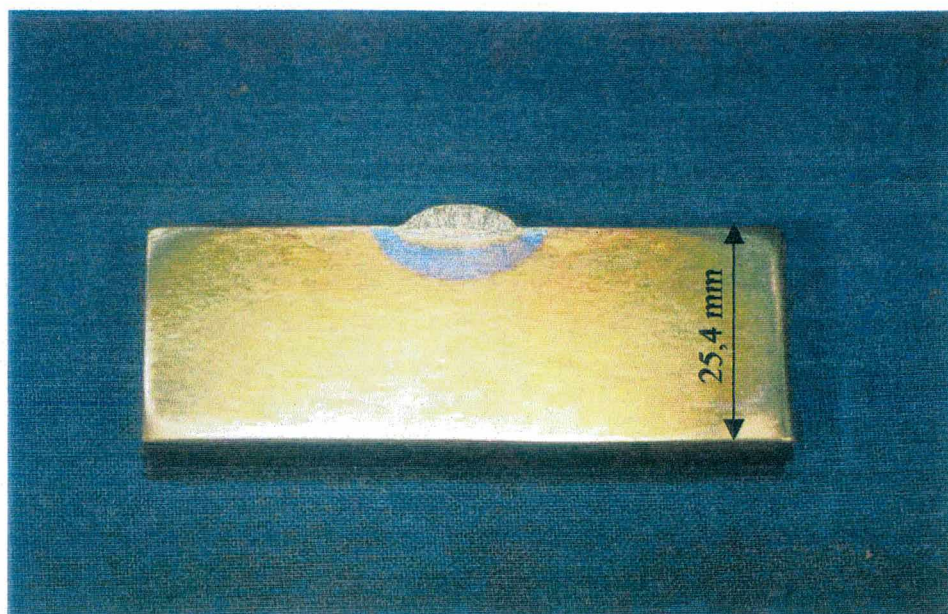


Figura 118 - Macrografia da amostra com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm com segundo passe. Ataque: ácido oxálico 10%.

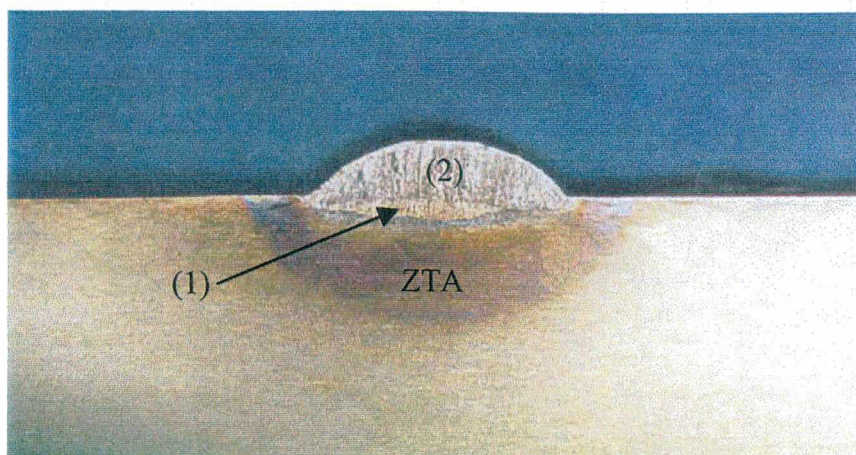


Figura 119 – Detalhe ampliado da soldagem com segundo passe. (1) Passe inicial. (2) Segundo passe. Aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm. Ataque: ácido oxálico 10%.

5.5.2 - Microestrutura dos cordões com segundo passe.

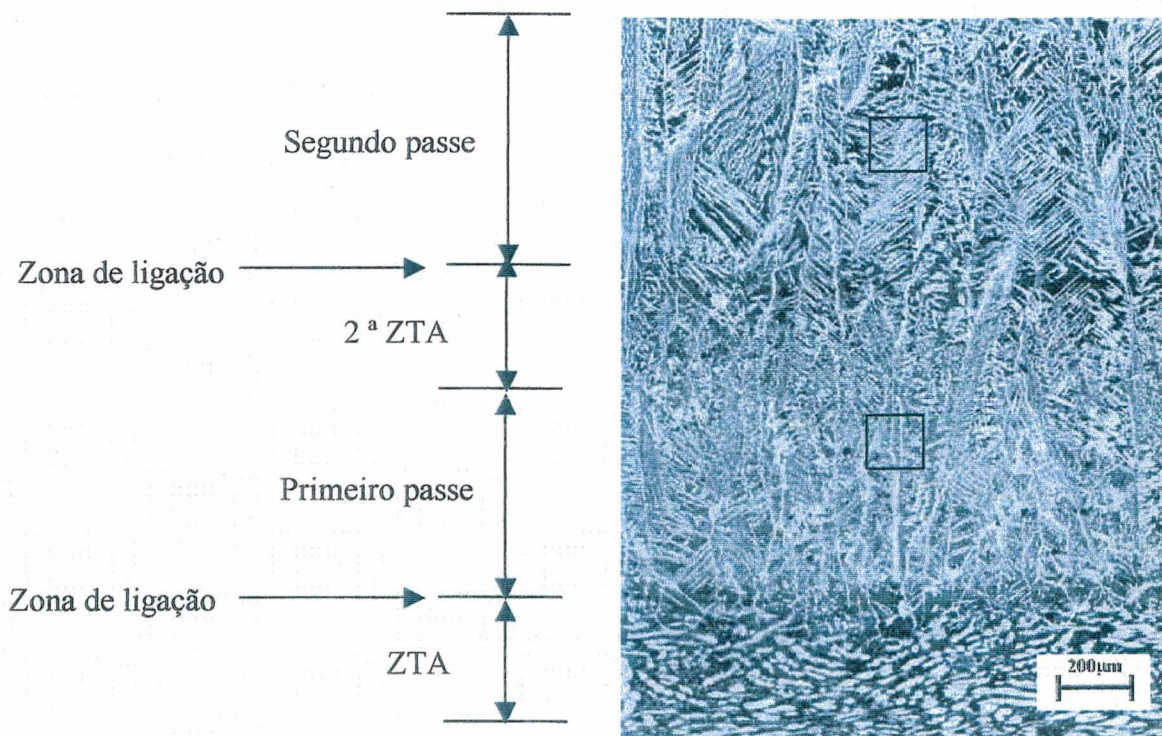
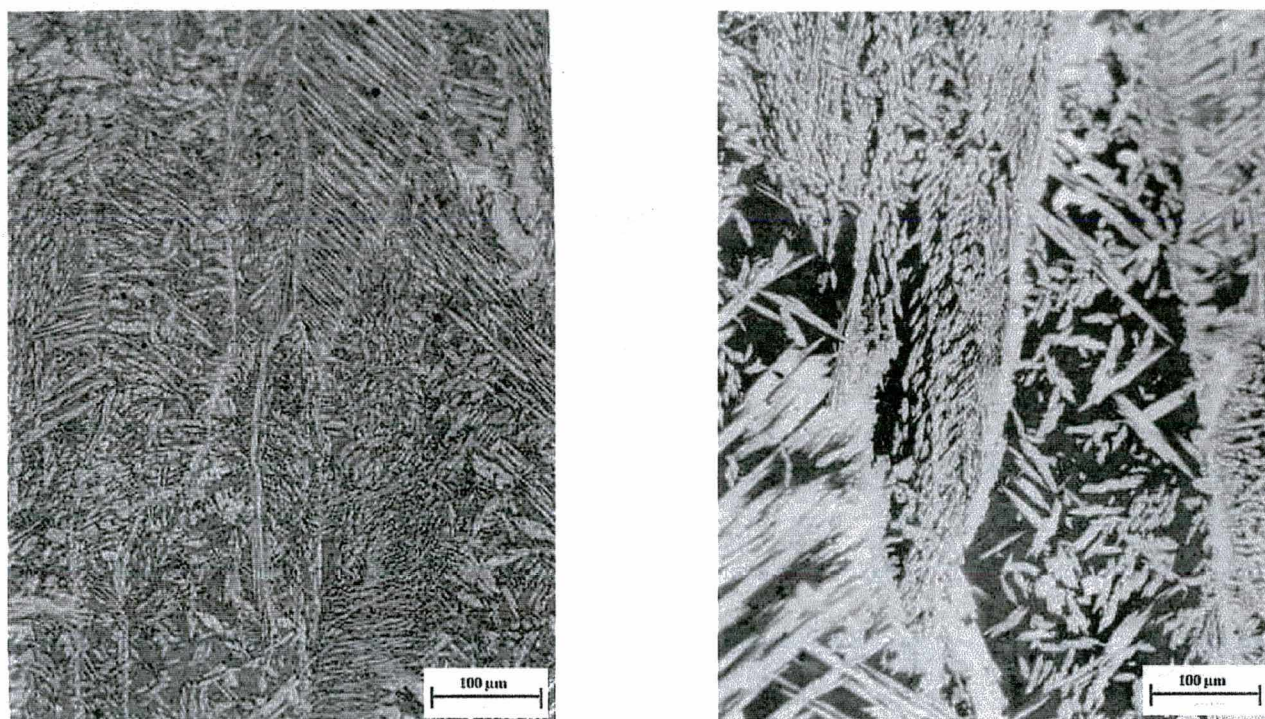


Figura 120 – Microestrutura mostrando as diferentes regiões da solda com segundo passe. Aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm. Ataque: Beraha.

Para que se possa observar com mais clareza a diferença entre a microestrutura encontrada nos cordões de solda do passe inicial e do segundo passe foi feita uma ampliação das respectivas zonas fundidas, conforme mostrado nas áreas delimitadas na Figura 121.



(a)

(b)

Figura 121 – Micrografias mostrando detalhes do cordão de solda com segundo passe. (a) Passe inicial de solda. (b) Segundo passe. Aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm. Ataque: Beraha.

O efeito do segundo passe sobre o primeiro passe pode ser visto através da transformação de ferrita em austenita secundária. A energia fornecida para o segundo passe é suficiente para ao restabelecimento do estado de equilíbrio entre as fases, i.é., começa a ocorrer a precipitação de austenita a partir da ferrita. Durante este 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.

Pode-se observar ainda [Figura 121 b], que há uma diferença significativa nos tamanhos de grão da austenita e da austenita secundária na zona fundida e também na quantidade destas fases. O segundo passe permite o refinamento dos grãos além de restabelecer o equilíbrio entre a

ferrita e a austenita presentes.

5.5.3 – Dimensões das poças de fusão.

Para a caracterização do efeito de um segundo passe de solda sobre a microestrutura do primeiro passe foi preparado uma amostra fazendo-se uma sobreposição de passes visando aproveitar o calor gerado pelo processo de soldagem do segundo passe para a obtenção de uma microestrutura mais refinada. Os parâmetros de soldagem em ambos os passes estão mostrados na Tabela 25.

Tabela 25 – Parâmetros de soldagem.

Passe	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Heat input (kJ/mm)
1 e 2	35,5	140	5	0,994

As dimensões características da poça de fusão e toda zona termicamente afetada foram determinadas utilizando-se os recursos disponíveis do analisador de imagens. Os resultados obtidos estão mostrados na Tabela 26.

Tabela 26 – Dimensões das poças de fusão dos cordões com mesmo aporte térmico em passes sobrepostos.

Passe	Reforço (mm)	Penetração (mm)	ZTA (mm)	
			Profundidade (P_{ZTA})	Largura total (LT_{ZTA})
1	---	1,3	---	---
2	2,5	0,5	6,5	20

5.5.4 – Perfil de dureza.

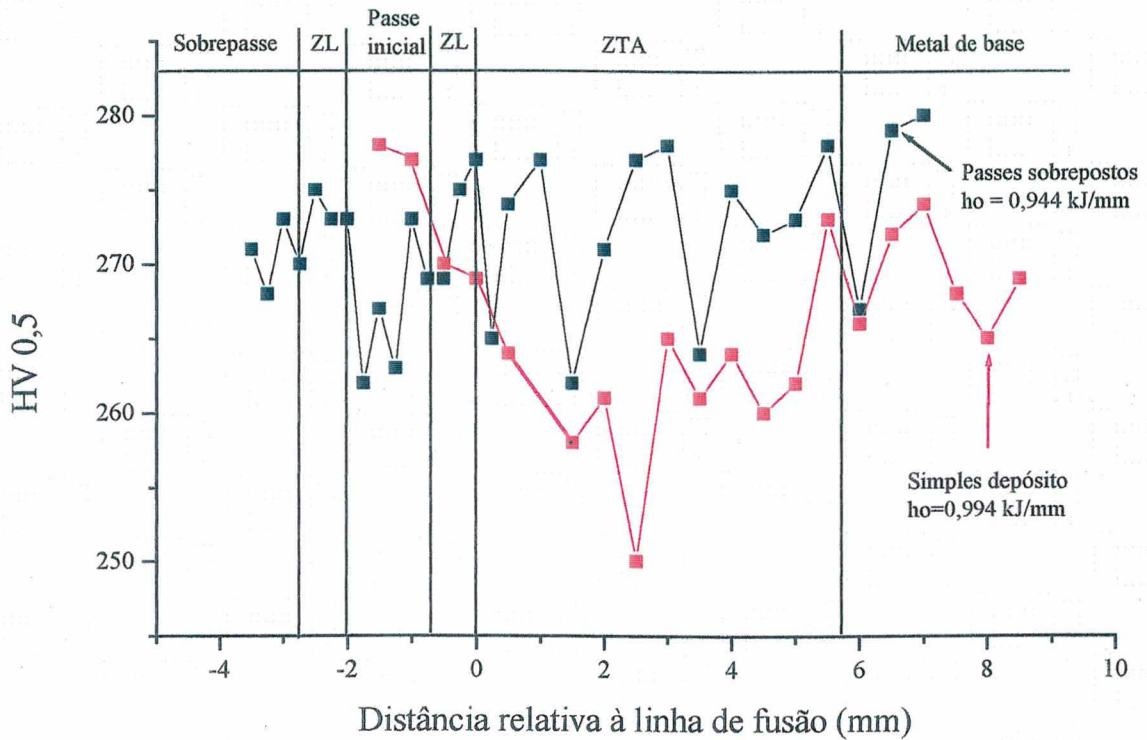


Figura 122 – Variação da dureza em relação à linha de fusão com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm.

A austenita do metal de solda proveniente do aquecimento gerado pelo segundo passe mostra uma microestrutura muito refinada [Figura 121 a]. Pode-se observar que na zona de ligação entre os dois passes ocorre uma diminuição de dureza, provenientes do crescimento de grão da ferrita. A ZTA resultante do sobrepasso se torna mais homogênea sendo a média dos valores de dureza praticamente igual aos encontrados no metal de base. O restabelecimento da dureza ocorre devido ao equilíbrio entre as fases ferrita e austenita proveniente do calor gerado pelos passes sucessivos.

5.6 - Influência da disposição dos cordões laterais para um mesmo aporte térmico

O objetivo da análise da influência da disposição dos cordões laterais para um mesmo

aporte térmico é conhecer o efeito dos ciclos térmicos na estrutura de solidificação dos cordões, pois um cordão produz um tratamento térmico sobre o outro.

Os parâmetros de soldagem para os três passes são iguais e estão mostrados na Tabela 27.

Tabela 27 – Parâmetros de soldagem para os cordões dispostos lateralmente.

Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Heat input (kJ/mm)
35,5	140	5	0,994

5.6.1 - Macroestrutura dos cordões laterais

A Figura 123 mostra a disposição dos passes depositados lateralmente. Pode-se notar a presença das zonas: fundida (1), de ligação (2) e ZTA (3) bem definidas.

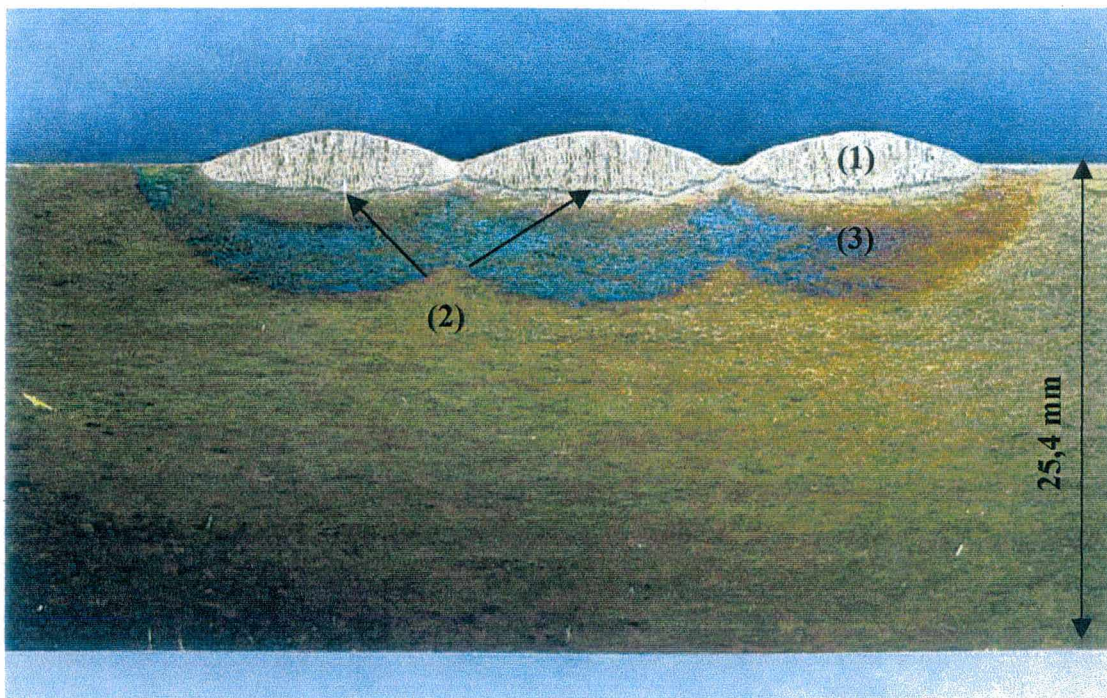


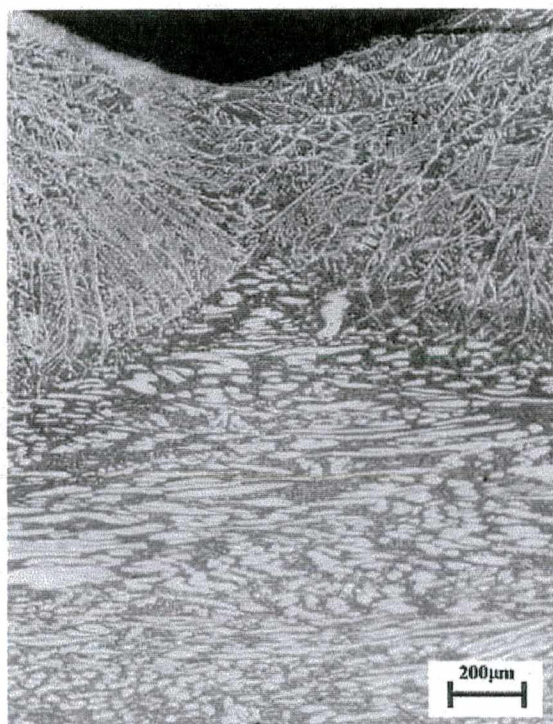
Figura 123 - Macrografia da amostra com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm com passes laterais. Ataque: ácido oxálico 10%.

5.6.2 – Microestrutura dos cordões laterais

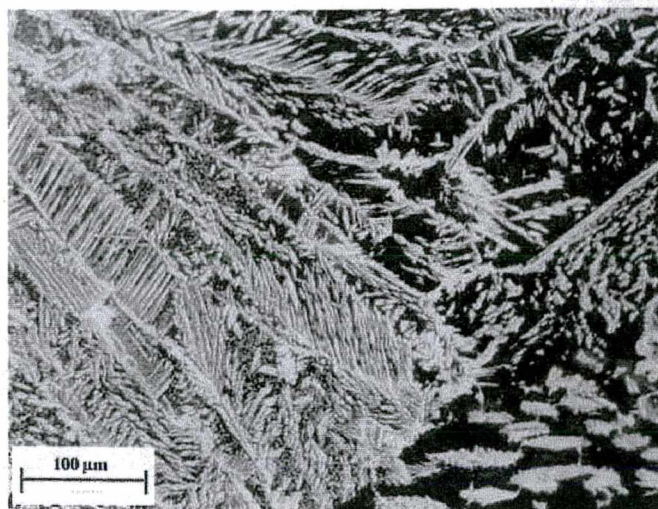
Na Figura 124, Figura 125 e Figura 126, pode-se observar as alterações microestruturais resultantes da deposição de um segundo cordão em relação ao primeiro. Na zona de fusão observa-se o crescimento da austenita na matriz ferrítica.



Figura 124 – Microestrutura mostrando o efeito da deposição de um segundo cordão adjacente ao primeiro cordão. Ataque: Beraha.



(a)



(b)

Figura 125 – Ampliação da região de sobreposição dos cordões de solda. Ataque: Beraha.

(a) Aumento de 50x. (b) Aumento de 200x.

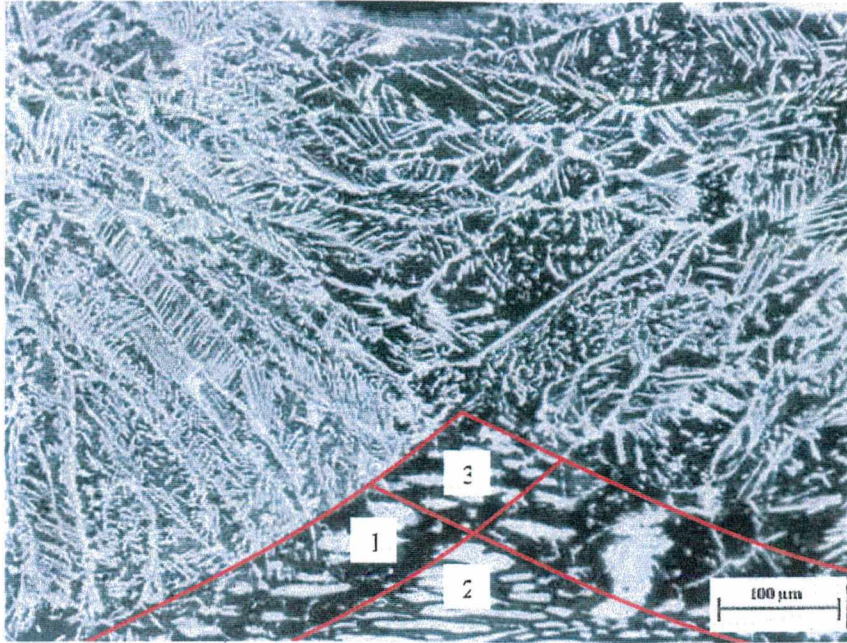


Figura 126 – Detalhe das regiões afetadas pela deposição de passes adjacentes. Ataque: Beraha.

A região 1 (Figura 126) é aquecida na faixa de temperatura entre a fase sólida e o limite $\delta/\delta+\gamma$. [Observe diagrama mostrado na Figura 127]. A dissolução de austenita e o crescimento de grão da ferrita ocorrem nesta região. Na região 2 o material é aquecido dentro do campo $\delta+\gamma$ onde ocorrem pequenas mudanças no balanço entre as fases presentes uma vez que com uma diminuição da temperatura ocorre um aumento na quantidade de austenita. Entretanto a microestrutura final não é significativamente alterada. A região 3 é aquecida dentro do campo ferrítico (δ) durante o primeiro ciclo de soldagem e depois é reaquescida no campo bifásico $\delta+\gamma$ quando o segundo passes é depositado.

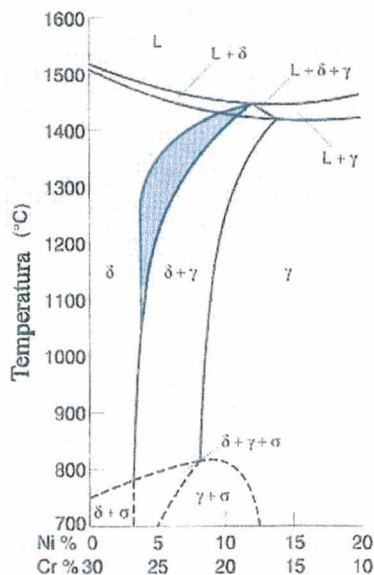


Figura 127 - Diagrama pseudo binário Cr-Ni com 70%Fe [37].

No primeiro ciclo a austenita é parcialmente transformada em ferrita e durante o resfriamento rápido esta ferrita fica supersaturada de nitrogênio favorecendo a formação de austenita secundária intragranular e a precipitação de nitretos de cromo conforme mostra a Figura 128.

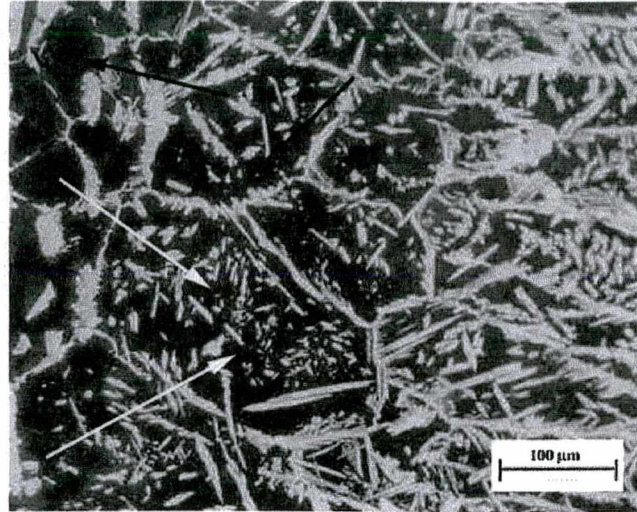


Figura 128 – Microestrutura mostrando em detalhe a região 3. As setas brancas indicam a formação de austenita secundária intragranular e as setas pretas a precipitação de nitretos de cromo. Ataque: Beraha.

5.6.3 – Dimensões das poças de fusão.

As dimensões características da poça de fusão e toda zona termicamente afetada foram determinadas utilizando-se os recursos disponíveis do analisador de imagens. Os resultados obtidos estão mostrados na Tabela 28.

Tabela 28 – Dimensões das poças de fusão dos cordões com mesmo aporte térmico em cordões dispostos lateralmente.

Passe	Reforço (mm)	Penetração (mm)	Profundidade da ZTA (mm)
1	2,0	1,5	7,5
2 e 3	2,0	1,3	7,5

5.6.4 – Perfil de dureza

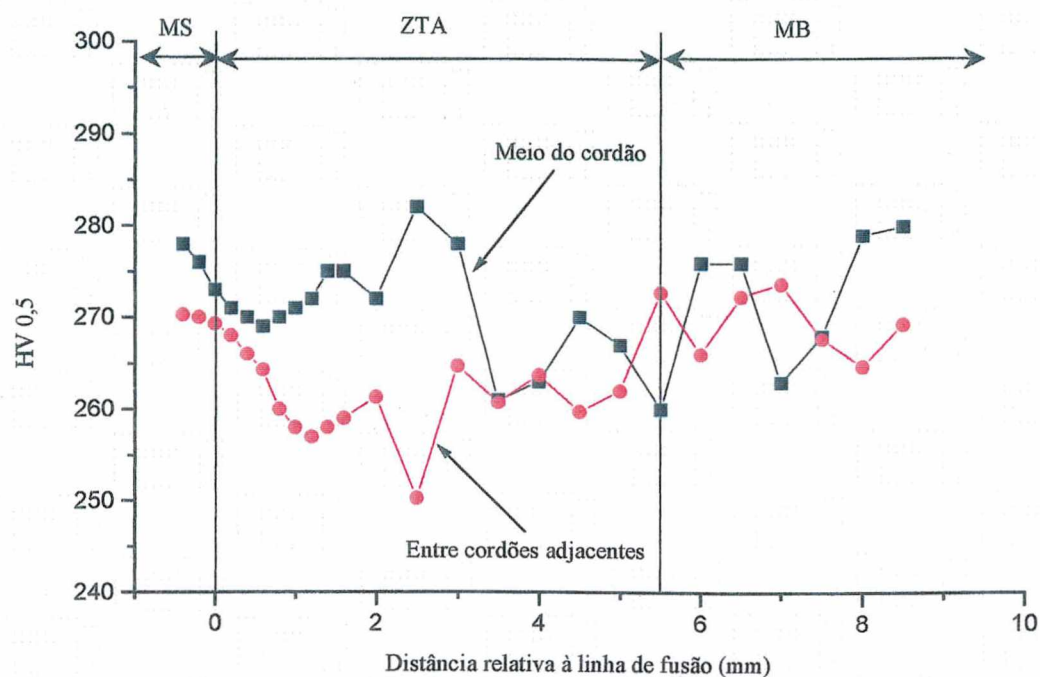


Figura 129 – Variação da dureza em relação à linha de fusão para com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm considerando passes laterais.

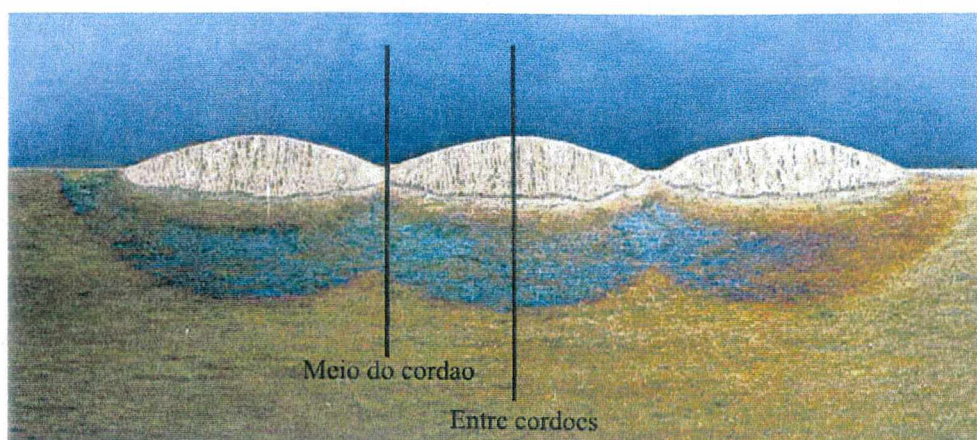


Figura 130 – Posição das medições de dureza para passes laterais com aporte térmico igual a 0,994 kJ/mm.

A variação de dureza observada na ZTA entre o meio do cordão e entre passes adjacentes pode ser explicada observando a microestrutura mostrada na Figura 126. Nota-se que o segundo passe (à direita) refina a microestrutura do primeiro (à esquerda), promovendo também a

precipitação de austenita secundária ocasionando o aumento de dureza. Na região entre os dois passes têm-se a formação de austenita secundária em quantidade menor que no centro do cordão, além de um crescimento excessivo dos grãos de ferrita. Como resultado destes fatores, a variação de dureza encontrada na ZTA entre cordões adjacentes é mais baixa.

5.7 – Caracterização da Junta Soldada (Multipasse)

A discussão sobre a soldabilidade dos aços inox duplex será realizada considerando as seguintes partes: aspectos térmicos, caracterização microestrutural e propriedades mecânicas.

5.7.1 – Caracterização macroestrutural da junta soldada

A junta soldada do tipo “K” utilizada para a soldagem das chapas de aço inoxidável duplex utilizadas neste estudo é mostrada na Figura 131. Pode-se notar a presença de quatro principais regiões: metal de solda (1), linha de fusão (2), zona termicamente afetada (3) e metal de base (4).

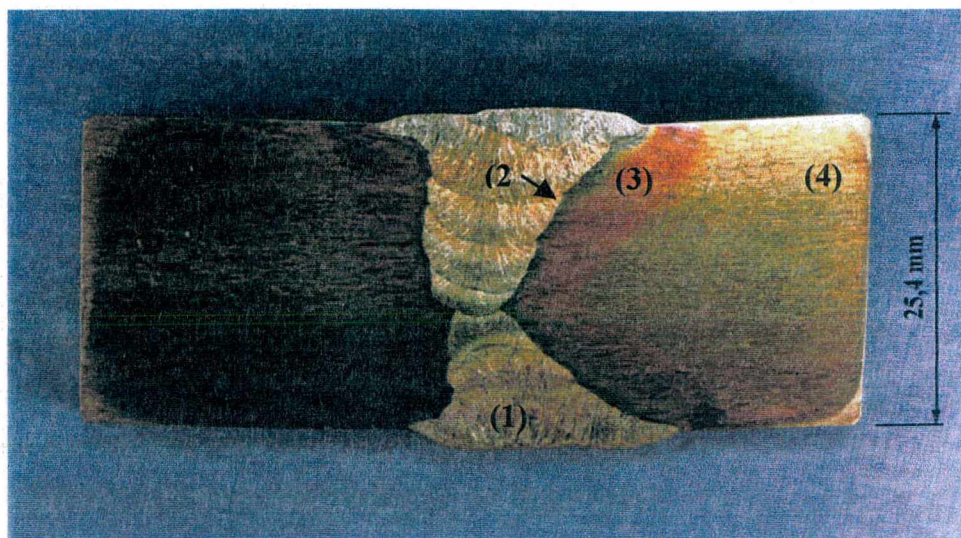


Figura 131 – Macrografia da junta soldada.

5.7.2 – Caracterização microestrutural da junta soldada

Neste tópico serão apresentadas as modificações microestruturais causadas pelo processo de soldagem. As microestruturas obtidas estão mostradas na Figura 132.

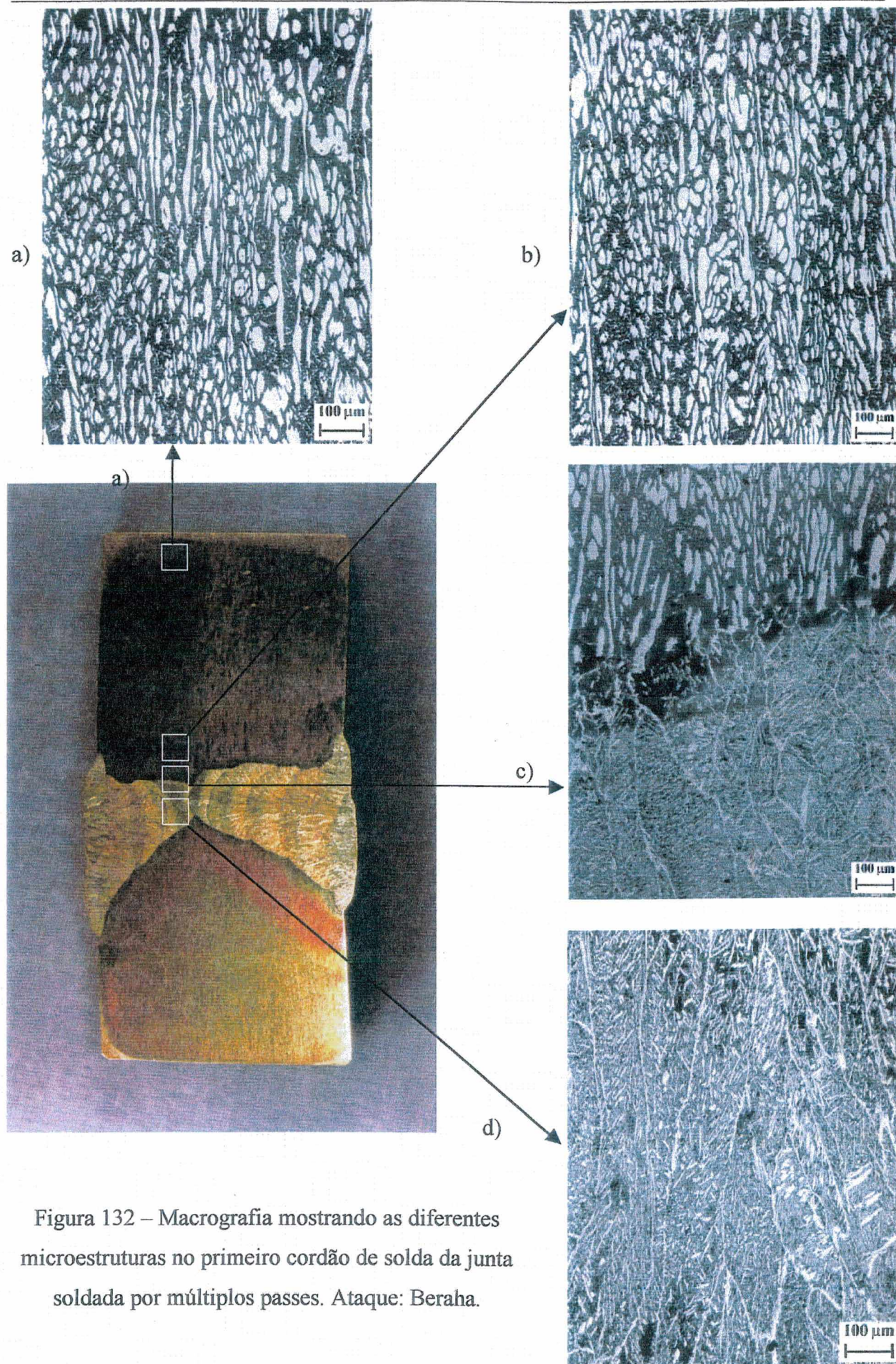


Figura 132 – Macrografia mostrando as diferentes microestruturas no primeiro cordão de solda da junta soldada por múltiplos passes. Ataque: Beraha.

A Figura 132 (a) e (b) mostra as microestruturas encontradas tanto no metal de base quanto na ZTA e não se pode notar alterações significativas a não ser uma quantidade de austenita um pouco maior na ZTA. Na ZTA grosseira (c), novamente há a presença de nitretos de cromo espalhados por toda a extensão próxima da linha de fusão. Na zona fundida (d), pode-se observar o crescimento da austenita na matriz ferrítica e também uma estrutura mais refinada com grande quantidade de austenita secundária proveniente dos ciclos térmicos subsequentes.

5.7.3 – Teor de ferrita na junta soldada

A partir dos valores de ferrita obtidas pelo ferritoscópio foi determinada a variação da fração volumétrica de ferrita em função das regiões da junta soldada, ou seja, cordão de solda, ZTA e metal de base, conforme mostrado na Figura 133. Na Figura 134 estão indicados os local onde foram realizadas as medições do teor de ferrita.

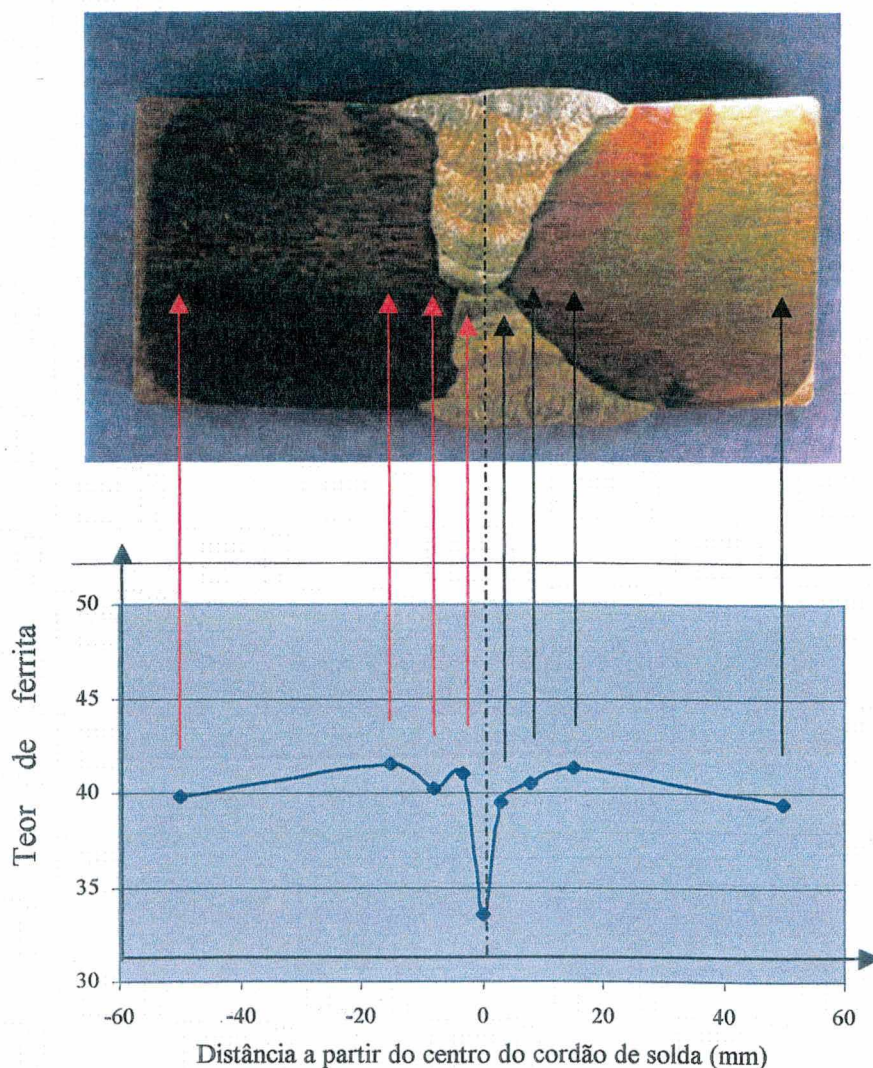


Figura 133 – Variação do teor de ferrita em função da posição na junta soldada.

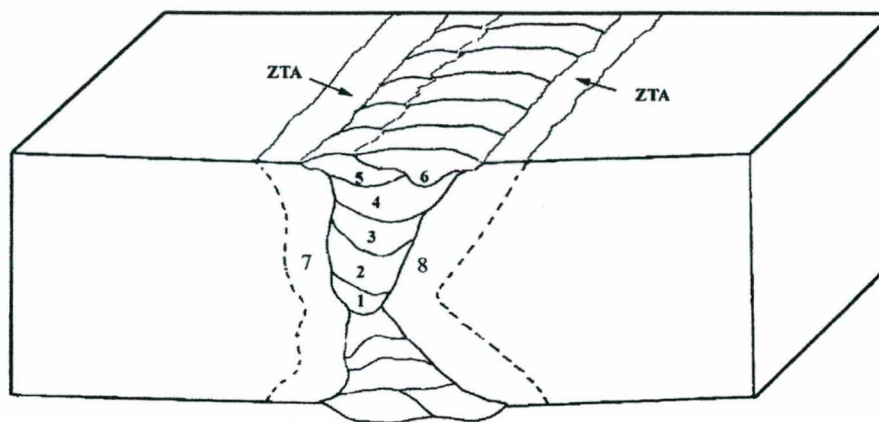


Figura 134 – Macrografia da junta mostrando as posições de medição dos teores de ferrita.

O gráfico apresentado na Figura 133 mostra a variação dos teores de ferrita ao longo da junta soldada, considerando o primeiro cordão depositado. As medições foram realizadas em cinco posições definidas como: (1) metal de base afastado aproximadamente 100mm do centro do cordão, (2) metal de base próximo a ZTA, (3) meio da ZTA, (4) cordão de solda à esquerda e (5) meio do cordão de solda. Considerou-se para esta análise o primeiro cordão de solda, porém conforme pode ser observado na Figura 135, a variação no teor de ferrita para qualquer cordão segue o mesmo padrão. Nota-se ainda, que à medida que se afasta do centro do cordão, os teores de ferrita se aproximam dos valores médios encontrados no metal de base (~ 40%).

Na soldagem, a ZTA localizada próxima da linha de fusão, transforma a microestrutura do metal de base em aproximadamente 100% de ferrita e o resfriamento rápido associado ao processo de soldagem não fornece temperatura e tempo suficiente para a difusão e produção de austenita em grande escala. Quando são utilizados valores mais elevados de aporte térmico, a taxa de resfriamento diminui e permite maior tempo para que ocorra difusão e conseqüente formação de austenita. A Tabela 27 mostra os parâmetros de soldagem, determinados com alicate volti-amperímetro durante a soldagem da chapa, e respectivos aporte térmicos para os passes (1), (2), (3), e (4) da Figura 133.

Tabela 29 –Parâmetros de soldagem em cada passe de solda da junta soldada.

Passo	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Aporte térmico (kJ/mm)
1	160	28,8	6,3	0,731
2	160	31,2	4,9	1,019
3	175	31,2	4,4	1,241
4	185	31,2	3,6	1,603

Considerando os passes e os valores de aporte térmico mostrados na Tabela 29 e os resultados de variação dos teores de ferrita (Figura 135) pode-se comprovar que realmente com um aumento do aporte térmico diminui a quantidade de ferrita no cordão, principalmente no meio do cordão de solda. Dois são os efeitos dominantes neste processo: primeiro a introdução do Ni diminui a relação Cr/Ni equivalente o que acarreta a diminuição do teor de ferrita e segundo ocorre uma maior diluição do primeiro passe quando da colocação de passes subsequentes.

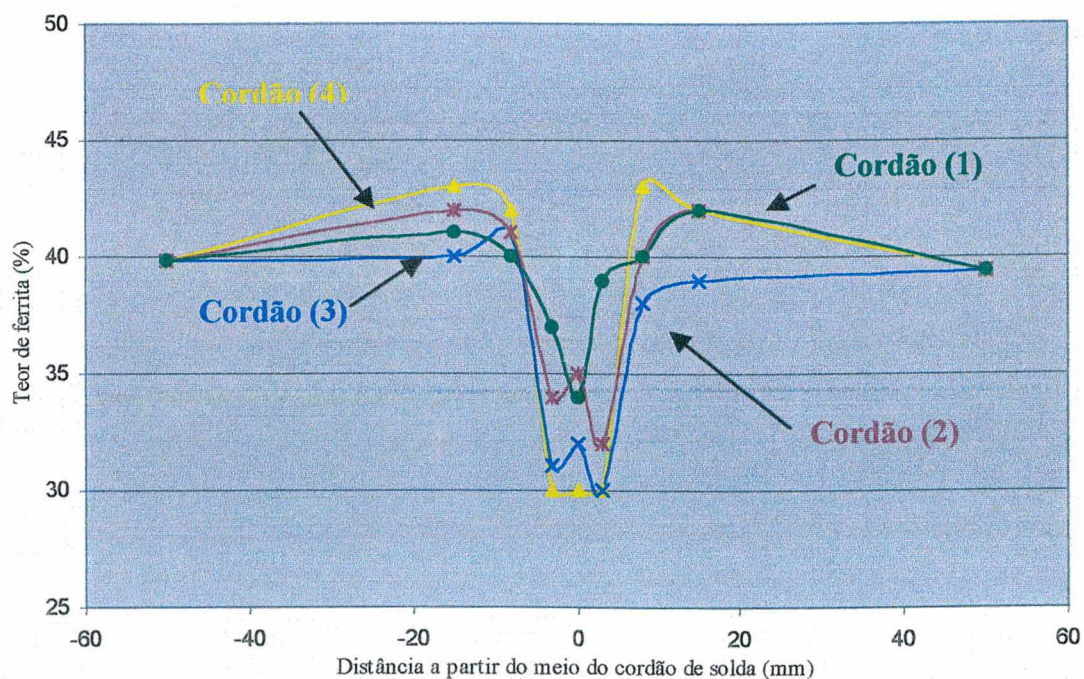


Figura 135 – Variação do teor de ferrita em função da distância em relação ao meio dos cordões depositados na junta soldada.

5.7.4 - Propriedades mecânicas da junta soldada – Tração

Os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova soldados. Os corpos de prova foram retirados na direção transversal à direção de laminação. Os resultados são mostrados na Figura 136.

Comparando-se os resultados apresentados pode-se notar uma redução nas propriedades mecânicas da junta soldada em relação ao metal de base. Porém ao analisar os corpos de prova notou-se que estes romperam em regiões distantes da junta soldada. Este fato indica que o procedimento de soldagem adotado foi correto e que tanto a zona fundida quanto à zona termicamente afetada não podem ser consideradas regiões menos resistentes na junta.

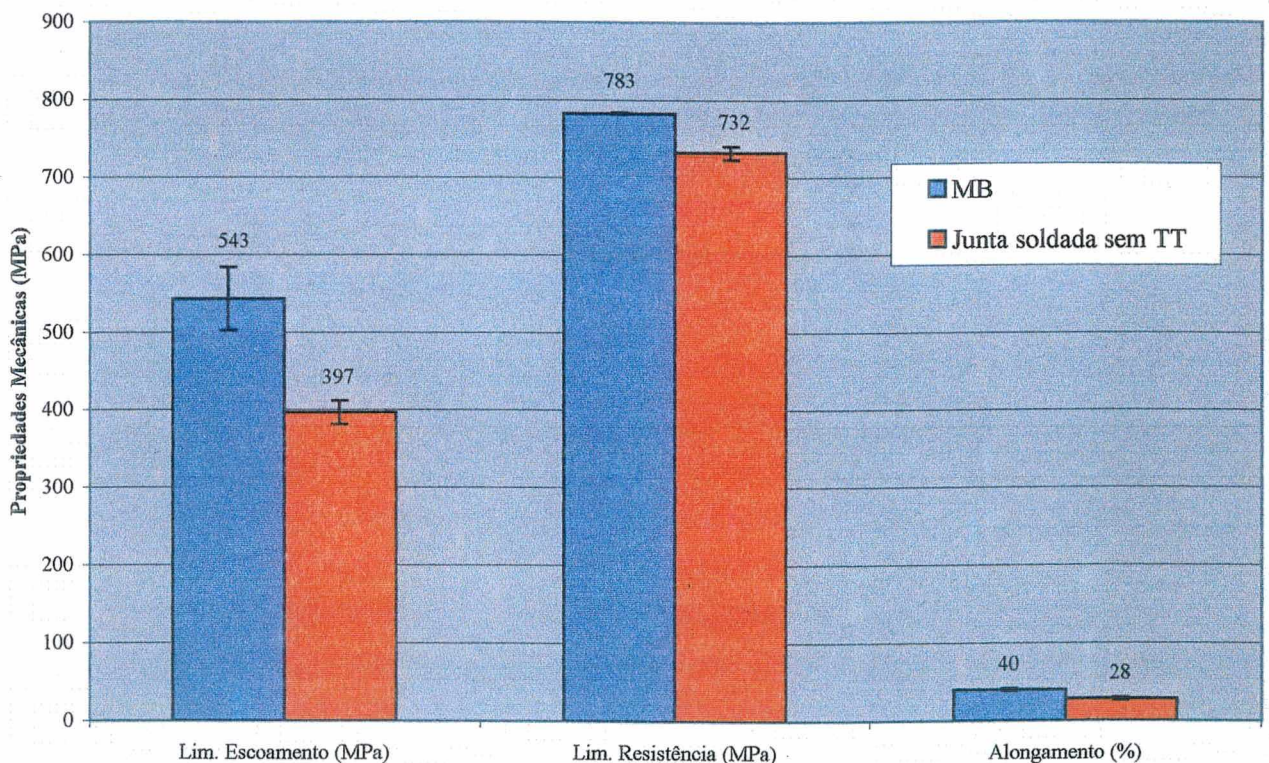


Figura 136 – Propriedades mecânicas da junta soldada em comparação com o metal de base.

A eficiência da junta soldada pode ser obtida através da relação entre o limite de resistência da junta soldada e o limite de resistência do metal de base. Esta expressão é dada por:

$$\text{Eficiência da junta soldada} = \frac{\text{limite de resistência da junta soldada}}{\text{limite de resistência do metal de base}}$$

Substituindo-se os respectivos valores temos:

$$\text{Eficiência da junta soldada} = \frac{732 \text{ (MPa)}}{783 \text{ (MPa)}} = 0,935$$

O valor da eficiência da junta soldada é um parâmetro bastante importante para o cálculo de um equipamento soldado. Dois pontos fundamentais na discussão sobre junta soldada são os fatores que afetam o limite de resistência da junta e as características do processo de soldagem empregado.

O limite de resistência como já mencionado anteriormente, é influenciado pelo encruamento da austenita e conseqüentemente pela quantidade de austenita presente, pelo tamanho de grão da zona fundida, pela precipitação na ferrita e pelo efeito mecânico de restrição imposto pelo metal de base.

5.7.5 - Propriedades mecânicas da junta soldada - Impacto

Os valores encontrados de energia absorvida em cada temperatura de ensaio de impacto são mostrados na Figura 137 e Figura 138. Na Figura 139 observa-se a posição de retirada dos corpos de prova para os ensaios de impacto na junta soldada.

Pode-se notar que existe uma variação nos valores obtidos e esta é função da microestrutura do material. Como mencionado anteriormente, a microestrutura do metal de base dos aços inoxidáveis duplex se caracteriza por apresentar duas fases distintas: a ferrita e a austenita, numa mistura com cerca de 50% em volume de “ilhas” de austenita e 50% de matriz ferrítica. Como a chapa é obtida pelo processo de laminação a quente, a estrutura apresenta uma textura de laminação no sentido de laminação da mesma. Muito embora a chapa seja submetida a um processo de solubilização, a distribuição das fases praticamente não se altera.

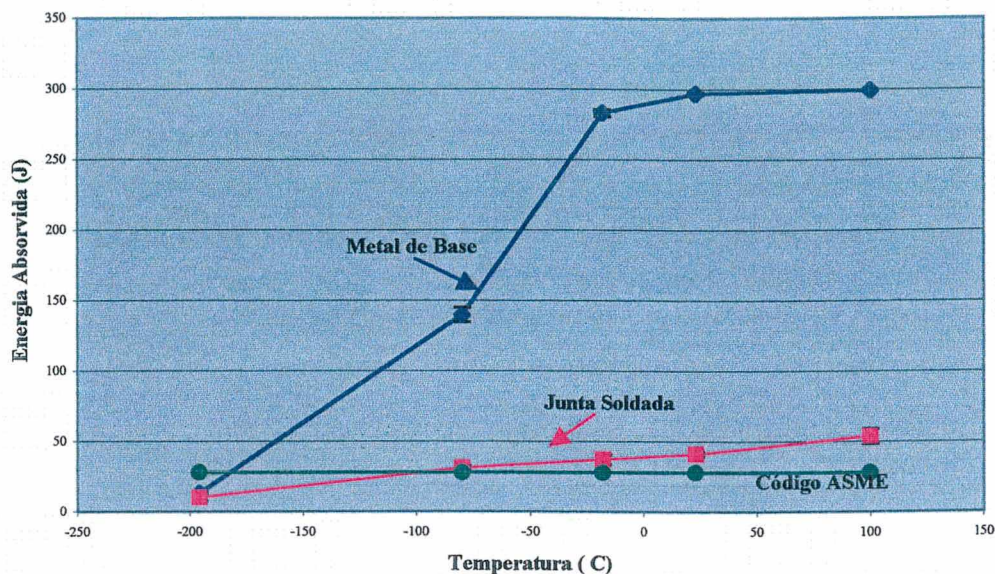


Figura 137 - Comparação entre a energia absorvida no ensaio de impacto considerando diferentes temperaturas para o metal de base, a junta soldada e o valor definido por norma. (Direção T-S).

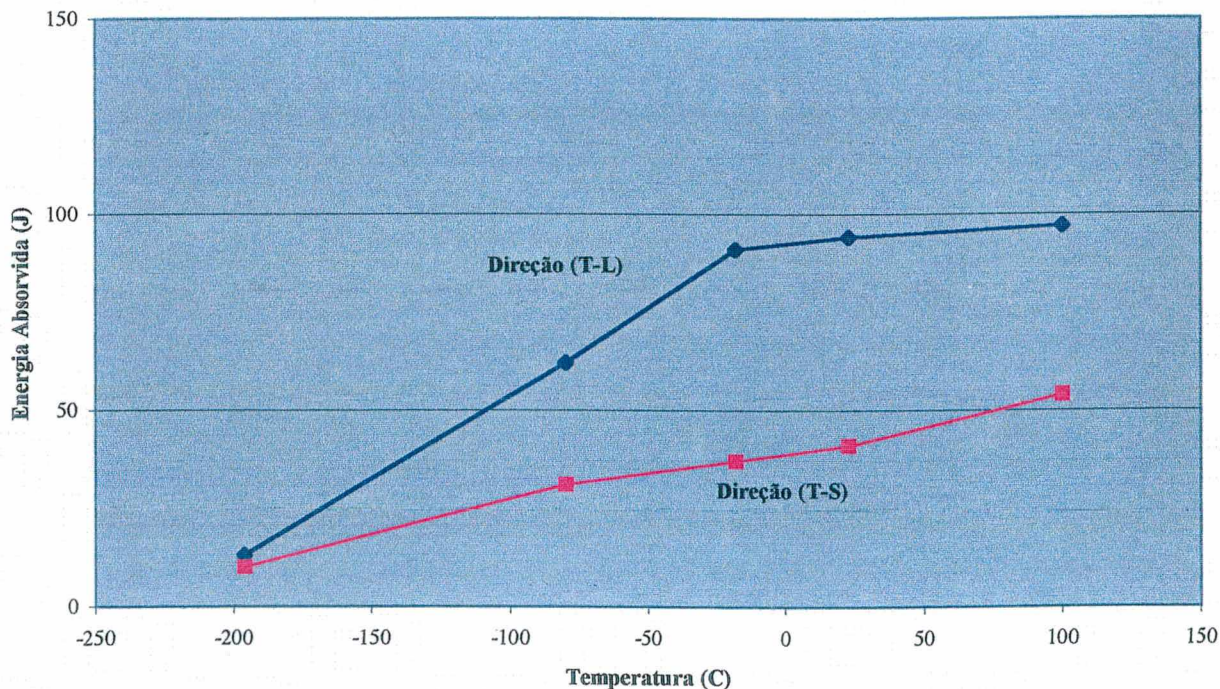


Figura 138 - Comparação entre os valores obtidos no ensaio de impacto em função da posição do entalhe no centro do cordão de solda de juntas soldadas sem tratamento térmico pós-soldagem.

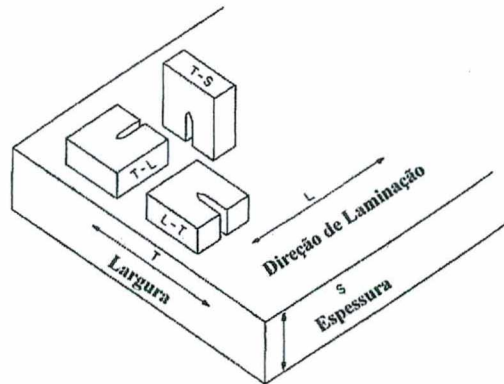


Figura 139 – Representação das posições de retirada dos corpos de prova para os ensaios de impacto na junta soldada.

A microestrutura do metal de solda se diferencia do metal de base devido às variações na composição química do eletrodo em relação ao metal de base e também em decorrência da história térmica a qual foi submetido durante o processo de soldagem. No metal de solda, a solidificação da ferrita envolve o crescimento epitaxial a partir do metal de base. O crescimento dendrítico é orientado levando-se em consideração o gradiente térmico que produz uma estrutura ferrítica de forma colunar. A austenita começa a se precipitar entre os grãos de ferrita.

A diminuição da tenacidade pode ser resultante da diminuição no teor de cromo devido à precipitação de nitretos de cromo no interior dos grãos de ferrita. Esta precipitação, conforme mencionado anteriormente (Figura 100, Figura 101 e Figura 102), é normalmente encontrada na ZTA grosseira que geralmente apresenta um maior teor de ferrita. Este efeito não ocorre no metal de solda, pois este é rico em níquel e este desacelera a taxa de precipitação dos nitretos.

As fractografias mostradas na Figura 140 e Figura 141 mostram algumas regiões dos corpos de prova da junta soldada obtidas nos ensaios de impacto às temperaturas de -196°C e -80°C . Pode-se observar que o mecanismo de fratura típico é *dimples*, e que para diferentes temperaturas de ensaio os precipitados se apresentam em número e tamanhos diferentes. As inclusões presentes nestas amostras, típicas na soldagem com arame tubular, são grandes o bastante podendo induzir decoesão interfacial e deformações relativamente baixas. Considerando que estas inclusões são pouco espaçadas pode ocorrer o coalescimento das microcavidades formadas antes do mecanismo de clivagem ser alcançado.

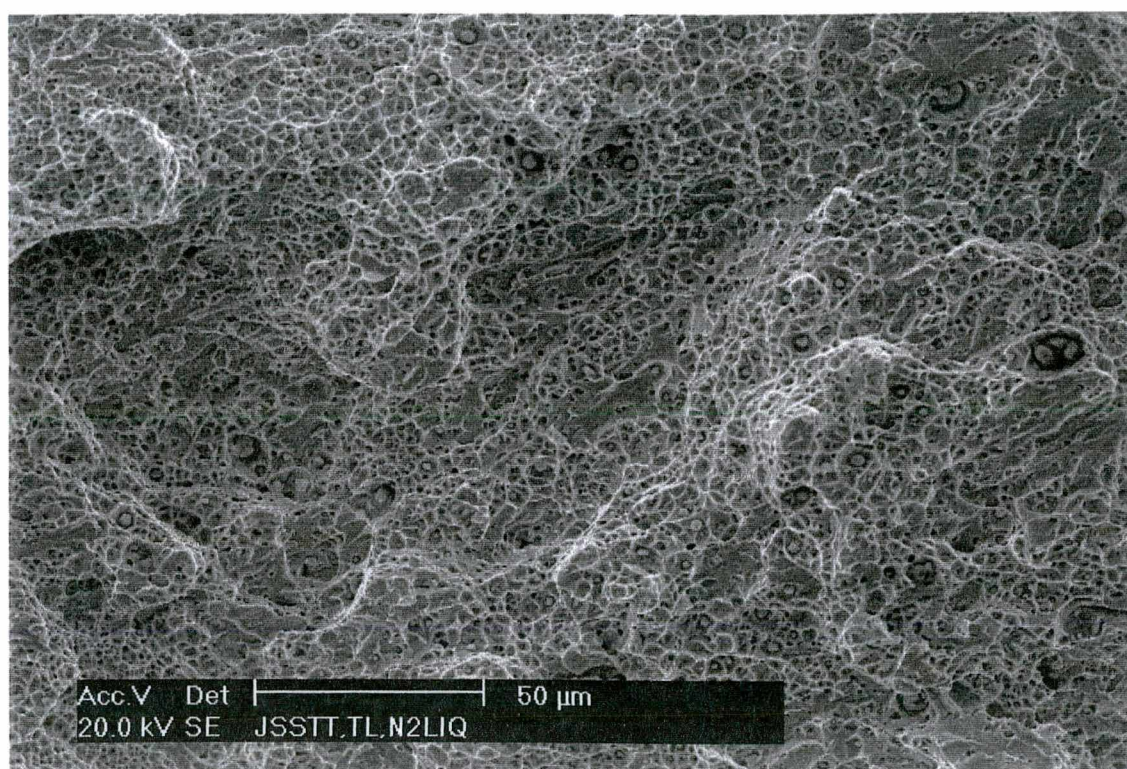
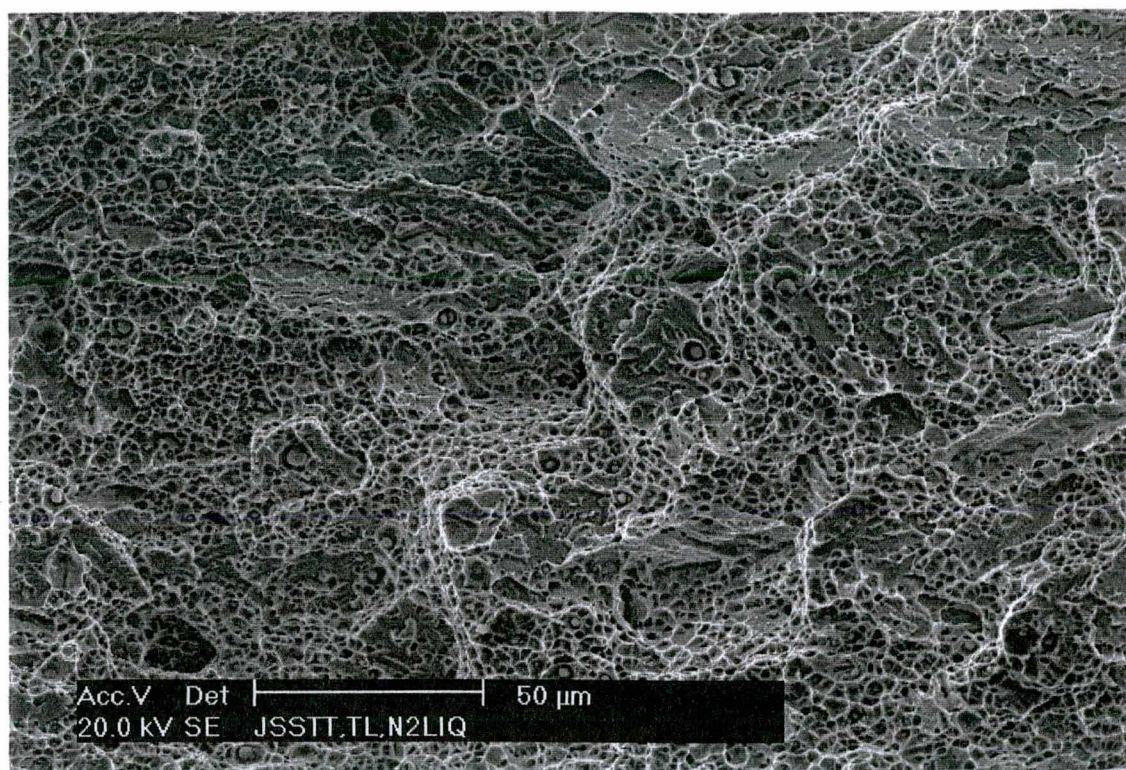


Figura 140 – Fractografias da superfície do corpo de prova Charpy para junta soldada na temperatura de -196°C . Orientação (T-L).

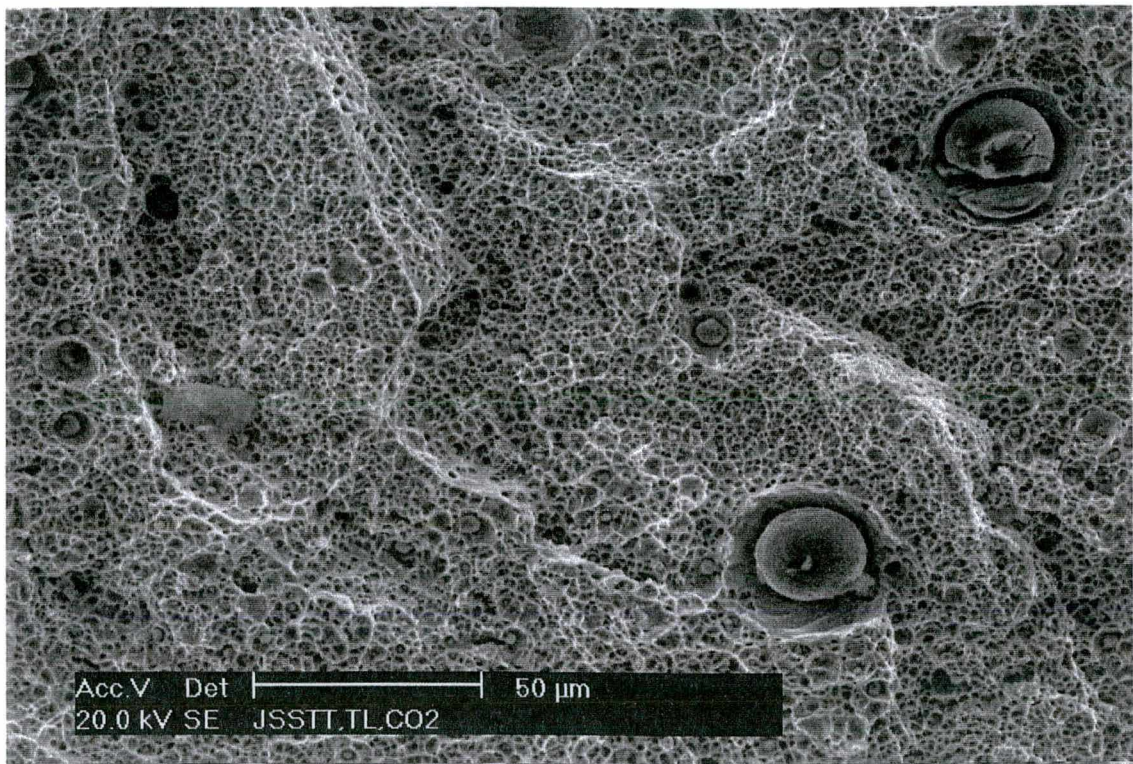
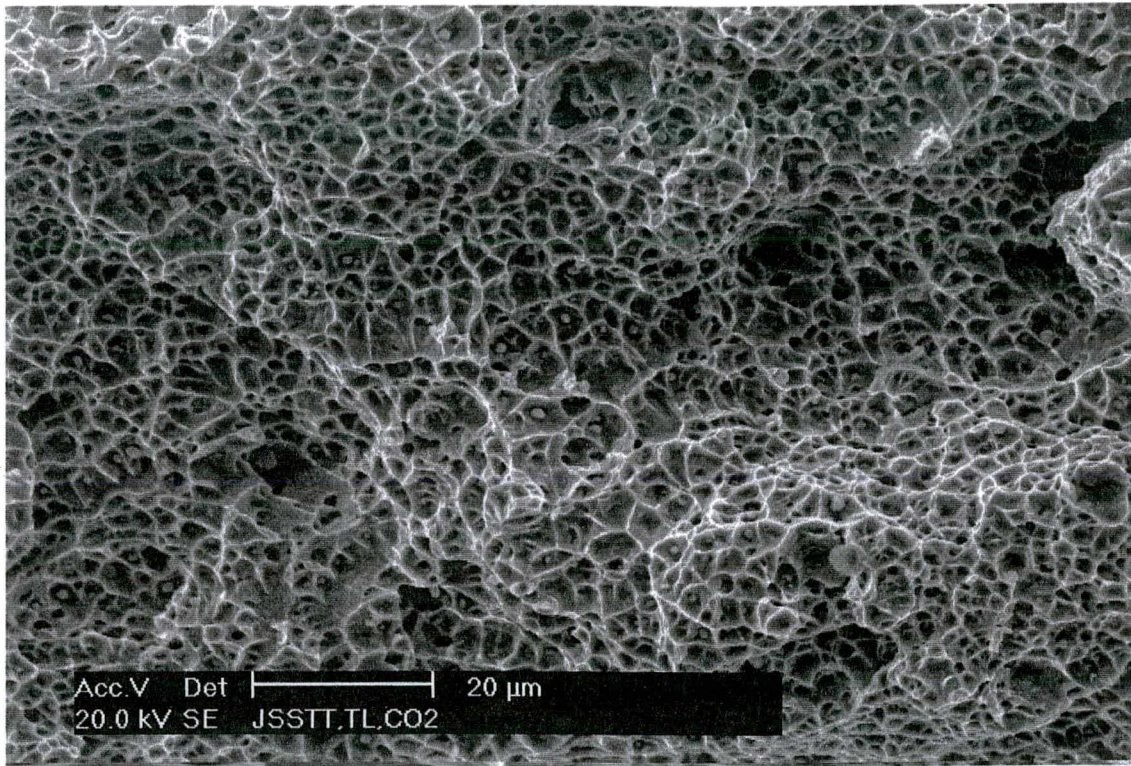


Figura 141 - Fractografias da superfície do corpo de prova Charpy para a junta soldada na temperatura de -80°C . Orientação (T-L).

Os requisitos de tenacidade para as ligas duplex são referenciados nas normas ASME VIII, DIN AD Merkblatt HPS/2 e BS 5500. A norma ASME se baseia nos ensaios do metal de base com os requisitos de impacto dependentes da espessura do material conforme Tabela 30.

Tabela 30 – Variação da energia absorvida em função da espessura da chapa - norma ASME.

Faixa de espessura (mm)	Energia absorvida (J) Charpy
16 - 32	28
32 - 50	28 - 37

A norma DIN, por sua vez, considera a temperatura de serviço com diferentes requisitos de energia absorvida para solda e zona termicamente afetada, conforme Tabela 31.

A norma inglesa limita o uso do duplex à 30°C com nenhum requisito acima de 0°C. O valor médio de 40J é definido para o metal de solda, linha de fusão e ZTA considerando temperaturas de serviço entre 0 e -30°C.

Tabela 31 - Variação da energia absorvida em função da espessura da chapa - norma DIN.

Temperatura de serviço (°C)	Energia absorvida (J) Charpy	
	Cordão de Solda	ZTA
> -10°C	40	27
< - 10°C	32	16

Com base nos valores mencionados nas Tabela 30 e Tabela 31 pode-se notar que muito embora a solda prejudique algumas propriedades do metal de base, principalmente a tenacidade, os valores obtidos nos ensaios de impacto se mantiveram levemente acima dos valores requeridos pelas normas ASME, DIN e BS.

5.7.6 - Propriedades mecânicas da junta soldada - Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados na escala Vickers com objetivo de detectar possíveis gradientes de dureza na junta decorrentes do processo de soldagem. Estes ensaios foram realizados com a carga de 0,5 kgf em corpos de prova polidos e atacados eletroliticamente com uma solução de ácido oxálico a 10%.

As posições onde foram realizadas as medições de dureza estão mostradas na Figura 142. Os resultados obtidos podem ser observados na Figura 143. Nota-se que o comportamento se mantém praticamente constante para cada região estudada, havendo apenas variação no patamar das durezas em função do refino na microestrutura proveniente dos múltiplos passes.

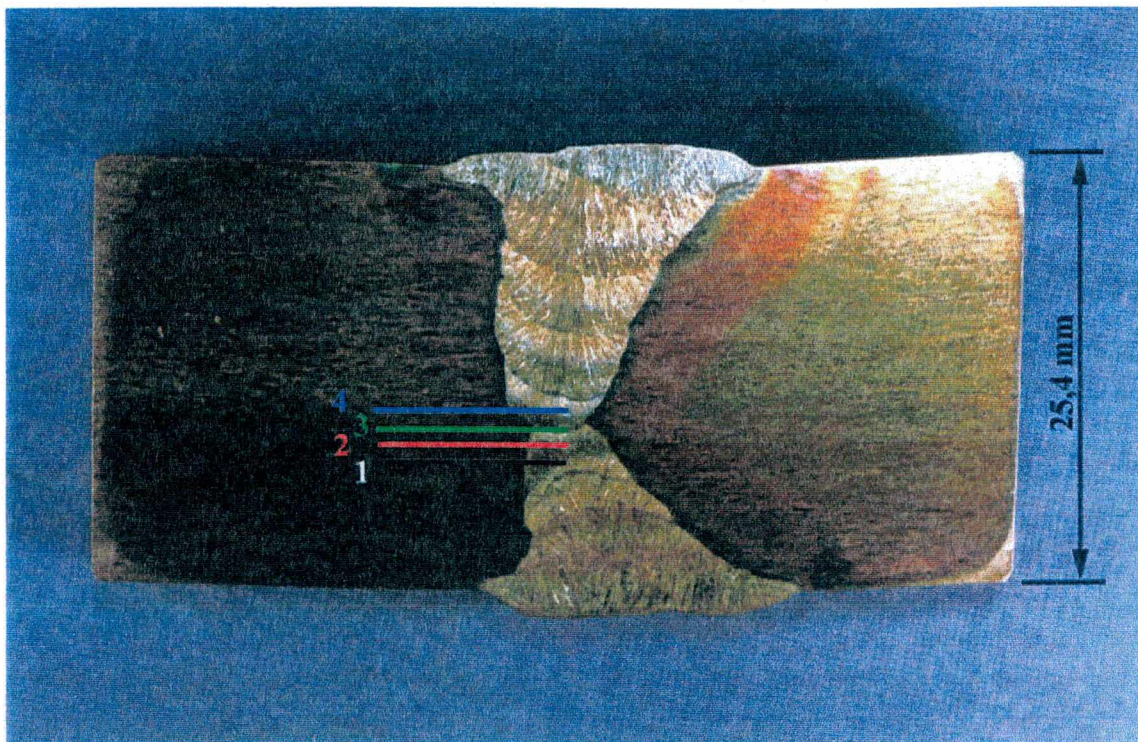


Figura 142 – Representação das posições onde foram realizadas as medições.

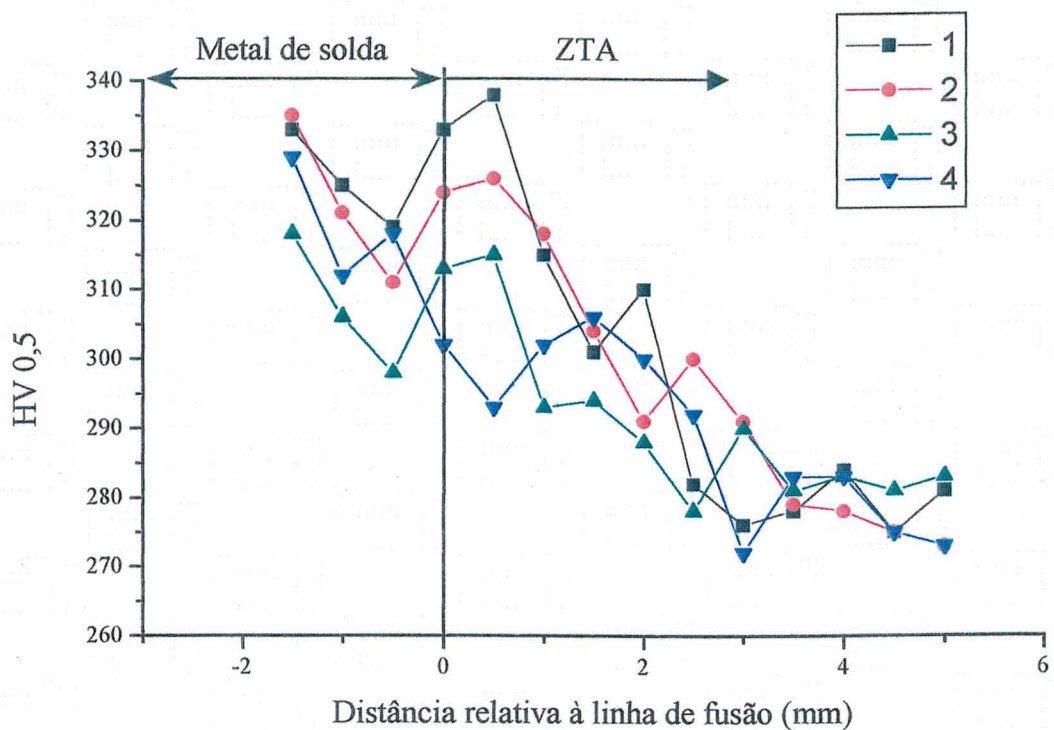


Figura 143 – Variação da dureza Vickers em função da distância a partir da linha de fusão.

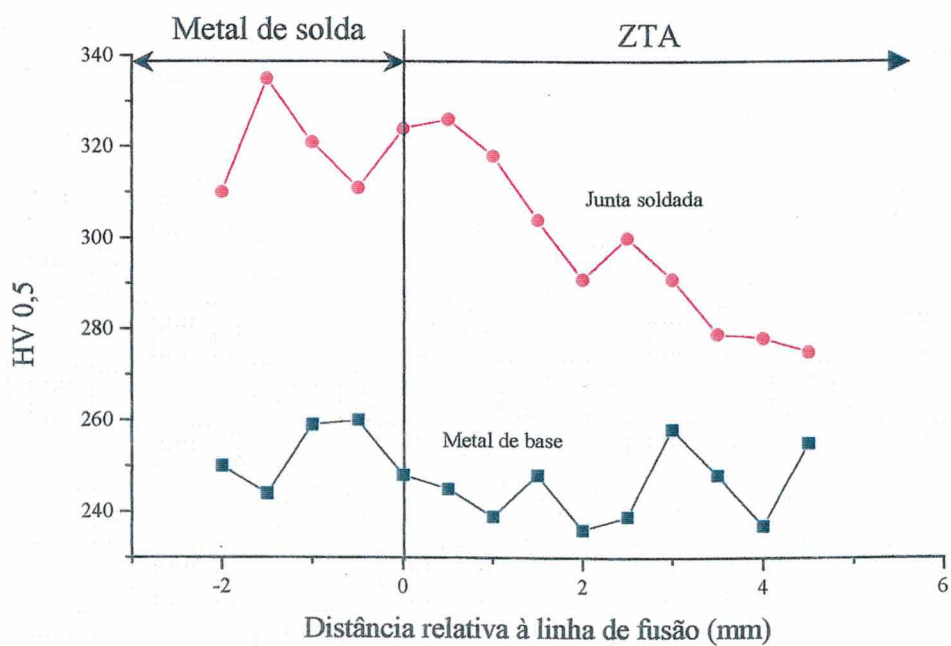


Figura 144 - Variação da dureza Vickers para metal de base e junta soldada.

A variação nos valores de dureza da junta soldada (Figura 144) pode ser explicada considerando a transformação induzida pelos ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento do processo de soldagem.

O aumento da dureza ocorre principalmente no cordão de solda e na ZTA devido à compressão destas regiões durante o resfriamento. Deve-se também salientar que o valor da dureza diminui à medida que aumentam o número de passes depositados.

No centro do cordão tem-se uma grande deformação causada pelos ciclos térmicos de soldagem. À medida que se afasta do centro do cordão, o nível de deformações diminui até a região onde se tem o metal de base. Este apresenta uma dureza decorrente do trabalho de conformação da chapa.

A diferença entre a disposição das curvas pode ser interpretada considerando que para uma soldagem multi-passes, os passes subseqüentes realizam tratamentos térmicos sobre os passes iniciais, aliviando as tensões existentes.

5.7.7 – Parâmetros de soldagem

Os parâmetros utilizados para a soldagem das chapas de duplex em função do passe e da camada depositada estão mostrados na Tabela 32.

Tabela 32 – Parâmetros utilizados na soldagem das chapas de aço inox duplex UNS S31803.
(Valores médios)

Parâmetros	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Aporte de calor (kJ/mm)
Média	140	35,5	5,0	0,994
Desvio Padrão	10,5	1,3	1,2	0,270

5.7.8 – Composição química do eletrodo

As análises químicas do metal de adição e do cordão de solda também foram realizadas com o objetivo de se caracterizar os materiais. Os equipamentos utilizados para a determinação destas composições químicas foram os mesmos utilizados na análise química do metal de base.

Os resultados encontrados estão mostrados na Tabela 33 e Tabela 34.

Tabela 33 – Composição química do eletrodo utilizada na soldagem das chapas de duplex.

Composição química	(%) Elementos de liga										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	N
Típica [109]		0,5				22,0	8,0	2,75			0,15
	<0,04	a	<1,0	---	---	a	a	a	---	---	a
		2,5				24,0	10,0	3,75			0,25
Eletrodo utilizado	0,03	1,32	0,73	0,018	0,017	21,2	7,84	2,71	0,03	0,99	*

* Não foi determinado

Tabela 34 – Composição química do cordão de solda em comparação com o metal de base.

Composição química	(%) Elementos de liga									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti
Cordão de solda	0,018	0,570	0,470	0,019	0,020	23,00	7,33	2,94	---	--
	±	±	±	±	±	±	±	±		
	0,003	0,052	0,052	0,001	0,010	0,100	0,057	0,036		
Metal de base	0,021	1,49	0,423	0,021	0,012	21,6	5,27	2,91	0,33	--
	±	±	±	±	±	±	±	±	±	
	0,004	0,070	0,025	0,002	0,004	0,874	0,127	0,061	0,015	

5.7.9 – Ciclo térmico de soldagem

Foram determinados quatro ciclos térmicos de soldagem. Cada termopar foi colocado em

profundidades diferentes em relação à superfície da chapa. O primeiro termopar foi colocado a uma profundidade de 24 mm, o segundo a 23,5 mm, o terceiro a 22,5 mm e o quarto a 21,5 mm., conforme Figura 145.



Figura 145 – Macrografia mostrando posicionamento do primeiro termopar na ZTA.

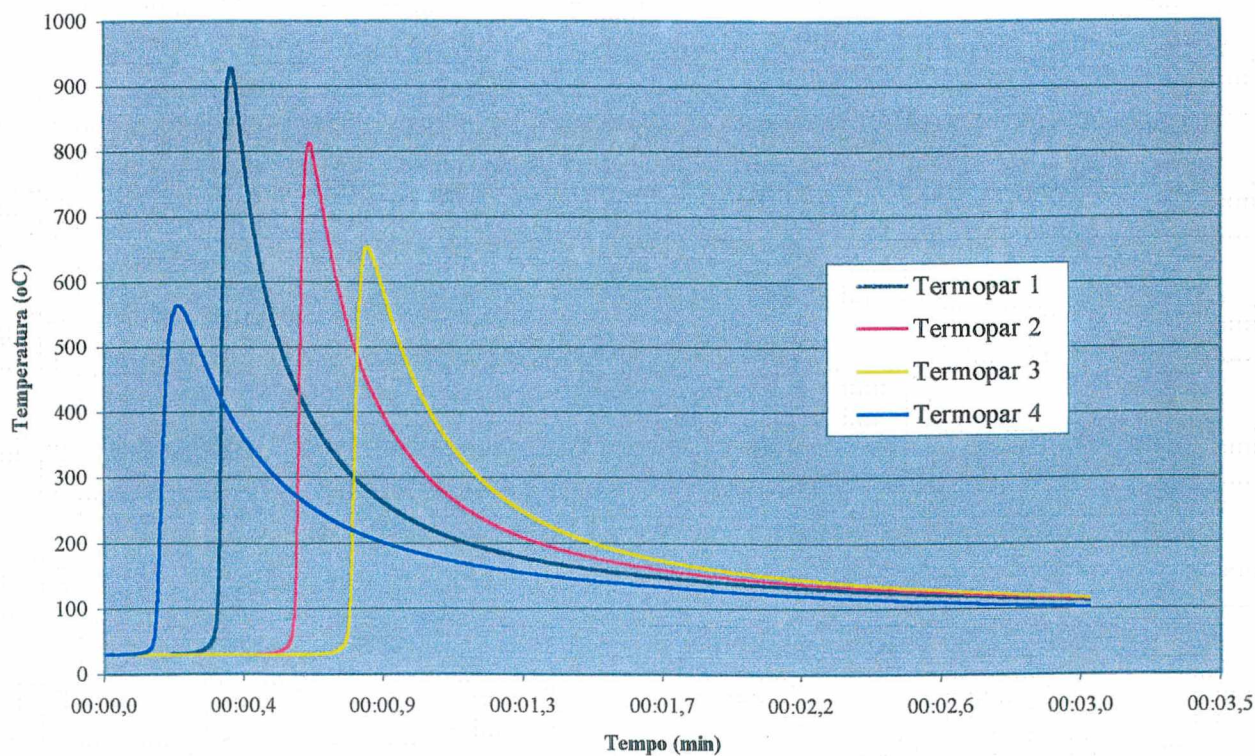


Figura 146 – Ciclos térmicos medidos com os quatro termopares.

A variação da temperatura em função do tempo para os quatro termopares é mostrado na Figura 146. As temperaturas máximas, obtidas em cada um dos termopares, são mostradas na Tabela 35.

Tabela 35 – Temperaturas máximas alcançadas por cada um dos quatro termopares.

Termopar	Profundidade (mm)	Temperatura Máxima (°C)
1	24,0	928
2	23,5	813
3	22,5	653
4	21,5	563

Com pode-se observar a máxima temperatura alcançada o ciclo térmico determinado pelos termopares foi de 928°C procurou-se determinar a variação da temperatura entre um intervalo, no caso entre 800 e 500°C. Alterando-se as escalas no gráfico anterior obteve-se o resultado para $\Delta t_{8/5}$ igual a 7,0 s como pode ser visualizado na Figura 147.

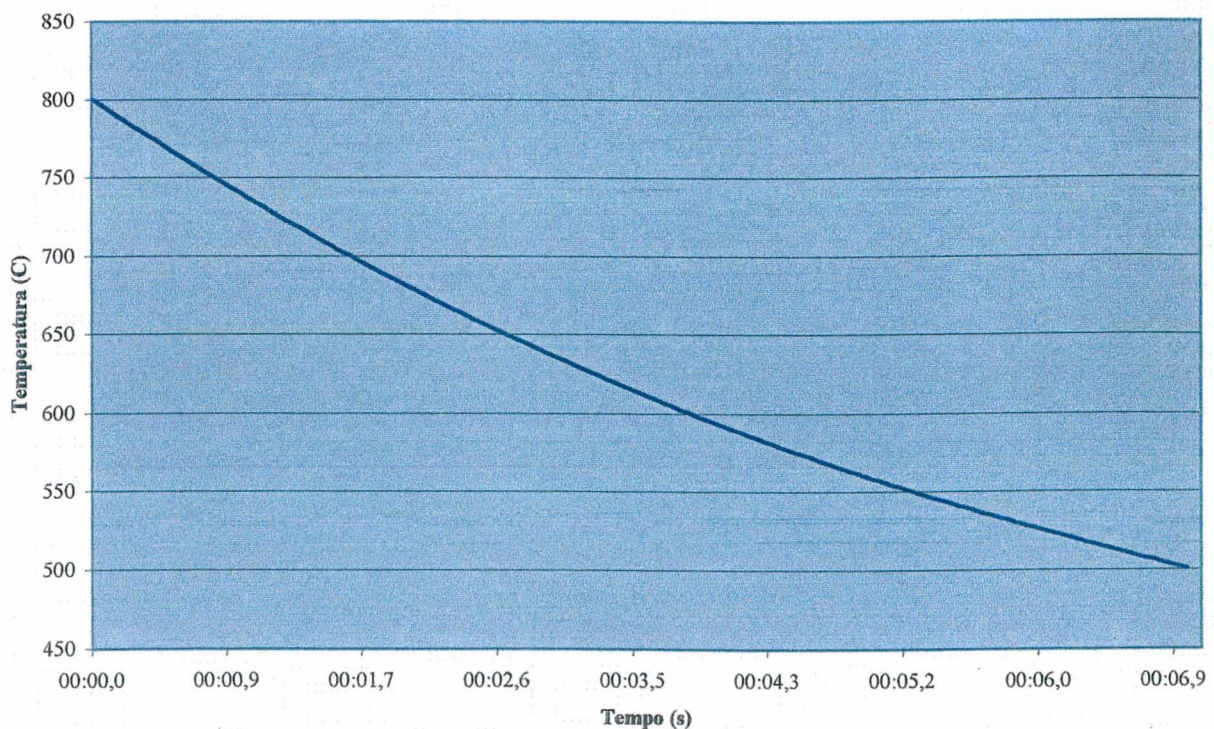


Figura 147 – Velocidade de resfriamento entre 800 e 500°C.

5.7.10 - Cálculo do tempo de resfriamento entre 1200 e 800°C

O tempo de resfriamento entre 1200 e 800°C determina a quantidade de austenita tanto no centro do cordão como na zona termicamente afetada. A temperatura de 1200°C foi escolhida por estar bem próxima da temperatura de início de formação da austenita. O ábaco proposto por Honeycombe e Gooch [40] para a determinação de $\Delta t_{12/8}$ fornece para este parâmetro o valor em torno de 2,5 segundos conforme mostrado na Figura 148.

Uma outra maneira é utilizando a expressão proposta Easterling [28] e adaptada ao aço inox duplex por Brandi e Padilha [11] onde substituindo os valores de: eficiência térmica, tensão média do arco, corrente média de soldagem, velocidade de soldagem e espessura da chapa de duplex obtém-se o seguinte valor:

$$\Delta t_{12/8} = 1,010 \times 10^{-15} \left(\frac{\eta \cdot V \cdot I}{v \cdot s \cdot e} \right)^2 = 1,010 \times 10^{-15} \left(\frac{0,85 \times 35,5 \times 140}{0,005 \times 25,4 \times 10^{-3}} \right)^2 = 1,12 \text{ s}$$

Considerou-se uma eficiência térmica para o processo de soldagem por arame tubular igual a 0.85, este valor é a média dos valores determinados para este processo segundo Modenesi, Marques e Santos [73].

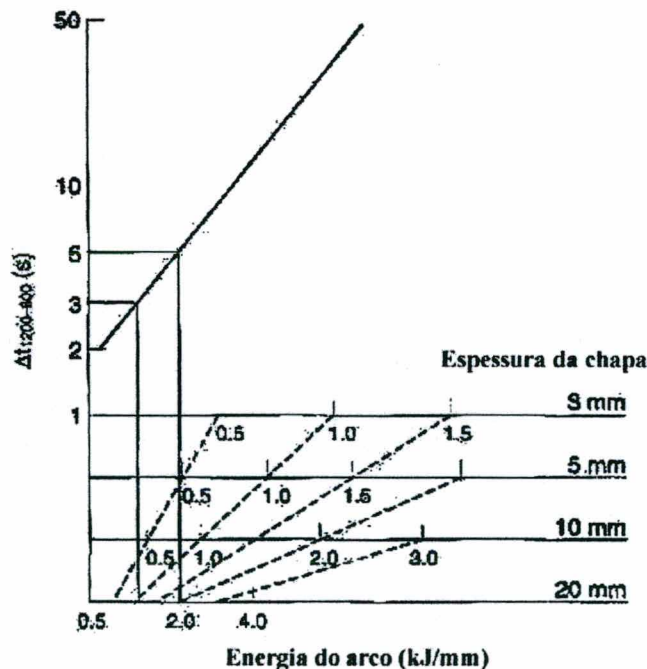


Figura 148 – Diagrama para determinação de ΔT_{12-8} para os aços inoxidáveis duplex [36].

Outra maneira de se determinar a taxa de resfriamento é considerando o escoamento tridimensional de calor na chapa de aço duplex e substituindo os respectivos valores na expressão abaixo:

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H_L}{2k\pi} \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right)$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{0,85 \times 35,5 \times 140}{2 \times 16,7 \cdot 10^{-3} \times \pi \times 5} \times \left(\frac{1}{500 - 50} - \frac{1}{800 - 50} \right)$$

$$\Delta t_{8/5} = 8052,1 \times \left(\frac{1}{450} - \frac{1}{750} \right)$$

$$\Delta t_{8/5} = 7,16 \text{ s}$$

Comparando-se este resultado com a velocidade de resfriamento entre 800 e 500°C determinada através de termopares (Figura 147, $\Delta T_{8-5} = 7,0 \text{ s}$) nota-se que para um escoamento tridimensional de calor proveniente da soldagem na chapa tem-se uma perfeita correlação entre o valor teórico e o obtido na prática.

5.8– Caracterização da Junta Soldada com Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

A junta soldada foi submetida ao tratamento térmico pós-soldagem de solubilização. Este tratamento consiste em aquecer a junta soldada até 1050°C por 30 minutos e resfriar rapidamente em água. O objetivo deste tratamento é restabelecer as frações volumétricas das fases na zona fundida e na zona termicamente afetada para que fiquem próximas das do metal de base.

5.8.1 – Caracterização macroestrutural da junta soldada com TTPS

A junta soldada submetida ao tratamento térmico pós-soldagem é apresentada na Figura 149 com ataques químicos diferentes.

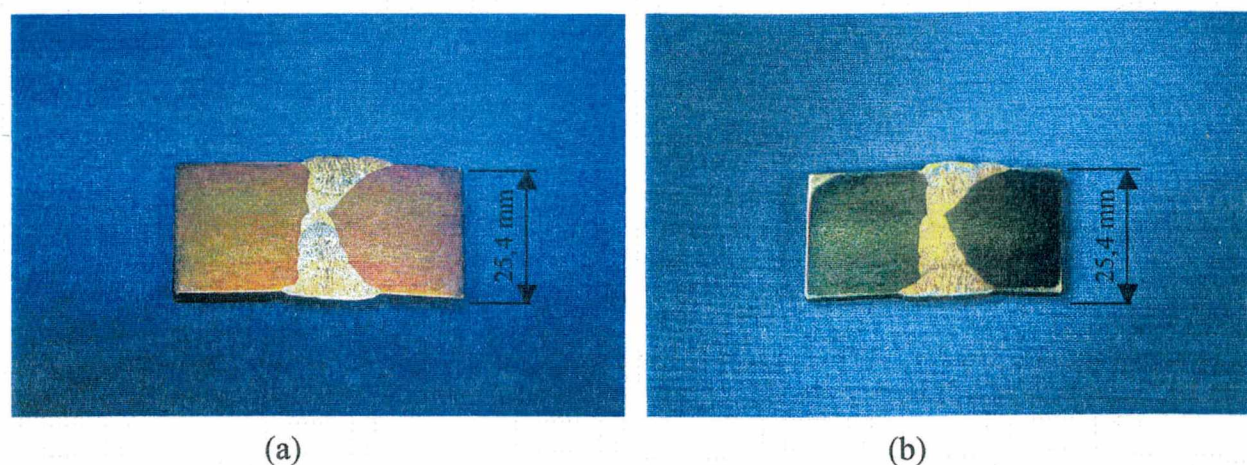


Figura 149 – Macrografia da junta soldada submetida ao tratamento térmico de solubilização a 1050°C por 30 minutos. (a) Ataque Beraha. (b) Ataque: ácido oxálico 10%.

Na macrografia da junta soldada submetida ao tratamento térmico de solubilização já não se consegue observar a zona termicamente afetada, mesmo realizando o ataque eletrolítico com ácido oxálico a 10%.

5.8.2 – Caracterização microestrutural da junta soldada com TTPS

Neste tópico serão apresentadas as modificações microestruturais na junta soldada causadas pelo tratamento térmico pós-soldagem. A Figura 150 mostra as microestruturas obtidas com Beraha.

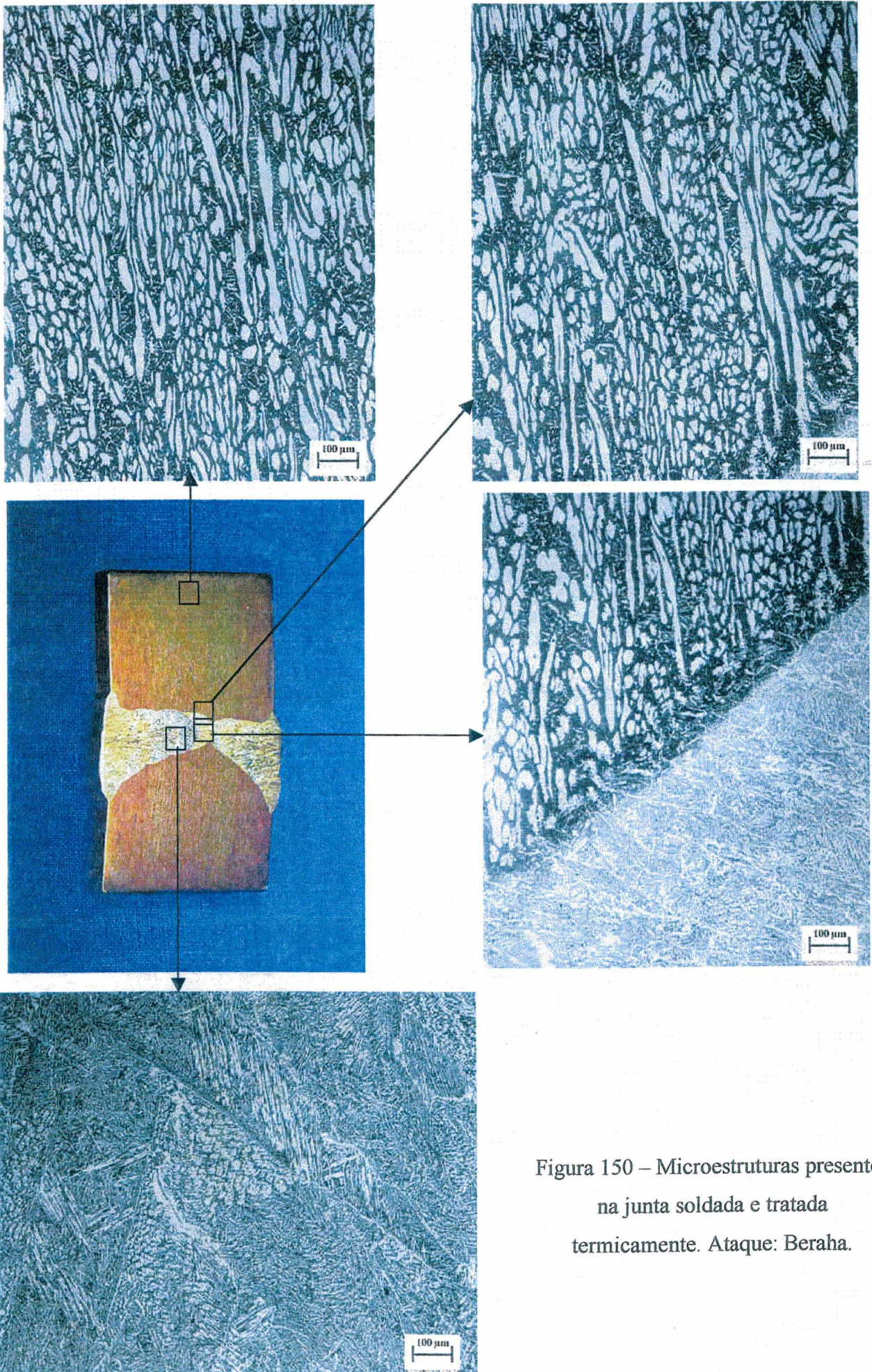


Figura 150 – Microestruturas presentes na junta soldada e tratada termicamente. Ataque: Beraha.

Observa-se novamente a presença das fases ferrita e austenita, sendo a primeira na forma da matriz com “ilhas” de austenita.

Quando a junta soldada é re-aquecida por cordões de solda subseqüentes ou, através de tratamentos térmicos posteriores, ocorre a dissolução parcial dos nitretos de cromo e formação de austenita secundária. Outro fator importante é o refinamento da microestrutura do cordão de solda.

O tratamento térmico pós-soldagem parece eliminar a precipitação de nitretos no interior da ferrita, praticamente restaura o equilíbrio entre as fases e alivia tensões provenientes do processo de soldagem.

5.8.3 – Propriedades mecânicas da junta soldada com TTPS – Tração

Os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova nas condições como soldado e tratado termicamente. Os corpos de prova foram retirados da direção transversal à direção de laminação da chapa. Os resultados são mostrados na Figura 151.

A eficiência da junta soldada pode ser obtida novamente através da relação entre o limite de resistência da junta soldada e o limite de resistência do metal de base. Esta expressão é dada por:

$$\text{Eficiência} = \frac{\text{limite de resistência da junta soldada}}{\text{limite de resistência do metal de base}}$$

Substituindo-se os respectivos valores, tanto para junta soldada como para a junta tratada termicamente, tem-se os resultados mostrados na Tabela 36.

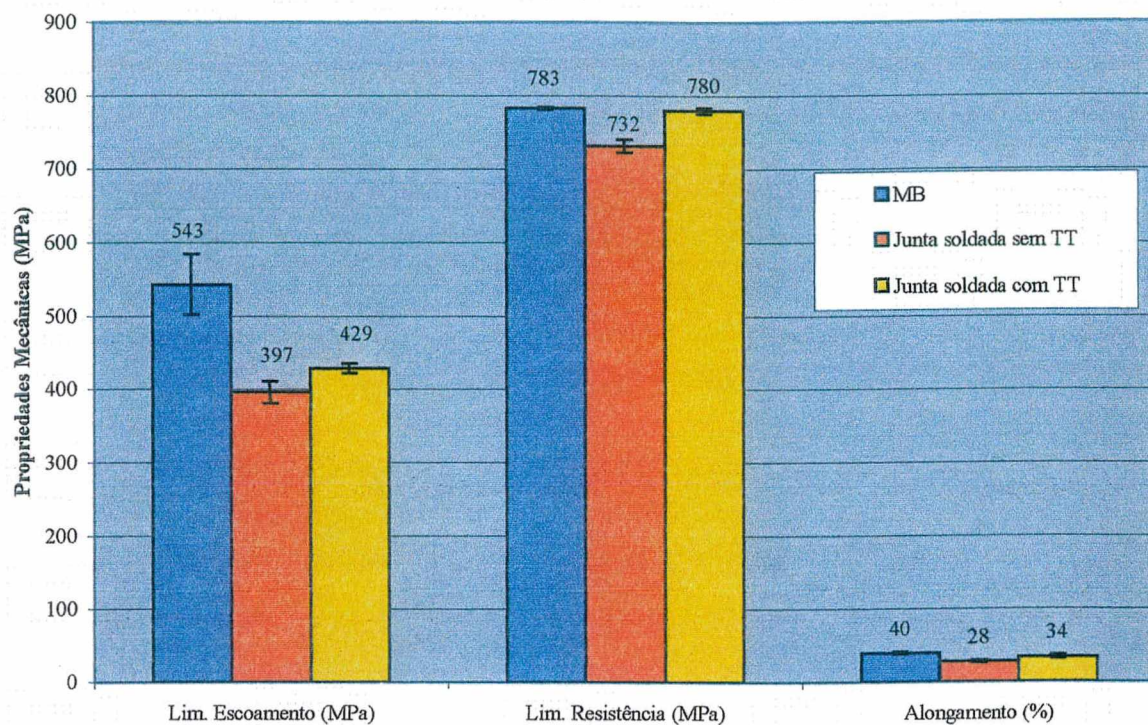


Figura 151 – Valores das propriedades mecânicas da junta soldada com e sem tratamento térmico em comparação com o metal de base.

O tratamento térmico pós-soldagem restabelece em parte as propriedades mecânicas em relação à tração principalmente porque ao promover a formação de austenita promove um reequilíbrio entre as fases ferrita e austenita. Outros fatores que podem colaborar para a melhoria destas propriedades são: a decomposição de fases indesejáveis, no caso os nitretos de cromo presentes na zona de ligação e o alívio de tensões gerados pelo processo de soldagem.

Tabela 36 – Comparação entre os valores de eficiência da junta nas condições como soldada e tratada termicamente.

Condição	Eficiência
Como soldado	0,935
Tratado termicamente	0,997

A eficiência da junta soldada e tratada termicamente é maior que na condição apenas

soldada e é praticamente igual a 1, o que indica não existir diferença nesta propriedade nas condições de recebimento e tratada termicamente.

5.8.4 - Propriedades mecânicas da junta soldada com TTPS – Impacto

Os ensaios de resistência ao impacto foram realizados em corpos de prova que apresentavam o entalhe no centro do cordão de solda. As temperaturas utilizadas nos ensaios foram: -196°C , -80°C , -18°C , 23°C e 100°C . A diferença entre a energia absorvida para cada temperatura de ensaio é mostrada na Figura 152.

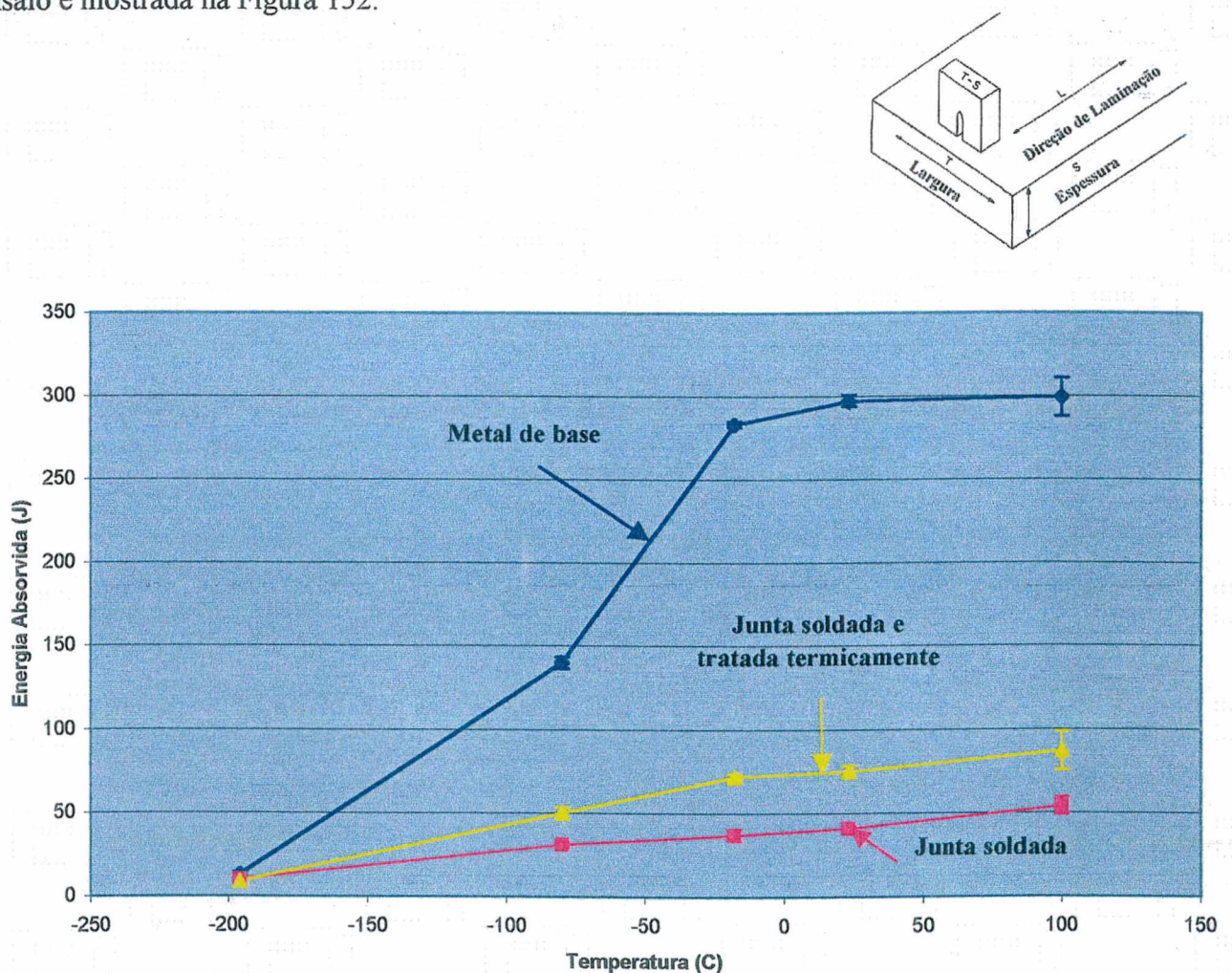


Figura 152 - Comparação entre a energia absorvida no ensaio de impacto para diferentes temperaturas para o metal de base, a junta soldada e junta tratada termicamente. (Direção T-S).

Pode-se notar que o tratamento térmico pós-soldagem melhora levemente a resistência ao impacto da junta soldada.

Pode-se notar que o tratamento térmico pós-soldagem melhora a resistência ao impacto da junta soldada. A microestrutura do metal de solda se torna mais refinada e o equilíbrio entre as duas fases presentes é praticamente alcançado.

5.8.5 - Propriedades mecânicas da junta soldada com TTPS – Dureza

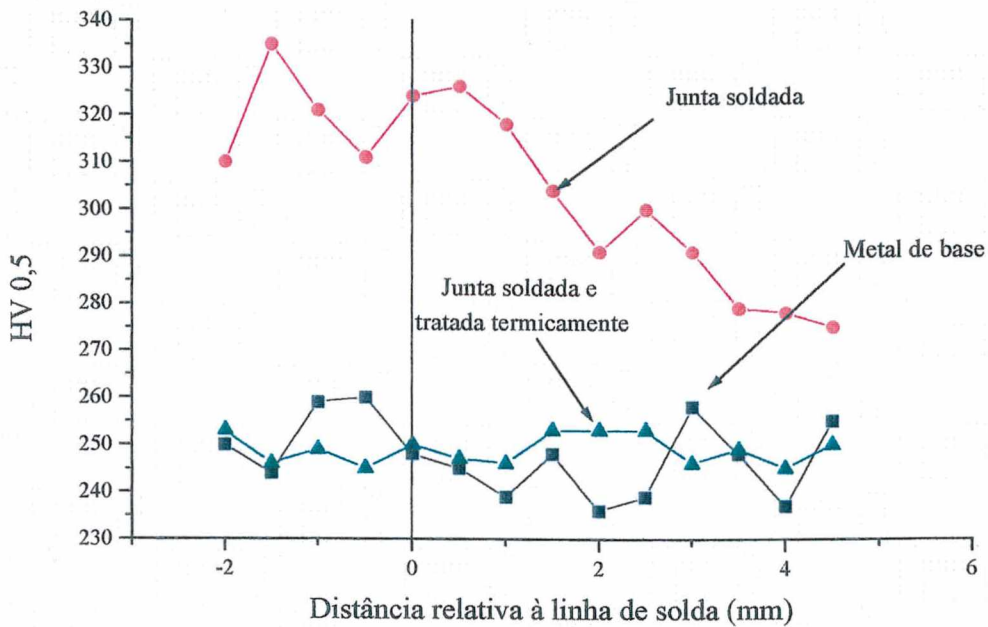


Figura 153 – Variação da dureza Vickers em função da distância a partir da linha de fusão para o metal de base, junta soldada e junta soldada e tratada termicamente.

5.8.6 - Discussão

A precipitação de nitretos no interior dos grãos de ferrita na ZTA grosseira pode ser observada em várias micrografias mostradas anteriormente. Esta precipitação é tanto mais intensa quanto menor for a fração volumétrica de austenita presente na região A solubilidade do nitrogênio na austenita, é bem maior que na ferrita, então se a fração volumétrica da austenita é baixa, a quantidade de nitrogênio fica bem acima dos limites de solubilidade, favorecendo a

precipitação dos nitretos na ferrita.

Com o tratamento térmico pós-soldagem, pode-se observar que o teor de austenita tende ao valor de equilíbrio. Isto pode ser melhor explicado se observarmos o diagrama Fe-Cr-Ni para 70% Fe (Figura 6). Considerando que o tratamento térmico pós-soldagem é realizado em temperaturas próximas a 1050°C, as frações volumétricas de ferrita e austenita tendem ao equilíbrio e conseqüentemente há uma dissolução dos precipitados.

VI. CONCLUSÕES

Os resultados da pesquisa sobre aspectos microestruturais e de propriedades mecânicas de chapas de 25,4 mm espessura do aço inoxidável duplex UNS S31803 submetida a soldagem MIG-tubular permitiu as seguintes conclusões:

a) Quanto ao metal de base:

1. O metal de base como recebido apresenta variação microestrutural, o que acarreta comportamento anisotrópico nas propriedades mecânicas

b) Quanto ao simples depósito:

1. Na zona fundida a austenita solidifica-se sob a forma de austenita de Widmanstätten; na ZTA grosseira ocorre elevada precipitação de nitretos de cromo.
2. Mesmo com o aumento do aporte térmico a precipitação de nitretos de cromo na ZTA grosseira ainda ocorre.
3. Um segundo passe, quando depositado sobre o primeiro, provoca refinamento na microestrutura e precipitação de austenita secundária na zona fundida.

c) Quanto à junta soldada:

1. Os parâmetros de soldagem e procedimentos escolhidos garantem a qualidade da junta soldada.
2. O aumento de dureza em comparação com o metal de base pode ser justificado através de:
 - aumento no teor de austenita;
 - deformação induzida pelos ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento provenientes do processo de soldagem e
 - variação do teor de ferrita no metal de solda e na ZTA.

d) Quanto ao tratamento térmico pós-soldagem (TTPS):

1. Mesmo com a redução parcial na precipitação de nitretos de cromo, aqueles ainda presentes no interior da ferrita podem gerar corrosão.
2. O restabelecimento parcial das propriedades mecânicas que são afetadas pelo processo de soldagem ocorre devido:
 - ao equilíbrio entre as fases;
 - à dissolução parcial de nitretos de cromo do interior da ferrita;
 - ao alívio das tensões residuais geradas pelo processo de soldagem.

VII. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se como estudo complementar os seguintes tópicos:

1. Soldagem do aço inoxidável duplex com o processo de arco submerso por ser outro processo de alta produtividade;
2. Estudo do efeito do número de passes na precipitação da fase sigma na junta soldada em chapas finas;
3. Estudo do efeito da energia de soldagem na corrosão por pites;
4. Estudo da precipitação de nitretos e carbonetos na junta soldada;
5. Cálculo mais eficiente para determinação da eficiência térmica do processo de soldagem. Devendo considerar o efeito da fonte de calor, das perdas de calor pela superfície da chapa e utilização de equipamentos mais precisos como por exemplo: calorímetros.

VIII. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 A new constitution diagram for predicting ferrite content of stainless steels weld metals. **Materials & Design**, v.14, n.6, p. 345-348, 1993.
- 2 ATAMERT, S, KING J.E. Sigma-phase formation and its prevention in duplex stainless steels. **Journal of Materials Science letters**, v. 12, p.1144-1147, 1993.
- 3 ATAMERT, S.; KING, J. E. Super duplex stainless steel Part 1 – Heat affected zone microstructures. **Materials Science and Technology**, v. 8, p. 896 – 911, oct., 1992.
- 4 ATAMERT, S; KING J. E. Elemental Predictioning and microstructural development in duplex stainless steel weld metal. **Acta Metall. Mater**, v.39, n.3, p.273-285,1991.
- 5 BAIN, E.C. , GRIFFITHS, W.E. Introduction to the iron – chromium – nickel alloys. **Trans. Aime**, vol. 75, p. 165-213, 1927.
- 6 BARROS, P. M. **Soldagem de Aços inoxidáveis. Programa de curso metalurgia em tecnologia de soldagem – Módulo dos inoxidáveis**, ABS.
- 7 BILMES, P. D. et al. **Guia para la soldadura de les aceros inoxidables duplex**.
- 8 BLICHARSKI, M. Structure of deformed ferrite-austenite stainless steel. **Metal. Science**, v.18, n.2, p. 92 –102, 1984.
- 9 Boletim informativo da **Avesta Sheffield 2205**. n. 9771. p. 1-5.
- 10 BRANDI, S. D., PADILHA, A. F. Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. In: **II Seminário Brasileiro INOX 90**, São Paulo 1990, p.135-152.
- 11 BRANDI, S. D., PADILHA, A. F. Análise Micro estrutural da junta soldada de aço inoxidável duplex UNSS31803 – Efeito do tratamento térmico pós-soldagem. **Anais do XVII Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem**, Recife, 1991. p. 129 – 144.

- 12 BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Considerações sobre a metalurgia da soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex. **Meturgia e Materiais**, p. 141 – 146, mar, 1997.
- 13 BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C.; LIN, W. Effect of inter pass temp. on the heat affected zone performance of simulated multi pass welds in duplex and super duplex Stainless Steels. **Summary Report SR 9707**, Cooperative Research Program CRP-EW1.
- 14 BRANDI, S.D. **Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W. 1.4462 (UNS S31803)**. 1992. Tese de doutorado, USP, São Paulo.
- 15 BRANDI, S.D., PADILHA, A.F. Avaliação da eficiência da junta do aço inoxidável duplex DIN W. Nr, 14462 (UNS S31803) soldado autogenamente pelos processos de TIG e feixe de elétrons. In: **Congresso Internacional de Tecnologia Metalurgia e de Materiais**, 1995, São Paulo. p.391-403.
- 16 BRESCIANI Fº. E. et al. **Conformação Plástica dos Metais**. Ed. da Unicamp, 1991. 385 p.
- 17 BROOKS, J.A.; LIPPOLD, J.C. Selection of Wrought Austenitic Stainless Steels. **ASM Handbook**, v.6, p.456-470.
- 18 BUDGIFVARS. S. **Duplex Stainless Steels – Material properties and recommendations for welding**. A welding review published by ESAB, Feb, 1986.
- 19 CAMPOS FILHO. M. P.; DAVIES, G.J. **Solidificação e fundição de metais e suas ligas**. Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda. Editora da USP.
- 20 CASTRO, R., CADENET, J.J. **Welding Metallurgy of Stainless and heat-resisting steels**. Cambridge University Press p.190, 1975.
- 21 Catálogo **Avesta Sheffield, information 9584**, supersedes inf 9516 Aço Inoxidável Duplex 2205-UNS S31803, Suécia 1995.
- 22 Catálogo de eletrodos FCW 2205. **AVESTA Welding**. Inf. AWAB LRZ-9-94

S40315.

- 23 CHANDRA, T.; KUCHLMAYR, R. Effect of strain rate on sigma formation in ferrite-austenite stainless steel at high temperature. **Journal of Materials Science** v. 23, p. 723-728, 1988.
- 24 CHARLES, J Composition and properties of duplex stainless steels. **Welding in the world**. v. 36, p. 43 – 54, 1995.
- 25 DHOOGHE, A.; DELEN E.; Weldability and fracture behavior of duplex and superduplex stainless steels. **In: Duplex stainless steels Conf. Proceedings**, nov. 1994, Glasgow, Scotland.
- 26 DHOOGHE, A., DELEU, E. **Low temperature fracture toughness of thick duplex and superduplex stainless steel weldments**. IIS/IIW – 1331-96 (Class A prepared by and recommend for publication by II Commission of Behavior of Metals subjected for welding.)
- 27 DOHNKE, R. et al. Nitrogen makes duplex better. **Stainless Steel Europe**, p. 22-27, Jun 1990.
- 28 EASTERLING, K. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. Butterworths & Co., 1985.
- 29 ERAUZKIN, E. et al. Influence of the welding procedure on the fracture toughness of duplex stainless welded joints.
- 30 FLOREEN S.; HAYDEN H.D. The influence of austenite and ferrite on the mechanical properties of two phase stainless steel having microduplex structures. **Trans ASM** v.61, n.3 p. 489-499, 1968.
- 31 FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of stainless steels**. Springer - Verlag Austria, 1988, 278p.
- 32 GIEDT, W. H.; TALLERICO, L. N.; FUERSCHBACH, P. H., GTA Welding efficiency: calorimetric and temperature field measurements. **Welding Research Supplement**. p. 28s-32-s, jan. 1989.

- 33 GINN, B.J. et al. Weld Metal Ferritic Standards Handle Calibration of Magnetic Instrument **Welding Journal**, p.59, sept 1997.
- 34 GOOCH, T. G. Weldability of duplex ferritic-austenitic stainless steel. In: **Duplex Stainless Steel Conference** ASM ed.: Lula, R. ; EUA, 1983, p. 573-602.
- 35 GREWEN J., HUBER, J. Annealing textures. In: **Recrystallization of metallic materials**. Haessner, F. Dr. Riedee Verlkag GmbH, Alemanha, 1978. p. 111-136.
- 36 GUNN, R.N. **Duplex stainless steels – Microstructures, properties and applications**. Woodhead Publishing, 1997, 204p.
- 37 HEMMER, H.; GRONG. ϕ A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments. Part I. The Model. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30A, p. 2915 – 2929, Nov. 1999.
- 38 HILKES, J.; BEKKERS, K. Welding Duplex Stainless Steel, **Welding Journal**, p. 51 – 54, Nov. 1995.
- 39 HOCHORTLER, F; ZEILER, G.; HABERFELLNER K. X-Mas trees: a new application for duplex stainless steels. In: **The Fifth International Offshore and Polar Engineering Conference**. The Hague, The Netherlands, 1995, June 11-16, p. 183-186.
- 40 HONEYCOMBE, J.; GOOCH, T. G. Arc welding ferritic austenitic stainless steel; prediction of weld area microstructures. **Welding Institute Research Report**. v. 6, p. 28, Set., 1985.
- 41 HONEYCOMBE, R, W, K. **Steel Microstructure and properties**. Ed. Edward Arnold Publishes Ltd., 1981.
- 42 HUTCHINSON, W.B., USHIODA, K; RUNNSJO, F – Anisotropy of tensile behavior in a duplex stainless steel **Mat. Sci. and Technology**, v. 1(a), p.728-731, 1985
- 43 JANA, S. Effect of heat input on the HAZ properties of two duplex stainless steels.

- Journal of Materials Processing Technology**, v.33, p. 247 – 261, 1992.
- 44 JOHANSSON, R.E; NILSSON, J.O. Fracture toughness of austenitic and duplex stainless steels. **Stainless Steel 84 Goteborg**, Proceedings Conference. Sweden 1984. p.446 – 481 Inst. of Metals London.
 - 45 KARLSSON, L; RYEN L; PAK, S. Precipitation of Intermetallic Phases in 22% Cr Duplex Stainless Weld Metals. **Welding Research Supplement**. p. 28-s a 40-s, 1995.
 - 46 KOKAWA, H., TOMITA, M., KUWANA, T., Effect of nitrogen on impact toughness of duplex stainless steel weld metals.
 - 47 KOTECKI, D.J, Duplex alloy weld ferrite content measurement and mechanical property effects. **In: Duplex Stainless Steels**, 1995. .Nederlands. p.415-429.
 - 48 KOTECKI, D.J. Understanding delta ferrite. **Welding Design & Fabrication**, p. 33-36, dez, 1990.
 - 49 KOTECKI, D.J. Ferrite control in duplex stainless steel weld Metal. **Welding Research Supplement**. p.273s-278s, Oct, 1986.
 - 50 KOTECKI, D.J. Welding parameter effects on open-arc stainless steels weld metal ferritic. **Welding Journal Research Supplement**, Apr. p. 109s-117s. 1978
 - 51 KOTECKI, D.J. Stainless questions and answers. **Welding Journal**, v. 74, n. 4, p. 245, Apr, 2000.
 - 52 KOTECKI, D.J. Ferrite measurement and control in duplex stainless steel welds. **Instituto Internazionale Della Saldatura**. Doc IIS;IIW – 1116-91/prepared e recommended for publication by IIW. Commission II <Arc Welding> pag 153 – 158.
 - 53 KRULL, P., et al. Precipitation and toughness behaviour of thick-walled weld joints made of duplex steel. **Welding and Cutting**, p. E162-164, Nov. 1997.
 - 54 LAUHLIN, D,E., SOFFA, W.A. **Spinodal Structures**, In: ASM Handbook, 1998. v.9, p.652-654,
 - 55 LI, J.; WU, T.; RIQUEIR, Y. T. Phase precipitation and its effect on the mechanical

- properties of a superduplex stainless steel. **Materials Science and Engineering**, p. 149-156. 1994.
- 56 LILJAS, M, QVARFORT, R. **In: International Conference on DSS**, 1986. The Hague Nederlands Instituut Lastechnick, p.244-256.
- 57 LINDBLON, B. E. S.; LUNDQVIST, B.; HANNERZ, N. E. Grain growth in HAZ of duplex stainless steel. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v.20, p. 305 – 315, 1991.
- 58 LINNERT, G. E. **Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels**. 4th, American Welding Society, 1994, 940 p.
- 59 LIPPOLD, J.C.; AL-RUMAIH, A.M. Toughness and pitting corrosion of duplex stainless steel weld heat-affected zone microstructure containing secondary austenite. **In: Conference of Duplex Stainless Steel'97**, 1997. Maastricht, The Netherlands.
- 60 LIPPOLD J. C., VAROL I.; BAESLACK III, W. A. The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at -20°C. **Welding Research Supplement**, p. 75-s a 79s. April 1994.
- 61 LIPPOLD, J. C., et al. Heat affected zone microstructure and properties in commercial duplex stainless steels. **In: Fourth International Conference Duplex Stainless Steels**, Nov. 1994, Glasgow. paper 116.
- 62 LIPPOLD, J.C.; SAVAGE, W.F. - Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part I- A Proposed Mechanism. **Welding Journal**, v. 12, p. 362-374s, 1979.
- 63 LULA, R.A. Stainless steel. **American Society for metals**, 1993, 173p.
- 64 LUNDQUIST. B.; NORBERG, P. Weldability aspects and weld joint properties of duplex stainless steels. **Welding Journal**, p.45-51, July, 1988.
- 65 LUNDQUIST. B.; NORBERG. P.; OLSSON. K. Influence of different welding conditions or mechanical properties and corrosion resistance of Sandvik SAF 2205 (UNS S31803). **Literatura Técnica do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da**

- AB Sandvik steel, Sandviken, Sweden.
- 66 MACHADO, I.F.; PADILHA, A.F, Precipitação de fase sigma em um aço inox duplex isento de níquel e contendo altos teores de manganês e nitrogênio. **In:12º CBECIMAT, 1996. Águas de Lindóia-SP. p.581-584.**
- 67 MAEHARA, Y.; et al. Effects of alloying elements on σ phase precipitation in δ/γ duplex phase stainless steels. **Metal Science**, v.17 p-541-547, nov. 1983.
- 68 MENON R.; KOTECKI, D.J. **Literature Review – Nitrogen in Stainless steel weld metal.** Teledyne McKay USA Delegation, DOC II-A123-87.
- 69 MENON, R. et al. The influence of weld thermal cycles on the microstructure and toughness of duplex stainless steels. 1994 OMAE, **Materials Engineering**, v. III, ASME, 1994.
- 70 METAL & ALLOYS IN THE UNIFIED NUMBERING SYSTEM, 8th Edition. A Joint Publication of the Society of Automotive Engineers, Inc and the American society for Testing and Materials.
- 71 METALS HANDBOOK 2nd ed.. **ASM International**, 1998.
- 72 MEYER, D. N. **In: ASM Handbook**, 1993. Flux-Cored Arc Welding. v. 6, p. 186 – 188.
- 73 MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Curso de Metalurgia da Soldagem.** Depto. Eng. Metalúrgica. UFMG, 1992.
- 74 NOBLE, D.N. **In: ASM Handbook**, 1993. Selection of Wrought Duplex Stainless Steels. v.8. p. 471-481.
- 75 NORDEBERG, H. Mechanical properties of austenite and duplex stainless steel. **La metallurgia italiana**, v. 85, n. 3, p. 147 – 154, 1994.
- 76 PADILHA A.F.; GUEDES L.C. **Aços inoxidáveis austeníticos – microestrutura e propriedades**, Hemus Editora Ltda, 1994. 170 p.
- 77 PAK, S.; RIGDAL, S. Experiences of welding duplex stainless steels with the FCAW

- process. **In: Duplex Stainless Steels Glasgow, Scotland 94**, paper 71.
- 78 PALEY, Z.; LYNCH, J. N.; ADAM Jr., M. Heat flow in welding heavy steel plate. **Welding Research Supplement**. p. 71s-79s, Feb. 1964.
- 79 PERTENEDER, E.; TOSCH, J. Contribution to the metallurgy of welding stainless ferritic-austenitic (duplex) steels. **Welding and cutting**, v.10, p. E176-178, 1989.
- 80 PETTERSON C.; FAGER S. A. Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507. **Boletim da R&D Center. AB Sandvik Steel, Sweden**. p.s-91-57-ENG, April, 1994.
- 81 PHILLIPS, A. L. **Welding Handbook – Fundamentals of Welding**. 6ª ed., American Welding Society.
- 82 PORTER, D.A., EASTERLING, K.E. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. Van Nostrand Reinhold Co. Ltd. 1981, p.446.
- 83 QUITES, A. M.; DUTRA, J. C. **Tecnologia da soldagem a arco voltaico**. EDEME, 1979, 248p.
- 84 RADEMARKERS, P. L. F.; VUIK, J. Factors influencing microstructure and properties of weldments in duplex stainless steels. **In: Conference Joining/Welding 1991**, The Hague, The Netherlands. Proceedings. London, IIW, p. 253-270.
- 85 REED, S.J.B. **Electron microprobe analysis** Cambridge Univ. Press, England, 1975.
- 86 REICK, W.; POHL, M.; PADILHA A.F. Three types of embrittlements in ferritic-austenitic-duplex Stainless Steels. **Metalurgia International**, v.3, n.8, p 46-50. Feb, 1990.
- 87 REICK, W.; POHL, M.; PADILHA A, F. Os três tipos de fragilidade dos aços inoxidáveis ferríticos - austeníticos com microestrutura duplex. **I seminário Brasileiro sobre Aços inoxidáveis**, 1989, São Paulo, p.123-140.
- 88 REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A.F. O desenvolvimento dos aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. **Metalurgia e Materiais – ABM**.

- v. 48, n. 409, set 1992.
- 89 REICK, W. K.; POHL, M.; PADILHA, A.F. Determinação da energia de defeitos de empilhamento da austenita de aço inoxidável duplex. **In: 50º Congresso Anual da ABM. 1995**, São Paulo. p.213-221.
- 90 REICK, W.K., **Kaltumformung und Rekristallisation eines rostbeständiger ferritisch-austenitischen Duplex-stahles**. Dissertations- Doktor-Ingenieur, Ruhr-Universität Bochum, Bochum, 1993.
- 91 SANTOS, L. A. et al. Condução de calor na soldagem com pulsação térmica. **Anais do XV COBEM, 1999**. Águas de Lindóia, SP.
- 92 SMITH W.F. **Structure and properties of engineering alloys**. v.2. 7 ed., 1993. 630p.
- 93 SOLOMON, H. D.; DEVINE T. M. A tale of two phases. **In: Duplex Stainless Steel Conference**. ASM, ed. Lula, R. EUA p. 693 – 755, 1983.
- 94 SOLOMON. H.D. Age hardening in a duplex stainless steel. **In: Duplex Stainless steels Conf. Proceedings**. 1995. The Netherlands. p. 41-69.
- 95 SOUTHWICK, P. D.; HONEYCOMBE. R.W.K. Precipitation of $M_{23}C_6$ at austenite / ferrite interfaces in duplex stainless steel. **Metal Science**, v.16, p.475 – 481, Oct. 1982.
- 96 SOUTHWICK, P. D.; HONEYCOMBE. R.W.K. Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr-5%Ni stainless steel. **Metal Science**. v. 14, n. 7, p. 253-261, 1980.
- 97 STAINLESS STEELS – How to weld them, where to use them. **Apostila Técnica Lincoln Electric**, 1990.
- 98 STAINLESS STEELS – ASM Specialty Handbook. **ASM International**, 1994, 577p.
- 99 STEPHENSON, N. Welding status of duplex stainless steel for offshore applications.

- Welding & Metal Fabrication**, v. 55, n. 4, p. 159 – 164, 1987.
- 100 STEWERT, T. A.; McCONAN, C. N., OLSON, D. L. Ferrite number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal. **Welding Research Supplement**, p. 289 – 298, Dec. 1988.
- 101 STILL, J. How to reduce sigma in offshore pipe fabrication. **Welding Journal**, v.78, n.11, p.61-67, Nov. 1999.
- 102 STREET, J. Welding duplex stainless steel for arduous service. **Metal Construction** v.18, n. 9, p. 565 – 569, 1986.
- 103 SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, J. Ferrite-austenite solidification mode in austenite stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**. v. 11A, p. 717 – 725, May, 1980.
- 104 SZUMACHOWSKI, E.R.; REID, H. F. Cryogenic toughness of SMA austenitic stainless steel weld metals. Part 1 – Role of ferrite. **Welding Journal**, Nov. 1978.
- 105 TEDMON, C.S., VERMILYEA, D.A. Some observations on carbide precipitation and grain boundary migration. in a Duplex Stainless Steel. **Metallurgical Transactions**, v. 1, p. 2043 – 2046, July 1970.
- 106 UME, K. et al. Influence of thermal history on the corrosion resistance of duplex stainless steel linepipe. **Materials Performance**. v. 26, n.8, p. 25-31, 1987.
- 107 URA, M. M.; PADILHA, A . F.; ALONSO, N. Influência da fase α sobre a resistência à corrosão por pite de aços inoxidáveis duplex. In: **49º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais**. out. 1994. São Paulo.
- 108 VAN NASSAU, L.; MEELKER, H.; HILKES J. Welding duplex and super-duplex stainless steels. **Welding in the World**, v.31, n.5, p. 322-343, 1993.
- 109 VANDER VOOR, Q.F. Wrought stainless steels. **ASM Handbook** v. 9. p. 279-296, 1993.
- 110 VANDER VOORT, G.F. Atlas of time – temperature diagrams for irons and steels.

- ASM International, 1991.766p.
- 111 VILLARS, P.; CALVERT, L. D. **Pearson's handbook of crystallography data for intermetallic phases**. ASM, EUA, 1985. 1877p.
- 112 WAINER, E.; BRANDI, S.D.; MELLO, F.D. H. **Soldagem Processos e Metalurgia**. Ed. Edgard Blücher Ltda. 1992. 494 p.
- 113 WALDEN B.; NICHOLLS, J.M. **The Sandvik Duplex Family of SS**. Summary of data R&D Center AB Sandvik steel. Boletim Interno.
- 114 WALDEN, B; NICHOLLS, J.M. **Physical metallurgy and some characteristic properties of the Sandvik duplex stainless steels**. R&D Center AB Sandvik Steel.
- 115 WATERMAN, N.A.; ASHBY, M.F. **The Materials Selector** 2nd ed., vol.2, Chapman & Hall., 1997. p.713.
- 116 WINKLER, F. et al. Soldagem de aços duplex resistentes à corrosão ligados ao C-Ni-Mo e N. **Boletim Interno Boehler Schweisstechnit- VEW AG**.
- 117 TIMMERMAN R.; PALMA J. **Ciência e Técnica de la Soldadura**. Tomo I. Ed. CONARCO, 1983
- 118 ROSENTHAL, D. *Welding Journal*, v.20, p. 220s, 1941.