

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

SERGIO LUIZ HENKE

**EFEITO DA SOLDAGEM PLASMA PULSADA NA MICROESTRUTURA E
RESISTÊNCIA À FADIGA DE UM AÇO INOXIDÁVEL
SUPERMARTENSÍTICO**

CURITIBA-PR

2010

SERGIO LUIZ HENKE

**EFEITO DA SOLDAGEM PLASMA PULSADA NA MICROESTRUTURA E
RESISTÊNCIA À FADIGA DE UM AÇO INOXIDÁVEL
SUPERMARTENSÍTICO**

Tese apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica do curso de doutorado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, na área de concentração Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes

CURITIBA-PR

2010

TERMO DE APROVAÇÃO

SERGIO LUIZ HENKE

EFEITO DA SOLDAGEM PLASMA PULSADA NA MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA À FADIGA DE UM AÇO INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICO

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

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Paulo José Modenesi
Universidade Federal de Minas Gerais
Examinador externo

Prof. Dr. Augusto José de Almeida Buschinelli
Universidade Federal de Santa Catarina
Examinador externo

Prof. Dr. Paulo Cesar Okimoto
Universidade Federal do Paraná
Examinador interno

Prof^a. Dr^a. Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira
Universidade Federal do Paraná
Examinadora interna

Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes
Universidade Federal do Paraná
Presidente

Curitiba, 30 de junho de 2010.

**À minha esposa Maria Elizabete e aos meus
filhos Aline e Alexandre**

AGRADECIMENTOS

À minha amada esposa Maria Elizabete B. T. Henke pelo apoio constante e dedicação em todos os momentos para a realização deste trabalho.

Ao Prof. Ramón Sigifredo Cortés Paredes pela demonstração de amizade, orientação e estímulo para a realização deste trabalho.

Ao LACTEC em especial ao Dr. Ricardo J. Ferracim pelo apoio na realização dos experimentos.

Aos amigos Kleber Portella, Mauricio P. Cantão e Patrício Impinissi pela amizade, apoio e pelos momentos de descontração deste marcante momento da minha vida.

Aos amigos do LACTEC André Capra, Carlo G. Filippin, Joceli Chandelier, Larissa Santos e Paulo R. Chiquito pela confiança, auxílio na realização dos ensaios experimentais, e principalmente pela amizade demonstrada em todo este período.

Ao Msc. Luiz Alberto Procopiak pela cooperação, utilização dos laboratórios de soldagem para a realização desta pesquisa.

Ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, PGMEC, pela oportunidade de realização desta pesquisa.

À Villares Metals em especial ao Eng. Alexandre Sokolowski pelo fornecimento de amostras de aço inoxidável Supermartensítico para a realização deste trabalho.

RESUMO

Neste trabalho foram avaliados os efeitos da soldagem plasma utilizando pulsação de corrente (1 e 5Hz) sobre a microestrutura e resistência à fadiga em um aço inoxidável supermartensítico alta liga visando a utilização destes como processo bem como material base ou de adição em soldagens sobre rotores de turbinas hidráulicas. Devido à escassez de informações existentes na literatura atual, este trabalho teve como objetivo avaliar a microestrutura em especial a formação de fases deletérias como a ferrita-delta e a possibilidade de obtenção de refino da granulação do material por meio do uso da soldagem plasma com corrente pulsada. Por meio de análises metalográficas, difratometria de raios-X e microdureza Vickers foram avaliadas as fases presentes em especial a distribuição de ferrita-delta, austenita retida e tamanho da granulação produzidos pela pulsação de corrente. Foi constatado que a pulsação de corrente promove no interior da zona fundida a formação de bandas de ferrita-delta bem como variação do tamanho da granulação e dureza ao longo desta sendo o espaçamento entre as bandas e tais variações relacionadas à frequência de pulsação. Com relação à formação de austenita retida decorrente de pulsação a mesma não ocorreu. Quando confrontadas as ZTAs resultantes dos processos pulsado e convencional, foram constatadas reduções significativas na largura desta e no percentual de ferrita-delta quando do uso da pulsação de corrente. Por meio de ensaios cíclicos sob flexão em quatro pontos foi avaliada a influência dos processos pulsado e convencional na resistência à fadiga de tal aço. Corroborado por ensaios de tensão residual, obtido pela técnica do “furo cego”, obteve-se melhor desempenho à fadiga quando da aplicação de corrente pulsada com baixa frequência (1 Hz) sendo os valores de limite de resistência à fadiga obtidos para a condição convencional e pulsada de 500 e 680 MPa respectivamente. Apesar da formação de bandas de ferrita-delta no interior da zona fundida, foi constatado que a nucleação do processo de fadiga ocorre na ZTA dos cordões em associação com a presença de inclusões não metálicas as quais promoveram grande dispersão dos resultados.

PALAVRAS CHAVE: Aço inoxidável. Soldagem plasma. Fadiga. Ferrita-delta.

ABSTRACT

In this work microstructure and fatigue resistance were evaluated when plasma pulsed current (1 and 5Hz) welding was applied in a high alloy supermartensitic stainless steel. Metallography, X-ray diffraction and Vickers microhardness were carried out to identify delta-ferrite, retained austenite distribution and grain size along bead on plate produced by welding. When compared with conventional process, delta-ferrite, as well grain size and microhardness, are distributed in bands along weld bead, specially when produced with low frequencies (1 Hz) currents. No retained austenite was detected in consequence of pulsed current. Otherwise, heat affected zone (HAZ) revealed low delta-ferrite content and width both produced by pulsed process. Cyclic tests conducted by four point bending show best fatigue resistance with 1 Hz pulsed condition against conventional process in consequence of low residual stresses determined by hole drilling methods. After fatigue tests, fractured specimens reveals that fatigue nucleation process occurred in both process in the HAZ mostly in non metallic inclusion promoting high results dispersions.

KEYWORDS: Stainless steel. Plasma arc welding. Fatigue. Delta-ferrite.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1- Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (Kubaschewski, citado por FOLKHARD, 1988).	17
Figura 2.2 - Diagrama de equilíbrio Fe-C contendo 12%p de cromo (WELDING HANDBOOK, 1982).	18
Figura 2.3 - Diagrama TTT para o aço AISI 410 (WELDING HANDBOOK, 1982).	18
Figura 2.4 - Diagrama de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr-Ni. O retângulo em vermelho indica a localização para os aços Supermartensíticos (adaptado de FOLKHARD, 1988).....	20
Figura 2.5 - Efeito do teor de níquel sobre o campo austenítico do diagrama Fe-Cr (FOLKHARD,1988). 21	
Figura 2.6 – Influência do teor de carbono na resistência ao impacto Charpy em função da temperatura para diferentes aços e comparação com os Supermartensíticos (CARROUGE, 2002).....	25
Figura 2.7 - Efeito das diferentes condições de revenimento na formação e estabilização da austenita para aços martensíticos de baixo carbono. P corresponde ao parâmetro Larson-Miller. Temperatura T e tempo t expressos em Kelvin e horas respectivamente (HAYNES ,1999).	26
Figura 2.8 - Efeito do revenimento na dureza de aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono em função do parâmetro Larson-Miller (GOOCH <i>et al</i> , 1999).	27
Figura 2.9 - Efeito do teor de carbono na dureza da solda de aços inoxidáveis martensíticos (GOOCH, 1995).....	30
Figura 2.10 – Diagrama esquemático ilustrando mudanças estruturais que ocorrem na zona termicamente afetada do aço inoxidável Supermartensítico (adptado de ENERHAUG <i>et al</i> , 2001).	32
Figura 2.11 - Diagrama esquemático ilustrando mudanças estruturais que ocorrem na zona termicamente afetada do aço inoxidável Supermartensítico. THIBAUT <i>et al</i> 2008.....	33
Figura 2.12 – Esquema da evolução da microestrutura na ZTA grosseira de um AISM. (CARROUGE, 2002).	35
Figura 2.13 – Esquema da evolução da microestrutura na ZTA de duas fases de um AISM. (CARROUGE, 2002).	36
Figura 2.14 – Detalhes da ZTA de granulação Grosseira de um aço Inoxidável Supermartensítico alta liga destacando os diferentes tipos de austenita. Ataque eletrolítico. CARROUGE, 2002.....	36
Figura 2.15 – Volumes de ferrita-delta em função da temperatura de aquecimento e meio de resfriamento (CARROUGE, 2002).	37
Figura 2.16 - Novo diagrama ferrítico-martensítico com os % de ferrita em volume. (BALMFORTH e LIPPOLD, 2000).....	38
Figura 2.17 – Perfil de microdureza obtido na ZTA de um aço 12 Cr 6 Ni 2 Mo %p por meio de solda TIG (cordão com chanfro). Energia de soldagem 0.35 kJ/mm (WOOLLIN, 2002).	39
Figura 2.18 - Configuração do bocal e parâmetros empregados no processo Plasma (DÍAZ, 1999).....	42
Figura 2.19 - Parâmetros da corrente contínua pulsada.....	44
Figura 2.20 – Efeito convectivo na poça de fusão provocado por diferentes forças. Onde: (a) efeito individual e (b) efeito combinado. Adaptado de Kou 1987, Li <i>et al</i> 2002 e DeHerrera. (extraído de BARRA, 2003).	47
Figura 2.21 Possíveis morfologias na interface decrescimento em função dos valores de G, R _s e C ₀ . Adaptado de KOU, 2003; Extraído de BARRA, 2003.	49
Figura 2.22 - Tensões residuais longitudinais e transversais localizadas próximas a reparo de solda (adaptado de THIBAUT <i>et al</i> , 2008).....	55
Figura 3.1 - Microestrutura do material base utilizado nos experimentos. Predomínio de Martensita revenida contendo ainda inclusões não metálicas de nitreto de titânio. Ataque: Villela.....	58
Figura 3.2 – Equipamento de soldagem utilizado.....	59
Figura 3.3 - Exemplo de “binarização” de imagem para quantificação de ferrita-delta. (a) Imagem obtida via MEV sobre a ZTA revelando linhas de ferrita delta. (b) Mesma imagem apresentada em (a), porém com binarização.....	61
Figura 3.4 - Esquema do corpo de prova utilizado para realização das medidas de tensão residual por meio da técnica do furo cego.	63
Figura 3.5 – Equipamento de ensaio de fadiga.....	64
Figura 3.6 – Dispositivo para ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos.	64

Figura 3.7 – Cordões distribuídos sobre a placa e o esquema representando posicionamento para retirada de corpos de prova longitudinais ao cordão para o ensaio de fadiga.....	65
Figura 3.8 – Exemplo de cordões desenvolvidos com as condições pulsado C e Pulsado D, apresentando a formação de crateras.	66
Figura 4.1 – Macrografia em (a) e micrografias com diferentes ampliações (b), (c) e (d) obtidas sobre a superfície superior do Cordão 1 – Condição Convencional, não pulsada, revelando distribuição homogênea de ferrita-delta (pontos claros em (a) e apontadas com setas nas demais figuras). Ataque: sulfúrico.....	69
Figura 4.2- Macrografia em (a) e micrografias com diferentes ampliações em (b), (c) e (d) obtidas sobre o Cordão 2 - Condição Pulsado A Tp e Tb 0,1 s; Ip 200 A, Ib 80 A destacando a distribuição da ferrita-delta (pontos claros em (a) e apontadas com setas nas demais figuras) na forma de bandas ao longo do mesmo. Ataque: sulfúrico.....	70
Figura 4.3 – Macrografia em (a) e micrografias obtidas com diferentes ampliações (b), (c) e (d) sobre o Cordão 3 - Condição Pulsado B Tp e Tb 0,5 s; Ip 200 A, Ib 80 A destacando a distribuição da ferrita-delta (pontos claros em (a) e apontadas com setas nas demais figuras) na forma de bandas ao longo do mesmo. Ataque: sulfúrico.....	71
Figura 4.4 – Macrografia em (a) e micrografias obtidas com diferentes ampliações em (b), (c) e (d) sobre o Cordão 4 - Condição Pulsado C Tp e Tb 0,1 s; Ip 220 A, Ib 60 A destacando a distribuição da ferrita-delta (pontos claros em (a) e apontadas com setas nas demais figuras) na forma de bandas ao longo do mesmo. Ataque: sulfúrico.....	72
Figura 4.5 – Macrografia em (a) e micrografias obtidas com diferentes ampliações em (b), (c) e (d) sobre o Cordão 5 – Condição Pulsado D Tp e Tb 0,5 s; Ip 220 A, Ib 60 A destacando a distribuição da ferrita-delta (pontos claros em (a) e apontadas com setas nas demais figuras) na forma de bandas ao longo do mesmo. Ataque: sulfúrico.....	73
Figura 4.6 – Seção longitudinal do Cordão 1 – Condição Convencional - Im 140 A - revelando a distribuição de ferrita-delta (áreas escuras) na ZF e na ZTA-DF. Ataque: sulfúrico.....	74
Figura 4.7 – Seção longitudinal do Cordão 2 – Condição Pulsado A - Tp e Tb 0,1 s; Ip 200 A, Ib 80 A - revelando a distribuição de ferrita-delta (áreas escuras) na forma de bandas junto à parte superior do mesmo e na ZTA-DF. Ataque: sulfúrico.....	74
Figura 4.8 – Seção longitudinal do Cordão 3 – Condição Pulsado B Tp e Tb 0,5 s; Ip 200 A, Ib 80 A revelando a distribuição de ferrita-delta na forma de bandas (áreas escuras) ao longo de todo metal fundido e na ZTA-DF. Ataque: sulfúrico.....	75
Figura 4.9 - Micrografia obtida sobre banda de ferrita-delta apresentando morfologia típica de ZTA-AT contendo granulação grosseira (GG) e de dupla fase (DF) – Ataque: sulfúrico.....	76
Figura 4.10 – Microestruturas obtidas com diferentes ampliações sobre a ZTA-AT do Cordão 1 – Condição Convencional - Im 140 A - destacando a presença de ferrita-delta (áreas escuras entre as linhas tracejadas em (a) e setas em (b) e (c)). Ataque: sulfúrico.....	78
Figura 4.11 – Microestruturas obtidas sobre a ZTA-AT do Cordão 4 – Condição Pulsado C Tp e Tb 0,5 s; Ip 220 A, Ib 60 A destacando a presença de ferrita-delta (áreas escuras em (a) e (b) e seta em (c)). Ataque: sulfúrico.....	79
Figura 4.12 – Microestruturas obtidas sobre a ZTA-AT do Cordão 5 – Condição Pulsado D Tp e Tb 0,1 s; Ip 220 A, Ib 60 A destacando a presença de ferrita-delta (áreas escuras em (a) e (b) e seta em (c)). Ataque: sulfúrico.....	80
Figura 4.13 – Porcentagem de ferrita-delta na ZTA-DF em função do procedimento de refusão utilizado.	81
Figura 4.14 – Macrografias obtidas sobre as superfícies superiores dos cordões sem pulsação (a) e com pulsação nas frequências de 5 Hz (b) e 1 Hz (c). Destaca-se a uniformidade da granulação nos cordões (a) e (b) e a alternância desta no cordão (c). Ataque: Villela.....	84
Figura 4.15 – Micrografia obtida sobre a superfície do cordão obtido sem pulsação revelando diferentes morfologias bem como tamanho de granulação ao longo da mesma. Ataque: Stock. Cordão 1, Condição Convencional, 140 A.....	85
Figura 4.16 – Micrografia obtida sobre a superfície do cordão obtido com corrente pulsada utilizando frequência de 5 Hz revelando diferentes zonas da região central do cordão e ZTA com granulação fina. Ataque: Stock. Cordão 4, Condição Pulsado C, Tp e Tb 0,1 s; Ip 220 A, Ib 60 A.....	86
Figura 4.17 – Micrografia obtida sobre a superfície do cordão obtido com corrente pulsada utilizando frequência de 1 Hz revelando diferentes zonas e em destaque a região central do cordão, áreas	

alternadas de estrutura bruta de fusão e reaquecida e ZTA com granulação grosseira. Ataque: Stock. Cordão 5, Condição Pulsado D, Tp e Tb 0,5 s Ip 220 A Ib 60 A.	87
Figura 4.18 – Micrografia obtida ao longo da seção longitudinal do cordão obtido sem pulsação revelando as regiões da zona fundida e ZTA com granulação grosseira. Destaca-se na região fundida a presença de granulação uniforme e refinada ao longo da mesma. Ataque: Stock.	89
Figura 4.19 - Micrografia obtida ao longo da seção longitudinal de cordão obtido com pulsação de corrente igual a 5 Hz revelando as regiões da zona fundida e ZTA com granulação grosseira. Destaca-se na região fundida granulação refinada na parte superior e grosseira próxima ao metal base (entre linhas tracejadas). Ataque: Stock. Cordão 4, Condição Pulsado C, TP e TB 0,1 s IP 220 A IB 60 A.	90
Figura 4.20 - Micrografia obtida ao longo da seção longitudinal de cordão obtido com pulsação de corrente de 1Hz revelando as regiões da zona fundida e ZTA com granulação grosseira. Destaca-se na região fundida a alternância de granulação refinada e grosseira. Ataque: Stock. Cordão 5, Condição Pulsado D, TP e TB 0,5 s IP 220 A IB 60 A.	91
Figura 4.21 - Perfis de dureza obtidos longitudinalmente ao longo da superfície superior dos cordões produzidos com corrente: (a) Convencional; (b) Pulsado A, 5Hz ; (c) Pulsado B, 1Hz; (d) Pulsado C, 5Hz e (e) Pulsado D, 1Hz.	92
Figura 4.22 - Perfis de dureza obtidos a partir da linha de fusão em direção ao material base para os cordões nas condições convencional e pulsadas.	93
Figura 4.23– Difratoograma obtido no material base. Além de martensita e ferrita-delta (α) é evidenciada a presença de austenita retida (γ).	95
Figura 4.24 – Difratoogramas obtidos ao longo da superfície superior dos cordões produzidos com corrente pulsada revelando picos de fase α (martensita e ferrita-delta). (a) cordão 2, (b) cordão 3, (c) cordão 4 e (d) cordão 5.	96
Figura 4.25 - Distribuição das tensões residuais longitudinais médias a partir da linha de fusão para os procedimentos de soldagem adotados.	99
Figura 4.26 - Distribuição das tensões residuais transversais médias a partir da linha de fusão para os procedimentos de soldagem adotados.	99
Figura 4.27 – Resultado de ensaio de fadiga obtido por flexão em quatro pontos em corpos de prova contendo cordões longitudinais nas condições Convencional, Pulsado A e Pulsado B.	102
Figura 4.28 – Trinca secundária com nucleação em inclusão não metálica.	103
Figura 4.29 – Detalhe da figura 4.30.	103
Figura 4.30 – Imagem obtida via MEV de parte da superfície de fratura de corpo de prova submetido a ensaio de fadiga sendo apontado local de início da fratura por fadiga em inclusão não metálica. (detalhes na FIGURA 4.33)	104
Figura 4.31 - Detalhe da FIGURA 4.32 destacando a presença de inclusão não metálica junto ao local de início da fratura.	104
Figura 4.32 – Exemplo de alinhamento de inclusões identificadas no material base.	105
Figura 4.33 - Exemplo da ocorrência de nucleação de fratura em inclusões alinhada.	105
Figura 4.34 – Detalhe da Figura 4.35 destacando as inclusões alinhadas.	106
Figura 4.35 - Espectro de EDS obtido sobre a inclusão não metálica identificada no local de início de fratura e apontada nas figuras 4.31 e 4.32.	106
Figura 4.36 – Imagem obtida via MEV da região de início de processo de fratura em corpo de prova submetido a ensaio de fadiga. As setas apontam diferentes etapas de propagação: a) início; b) meio e c) fim da superfície fadigada. (detalhes nas FIGURAS 4.35 a 4.37).	107
Figura 4.37 – Morfologia da fratura apontada na região a) da Figura 4.36 (aproximadamente 0,3 mm do ponto de início da fratura). Fratura transgranular típica de estágio I de fadiga.	107
Figura 4.38 – Morfologia da fratura apontada na região b) da Figura 4.36 (aproximadamente 1,8 mm do ponto de início da fratura). Fratura transgranular contendo estriamento parcial.	108
Figura 4.39– Morfologia da fratura apontada na região b) da Figura 4.36 (aproximadamente 3,3 mm do ponto de início da fratura). Fratura transgranular contendo estrias de fadiga.	108

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composições de aços inoxidáveis Supermartensíticos (CARROUGE, 2002).	24
Tabela 2.2 - Técnicas de refino aplicáveis no processo de solidificação. Adaptado de Feest, 1974; Thredagill, 1979; KOU, 2003; Malikowski-Brodnicka <i>et al</i> , 1990; Sundaresan <i>et al</i> ,1999; Madhsudhan, 2000; extraído de BARRA, 2003.	52
Tabela 3.1 - Composição química do material base utilizado para obtenção dos cordões - % em peso. .	57
Tabela 3.2 - Parâmetros de soldagem utilizados para obtenção dos cordões por meio de fusão com plasma.....	59
Tabela 3.3 - Formulações e procedimentos utilizados na revelação dos reativos metalográficos utilizados – (CARROUGE, 2002).	60
Tabela 3.4. Composição química do metal de adição utilizado no ensaio de tensão residual (% em peso).	62
Tabela 4.1 – Resultados de composição obtidos via EDS (%p) sobre regiões de bandas com e sem ferrita delta.....	76
Tabela 4.2 – Tamanho de grão ASTM obtidos nas zonas fundida (ZF) e termicamente afetada (ZTA) dos cordões.....	82
Tabela 4.3 – Largura da ZTA-GG em função do procedimento de refusão utilizado.....	83
Tabela 4.4 - Distância média de início da fratura por fadiga em relação à linha de fusão.	106

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

%p	Porcentagem em peso
α'	Martensita
δ	Ferrita-delta CCC
γ	Austenita
A	Austenita
A	Amplitude de corrente
Ac1	Temperatura de início de formação da austenita,
Ac4	Temperatura de início de formação de ferrita-delta
Ac5	Temperatura na qual a estrutura torna-se completamente ferrítica
AISI	American Iron and Steel Institute
AISM	Aço(s) Inoxidável(is) Supermartensítico(s)
ASTM	American Society for Testing and Materials
$A\gamma$	Austenita alotriomórfica
CA	Corrente alternada
CC	Corrente contínua constante
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CCP	Corrente contínua pulsada
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
Cr_{eq}	Cromo equivalente
CST	Corrosão sob tensão
DRX	Difração de raios-X
EDS	Energia dispersiva de raios-X
F	Ferrita
F	Frequência
G	Gradiente de temperatura
HC	Estrutura hexagonal compacta
HV	<i>Hardness Vickers</i>
I_b	Corrente de base

I_m	Corrente média
I_p	Corrente de pulso
I_γ	Austenita intragranular
J	Joule
M	Martensita
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
MIG/MAG	Soldagem com gás inerte/gás ativo, <i>Metal gas inert/active</i>
M_s	Temperatura de início de formação de martensita
NACE	<i>National Association of Corrosion Engineers</i>
Ni_{eq}	Níquel equivalente
PAW	<i>Plasma Arc Welding</i>
R_s	Velocidade da frente de solidificação
S	Espaçamento entre pulsos
SSC	Corrosão sob tensão induzida pelo enxofre
T	Período
t_b	Tempo de base
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
t_p	Tempo de pulso
TTDF	Temperatura de transição dúctil-frágil
TTT	Tempo Temperatura e Transformação
V	Velocidade de soldagem
W_γ	Austenita de Widmasstätten
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTA-AT	Zona termicamente afetada de alta temperatura
ZTA-DF	Zona termicamente afetada de dupla-fase
ZTA-GG	Zona termicamente afetada de grão grosseiros

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
2.1	Introdução aos aços Inoxidáveis Martensíticos	16
2.1.1	<i>Introdução.....</i>	16
2.1.2	<i>Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos.....</i>	19
2.2	Aços Inoxidáveis Supermartensíticos – AISM.....	22
2.2.1	<i>Seleção de materiais.....</i>	22
2.2.2	<i>Fases presentes nos aços AISM.....</i>	24
2.3	Soldagem dos aços inoxidáveis Supermartensíticos.....	29
2.3.1	<i>Trincas a frio induzidas por hidrogênio</i>	30
2.3.2	<i>Consumíveis de soldagem</i>	31
2.3.3	<i>Regiões da solda para um aço AISM.....</i>	31
2.3.4	<i>Propriedades da ZTA</i>	39
2.4	O processo de soldagem plasma.....	41
2.4.1	<i>Soldagem plasma com corrente pulsada</i>	42
2.5	Efeitos Metalúrgicos da Pulsação de Corrente.....	46
2.5.1	<i>Fundamentos de metalurgia de soldagem</i>	46
2.5.2	<i>Solidificação da zona fundida</i>	47
2.5.3	<i>Macroestrutura da Zona Fundida.....</i>	49
2.5.4	<i>Efeitos da soldagem multi-passe sobre a zona fundida.....</i>	50
2.5.5	<i>Efeitos metalúrgicos da pulsação da corrente de soldagem.....</i>	51
2.5.6	<i>Influência da pulsação de corrente na resistência à fadiga e tensões residuais.....</i>	54
3	DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL.....	57
3.1	obtenção do cordão de solda.....	57
3.1.1	<i>Material utilizado</i>	57
3.1.2	<i>Condições de soldagem</i>	58
3.2	Caracterização microestrutural	60
3.2.1	<i>Análise metalográfica</i>	60
3.2.2	<i>Difratometria de raios-X.....</i>	61
3.3	caracterização mecânica	62
3.3.1	<i>Microdureza</i>	62
3.3.2	<i>Tensão residual.....</i>	62
3.3.3	<i>Ensaio de Fadiga</i>	63
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	68
4.1	Caracterização microestrutural	68
4.1.1	<i>Análise metalográfica</i>	68
4.1.2	<i>Medidas de microdureza</i>	92
4.1.3	<i>Difratometria de raios-X - DRX.....</i>	94
4.2	Tensão residual.....	96
4.3	Ensaio de fadiga.....	100
5	CONCLUSÃO.. ..	109
6	RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	111
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	112

1 INTRODUÇÃO

O avanço na tecnologia de soldagem e de novos tipos de materiais faz com que haja a necessidade cada vez maior de se investigar os efeitos de um sobre o outro do ponto de vista microestrutural e de propriedades.

Como exemplo, dentre as diversas preocupações em um processo de soldagem, tem-se a necessidade em se minimizar os efeitos do aporte térmico sobre o material, ocasionando desta forma uma redução no nível de tensão residual armazenada sobre este a qual pode vir a comprometer aspectos mecânicos e de corrosão. Além desta, a microestrutura desenvolvida na região soldada reflete diretamente nas propriedades do material de forma a garantir a sua aplicabilidade com relativa garantia da qualidade.

Para os diferentes processos de soldagem desenvolvidos, o processo plasma vem cada vez mais se consolidando de forma a atender tais requisitos nos mais variados setores da tecnologia.

Sendo considerado uma evolução do processo TIG, o processo de soldagem plasma pode ser realizado na forma de corrente convencional e pulsada sendo que esta última variante permite obter vantagens do ponto de vista metalúrgico como (TSENG *et al* 2002, D'OLIVEIRA *et al* 2006): refino da granulação, menor largura da zona termicamente afetada, menor risco da ocorrência de trincas e porosidades. Em adição, o uso de corrente pulsada influencia no nível de tensão residual e na resistência à fadiga do componente soldado.

No campo dos novos materiais, há de se destacar o surgimento de uma nova geração de aços inoxidáveis os quais por apresentarem um melhor controle dos elementos que constituem sua composição química e, contrabalanceada por formas de processamento controladas, conferem características microestruturais de forma a garantir o desempenho deste quando da sua aplicação.

Os aços inoxidáveis supermartensíticos são a contribuição mais recente à família de aços inoxidáveis. Esses aços possuem teores extremamente baixos de carbono (próximo a 0,010%) e oferecem uma combinação adequada de resistência à corrosão e soldabilidade a um preço competitivo. Os mesmos vêm sendo utilizados em tubulações para o transporte de petróleo em substituição aos aços inoxidáveis duplex, de custo mais elevado. Sua microestrutura ideal é formada de martensita revenida e uma certa

quantidade residual de austenita retida, sendo a presença de ferrita-delta considerada como deletéria.

Ao mesmo tempo tem-se verificado que a indústria de fabricação de rotores de turbinas hidráulicas tem optado cada vez mais, seja como material de base ou como consumível de soldagem, por utilizar aços inoxidáveis martensíticos com teores de carbono cada vez mais reduzidos (0,020 a 0,060 %p) haja vista a obtenção de melhor soldabilidade conferida por tal redução (menor risco de formação de trincas a frio) e ainda a possibilidade de eliminação de tratamentos térmicos após a soldagem devido a melhor tenacidade junto à região soldada.

Destaca-se que a composição bem como requisitos mecânicos e de corrosão dos aços inoxidáveis Supermartensíticos situam-se próximos aos aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono empregados na fabricação de rotores de turbinas os quais estão sujeitos a danos quando da sua utilização sendo os principais relacionados ao desgaste por cavitação e ocorrência de trincas, na maioria dos casos, ocasionadas por fadiga. A recuperação destes danos exige materiais e procedimentos especiais de soldagem de forma a garantir a integridade estrutural dos mesmos. Dentre as preocupações após a soldagem, está a formação de novas trincas oriundas de tensões residuais em associação com as características do material na região soldada e eventuais defeitos resultantes do processo de soldagem.

Devido à escassez de informações existentes na literatura atual, este trabalho teve como objetivo avaliar a microestrutura em especial a formação de fases deletérias como a ferrita-delta e a possibilidade de obtenção de refino da granulação do material por meio do uso da soldagem plasma com corrente pulsada. Em paralelo, foi avaliada a resistência à fadiga desenvolvida a partir dos processos plasma convencional e pulsado sobre um aço inoxidável Supermartensítico prevendo a utilização dos mesmos como material base e/ou como consumível de soldagem em rotores de turbinas hidráulicas bem como em outros componentes submetidos às mesmas condições.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 INTRODUÇÃO AOS AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS

O objetivo desta seção é apresentar a metalurgia e as propriedades dos aços inoxidáveis martensíticos.

2.1.1 Introdução

Os aços inoxidáveis martensíticos caracterizam-se por serem aços-cromo contendo cromo entre 12 a 17 %p e capazes de desenvolver estrutura martensítica a partir do resfriamento quando submetidos à austenitização segundo sistema Fe-Cr (SMITH,1993).

O uso destes aços é considerado consolidado nas mais diferentes áreas onde basicamente se deseja aliar elevada resistência mecânica e à corrosão. Os mesmos possuem aplicação seja na forma de tubulações para a indústria petrolífera, revestimentos (cladeamento) de cilindros laminadores de aciarias, componentes de responsabilidade de turbinas hidráulicas, rotores de bombas e etc (IRVINE *et al*, 1960; NIINAKA *et al*, 1985, SUGA 1991, JANA, 1999, SILVA *et al*, 2006).

São classificados como inoxidáveis em função do teor de cromo, responsável por desenvolver um filme de óxido passivante junto à superfície, suficiente para conferir resistência à corrosão e à oxidação.

A Figura 2.1 ilustra o diagrama de equilíbrio Fe-Cr, onde se percebe o limite do campo austenítico próximo a 12 %p. Destaca-se ainda a ação ferrizante do cromo quando utilizado como elemento de liga nos aços.

A obtenção de estrutura totalmente martensítica, por meio de tratamento térmico, está condicionada em atingir o campo austenítico limitado pela composição química do aço.

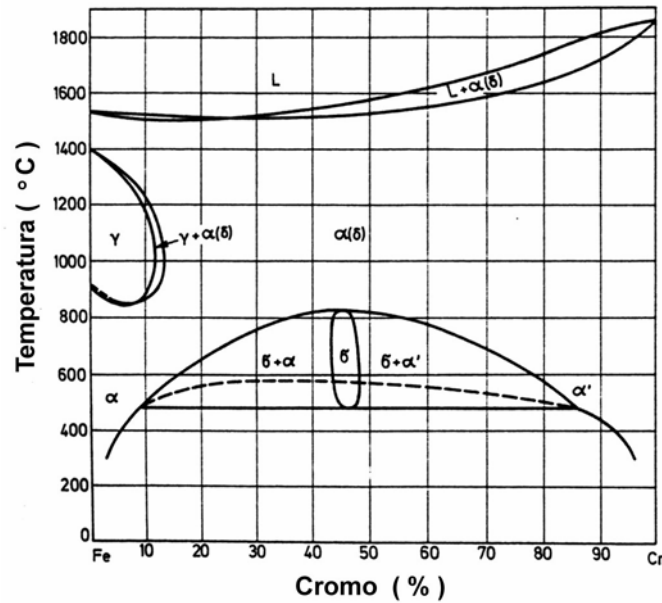


Figura 2.1- Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (Kubaschewski, extraído de FOLKHARD, 1988).

O efeito provocado pela adição de 12 %p de cromo no sistema ferro-carbono é ilustrado no diagrama pseudo-binário da Figura 2.2. Além de contrair o campo austenítico γ (gama), o cromo desloca a composição eutetóide para 0,35 %p, provoca o aumento da temperatura eutetóide e reduz a máxima solubilidade do carbono na austenita a 0,7 %p.

Do ponto de vista metalúrgico, os aços inoxidáveis martensíticos respondem à têmpera e ao revenido similarmente aos aços carbono e aços baixa liga temperáveis. Em função do alto teor de cromo, estes aços permitem ser temperados a velocidades de resfriamento extremamente lentas como exemplificado na Figura 2.3 que mostra o diagrama TTT - Tempo Temperatura e Transformação para o aço inoxidável martensítico AISI 410.

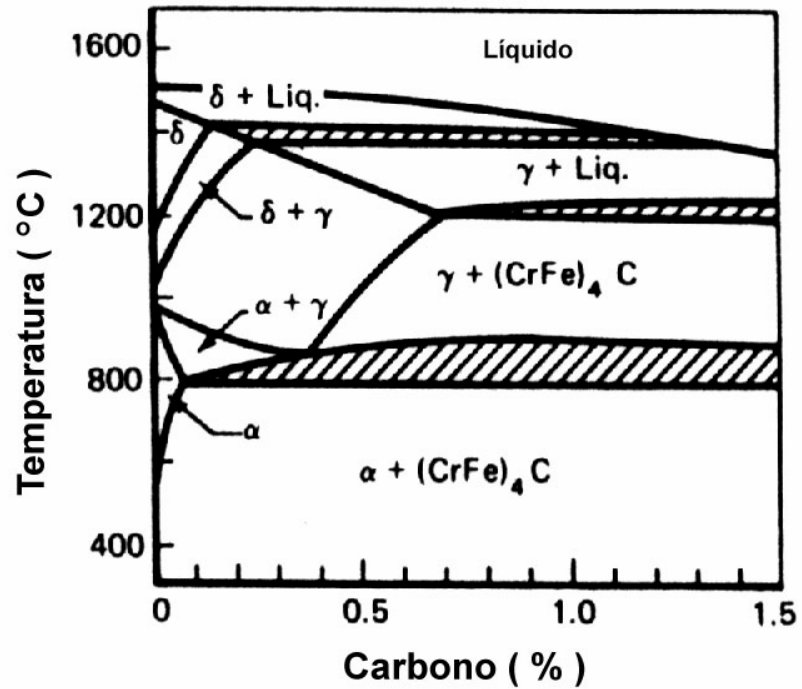


Figura 2.2 - Diagrama de equilíbrio Fe-C contendo 12%p de cromo (WELDING HANDBOOK, 1982).

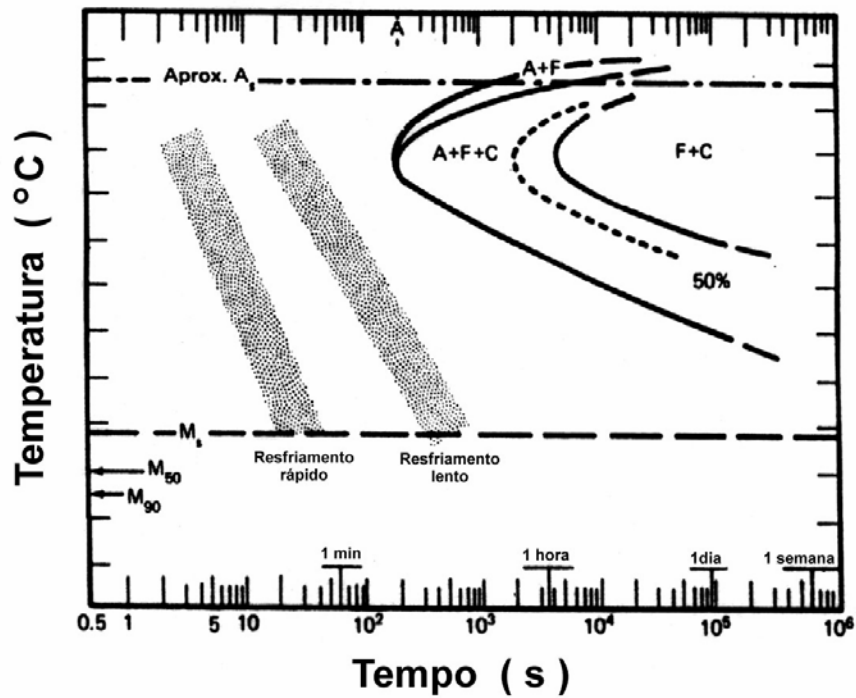


Figura 2.3 - Diagrama TTT para o aço AISI 410 (WELDING HANDBOOK, 1982).

Dentro dos limites de cromo e carbono, os aços inoxidáveis martensíticos transformam-se totalmente em austenita em temperaturas próximas a 1000°C. O resfriamento a partir destas, resulta na obtenção de estrutura totalmente martensítica. Quando aquecidos na faixa de 815 a 950°C há a austenitização parcial, ocasionando no resfriamento uma microestrutura mista de ferrita e martensita.

A dureza de tais aços está relacionada principalmente com o teor de carbono. Teores acima de 0,6% não resultam num aumento significativo da dureza promovendo apenas a formação de carbonetos primários os quais proporcionarão aumento da resistência à abrasão (WELDING HANDBOOK, 1982). Dentro desta família de aços existem ligas especiais, em que os elementos de ligas são adicionados com o objetivo de retardar o efeito do revenido, aumentar, a resistência à tração, a tenacidade e a resistência a altas temperaturas (WELDING HANDBOOK, 1982; SILVA *et al*, 2006).

2.1.2 Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos

Devido à facilidade de formação da estrutura martensítica, a soldabilidade destes aços nem sempre é satisfatória haja vista a ocorrência de trincas a frio, fragilização por hidrogênio e da baixa tenacidade decorrente da microestrutura desenvolvida na região junto à solda (FOLKHARD, 1988). Dentre os fatores que contribuem para esta baixa qualidade da solda, o teor de carbono, o qual exerce efeito diretamente proporcional à dureza da martensita (GOOCH, 1995), tem sido cada vez mais reduzido de forma a contribuir na soldabilidade de tais aços. Em contrapartida, a redução dos teores deste elemento promove a redução do campo austenítico favorecendo a formação de ferrita-delta sendo necessária a adição de elementos de liga como o níquel o qual tem efeito austenitizante similar ao do carbono e ao mesmo tempo promove o aumento da tenacidade nestes aços (SILVA *et al*, 2006). Tal modificação na composição química deu origem, no final da década de cinquenta, a uma nova categoria denominada de Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (BAGGSTRÖM, 1964). No final dos anos oitenta a família dos aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono passou a ser constituída por aços contendo um teor máximo de 0,08% C e individualmente entre 12 a 17%p de Cr, 3,5 a 6%p de Ni e até 2,5%p de Mo (STRAUBE, 1988) sendo este último elemento responsável pela melhora

na resistência à corrosão (SILVA *et al*, 2006). A última modificação nestes aços deu origem aos denominados Aços Inoxidáveis Supermartensíticos (AISM) os quais possuem teores de carbono muito baixos (<0,02 %p).

O percentual desses elementos tem efeito significativo nas temperaturas de transformação e conseqüentemente na formação de outras fases além da martensítica em especial a austenita retida e a ferrita-delta.

Na Figura 2.4 é apresentado detalhe do diagrama pseudo-binário utilizado para aços inoxidáveis dessa família que contém uma proporção de cromo e níquel de 3:1 aproximadamente. A área hachurada na figura indica a faixa de composição para os aços inoxidáveis Supermartensíticos.

A Figura 2.5 ilustra o efeito provocado pelo níquel sobre o campo austenítico onde se constata a ampliação do mesmo à medida que cresce a porcentagem deste elemento.

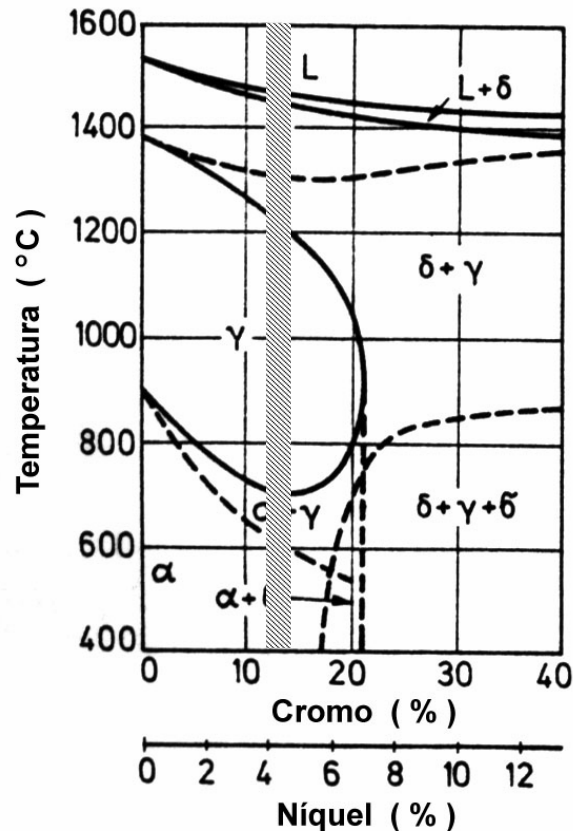


Figura 2.4 - Diagrama de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr-Ni. A área hachurada indica a localização para os aços Supermartensíticos (adaptado de FOLKHARD, 1988).

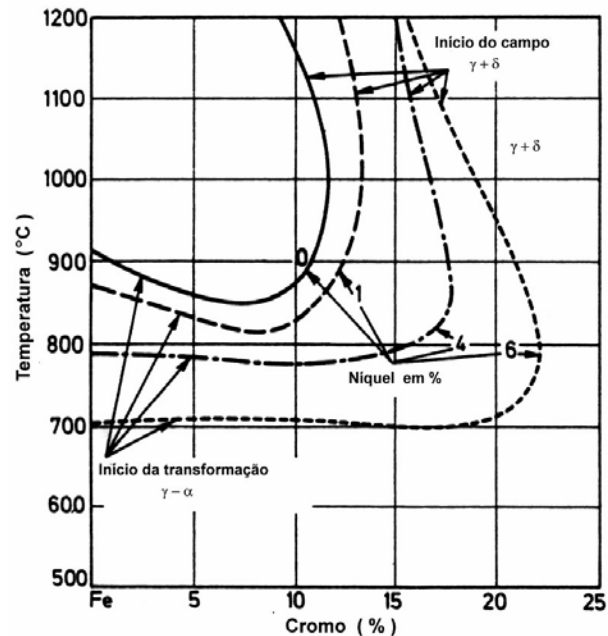


Figura 2.5 - Efeito do teor de níquel sobre o campo austenítico do diagrama Fe-Cr (Kunze, 1976 extraído de FOLKHARD, 1988).

Além de o níquel contribuir na ampliação do campo austenítico, este provoca o abaixamento das temperaturas de início e fim de transformação martensítica (M_s e M_f) podendo estas situarem-se abaixo da temperatura ambiente para altos teores deste elemento. Este efeito é significativo acima de 5,5% (STRAUBE, 1988).

No entanto, o uso destes aços, mesmo considerando sua evolução a partir do surgimento dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (e.g. CA6NM), ainda apresentava problemas de trincas por fadiga e redução da tenacidade à fratura relacionados a reparos de soldagem como, por exemplo, em componentes de turbinas hidráulicas quando da ocorrência de trincas ou até mesmo desgaste por cavitação (NIEDERAU, 1977 AKHTAR e BRODIE, 1979). THIBault *et al*, 2008, afirmam que a formação de micro-trincas a frio ocasionada durante a soldagem de aços 13Cr-4Ni, as quais não são possíveis de serem detectadas por métodos convencionais de ensaios não destrutivos, associada à tensões residuais de soldagem resultam em trincas por fadiga. Os mesmos afirmam ainda que tais tensões estariam diretamente ligadas não só às transformações microestruturais de estado sólido (austenita–martensita), mas também seriam função do procedimento de soldagem adotado.

A soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos utilizando metais de adição similares exige cuidados especiais a fim de evitar a ocorrência de trincas a frio. Além

disto, é recomendada a realização de tratamentos térmicos posteriores à soldagem a fim de garantir boa tenacidade da região soldada. Estes tratamentos, no entanto, nem sempre são possíveis de serem realizados em campo e demandam maior tempo de manutenção tornando na maioria das vezes inviável a recuperação. O uso de metais de adição da classe austenítica é restrito às regiões de componentes com baixa sollicitação mecânica em função da menor tensão de escoamento destes em comparação à classe martensítica.

Desta forma os AISM surgiram como material alternativo para o uso em componentes de bombas hidráulicas e mecânicas, e turbinas hidráulicas (RODRIGUES, 2007; SVOBODA *et al*, 2005) restando, no entanto, avaliar aspectos voltados à sua soldabilidade, ao comportamento mecânico, em especial a sua tenacidade e resistência à fadiga, e ainda aspectos como cavitação frente aos materiais atualmente utilizados.

2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERMARTENSÍTICOS – AISM

Neste item são apresentados aspectos relacionados à caracterização bem como das principais fases presentes nos AISM.

2.2.1 Seleção de materiais

O surgimento dos AISM em meados dos anos noventa resultou da necessidade de desenvolver uma liga que fosse resistente à corrosão e economicamente viável para aplicações em oleodutos *onshore* e *offshore*. Além destas qualidades, segundo Blagiotti *et al*, (1995) e Haynes, (1999) , este material deveria apresentar:

- resistência à corrosão a diferentes substâncias encontradas na água durante a exploração do petróleo como CO₂, Cl⁻ e H₂S.
- tensão de escoamento elevada (cerca de 550 MPa) de maneira a permitir o uso de tubulações com parede de pouca espessura minimizando peso e custos.
- boa resistência ao impacto no caso de uma eventual emergência como no fechamento de uma válvula.

- capacidade de ser facilmente soldado sem a necessidade de execução de tratamento térmico posterior ou, se necessário, de pouca duração.

As necessidades acima descritas, segundo Ramirez, (2007), devem-se em parte à gradual redução na obtenção de petróleo facilmente extraído, e desta forma tem-se um crescente aumento da extração deste mineral em poços de maior profundidade os quais apresentam elevados teores de CO₂ e H₂S exigindo o uso de materiais com alta resistência à corrosão.

Segundo Carrouge, (2002), os aços inoxidáveis duplex atendem grande parte destas necessidades, porém seu alto custo devido aos elevados teores de cromo e níquel tornam o mesmo inviável do ponto de vista econômico. Por outro lado, os aços inoxidáveis martensíticos como os AISI 410 e 420, mais baratos em relação ao duplex, possuem elevada tensão de escoamento, porém apresentam deficiências com relação à resistência à corrosão, tenacidade e soldabilidade. Entretanto, por meio da redução do teor de carbono e pela adição controlada de níquel e molibdênio tais propriedades podem ser melhoradas.

Nos AISM, ambos, carbono e nitrogênio devem ser mantidos com teores o mais baixo possível, isto devido à dureza da martensita aumentar fortemente com o teor de carbono e, portanto elevar a probabilidade de corrosão sob-tensão e trincas a frio induzidas por hidrogênio.

Os AISM possuem propriedades mecânicas similares aos inoxidáveis martensíticos convencionais na condição temperada e revenida. Sua tensão de escoamento situa-se na faixa de 625 a 760 MPa, seu limite de resistência de 830 a 900 MPa e alongamento entre 18 a 25 % (LIPPOLD e KOTECKI, 2005) sendo aproximadamente 25% mais baratos (CARROUGE, 2002). Esta combinação de fatores, extremamente atrativa, confere a estes aços a expectativa de crescimento no mercado nos mais variados segmentos dentre os quais no uso de turbinas hidráulicas.

Os AISM podem ser classificados em três grupos: baixa, média, e alta liga. A Tabela 2.1 exemplifica as composições destes.

Estas composições foram desenvolvidas para garantir os critérios de preço, resistência mecânica e resistência à corrosão sendo este último requisito melhor

alcançado quanto maior a quantidade de elementos de liga presentes (*i.e.* 12 Cr 6.5 Ni 2.5 Mo%p).

Tabela 2.1 - Composições de aços inoxidáveis Supermartensíticos (CARROUGE, 2002).

Liga	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti
11Cr 2.5Ni	0.011	0.006	0.10	1.77	10.6	2.4	0.06	0.48	0.006
12Cr 4.5Ni 1.5Mo	0.017	0.011	0.20	1.77	11.7	4.9	1.39	0.51	0.007
12Cr 6.5Ni 2.5Mo	0.018	0.011	0.09	1.72	12.6	6.5	2.32	0.49	0.008

2.2.2 Fases presentes nos aços AISM

2.2.2.1 - Martensita

Martensita é a fase predominantemente desejável nos aços inoxidáveis martensíticos haja vista ser o microconstituente responsável pela resistência mecânica. Nos AISM a martensita formada é do tipo em ripas (*lath*) e por apresentar teores de carbono próximo a 0,02%p C a dureza da mesma é considerada baixa. Mesmo assim, a fim de aliar resistência mecânica e tenacidade, há a necessidade da realização do tratamento de revenido o qual é realizado a temperaturas pouco acima da temperatura de início de formação da austenita - Ac_1 .

O baixo teor de carbono dos AISM, aliado à realização de tratamento de revenido adequado, asseguram a redução da temperatura de transição dúctil-frágil de maneira a atingir valores satisfatórios de tenacidade mesmo a baixas temperaturas. A Figura 2.6 apresenta a influência do teor de carbono na resistência ao impacto Charpy em função da temperatura para diferentes aços e em comparação com os AISM.

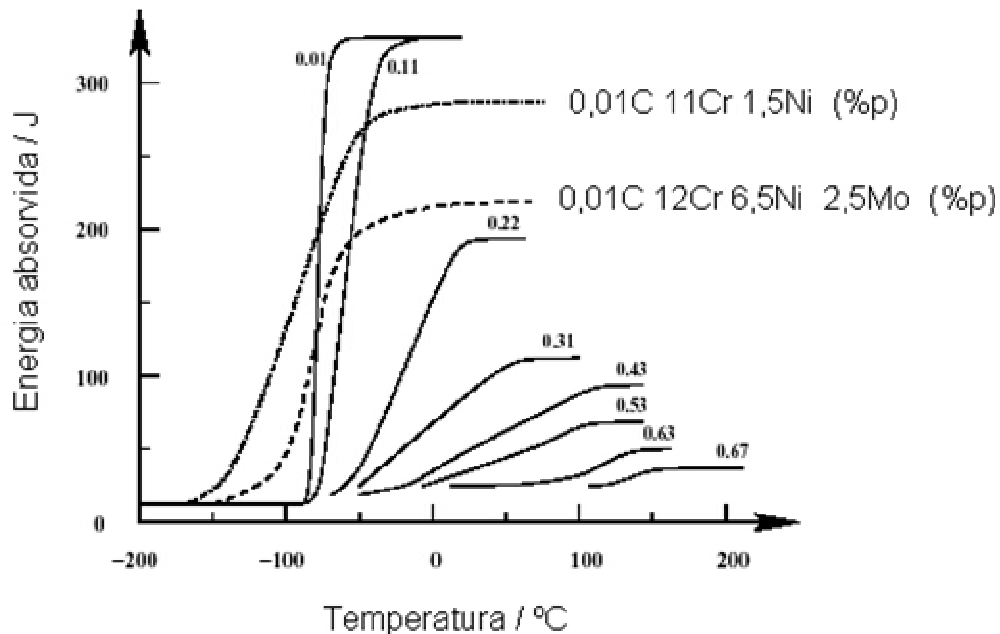


Figura 2.6 – Influência do teor de carbono na resistência ao impacto Charpy em função da temperatura para diferentes aços e comparação com os Supermartensíticos (Ribenolet *et al*, 1951 e Woollin, 1998 extraído de CARROUGE, 2002).

Rodrigues *et al*, (2007), destacam a ação efetiva, quando da formação de nano partículas de Ti(C,N), no aumento da resistência ao impacto de 193 para 256 J em AISM sem e com a adição de até 0,2%p de Ti, respectivamente.

2.2.2.2 Austenita retida

Segundo Carrouge, (2002) a austenita pode permanecer retida na microestrutura dos AISM em decorrência de dois diferentes processos. O primeiro destes seria consequência da incompleta transformação a partir do campo austenítico ocasionado pelo abaixamento da temperatura M_s . Este abaixamento seria provocado pela presença de elementos de liga. O segundo processo seria proveniente da estabilidade da austenita quando da realização do revenido um pouco acima (40 °C) de A_c1 . A austenita formada até esta temperatura é rica em elementos como níquel, carbono e nitrogênio. Tal enriquecimento reduz a temperatura M_s e consequentemente a austenita permanece estável após o resfriamento. À temperaturas de revenimento onde a quantidade de austenita é maior, o enriquecimento é menor e o resfriamento até a

temperatura ambiente resulta em uma completa transformação martensítica (SOLBERG *et al*, 1999).

O conteúdo de austenita retida à temperatura ambiente, formada em decorrência do revenido pode ser estimado por meio do uso de diagramas envolvendo o parâmetro Larson-Miller, P (Figura 2.7).

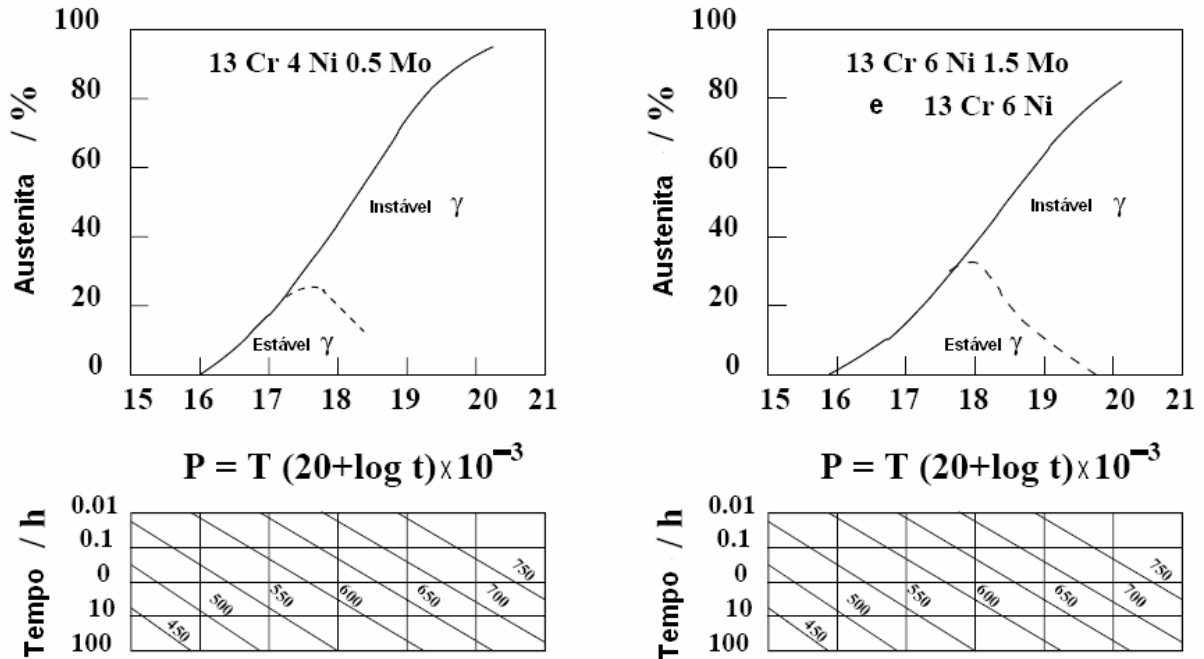


Figura 2.7 - Efeito das diferentes condições de revenimento na formação e estabilização da austenita para aços martensíticos de baixo carbono. P corresponde ao parâmetro Larson-Miller. Temperatura T e tempo t expressos em Kelvin e horas respectivamente (Haynes, 1999 extraído de CARROUGE, 2002).

Quando o parâmetro Larson-Miller, P estiver entrel 16 e 17,5 a austenita formada permanece estável após o resfriamento. Acima de $P \sim 18$ a austenita formada passa a ter um comportamento cada vez mais instável transformando-se em martensita não revenida após o resfriamento. A porcentagem máxima de austenita que permanece estável após a realização de tratamentos isotérmicos e resfriamento à temperatura ambiente não ultrapassa em geral 30-35% (HAYNES, 1999; NOSE *et al*, 2000; VARGA *et al*, 1992).

A Figura 2.8 apresenta a dureza da microestrutura, obtida após vários tratamentos de revenimento em relação ao parâmetro P . Abaixo de 18 a presença da

austenita reduz a dureza, porém à medida que este parâmetro é aumentado, a dureza cresce bruscamente em função da formação da martensita após o resfriamento.

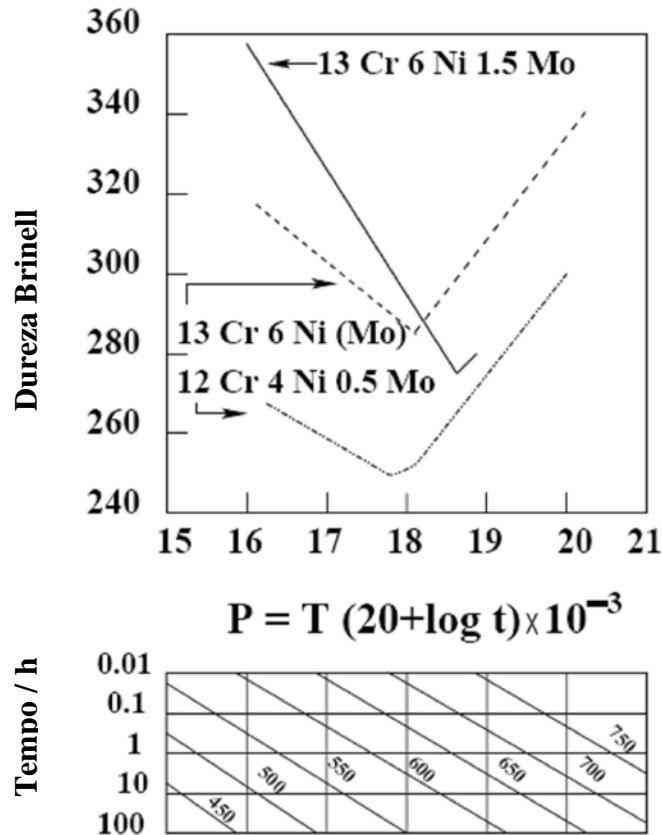


Figura 2.8 - Efeito do revenimento na dureza de aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono em função do parâmetro Larson-Miller (Gooch *et al*, 1999, extraído de CARROUGE, 2002

Bilmes *et al*, (2000), destacam o aumento da tenacidade devido à presença da austenita retida a qual sob deformação transforma-se em martensita absorvendo energia (efeito *TRIP*). A expansão volumétrica devido a esta transformação tende a criar tensões de compressão na ponta da trinca inibindo a propagação desta.

O efeito da presença da austenita sobre a resistência ao impacto na ZTA dos aços AISM ainda não está totalmente caracterizado. Entretanto a presença de austenita na forma de filmes finamente distribuídos no interior do metal de solda resulta num aumento na resistência ao impacto a temperaturas sub-zero (KARLSSON *et al*, 2001).

Estudos de simulação térmica da ZTA dos aços inoxidáveis martensíticos revelaram a ausência de austenita em regiões da ZTA cuja temperatura tenha alcançado valores superiores à 1200 °C (WOOLLIN, 1998). Conseqüentemente, a

menos da realização de tratamento térmico pós-soldagem, nenhuma austenita retida é esperada na região de alta temperatura da ZTA, considerando o depósito de um único cordão de solda.

2.2.2.3 Ferrita-delta

De maneira generalizada, a presença de ferrita-delta na microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos é indesejável (CARROUGE, 2002).

O efeito da ferrita-delta na resistência ao impacto dos aços inoxidáveis martensíticos é ainda um assunto controverso. Carrouge, (2002), concluiu que a presença da ferrita-delta interfere na resistência ao impacto aumentando a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) de -98 °C na condição de martensita (*fresh*) para -46 °C na condição contendo martensita mais 14% de ferrita-delta. Considera ainda que o fator de maior influência na resistência ao impacto é o tamanho de grão.

Por outro lado, Wang *et al*, (2010), encontraram variações de resultado Charpy na faixa da TTDF de um aço inoxidável martensítico macio tipo CA6NM de 215 J para 103 J em aços contendo 0% e 7,8 % de ferrita-delta respectivamente. Estes autores afirmam ainda que em função da baixa resistência mecânica e ao cisalhamento da ferrita-delta, ocorre a formação de trincas dúcteis no interior desta fase as quais “engatilham” a formação de fratura frágil na matriz de martensita revenida.

Schäfer, (1998), afirma que a presença da ferrita-delta na forma pura, ou seja, sem a presença de carbonetos no seu interior promove o incremento da tenacidade.

Com relação à influência da ferrita-delta na resistência à fadiga, a literatura é escassa. Rho *et al*, (2000), ao submeterem um aço inoxidável austenítico AISI 304L ao ensaio de fadiga de baixo ciclo, verificaram que a presença desta fase reduz a resistência à fadiga do material haja vista a mesma propiciar o início da fratura na interface com a matriz.

Sanches-Cabrera *et al*, (2007), verificaram que a presença de ferrita-delta na ZTA de um aço inoxidável foi a responsável pela baixa resistência à propagação de trincas por fadiga. Tal desempenho, segundo estes autores, estaria relacionado à susceptibilidade desta fase sofrer fragilização por hidrogênio.

Segundo Ladanova *et al*, (2006) a presença de ferrita-delta permite a precipitação de carbonetos em seu interior devido à maior difusividade do carbono nesta fase em relação à austenita tornando o aço susceptível à corrosão sob-tensão. Segundo estes autores, estes aços tornam-se imunes a este fenômeno quando da presença de titânio. A ocorrência de corrosão sob-tensão dos aços Supermartensíticos envolvendo precipitação de carbonetos e ferrita-delta também é citada por Turnbull e Nimo, (2005).

2.3 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERMARTENSÍTICOS

Os aços com 13 %p de cromo soldáveis surgiram na Europa em meados dos anos de 1950 e desde então um número razoável de trabalhos tem sido dedicados aos mesmos. Dentre estes Niederau, (1977), apresenta o estado da arte destes aços revelando as potencialidades dos mesmos bem como suas propriedades e características metalúrgicas. Dentre estas, a influência da redução do teor de carbono na soldabilidade destes aços a qual é compensada por adições de níquel de 3,5 a 6 %p de forma a garantir a presença de estrutura martensítica isenta de ferrita-delta. Trabalhos de soldagem conduzidos por Gooch, (1995), revelaram que, dentre os elementos pertencentes à composição química, o carbono é o que apresenta principal influência na dureza destes aços (Figura 2.9).

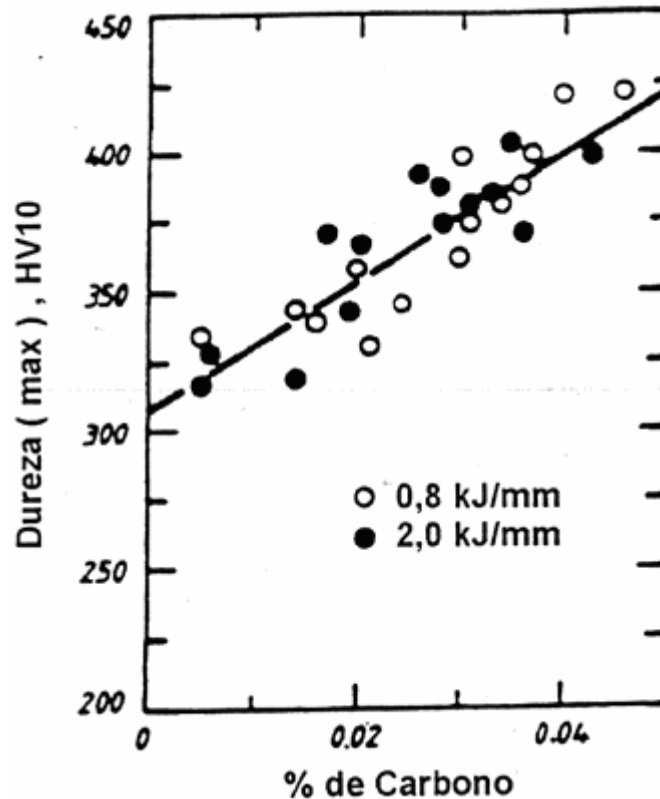


Figura 2.9 - Efeito do teor de carbono na dureza da solda de aços inoxidáveis martensíticos (GOOCH, 1995)

2.3.1 Trincas a frio induzidas por hidrogênio

Kvaale *et al*, (1999), afirmam que os AISM são susceptíveis à fragilização por H em meios corrosivos contendo H_2S e CO_2 . Ramirez, (2007), cita que de maneira geral, os AISM apresentam baixo risco de desenvolverem trincas a frio. Para baixos teores de C, a dureza da ZTA não ultrapassa 350 HV sendo tal valor considerado limite para a não ocorrência de trincas a frio mesmo em aços inoxidáveis martensíticos macios. Desta forma o decréscimo no teor de C torna-se efetivo em aprimorar a resistência à formação de trincas a frio ou fragilização por H na ZTA destes aços.

De acordo com a norma NACE MR0175, um valor máximo de 23 HRC é admitido para os aços inoxidáveis martensíticos, incluindo os AISM, de forma a evitar a ocorrência de corrosão sob-tensão (CST) em meios contendo CO_2/H_2S . Ramirez, (2007), afirma que tal limite torna-se extremamente difícil, particularmente em regiões soldadas, exigindo a execução de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). Por outro

lado, Kvaale *et al*, (1999), obtiveram um efeito positivo sobre a resistência à CST por meio de tratamento térmico pós-soldagem entre 620-650 °C durante apenas 5 min.

Griffiths *et al*, (2004), com base em seus experimentos e no trabalho de outros autores afirmam que tensões residuais de compressão influenciam (em até aproximadamente 17%) nos valores de dureza obtidos na ZTA tornando o parâmetro de dureza pouco preciso nas previsões da ocorrência de SSC.

Com relação à austenita retida, Bruzzoni *et al*, (2004), afirmam que a mesma atua como agente armazenador de hidrogênio e desta forma minimizando a fragilização provocada por este elemento sobre os aços inoxidáveis martensíticos.

2.3.2 Consumíveis de soldagem

De maneira geral, os AISM são soldados utilizando metais de adição similares ou ainda do tipo superduplex (CARROUGE, 2002). Segundo Marshall, (2001), o uso de metais de adição similares deve ter preferência quando da necessidade de maior resistência mecânica do metal de solda em relação ao metal base enquanto que as ligas superduplex são utilizadas a fim de conferir maior tenacidade e resistência à corrosão.

2.3.3 Regiões da solda para um aço AISM

As regiões de solda decorrentes de um passe simples de raiz sobre um AISM foram caracterizadas utilizando microscopia óptica por Enerhaug *et al*, (2001); Carrouge, (2002); Thibault *et al*, (2008).

Tal caracterização foi correlacionada com as diferentes estruturas originadas desde a zona fundida (ZF) e diferentes “zonas termicamente afetadas” (ZTAs) de acordo com o diagrama Fe-Cr-Ni (Figura 2.10).

As regiões foram assim identificadas:

- (i) Região parcialmente fundida, localizada adjacente à linha de fusão. É nesta região onde ocorre a formação dos novos grãos de ferrita-delta.

- (ii) região que se transforma completamente em ferrita-delta com significativo crescimento dos grãos. Também chamada de zona termicamente afetada de grão grosseiros (ZTA-GG).
- (iii) região com parcial transformação de austenita em ferrita-delta a alta temperatura durante o aquecimento também denominada de zona termicamente afetada de dupla-fase (ZTA-DF).
- (iv) região com completa formação de austenita durante o aquecimento.
- (v) região com parcial transformação da martensita revenida em austenita a baixa temperatura durante o aquecimento.

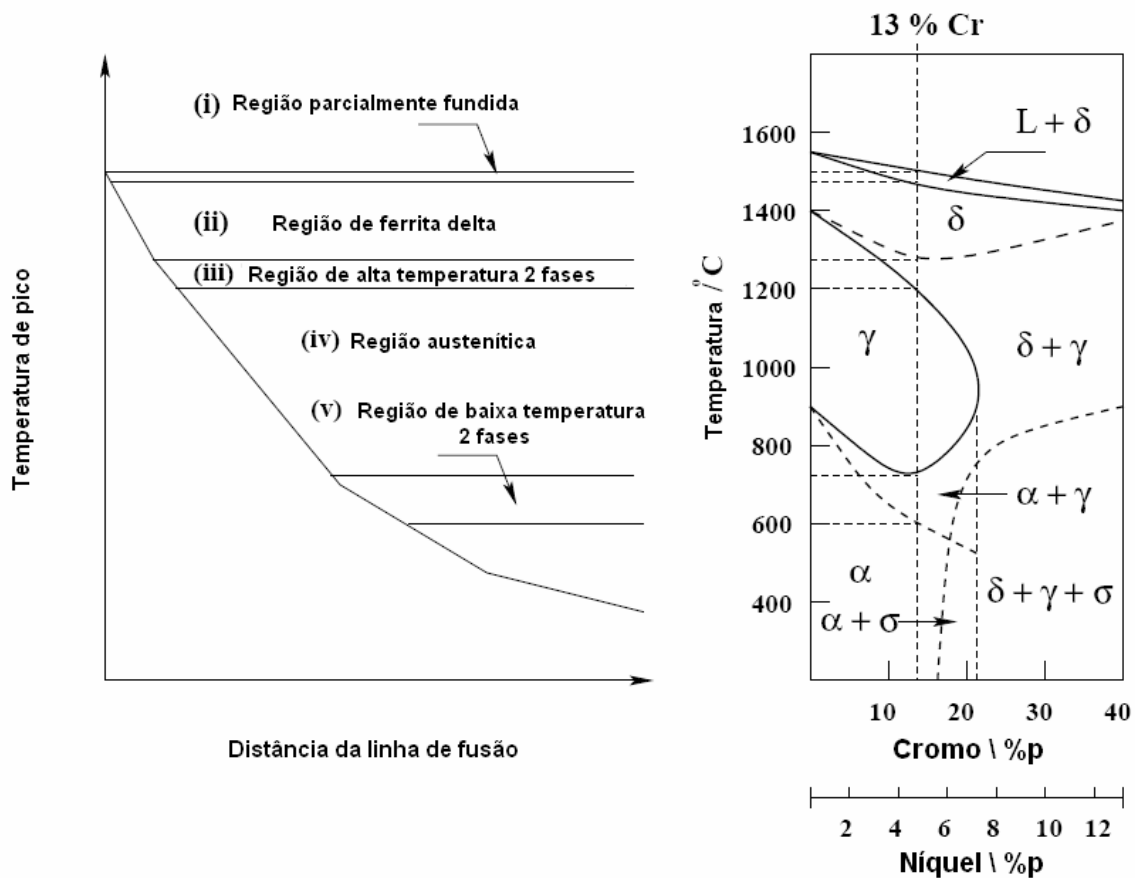


Figura 2.10 – Diagrama esquemático ilustrando mudanças estruturais que ocorrem na zona termicamente afetada do aço inoxidável Supermartensítico (adptado de ENERHAUG *et al*, 2001).

De forma semelhante, porém, com maior estratificação, Thibault *et al*, (2008) apresentam as diferentes sub-regiões em função das temperaturas de pico alcançadas (Figura 2.11).

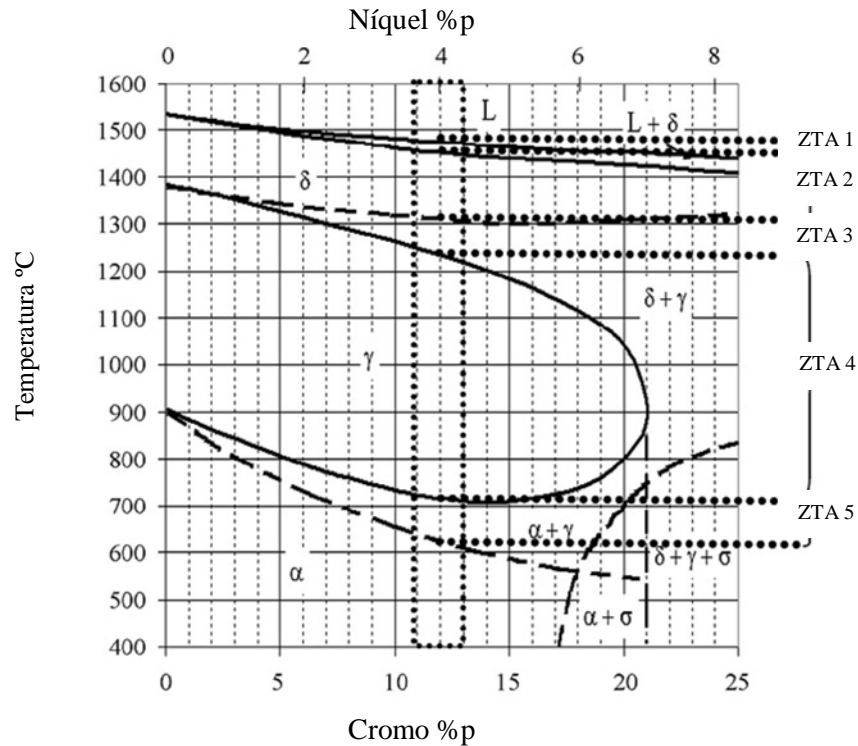


Figura 2.11 - Diagrama esquemático ilustrando mudanças estruturais que ocorrem na zona termicamente afetada do aço inoxidável Supermartensítico (adaptado de THIBAUT *et al*, 2008).

De acordo com as temperaturas de pico alcançadas, as diferentes regiões da solda e ZTA podem ser assim classificadas:

- ZTA 1 - Zona parcialmente fundida.
- ZTA 2 - Zona na qual ocorre completa transformação em ferrita-delta durante aquecimento com significativo crescimento da granulação.
- ZTA 3 - Zona onde a austenita parcialmente se transforma em ferrita-delta durante o aquecimento.
- ZTA 4 - Zona em que a martensita completamente se transforma em austenita durante o aquecimento.
- ZTA 5 - Zona em que a martensita se transforma parcialmente em austenita durante o aquecimento

A ZTA 4 pode ser dividida em três outras sub-zonas:

- ZTA 4A - Zona com recristalização, possibilidade de crescimento de grão e dissolução de carbonetos.

- ZTA 4B - Zona com parcial recristalização e dissolução de carbonetos.
- ZTA 4C - Zona com dissolução de carbonetos pouco significativa.

A ZTA 5 pode ser dividida em duas outras sub-zonas:

- ZTA 5A - Zona onde a austenita formada durante o aquecimento se transforma em martensita virgem após resfriamento.
- ZTA 5B - Zona onde a austenita formada durante o aquecimento se mantém estável após resfriamento, e desta forma reduzindo levemente a dureza do material.

A Zona fundida (ZF) pode ser identificada pela presença de pequenas inclusões ou pequenas porosidades. A mesma apresenta ainda ferrita-delta "aninhada" entre as ripas de austenita de Widmanstätten.

Com relação às ZTAs:

- A ZTA 1 - Dificilmente identificada.
- A ZTA 2 - revela granulação grosseira de martensita
- A ZTA 3 - rede de ferrita-delta permanece retida ao redor dos contornos de grão.

As diferentes sub-zonas na ZTA 4 apresentam diferentes tonalidades de brilho.

A fronteira entre a ZTA 4 e ZTA 5 dá-se pela diferença de valores de microdureza, sendo esta também sutilmente constatada entre as sub-zonas da ZTA 5A e ZTA 5B.

Carrouge, (2002) caracteriza a ZTA próxima à linha de fusão como sendo uma ZTA de alta temperatura (ZTA-AT). Esta ZTA é formada por uma região de granulação grosseira junto à linha de fusão e uma outra de duas fases (ferrita e martensita). A formação das mesmas está associada às temperaturas de pico atingidas nos intervalos de temperaturas conforme esquemas apresentados na Figuras 2.12 e 2.13.

A ZTA grosseira apresenta diferentes morfologias de austenita decorrente do resfriamento a partir da ferrita. Além da austenita alotriomórfica (A_{γ}) localizada nos contornos de grão e austenita intragranular (I_{γ}) há ainda uma forma de austenita denominada de austenita de Widmanstätten (W_{γ} – Figura 2.14). A ferrita-delta

encontra-se “aninhada” na forma de filmes finos no interior desta última. Com relação à ZTA de duas fases, a ferrita-delta pode ser encontrada nos contornos de grão e na forma de filmes paralelos no interior da austenita prévia. A presença desta última forma está associada a resfriamentos acelerados (CARROUGE, 2002).

Carrouge, (2002), constatou que taxas de resfriamento aceleradas previnem a dissolução de ferrita-delta na ZTA-DF, mas limitam o volume desta na ZTA-GG (Figura 2.15). Este mesmo autor relata ainda que os sobrepases de soldagem promovem a dissolução da ferrita-delta formada nos passes anteriores.

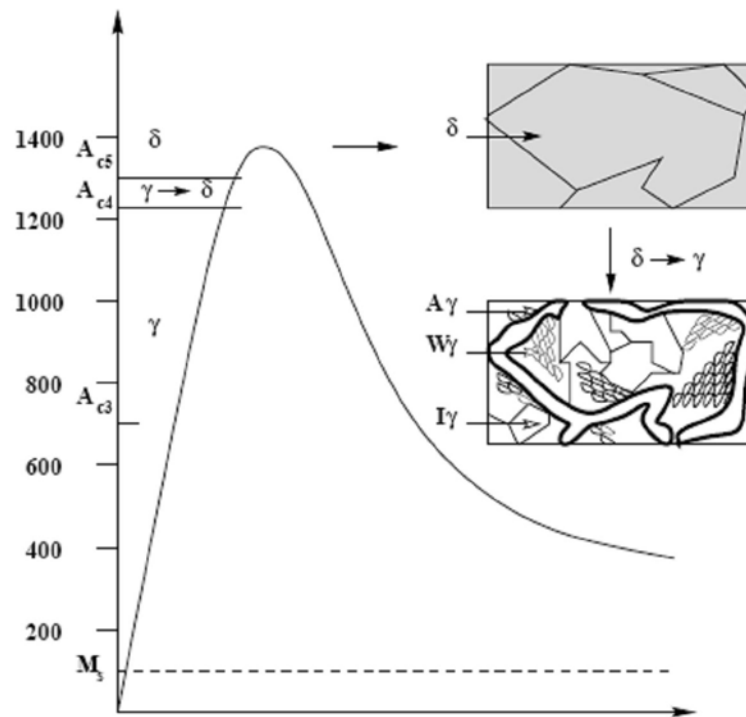


Figura 2.12 – Esquema da evolução da microestrutura na ZTA grosseira de um AISI. (CARROUGE, 2002).

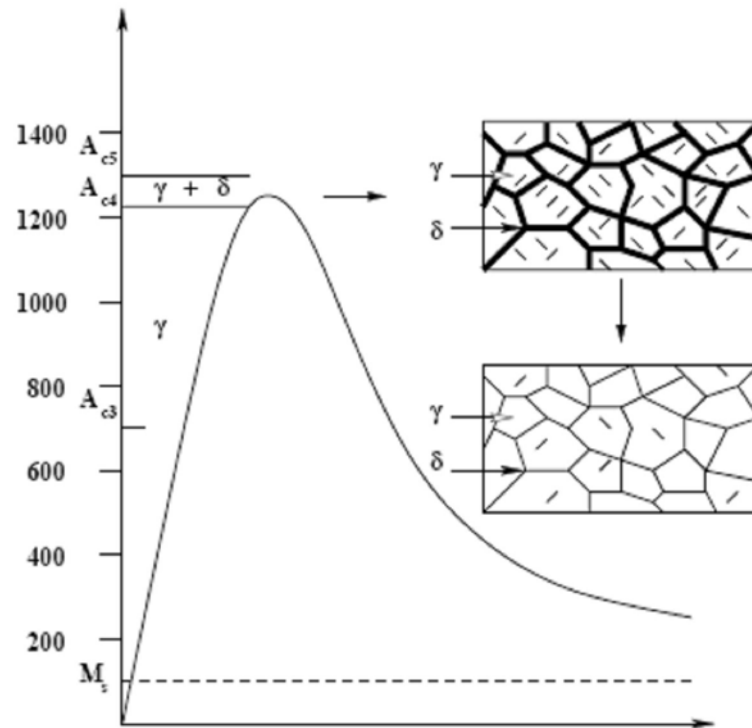


Figura 2.13 – Esquema da evolução da microestrutura na ZTA de duas fases de um AISM. (CARROUGE, 2002).

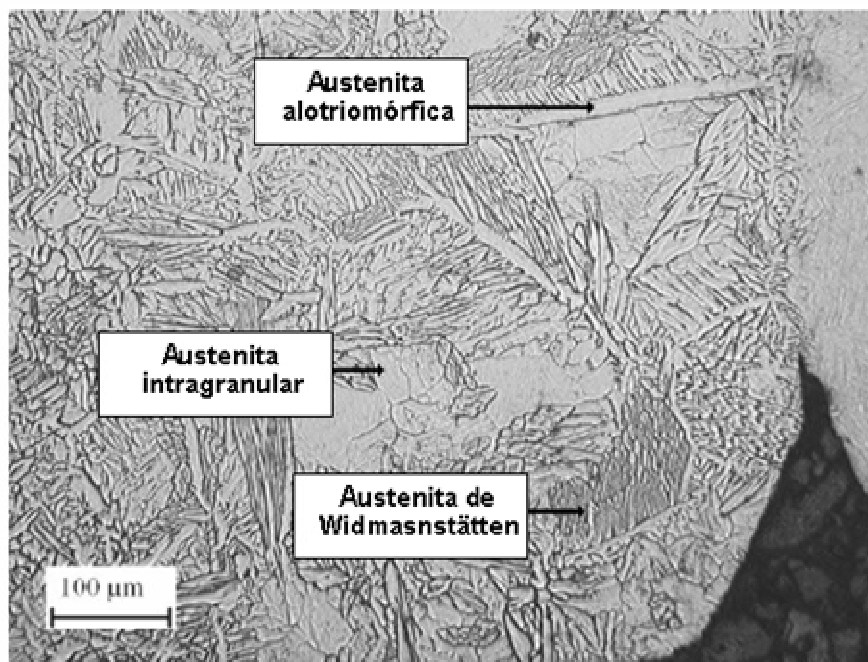


Figura 2.14 – Detalhes da ZTA de granulação grosseira de um aço Inoxidável Supermartensítico alta liga destacando os diferentes tipos de austenita (CARROUGE, 2002).

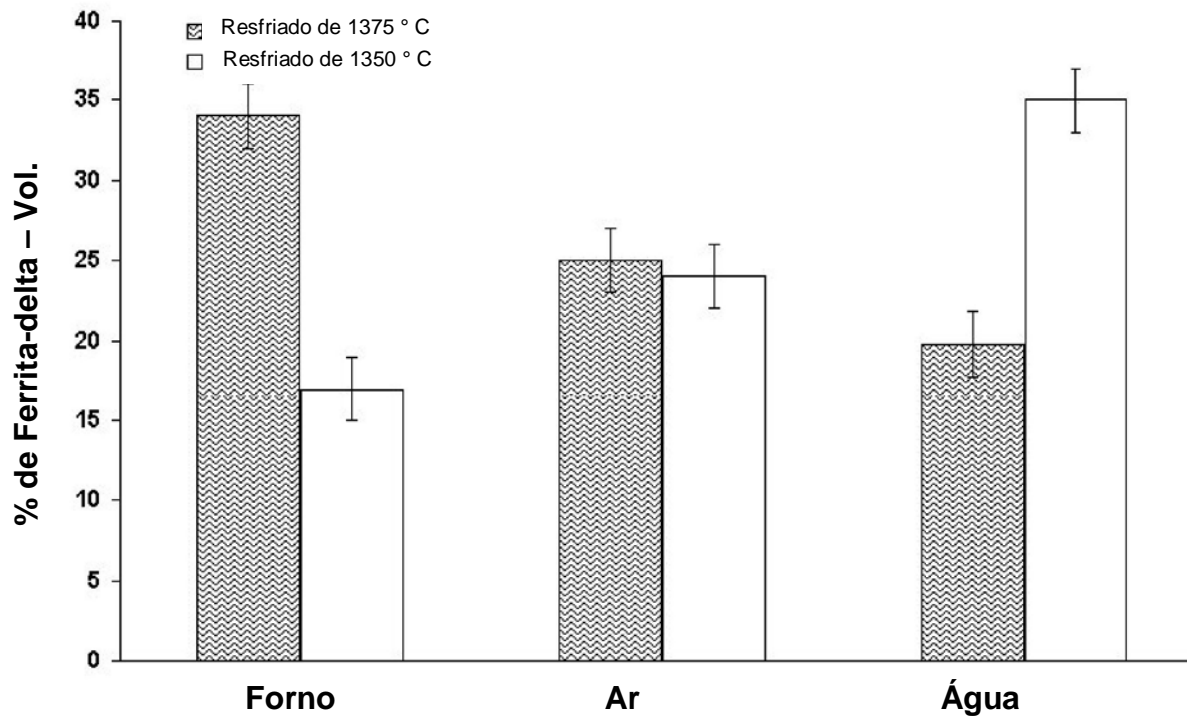


Figura 2.15 – Volumes de ferrita-delta em função da temperatura de aquecimento e meio de resfriamento (CARROUGE, 2002).

Com relação à quantidade de ferrita-delta formada na ZTA dos aços inoxidáveis martensíticos, a mesma está relacionada basicamente a fenômenos de dissolução da austenita durante o aquecimento acima da temperatura de início de formação de ferrita-delta (Ac_4), seguido pelo crescimento de grão da ferrita e por último, eventualmente, a dissolução desta fase durante o resfriamento até a temperatura ambiente. Durante o aquecimento, caso a temperatura na qual a estrutura torna-se completamente ferrítica (Ac_5) estiver acima da temperatura prevista pelo diagrama Fe-Cr (ex. devido a maiores teores de N) o crescimento do grão ferrítico será menor e, portanto beneficiará a re-austenitização durante o resfriamento.

Quanto à quantidade de ferrita-delta em função da taxa de resfriamento, e Hoffmeister e Mundt, (1981), relatam que, quanto maior a taxa de resfriamento, maior o abaixamento da temperatura de fim de re-austenitização a partir da ferrita-delta (Ar_4) e, portanto menor a difusividade dos elementos sendo mais lenta a transformação reversa em austenita e conseqüentemente maior a quantidade de ferrita-delta retida na estrutura.

A previsão do percentual de ferrita delta no interior da solda de aços inoxidáveis martensíticos pode ser estimada com o uso de diagramas constitucionais. Dentre estes o diagrama de Schaeffler, desenvolvido na década de cinquenta, fornece uma maneira aproximada de representar o conteúdo das fases em termos de cromo e níquel equivalentes. O diagrama de Delong refinou a previsão do diagrama de Schaeffler com a introdução do nitrogênio. Mais recentemente um diagrama desenvolvido por Balmforth e Lippold, (2000) representa um incremento significativo na previsão da % de ferrita dos aços inoxidáveis martensíticos (Figura 2.16).

Ressalta-se, porém que, apesar de práticos, estes diagramas não levam em consideração os efeitos da taxa de resfriamento sobre a microestrutura dos aços sendo possível até mesmo eliminar a formação de ferrita-delta por meio de um maior superresfriamento a partir do estado líquido quando da solidificação em austenita primária (KOU, 2003 e PRYDS *et al*, 1998).

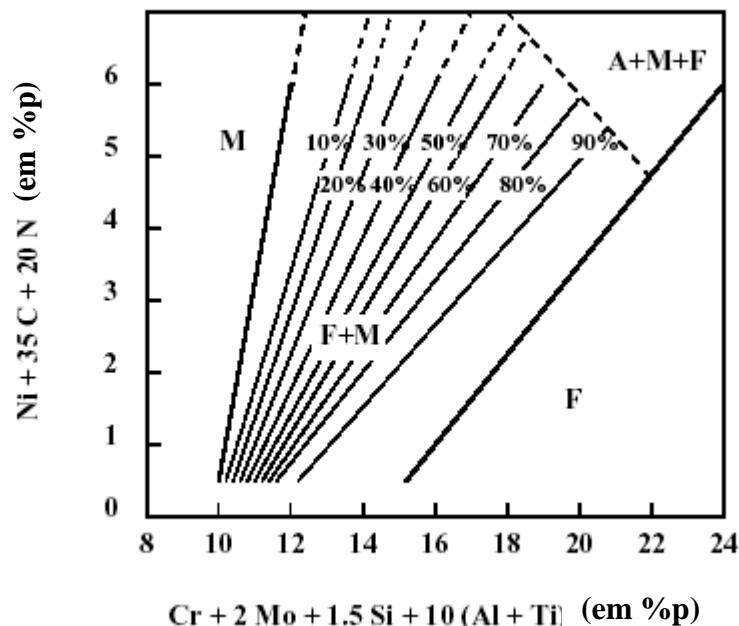


Figura 2.16 - Novo diagrama ferrítico-martensítico com os % de ferrita em volume. (BALMFORTH e LIPPOLD, 2000).

2.3.4 Propriedades da ZTA

Na sequência são apresentadas informações referentes à dureza, resistência ao impacto e resistência à corrosão na ZTA dos AISM.

2.3.4.1 Dureza

Um típico perfil de dureza obtido na ZTA de um AISM pode ser observado na Figura 2.17. A partir do metal base, a dureza atinge um valor máximo entre a 350–375 HV e então tende a diminuir suavemente em direção às regiões da ZTA submetidas à maiores temperaturas. O aumento inicial de dureza seria decorrente da formação de martensita a temperaturas superiores a A_{c1} , enquanto que a razão para o decréscimo desta, a princípio, estaria relacionada à formação de ferrita-delta ou ainda pelo efeito do tamanho de grão grosseiro (CARROUGE, 2002). Perfil de dureza semelhante foi obtido no trabalho desenvolvido por Thibault *et al*, (2008), apesar destes encontrarem regiões da ZTA próxima ao metal base com valores de dureza inferiores a este. Tal razão seria, segundo estes autores, provavelmente em decorrência da formação de certa quantidade de austenita estável.

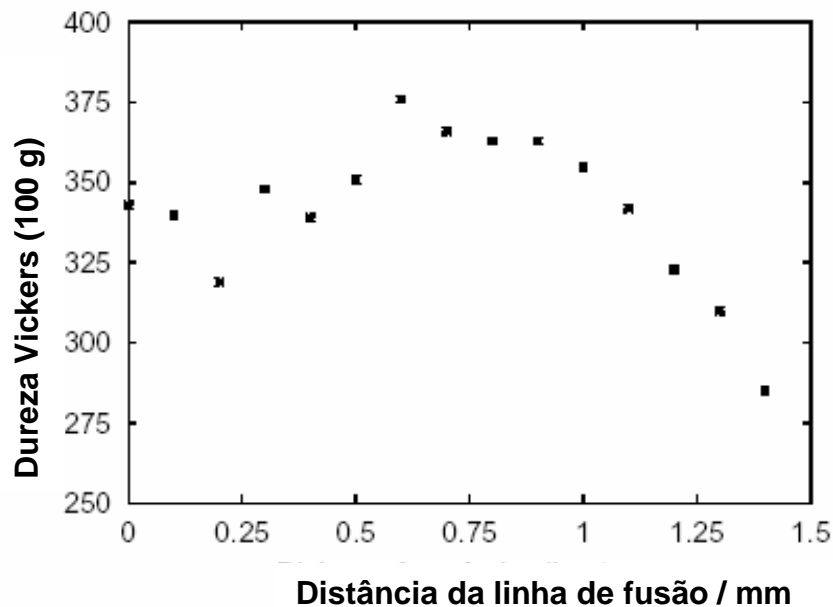


Figura 2.17 – Perfil de microdureza obtido na ZTA de um aço 12 Cr 6 Ni 2 Mo %p por meio de solda TIG (cordão com chanfro). Energia de soldagem 0.35 kJ/mm (Woolin, 2002 extraído de CARROUGE, 2002).

2.3.4.2 Resistência ao impacto

Akselsen *et al*, (2004) realizaram estudos por meio de simulação de soldagem com diferentes temperaturas de pico e de revenido em diferentes AISM sendo que em temperaturas de pico acima de 1350 °C há a redução da resistência ao impacto. Por outro lado tratamentos de revenido a 600 e 800 °C durante 60 s resultaram em aumentos de 100 para 200 J desta propriedade.

Carrouge, (2002), concluiu que o tamanho de grão é o fator que exerce maior influência na resistência ao impacto dos AISM e que a presença de ferrita-delta na ZTA de tais aços não constitui uma ameaça haja vista ainda a possibilidade da mesma ser parcialmente eliminada por meio dos sobrepases de soldagem.

2.3.4.3 Resistência à corrosão

As principais formas de corrosão identificadas na ZTA dos AISM são a corrosão por *pitting*, corrosão sob tensão e a corrosão intergranular.

A probabilidade de corrosão por *pitting* estaria associada diretamente à formação de carbonetos e indiretamente à presença de austenita retida. Bilmes *et al*, (2006) destacam o efeito benéfico desta última devido à maior capacidade de dissolução do C e N no interior da mesma diminuindo a formação de precipitados de cromo.

Com relação à corrosão sob-tensão, a mesma pode ser induzida pela presença de hidrogênio ou pela ausência de cromo nos contornos de grão da austenita prévia. A precipitação de carbonetos (LADANOVA *et al*, 2006, NAKAMICHI *et al*, 2008) e a oxidação do cromo constituem as causas para tal redução (AMAYA *et al*, 2004).

Falhas catastróficas induzidas por fragilização por hidrogênio foram identificadas em soldas de tubulações de gás sendo o hidrogênio proveniente do sistema de proteção catódica (MOLLAN, 2005).

Woolin *et al*, (2006), afirmam que um breve tratamento pós-soldagem a 650 °C durante 5 min. eliminaria a susceptibilidade da corrosão sob-tensão intergranular na ZTA nestes aços.

2.4 O PROCESSO DE SOLDAGEM PLASMA

O processo de soldagem PLASMA (*PAW - Plasma Arc Welding*) pode ser definido como uma técnica de soldagem a arco elétrico utilizando um gás de proteção onde a coalescência do metal é obtida por meio da constrição de um arco criado entre um eletrodo de tungstênio e a peça. Devido ao aumento da densidade de energia, tal constrição promove uma coluna de arco altamente colimada, de alta projeção e penetração.

Considerado uma evolução do processo de soldagem TIG, no processo PLASMA o eletrodo é posicionado dentro do corpo da tocha e o gás formador do plasma é separado do gás de proteção.

Entre as vantagens proporcionadas pela constrição do PLASMA, destaca-se a maior eficiência térmica de fusão, resultando em soldas de menor volume, em menores níveis de tensões residuais (ou distorções) e em zonas afetadas pelo calor mais estreitas (REIS e SCOTTI, 2007)

A configuração básica do bocal constritor é mostrada na Figura 2.18 (DÍAZ, 1999), onde estão indicados os parâmetros empregados no processo. A distância da face externa do bocal até o material de base define o parâmetro denominado *distância tocha-peça*. O recuo do eletrodo é medido desde a ponta do eletrodo até a face externa do bocal constritor. As características do arco são influenciadas por este fator, o qual define o grau de constrição e a rigidez do jato plasma (o termo rigidez é referido para explicar que o arco é menos afetado por campos magnéticos).

O arco é forçado a passar através do bocal de constrição, no qual o perfil do arco é alterado para logo incidir sobre o material base, em um área de formato circular, similar ao do orifício constritor. Devido a este efeito de constrição se garante que a área da seção transversal do arco não sofra variação ao longo de sua extensão, desde a sua saída do orifício constritor até o material base, mesmo que ocorram pequenas variações na distância tocha-peça.

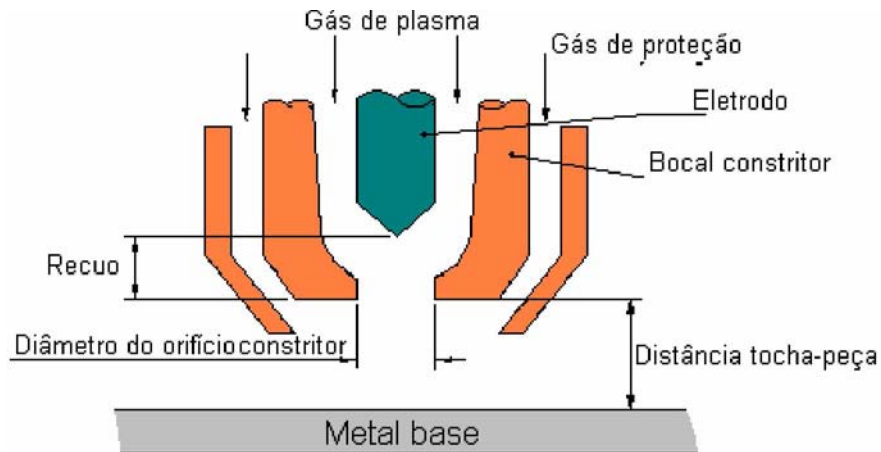


Figura 2.18 - Configuração do bocal e parâmetros empregados no processo Plasma (DÍAZ, 1999).

O processo PAW pode trabalhar sem metal de adição, utilizando-se a técnica de união convencional e/ou a técnica *keyhole*, ou ainda pode utilizar varetas ou arames, com alimentação manual ou automática, como consumíveis, assim como trabalhar com arco transferido ou não transferido.

Devido ao fato do eletrodo ficar no interior do bocal constritor da tocha PLASMA, impedindo o seu contato com a peça, para a abertura do arco elétrico é utilizado um sistema de alta frequência, que impõe picos de alta tensão que causam centelhamento entre o eletrodo e o bocal constritor, iniciando desta forma um arco entre estes chamado de arco piloto. O arco principal é iniciado quando se aplica a corrente de soldagem e o circuito eletrodo-peça se fecha. O circuito do arco principal, o qual pode ser de corrente contínua constante (CC), corrente alternada (CA) ou de corrente contínua pulsada (CCP), é conectado ao eletrodo de tungstênio e à peça. O circuito do arco piloto conecta o eletrodo de tungstênio e o bocal constritor, e é obrigatoriamente CC. Este arco não transferido serve como um arco piloto para o início do arco transferido.

2.4.1 Soldagem plasma com corrente pulsada

Com a evolução das fontes de energia para os processos de deposição, mais opções para seleção de parâmetros têm sido possíveis. A possibilidade de controle das rampas de corrente e controle dos fluxos de gases constituem exemplos desta tecnologia. Outra opção importante é a corrente contínua pulsada, a qual se apresenta

como uma alternativa interessante à corrente contínua constante tanto do ponto de vista de estabilidade do processo, quanto do ponto de vista metalúrgico. A principal vantagem de processamento é a possibilidade de se trabalhar com picos elevados de corrente sem aumentar o aporte médio de calor (energia) imposta ao substrato. Do ponto de vista metalúrgico, a corrente contínua pulsada promove o refino da estrutura de solidificação, decorrente da maior agitação da poça de fusão (SUNDARESAN *et al*, 1999).

Muitas pesquisas têm sido desenvolvidas com o intuito de avaliar as vantagens da aplicação da corrente pulsada em relação à soldagem convencional. Normalmente, as características mais relacionadas nesta distinção são a geometria do cordão, a facilidade no controle do processo, a redução no nível de distorção e o controle sobre a estrutura do cordão depositado (BARRA, 2003).

A corrente contínua pulsada se caracteriza por variar a amplitude de corrente, e conseqüentemente a energia, entre um valor mínimo (corrente de base I_b) e um valor máximo (corrente de pulso I_p), durante tempo de pulso (t_p) e tempo de base (t_b), respectivamente, Figura 2.19. O período correspondente a I_p representa aquele em que normalmente ocorre a fusão do metal de deposição e do metal de base.

A corrente e o tempo de base são ajustados de maneira que se mantenha um aquecimento minimizado do metal de deposição e do substrato. Para processos nos quais a alimentação do material de aporte é independente do arco elétrico, como no caso do processo plasma com alimentação de arame, é possível ajustar este aquecimento mínimo, de modo que ocorra ou não fusão do metal de adição e/ou do substrato durante o tempo de base.

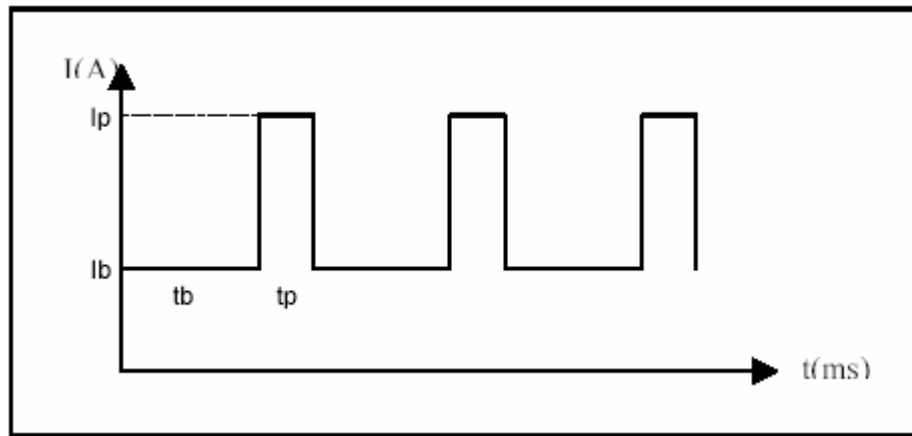


Figura 2.19 - Parâmetros da corrente contínua pulsada.

A corrente média I_m , pode ser obtida pela equação (2.1).

$$I_m = \frac{I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b}{t_p + t_b} \quad (\text{Equação 2.1})$$

Embora as correntes e tempos de pico e base sejam, na maioria das situações, suficientes para caracterizar a forma de onda da corrente pulsada, outras variáveis podem ser utilizadas. Entre elas destacam-se: frequência $F = (t_p + t_b)^{-1}$, período $T = (t_p + t_b)$ e duração $D = (t_p / (t_p + t_b))$ ou (t_p / t_b) e forma de pulso (PIN *et al*, 1999). Além destes, Becker e Adams, 1978, citados por Tseng e Chou, (2000) definem o espaçamento entre pulsos $S = V(t_p + t_b)$ onde V corresponde à velocidade de soldagem e a amplitude de corrente $A = I_b / I_t$.

Entre as vantagens do uso da corrente pulsada, pode-se destacar (BECKER e ADAMS, 1978, citados por TSENG e CHOU, 2000):

- a) Menor distorção e menor ZTA;
- b) maior homogeneidade microestrutural do material depositado, devido à agitação provocada pela pulsação da corrente;
- c) intensidade média de corrente e aporte térmico menores do que na corrente contínua constante.
- d) refino da granulação

e) menor risco de trincas a quente.

Com relação às desvantagens, deve-se destacar:

- a) Maior custo do equipamento em relação ao equipamento que trabalha unicamente com corrente constante;
- b) maior dificuldade na otimização dos parâmetros, devido ao maior número destes.

Os tempos de pico e de base devem ser ajustados de maneira que a relação entre eles permita uma adequada solidificação entre os pulsos. Tal ajuste permite eliminar defeitos como falta de fusão ou penetração. A determinação dos tempos depende de uma série de fatores, tais como o material e espessura do substrato, material de aporte e seu tipo (arame ou pó), e velocidade de soldagem. Porém alguns comportamentos se verificam, por exemplo, a utilização de tempos de pulso maiores que tempos de base pode causar maior penetração e conseqüentemente maior diluição. Para tempos de base maiores que tempos de pulso, existe a tendência à falta de penetração e falta de integridade estrutural. A correta seleção da intensidade de corrente, no caso de corrente constante, ou dos parâmetros, no caso da corrente pulsada, é baseada na espessura e composição química do substrato e composição do material de adição. Outros fatores, porém, têm de ser levados em consideração para a seleção da corrente, tais como a vazão de gás de PLASMA, a taxa de alimentação, a velocidade de soldagem, material e espessura do substrato e tipo de passe de deposição, se passe retilíneo ou com oscilação mecânica e/ou magnética.

Frequências baixas, da ordem de 1 a 5 Hz, oferecem possibilidades como um melhor controle na geometria da solda, mesmo em operações manuais e fora da posição plana, e atuação metalúrgica na formação e crescimento de grãos da zona fundida. Já frequências elevadas, superiores a 1 kHz, podem melhorar a "rigidez" e concentração de energia do arco voltaico, permitindo, por exemplo, a soldagem plasma de chapas extremamente finas com correntes reduzidas (STREET, 1990, citado por OLIVEIRA, 2006).

2.5 EFEITOS METALÚRGICOS DA PULSAÇÃO DE CORRENTE

Neste capítulo será feita uma abordagem sobre os efeitos da pulsação de corrente sobre a microestrutura do metal depositado e regiões vizinhas ao cordão, durante e após o processo de solidificação da Zona Fundida (ZF).

2.5.1 Fundamentos de metalurgia de soldagem

O desenvolvimento da geometria do cordão e da microestrutura na região da solda envolve mecanismos que estão associados a fenômenos físicos no interior do metal fundido. Dentre estes destacam-se as forças de agitação da poça de fusão as quais resultam em fluxo de massa e variação de temperatura no interior desta. As forças responsáveis por tal efeito convectivo são a força devido à tensão superficial, a força eletromagnética, a força de flutuação, a força devido à pressão do arco sobre a poça e a força devido aos impactos das gotas metálicas (KOU, 2003)

Somando-se a estas forças, durante a soldagem no modo pulsado poderá haver ainda uma parcela de agitação da poça provocada pela variação da pressão e da energia do arco devido à modulação de corrente (BARRA, 2003). Segundo este mesmo autor, esta parcela de agitação da poça é caracterizada pela flutuação térmica (dependente da relação entre I_p/I_b e da frequência de pulsação F) e pelo aumento no nível de vibração desta região (dependente de F).

A Figura 2.20 ilustra o efeito individual e o efeito combinado sobre o mecanismo de convecção da poça de fusão destas forças.

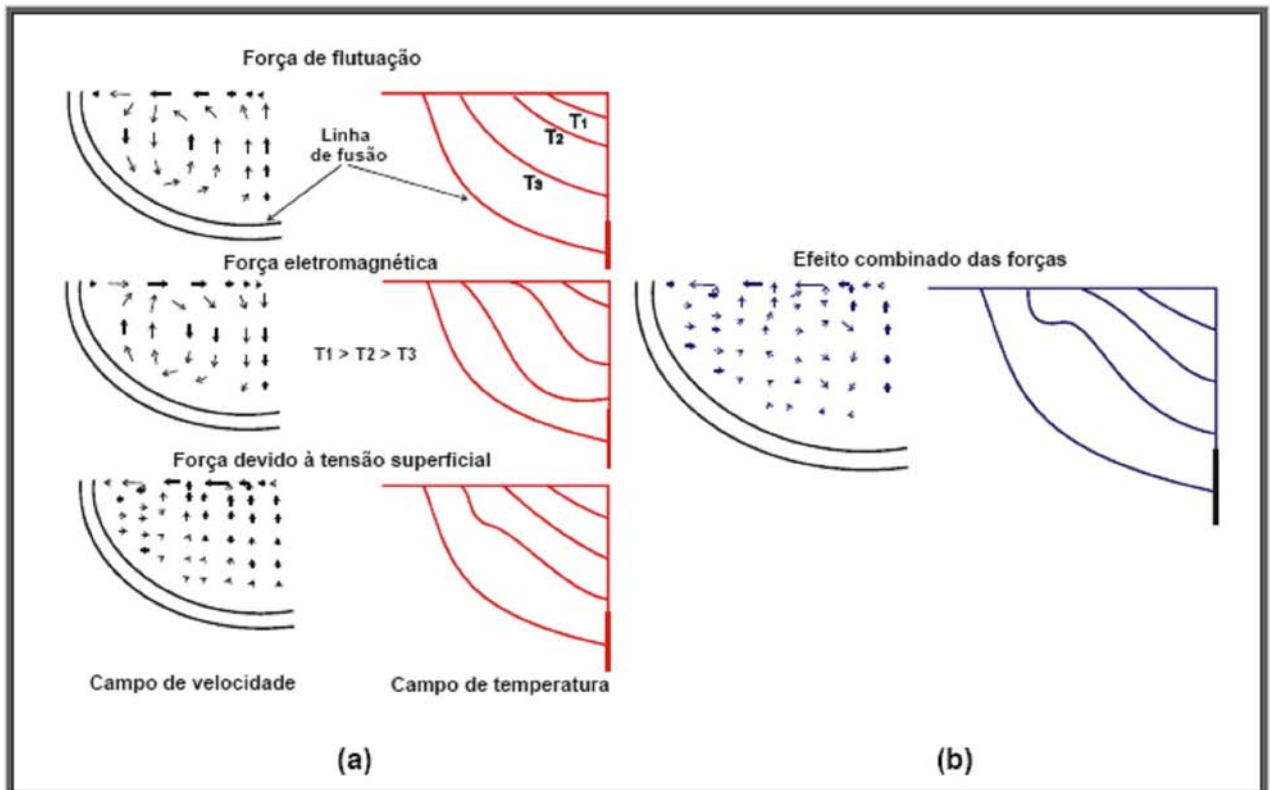


Figura 2.20 – Efeito convectivo na poça de fusão provocado por diferentes forças. Onde: (a) efeito individual e (b) efeito combinado (adaptado de Kou 1987, Li *et al*, 2002 e DeHerrera *et al*, 2002, extraído de BARRA, 2003).

2.5.2 Solidificação da zona fundida

Quando da soldagem de uma liga metálica haverá a possibilidade de diversos modos de solidificação (planar, celular, dendrítico, colunar ou equiaxial).

Estas morfologias têm como fundamento a teoria do super-resfriamento constitucional que é a redução do gradiente de temperatura (G) na interface sólido/líquido abaixo da temperatura *liquidus*, proposta por Chalmer em 1953 (BARRA, 2003).

Esta teoria afirma que para ocorrer o crescimento planar deve ser obedecida a equação 2.2.

$$\frac{G}{R_s} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad (\text{Equação. 2.2})$$

Onde:

- $\Delta T \rightarrow$ Intervalo de solidificação da liga, representado pela diferença entre a temperatura de equilíbrio *liquidus* (T_L) e a temperatura de equilíbrio *solidus* (T_s).
- $D_L \rightarrow$ É o coeficiente de difusão do soluto no líquido.
- $R_s \rightarrow$ Velocidade da frente de solidificação (taxa de crescimento).

Na Figura 2.21 são apresentados de forma esquemática os diferentes modos de solidificação sendo considerados os parâmetros G e R_s onde a redução do valor G/R_s , a qual representa um aumento no super-resfriamento, irá promover uma mudança na morfologia do modo de solidificação. Em soldagem a solidificação planar não é observada devido à necessidade de haver um alto valor G/R_s . Desta forma prevalecem as formas de solidificação celular e dendrítica (KOU, 2003).

Na mesma figura é ilustrado o efeito do produto $G.R_s$ (taxa de resfriamento) o qual relaciona a escala da estrutura de solidificação, ou seja, quanto maior este valor, menor o espaçamento entre os ramos dendríticos sendo portanto mais refinada a estrutura e ao mesmo tempo menor o risco de microsegregação.

Em um cordão de solda a taxa de resfriamento experimentada pela região central deste é maior (alto $G.R_s$) do que a existente próxima à linha de fusão. Consequentemente haverá um maior refino da estrutura na região central do cordão (KOU, 2003).

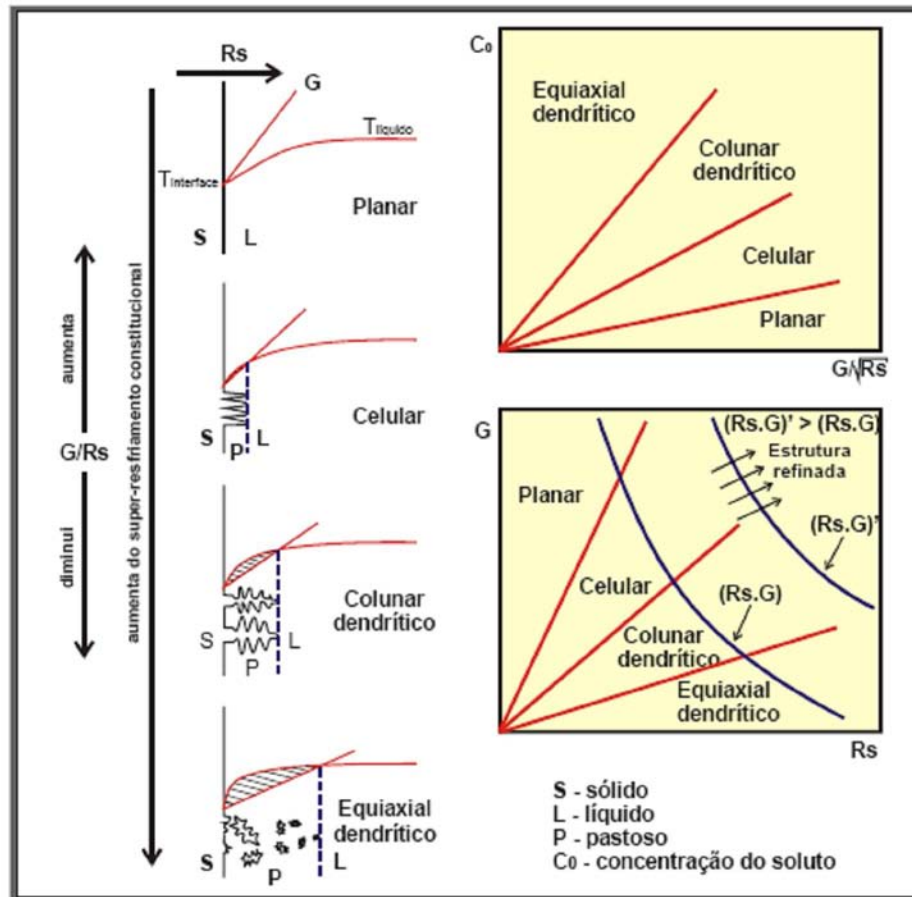


Figura 2.21 Possíveis morfologias na interface decrescimento em função dos valores de G , R_s e C_0 (adaptado de KOU, 2003; extraído de BARRA, 2003).

2.5.3 Macroestrutura da Zona Fundida

A estrutura da zona fundida desenvolve-se basicamente por meio dos modos de crescimento epitaxial e competitivo.

Quando em soldagem autógena, o crescimento epitaxial dos grãos na zona fundida tem sua origem nos grãos do metal base situados junto à linha de fusão, tendo como características a manutenção da orientação cristalográfica e o tamanho de grão apresentado por estes.

No crescimento competitivo os grãos tendem a crescer na direção perpendicular à frente de solidificação haja vista o maior valor de G . Entretanto, os grãos em formação tendem a crescer em direções cristalográficas preferenciais ($\langle 100 \rangle$ para metais CFC e CCC e, $\langle 1010 \rangle$ para HC). Desta forma, grãos com direção de fácil crescimento, paralelos a G crescerão mais facilmente que aqueles apresentando outras direções.

A estrutura colunar, normalmente exibida na zona fundida, é associada a defeitos como trincas de solidificação e baixas propriedades mecânicas (BARRA, 2003). Assim, num refinamento microestrutural é esperado uma melhora nas propriedades mecânicas do cordão. A mudança de colunar para equiaxial depende das condições térmicas de soldagem, em especial o calor aportado e velocidade, de forma que a relação G/R_s decresça da linha de fusão para o interior da poça durante a solidificação.

Segundo Kou, (2003), as condições térmicas impostas na soldagem favorecem o crescimento de grãos equiaxiais no centro do cordão sendo que a nucleação destes pode ser originada pelos seguintes mecanismos:

- Fragmentação das dendritas na zona pastosa;
- Destacamentos de grãos parcialmente fundidos, na linha de fusão, por efeito convectivo;
- Nucleação heterogênea por meio da adição de partículas estranhas ao metal soldado (inoculação), as quais auxiliam na barreira crítica de energia necessária à estabilização do núcleo sólido com raio maior que o tamanho crítico;
- Nucleação superficial através de uma corrente fria de gás sobre a superfície da poça ou por instantâneas reduções do calor aportado resultantes do sub-resfriamento da superfície facilitando o surgimento de novos núcleos.

2.5.4 Efeitos da soldagem multi-passe sobre a zona fundida

A deposição de um novo cordão sobre a ZF já solidificada provocará um reaquecimento e uma refusão de parte desta zona influenciando nas características finais da mesma.

Embora a região reaquecida e regenerada apresente grãos finos e grosseiros, o tamanho médio dos grãos nesta região ainda será muito menor do que os grãos colunares da ZF que não sofreram alteração (BARRA, 2003). Daí a importância do efeito da ZTA gerada pelo passe subsequente ou modulação de energia (pulsção térmica) em ligas que sofrem transformação do estado sólido como é o caso dos AISI.

O refino da microestrutura de parte da ZF obtido na soldagem multi-passe ou na pulsação térmica, irá atuar sobre a elevação da tenacidade e na redução do nível de tensão residual.

Tal afirmação tem como base (EASTERLING, 1983 citado por BARRA, 2003):

- Cada ciclo térmico gerado pelo passe subsequente efetivamente refinará os grãos da ZF do passe anterior ou normalizará parte desta região;
- O pré-aquecimento causado pelos passes anteriores irá prolongar o tempo de passagem no intervalo crítico de temperatura (Δt_{8-5}).
- O passe subsequente tende a recozer parte da ZF e, com isso, aliviando parte da tensão residual.

Estas considerações são de fundamental importância no entendimento da microestrutura do cordão de solda dos AISM quando da utilização de soldagem utilizando corrente pulsada.

2.5.5 Efeitos metalúrgicos da pulsação da corrente de soldagem

Os elevados níveis de temperaturas e de gradientes térmicos impostos pela operação de soldagem, acabam dificultando no controle do modo de solidificação da ZF bem como das dimensões e da microestrutura da ZTA tornando a busca por uma microestrutura refinada não tão fácil de ser atingida (BARRA, 2003).

Diversos métodos de refino de grão a partir do estado líquido foram desenvolvidos visando controlar o nível de refino da ZF. Um resumo destes métodos é apresentado na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 - Técnicas de refino aplicáveis no processo de solidificação. Adaptado de Feest, 1974; Thredagill, 1979; KOU, 2003; Malikowski-Brodnicka *et al*, 1990; Sundaresan *et al*, 1999; Madhsudhan, 2000; extraído de BARRA, 2003.

Técnica de refino	Mecanismo Atuante (*)
Métodos térmicos <ul style="list-style-type: none"> • Controle das taxas de aquecimento e resfriamento (calor aportado, interpasse e pré-aquecimento) • Nucleação superficial estimulada (jato de gás frio) 	<p>a b c</p> <p>a b</p>
Métodos mecânicos <ul style="list-style-type: none"> • Vibração (mecânica e ultrasônica) • Agitação eletromagnética, gasosa ou mecânica (campo magnético, oscilação da tocha, borbulhamento, pulsação de arco e impacto de gotas) 	<p>c</p> <p>a c</p>
Métodos químicos <ul style="list-style-type: none"> • Adição de elementos de liga • Adição de inoculantes no metal líquido 	<p>a b</p> <p>a c</p>

(*) a - introdução de pontos nucleantes na poça (nucleação heterogênea); b – evitar refusão dos núcleos existentes e c- multiplicação dos grãos.

A técnica de pulsação de corrente aplicada nos processos TIG, MIG/MAG, PLASMA e LASER é reportada como uma excelente controladora do refino de grão na ZF e na transição do modo de crescimento de colunar para equiaxial na soldagem do aço baixa liga, do aço Inoxidável, ligas de cobalto, alumínio e do titânio (KOU, 2003; MOHANDAS *et al*, 1997; SUNDARESAN *et al*, 1999; KOTESWARA *et al* 2005; WANG *et al*, 2006; KUMAR, 2008; MOUSAVI, 2008 e BABU *et al*, 2008; BALASUBRAMANIAN *et al*, 2008) haja vista a possibilidade do refino ser propiciado pelo controle na taxa de resfriamento da poça (relação do produto $R_s \cdot G$ com o calor aportado).

A pulsação de corrente atua no grau de agitação da poça de fusão (variação na força eletromagnética decorrente da oscilação entre *pulso* e a *base*) e na redução do calor aportado. No primeiro caso, a agitação da poça irá promover a fragmentação das dendritas e o destacamento dos grãos na zona parcialmente fundida.

Para o caso da redução do calor aportado haverá uma influência sobre os valores de G e R_s , isto é, pelo fato da pulsação de corrente reduzir o calor aportado e elevar a taxa de resfriamento, haverá um acréscimo na relação $G \cdot R_s$ e, com isso, tendendo-se a um refinamento dos espaçamentos entre os ramos dendríticos e uma redução na forma de crescimento colunar em favorecimento ao crescimento equiaxial dendrítico.

Balasubramanian *et al*, (2008) concluem que, ambas, soldas com TIG (I_p 150 A, I_b 75 A, V 120 mm/min e F 6 Hz) e MIG (I_p 200 A, I_b 100 A, V 150 mm/min e F 6 Hz) pulsado apresentam superior resistência ao crescimento de trinca por fadiga em comparação aos processos convencionais. As razões deste desempenho estariam associadas à microestrutura refinada resultante da pulsação, melhores propriedades mecânicas e menores tensões residuais.

Kumar *et al*, (2008), obtiveram um acréscimo de até 15 % na resistência mecânica do metal de solda de ligas de alumínio AA 5456 devido ao refino de grão e ao menor acúmulo de tensões proveniente da soldagem TIG pulsada (I_p 80 A, I_b 40 A, V 230 mm/min e F 4 Hz) em comparação à soldagem convencional.

Koteswara *et al* (2005), por meio de TIG pulsado (I_p 180 A, I_b 60 A, V 140 mm/min e F 4 – 6 Hz), obtiveram refino da microestrutura na região da solda de ligas de alumínio tipo 2219 com consequente aumento da resistência e ductilidade desta.

Sundaresan *et al*, (1999) obtiveram refino da granulação em ligas de titânio utilizando processo TIG pulsado (I_p 150 A, I_b 50 A, V 125 mm/min e F 6 Hz) com corrente contínua e alternada sendo esta última ainda mais eficiente.

Wang *et al*, (2006) quando da soldagem TIG pulsada (I_p 80 A, I_b 24 A, V 120 mm/min e F 500 Hz) em aços inoxidáveis duplex não só constataram o refino da região da solda, mas também um aumento da porcentagem de austenita de Widmanstätten. O aumento do percentual desta fase, segundo os autores, estaria relacionado a uma maior taxa de resfriamento propiciada pelo processo com pulsação quando comparado ao processo convencional.

O pulso térmico atuará na ZF como se fosse um novo cordão a ser depositado sobre uma região já solidificada (referente ao período da base térmica). O que resultará provavelmente num efeito equivalente ao da soldagem multipasse, tanto sobre a região já solidificada do mesmo cordão, quanto nos cordões já depositados adjacentes à poça de fusão (BARRA, 2003). Desta forma há de se levar em consideração o efeito cumulativo do calor de soldagem aportado o qual terá efeito nos gradientes de temperatura e taxas de resfriamento ao longo do cordão. Maiores frequências de pulsação e energias de soldagem acarretam em uma redução na taxa de resfriamento

G.Rs. (GHAINI, 2007). A duração do pulso influi na temperatura de pico alcançada sobre a poça fundida enquanto que a frequência deste exerce influência na taxa de resfriamento desta impactando diretamente na temperatura de pré-aquecimento dos passes subsequentes (ROY, 2006).

Com relação à ZTA o efeito da pulsação de corrente é visualizado através da minimização da espessura desta região e no tempo de retenção da temperatura efetiva devido à redução do calor aportado.

É esperado que, para as ligas que apresentam transformação de fase no estado sólido, o processo de pulsação térmica ofereça ainda um mecanismo adicional de refino da microestrutura. Na soldagem do aço carbono e do aço inoxidável, este refinamento é atribuído aos múltiplos ciclos de temperatura através da faixa de transformação ($\gamma \rightarrow \alpha$ ou $\delta \rightarrow \gamma$).

2.5.6 Influência da pulsação de corrente na resistência à fadiga e tensões residuais.

Considerando que o processo de soldagem constitui uma técnica consagrada como método de união de componentes estruturais e que a resistência à fadiga é um dos critérios de avaliação no desempenho destes, faz-se necessário cada vez mais avaliar a relação entre ambos.

Dentre os fatores que influem na resistência à fadiga de regiões soldadas, seja na etapa de nucleação ou da propagação desta, aspectos microestruturais como, por exemplo, o efeito do tamanho da granulação e do nível de tensão residual, têm merecido destaque em publicações relacionadas ao tema (LEE *et al*, 2000; HEITKEMPER *et al*, 2003; KUSKO *et al*, 2004; AKITA *et al*, 2006; MAGUDEESWARAN *et al*, 2008; PANG *et al*, 2008; TABAN *et al*, 2009).

Como já citado no item 2.4.1, dentre outras vantagens, o uso da soldagem com corrente pulsada propicia a obtenção de granulação fina e redução no nível de tensão residual com conseqüente benefício nos resultados de resistência à fadiga.

Durante a soldagem deformações térmicas não homogêneas são produzidas tanto na solda como no material base. Estas deformações dão origem às tensões residuais as quais influenciam nas propriedades mecânicas e/ou de corrosão dos

materiais quando em serviço como a ocorrência de fratura frágil, redução da tenacidade à fratura e resistência à fadiga, corrosão sob tensão, fragilização por hidrogênio, etc (TALJAT *et al*, 1998; TSENG e CHOU, 2002).

Nos aços as tensões residuais provenientes de soldagem são resultado da transformação líquido-sólido seguido do resfriamento não uniforme e ainda alteradas pela transformação de estado sólido austenita-martensita (TALJAT *et al*, 1998; PAYARES *et al*, 2008)

Thibault *et al*, (2008) por meio da técnica do “furo cego” levantaram os perfis de tensões residuais na ZTA e zona fundida de um aço inoxidável martensítico 13Cr4Ni após soldagem com processo MIG convencional (não pulsado) simulando um reparo de cavitação. Os valores de tensões residuais longitudinais (paralelo ao cordão) e transversais (perpendicular ao cordão) ao último cordão depositado são apresentados na Figura 2.22. Nesta figura se destaca o maior nível de tensão residual (trativa) obtido no sentido longitudinal em comparação ao nível de tensão (compressiva) obtido no sentido transversal. Estes autores relatam que tal pico de tensão trativa estaria situado na região da ZTA 5 (Figura 2.11) ou seja na zona em que a martensita se transforma parcialmente em austenita durante o aquecimento.

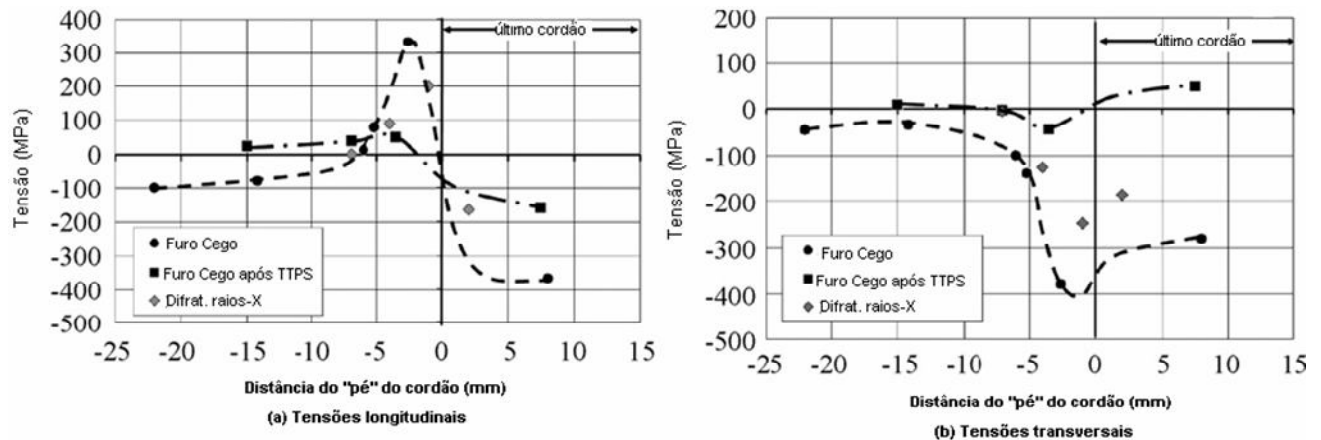


Figura 2.22 - Tensões residuais longitudinais e transversais localizadas próximas a reparo de solda (adaptado de THIBAUT *et al*, 2008).

Tseng e Chou (2002) exploraram o efeito da soldagem TIG com corrente pulsada no nível de tensão residual de aços inoxidáveis austeníticos. Os resultados obtidos

revelaram uma pequena vantagem em termos de tensão residual (~50 MPa) do uso da corrente pulsada frente à convencional e que quanto maiores, a frequência de pulsação, a amplitude (I_b/I_p) entre as correntes, o espaçamento entre pulsos e a duração (t_b/t_p), menores as tensões residuais no interior da zona fundida destes aços.

Balasubramanian *et al*, (2008) avaliaram o efeito benéfico do uso da corrente pulsada na resistência à fadiga em soldas de ligas de alumínio. O melhor desempenho em relação à corrente convencional não pulsada se deu em função do refino da granulação e pelo menor nível de tensão residual na região fundida.

3 DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

A seguir é descrita a metodologia utilizada no estudo comparativo entre o efeito da soldagem com corrente pulsada e convencional envolvendo um AISM. Para tal foram efetuadas análises e ensaios envolvendo caracterização microestrutural, ensaios de tensão residual e de fadiga.

3.1 OBTENÇÃO DO CORDÃO DE SOLDA

3.1.1 *Material utilizado*

Com objetivo de confrontar as microestruturas decorrentes da soldagem plasma convencional e pulsada, foram obtidos cinco cordões de solda, por meio de fusão (soldagem autógena) sobre a superfície de uma placa obtida por laminação e usinada medindo 200 x 100 x 20 mm de um AISM fornecido pela empresa Villares Metal's no estado temperado e revenido. A Tabela 3.1 e a Figura 3.1 apresentam respectivamente a composição química e a microestrutura do material base utilizado.

Tabela 3.1 - Composição química do material base utilizado para obtenção dos cordões - % em peso.

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Ti	Nb	P	S
0,012	0,28	0,35	12,40	5,76	2,30	0,05	0,038	0,12	<0,01	0,017	0,001

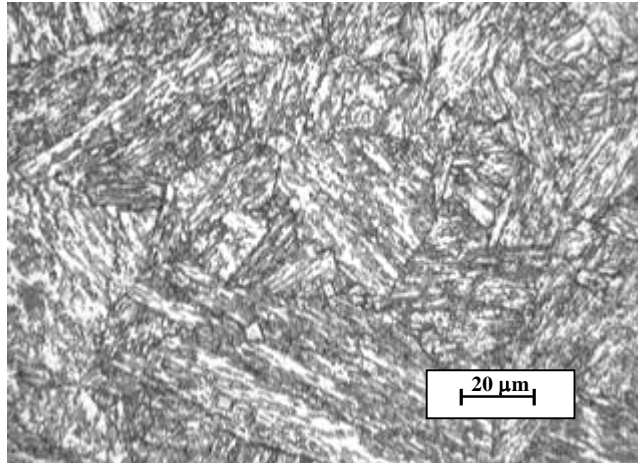


Figura 3.1 - Microestrutura do material base utilizado nos experimentos. Predomínio de Martensita revenida contendo ainda inclusões não metálicas de nitreto de titânio. Ataque: Villela.

3.1.2 Condições de soldagem

As condições de soldagem adotadas para obtenção dos cordões são apresentadas na Tabela 3.2. A soldagem foi realizada com corrente contínua e polaridade direta (CC⁺). A escolha da frequência em 5 Hz foi baseada nos trabalhos de Sundaresan *et al*, (1999) e Koteswara *et al*, (2005) os quais obtiveram redução do tamanho de grão nos materiais por estes estudados. Com relação ao uso da frequência de 1 Hz a mesma foi escolhida de forma a promover um maior efeito de superesfriamento e ao mesmo tempo simular um efeito de sobrepasse sobre o metal recém solidificado. Demais parâmetros foram baseados em testes preliminares de forma a obter maior estabilidade de arco e qualidade de cordão.

A obtenção dos cordões foi realizada de forma automatizada utilizando-se uma fonte de soldagem multiprocesso IMC450 e uma tocha plasma refrigerada marca *Thermal Dynamics* modelo 300, (Figura 3.2) acoplada a um sistema de deslocamento marca *Bug-O*. A velocidade de deslocamento da tocha plasma foi de 130 mm/min., perpendicular à direção de laminação da placa. Como gás de plasma e de proteção foi utilizado argônio nas vazões de 2.0 e 11 l/min respectivamente. Um eletrodo de tungstênio-toriado tipo EWTh-2 foi utilizado com recuo de 0,8 mm do bocal da tocha. A distância bocal-peça foi de 10 mm.

Tabela 3.2 - Parâmetros de soldagem utilizados para obtenção dos cordões por meio de fusão com plasma.

Cordão - Condição	I_p (A)	I_b (A)	I_m (A)	T_p (s)	T_b (s)	Tensão (V)	Frequência Hz
1 - Convencional	-	-	140	-	-	23	-
2 - Pulsado A	200	80	140	0,1	0,1	21 a 25	5
3 - Pulsado B	200	80	140	0,5	0,5	21 a 25	1
4 - Pulsado C	220	60	140	0,1	0,1	21 a 25	5
5 - Pulsado D	220	60	140	0,5	0,5	21 a 25	1

I_p , corrente de pico; I_b , corrente de base; I_m , corrente média; T_p , tempo de pico; T_b , tempo de base



Figura 3.2 – Equipamento de soldagem utilizado.

3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

3.3

3.3.1 *Análise metalográfica*

Após a realização dos cordões foram obtidos corpos-de-prova metalográficos de forma a possibilitar a visualização da microestrutura desenvolvida ao longo das seções longitudinal e superior dos mesmos.

A revelação da microestrutura foi realizada com auxílio de três diferentes tipos de reativos metalográficos sendo um destes para a revelação preferencial da ferrita-delta, outro para visualização da martensita e o terceiro para ambos os microconstituintes. As formulações bem como procedimentos de revelação encontram-se na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Formulações e procedimentos utilizados na revelação dos reativos metalográficos utilizados – (CARROUGE, 2002).

Reativo	Formulação	Procedimento	Objetivo
Sulfúrico	20 ml H ₂ SO ₄ 0.01 g NH ₄ CNS 80 ml H ₂ O	Ataque eletrolítico a 4 v por 20 s.	Revela ferrita-delta mas não martensita.
Villela	1 g C ₄ H ₃ OH(NO ₂) ₃ 5 ml HCl 100 ml C ₂ H ₆ OH	Imersão da amostra por 60 s	Revela martensita.
Stock	1g K ₂ S ₂ O ₅ 20 ml HCl 80 ml de H ₂ O	Imersão da amostra até início de coloração vermelha	Revela martensita e ferrita-delta.

Após a revelação foi efetuada a quantificação da ferrita-delta na ZTA dos cordões por meio de software de análise de imagens analySIS 2.1 XL-PROF acoplado ao microscópio eletrônico de varredura marca Philips modelo XL 30. Para tal foram obtidas três imagens em locais de interesse e em seguida efetuada a quantificação por meio da “binarização” da imagem (vide Figura 3.3) com três níveis de intensidade. A primeira com o nível de intensidade mais próximo a da imagem de ferrita-delta e as demais com níveis superior e inferior a esta. Tal metodologia foi baseada no trabalho desenvolvido por Carrouge, (2002).

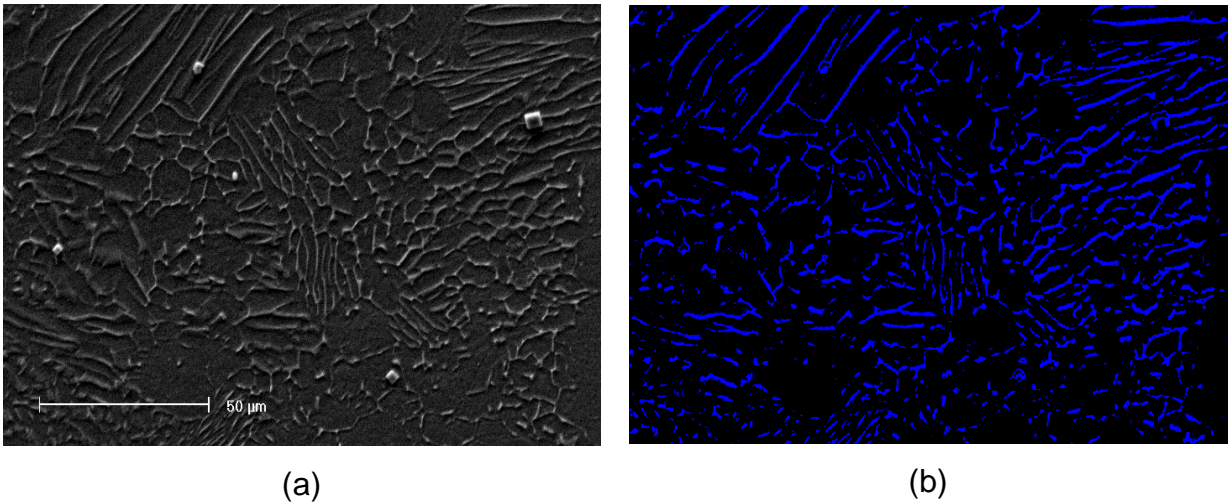


Figura 3.3 - Exemplo de “binarização” de imagem para quantificação de ferrita-delta. (a) Imagem obtida via MEV sobre a ZTA revelando linhas de ferrita delta. (b) Mesma imagem apresentada em (a), porém com binarização.

A comparação dos tamanhos de grão foi feita usando método comparativo segundo a norma ASTM E 112-96, *Standard Test Methods for Determining Average grain Size*. As medidas foram efetuadas ao longo do eixo central da superfície superior dos cordões e ZTAs dos mesmos.

3.3.2 Difratometria de raios-X

Esta análise foi realizada visando identificar uma eventual formação de austenita retida nos cordões de solda obtidos com pulsação de corrente. A mesma foi realizada sobre corpos de prova retirados da zona fundida dos cordões de solda. Antes de serem submetidos à análise os corpos de prova foram lixados e polidos em alumina visando eliminar irregularidades existentes na superfície. As condições utilizadas foram baseadas no trabalho desenvolvido por Carrouge, 2002. Para tal foi utilizado difratômetro de raios-X marca Philips modelo X-pert com radiação de $\text{CuK}\alpha$ com 40 kV e 40 mA. A faixa de ângulos 2θ foi de 50 a 105°. O passo e o tempo de passo utilizados foram de 0,05° e 30 ms respectivamente.

Para fins de comparação, foi realizada análise em um corpo de prova retirado do material base.

3.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

3.4.1 Microdureza

Em complemento à análise metalográfica, foram efetuadas medidas de microdureza Vickers com 200 g de carga ao longo da superfície superior dos cordões e em direção ao metal base. As medições foram realizadas longitudinalmente e transversalmente aos cordões sendo indicado o valor médio obtido após medição de 3 perfis de microdureza. Os ensaios foram conduzidos segundo orientações norma ASTM E384-97, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*.

3.4.2 Tensão residual

Visando comparar o nível de tensão residual entre as condições pulsada e convencional foram obtidos outros três depósitos de solda, sendo um com corrente convencional e dois com diferentes níveis de pulsação. Os depósitos foram efetuados em rebaixos medindo 100x50x5 mm de uma placa de AISI medindo 200x100x20 mm, semelhante à utilizada anteriormente fixada em uma bancada de ensaios de forma a simular uma soldagem de reparo. Foram executados sete cordões para cada depósito e os mesmos foram obtidos conforme as condições Convencional, Pulsado A e Pulsado B apresentadas na Tabela 3.2. O metal de adição utilizado foi um aço inoxidável martensítico AWS A 5.9 ER 410NiMo cuja composição encontra-se na Tabela 3.4.

A deposição do metal de adição foi realizada de forma manual com deslocamento mecanizado com velocidade de deslocamento da tocha de 130 mm/min., perpendicular à direção de laminação da placa sendo a aplicação das varetas efetuada de forma manual.

Tabela 3.4. Composição química do metal de adição utilizado no ensaio de tensão residual (% em peso).

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S
0,017	0,53	0,42	12,09	4,35	0,49	0,08	0,023	0,001

Após a soldagem, foram determinados valores de tensão residual nos sentidos longitudinal e transversal aos depósitos por meio da técnica do “furo cego” com base na

norma ASTM E 837-01 sobre regiões da solda e ZTA. Ao total foram efetuadas seis medidas para cada depósito sendo uma sobre o último cordão depositado e cinco pontos a partir da linha de fusão deste sobre a ZTA (Figura 3.4). A fim de descartar eventuais interferências de tensão residual decorrentes da operação de usinagem das placas, os valores obtidos correspondem aos valores médios entre 0,5 a 2 mm de profundidade a partir da superfície do corpo de prova. Após as medidas foi determinada a largura das ZTAs sobre o material base por meio de análise metalográfica e medida de microdureza.

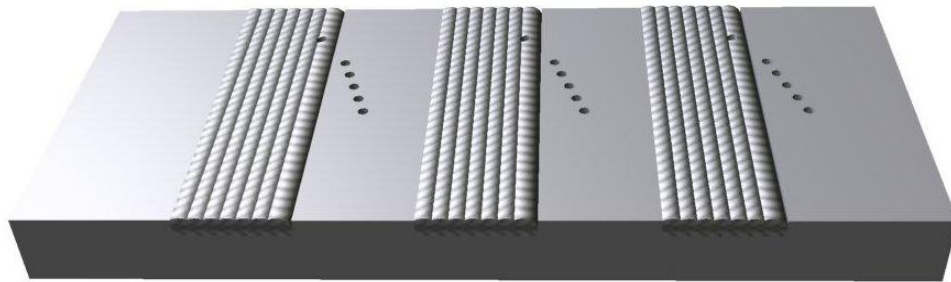


Figura 3.4 - Esquema do corpo de prova utilizado para realização das medidas de tensão residual por meio da técnica do furo cego.

3.4.3 Ensaios de Fadiga

Para avaliar a influência dos processos pulsado e convencional nas propriedades mecânicas, foram efetuados ensaios de fadiga em corpos de prova submetidos a esforço cíclico por flexão em quatro pontos. Tal metodologia foi baseada nas publicações de Bertini *et al*, (1998); Zhai *et al*, (1999); O'brien *et al*, (2002); Heitkemper *et al*, (2003); Sidhom *et al*, (2005); Wang *et al*, (2006); Jiang *et al*, (2007); McDaniels *et al*, (2008); Os ensaios foram realizados em máquina de ensaios com acionamento servohidráulico marca INSTRON, modelo 8502 *plus* com dispositivo para flexão em quatro pontos (vide Figuras 3.5 e 3.6).



Figura 3.5 – Equipamento de ensaio de fadiga.



Figura 3.6 – Dispositivo para ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos.

Para tal foram obtidos novos cordões de solda sobre placas de AISM semelhante à utilizada na análise metalográfica. Estas placas foram obtidas por laminação e usinagem sendo os cordões efetuados perpendicularmente à direção de laminação da

placa. A Figura 3.7 ilustra o posicionamento dos cordões ao longo de uma placa e a localização da retirada dos corpos de prova.

Sobre as placas foram obtidos cordões utilizando três diferentes procedimentos de refusão conforme condições, Convencional, Pulsado A e Pulsado B apresentadas na Tabela 3.2. Para as condições Pulsado C e Pulsado D os cordões apresentaram a formação de crateras em grande parte destes (Figura 3.8) não permitindo assim a obtenção de corpos de prova nestas condições.



Figura 3.7 – Cordões distribuídos sobre a placa e o esquema representando posicionamento para retirada de corpos de prova longitudinais ao cordão para o ensaio de fadiga.



Figura 3.8 – Exemplo de cordões desenvolvidos com as condições pulsado C e Pulsado D, apresentando a formação de crateras.

Após a obtenção dos cordões, foram retirados corpos de prova no sentido longitudinal aos cordões. As dimensões dos corpos de prova foram aproximadamente 100x15x8 mm de forma que se possibilitasse submeter simultaneamente aos esforços cíclicos as regiões, da solda, ZTA e material base. A retirada foi efetuada por meio de operação de corte mecânico sendo a superfície submetida ao esforço cíclico lixada e polida em alumina com 1 μm .

A frequência de carregamento utilizada foi de 20 Hz e fator R igual a 0,1 onde R é igual a $\sigma_{\text{min}}/\sigma_{\text{max}}$ ou seja tensão mínima sobre tensão máxima.

As tensões máximas aplicadas para os corpos de prova variaram de 450 a 850 MPa sendo estas calculadas conforme Equação 3.1 apresentada na Norma ASTM E 855-90 “ .

$$\sigma_{\text{máx.}} = 3P(L - t)/(wh^2) \quad (\text{Equação 3.1})$$

Onde:

- P = força aplicada por um dos roletes centrais;
- L = distância entre os roletes da base (80 mm);
- t = distância entre os roletes de aplicação de força (20 mm);
- w = largura do corpo de prova;
- h = espessura do corpo de prova.

Os resultados obtidos foram representados em um gráfico tensão máxima x número de ciclos para ocorrência de falha em escala semi-logarítmica. Foi considerada vida infinita de fadiga o corpo de prova que suportasse um milhão de ciclos (McDANIELS *et al*, 2008). Após ensaiados, os corpos de prova foram avaliados via análise metalográfica e MEV/EDS a fim de serem obtidas informações a respeito do ponto de início da fratura.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Realizou-se a caracterização da distribuição e quantidade de ferrita-delta nas sessões superiores e longitudinais dos cordões bem como se determinou o tamanho de grão da austenita prévia. Os resultados serão apresentados nesta ordem.

4.1.1 *Análise metalográfica*

Caracterização da ferrita-delta

As Figuras 4.1 a 4.5 revelam aspectos macro e micrográficos dos cordões obtidos por meio da fusão do metal base utilizando processo plasma com corrente convencional e pulsada depois de revelados com ataque específico para identificação de ferrita-delta.

O cordão obtido por meio de corrente convencional, não pulsada, apresentou uma distribuição da ferrita-delta homogênea ao longo de toda a região fundida (Figura 4.1).

Para os cordões obtidos com corrente pulsada, as análises revelaram a formação de bandas alternadas com e sem ferrita-delta sendo o espaçamento estas bem como a largura das mesmas relacionados à frequência de pulsação, ou seja, quanto maior a frequência, menor o espaçamento e menor a largura das bandas.

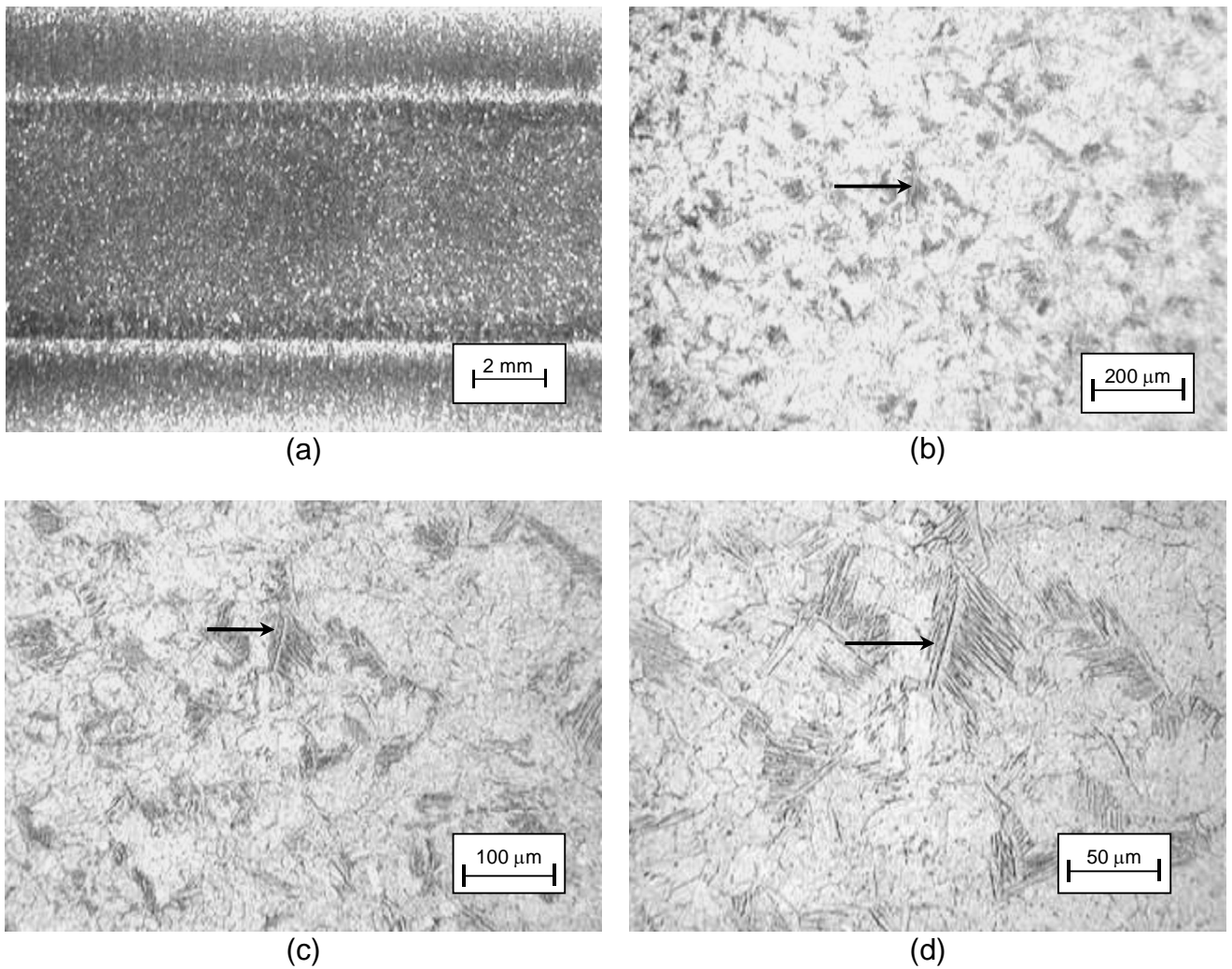


Figura 4.1 – Macrografia em (a) e micrografias com diferentes ampliações (b), (c) e (d) obtidas sobre a superfície superior do Cordão 1 – Condição Convencional, não pulsada, revelando distribuição homogênea de ferrita-delta (pontos claros em (a) e apontadas nas demais figuras). Ataque: sulfúrico.

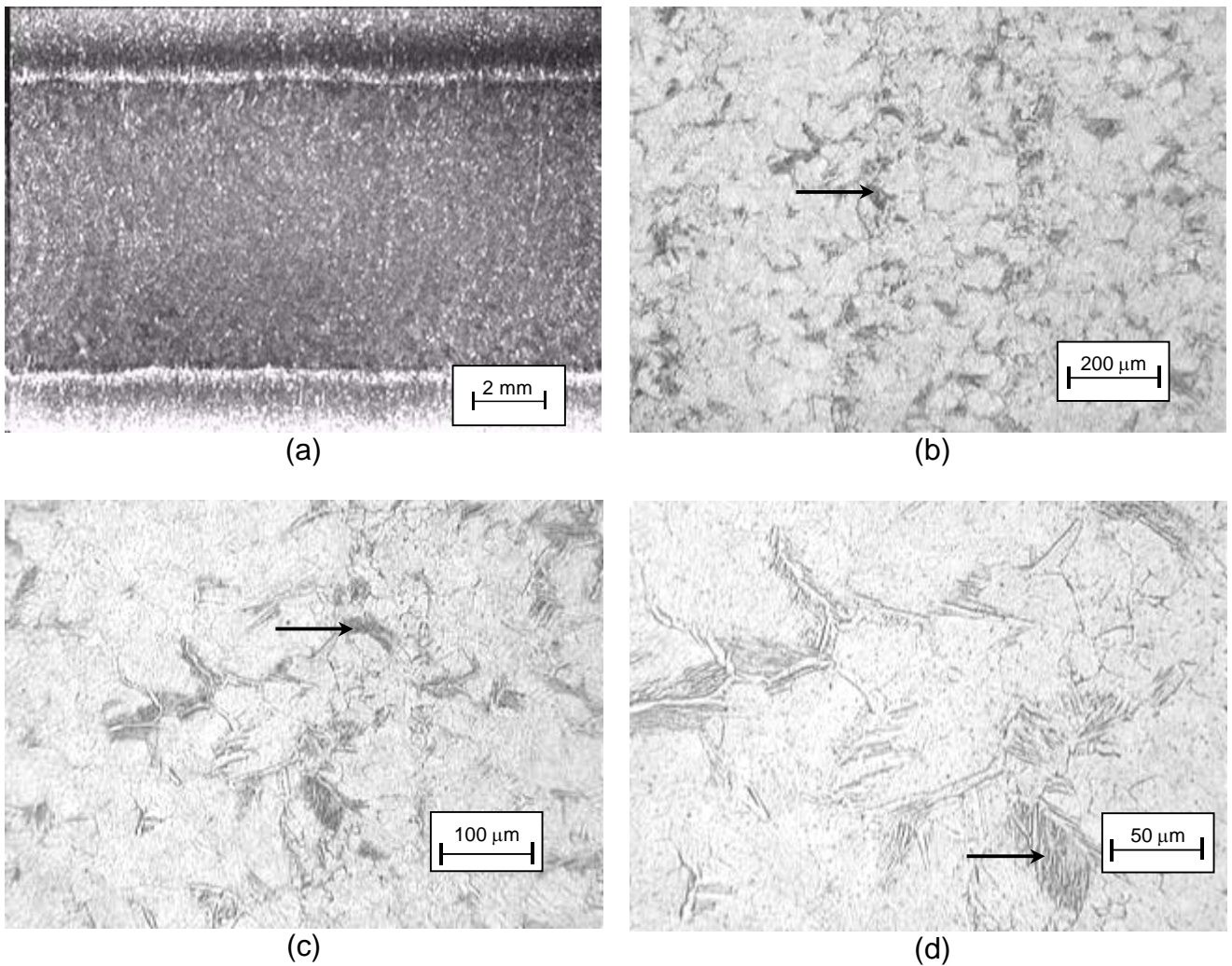


Figura 4.2- Macrografia em (a) e micrografias com diferentes ampliações em (b), (c) e (d) obtidas sobre o Cordão 2 - Condição Pulsado A; T_p e T_b 0,1 s; I_p 200 A, I_b 80 A, destacando a distribuição da ferrita-delta (pontos claros em (a) e apontadas nas demais figuras) na forma de bandas. Ataque: sulfúrico.

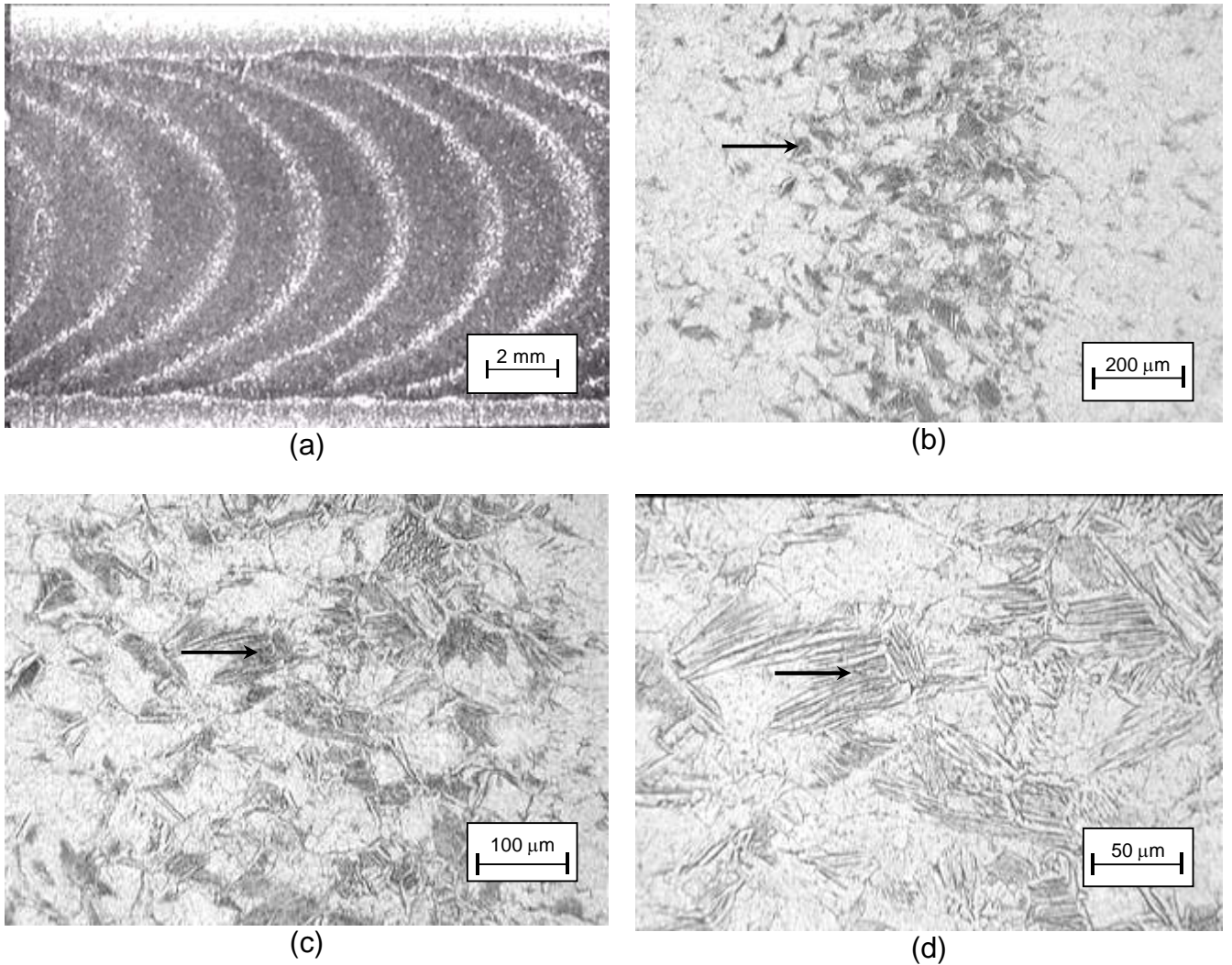


Figura 4.3 – Macrografia em (a) e micrografias obtidas com diferentes ampliações (b), (c) e (d) sobre o Cordão 3 - Condição Pulsado B; T_p e T_b 0,5 s; I_p 200 A, I_b 80 A, destacando a distribuição da ferrita-delta (áreas claras em (a) e apontadas nas demais figuras) na forma de bandas. Ataque: sulfúrico.

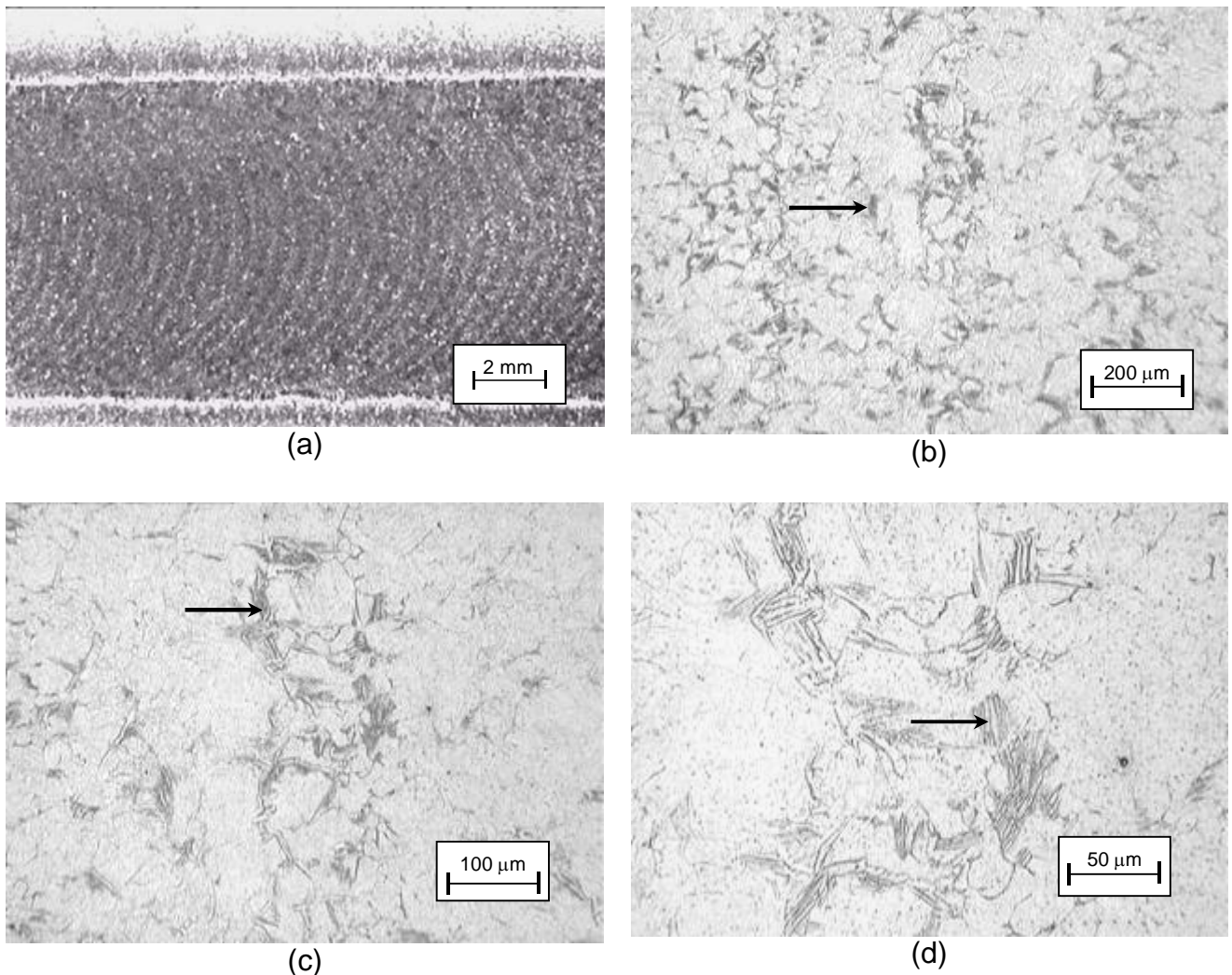


Figura 4.4 – Macrografia em (a) e micrografias obtidas com diferentes ampliações em (b), (c) e (d) sobre o Cordão 4 - Condição Pulsado C Tp e Tb 0,1 s; Ip 220 A, Ib 60 A destacando a distribuição da ferrita-delta (áreas claras em (a) e apontadas nas demais figuras) na forma de bandas. Ataque: sulfúrico.

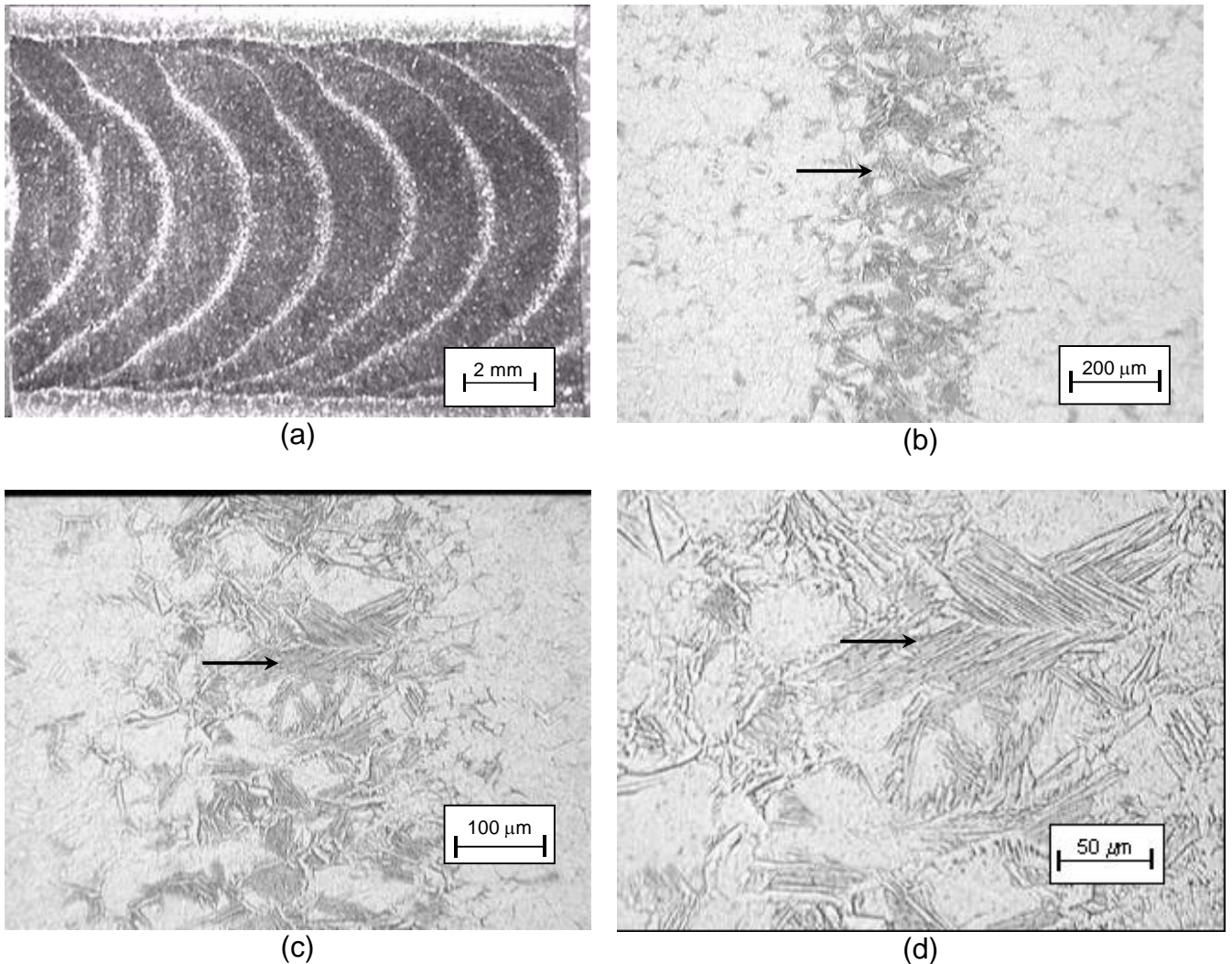


Figura 4.5 – Macrografia em (a) e micrografias obtidas com diferentes ampliações em (b), (c) e (d) sobre o Cordão 5 – Condição Pulsado D Tp e Tb 0,5 s; Ip 220 A, Ib 60 A, destacando a distribuição da ferrita-delta (áreas claras em (a) e apontadas nas demais figuras) na forma de bandas. Ataque: sulfúrico.

As Figuras 4.6 a 4.8 ilustram as microestruturas obtidas a partir do corte longitudinal dos cordões. No cordão sem pulsação a ferrita-delta encontra-se distribuída de forma uniforme no metal fundido, porém em menor proporção na ZTA-GG (Figura 4.6). Nos cordões obtidos com pulsação de corrente pode-se perceber a distribuição na forma de bandejamento a partir da superfície em direção ao material base.

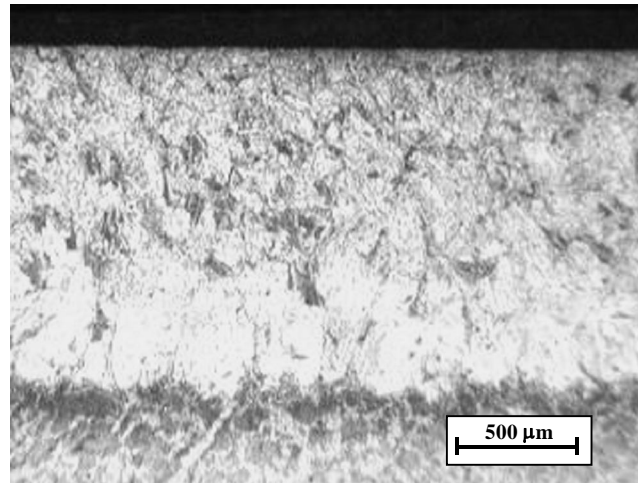


Figura 4.6 – Seção longitudinal do Cordão 1 – Condição Convencional - Im 140 A - revelando a distribuição de ferrita-delta (áreas escuras) na ZF e na ZTA-DF. Ataque: sulfúrico

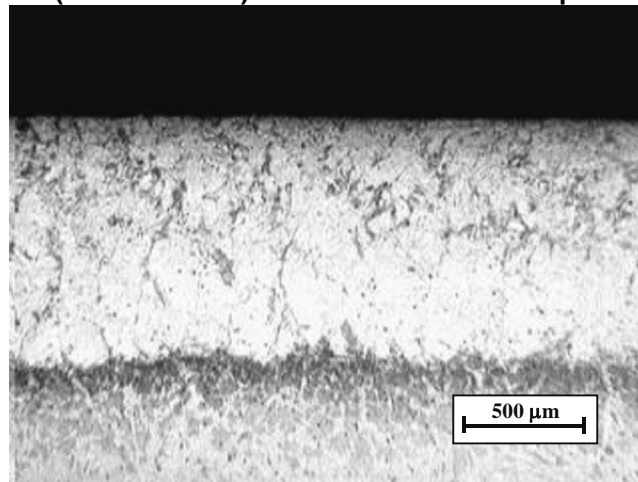


Figura 4.7 – Seção longitudinal do Cordão 2 – Condição Pulsado A - T_p e T_b 0,1 s; I_p 200 A, I_b 80 A - revelando a distribuição de ferrita-delta (áreas escuras) na forma de bandas junto à parte superior do mesmo e na ZTA-DF. Ataque: sulfúrico.

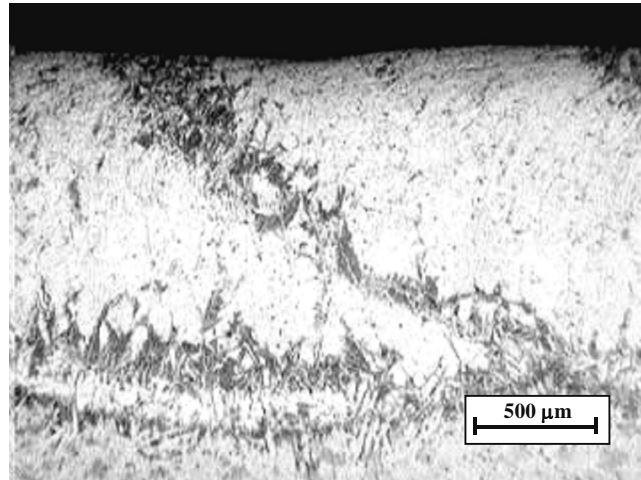


Figura 4.8 – Seção longitudinal do Cordão 3 – Condição Pulsado B Tp e Tb 0,5 s; Ip 200 A, Ib 80 A revelando a distribuição de ferrita-delta na forma de bandas (áreas escuras) ao longo de todo metal fundido e na ZTA-DF. Ataque: sulfúrico.

A formação de tal bandeamento nos cordões com pulsação de corrente apresenta duas justificativas plausíveis.

A primeira estaria relacionada ao efeito promovido pelo reaquecimento do cordão solidificado pelos pulsos subsequentes. A origem de regiões sem ferrita-delta seria a dissolução da mesma enquanto que nas regiões onde as temperaturas foram superiores à temperatura A_{c5} ocorreria a precipitação desta fase durante o resfriamento. Quanto à possibilidade de dissolução da ferrita-delta, a mesma é relatada por Carrouge (2002) e Kou (2003) sendo esta identificada em AISM e austenítico AISI 309 (estrutura mista de austenita e ferrita-delta) respectivamente, os quais sofreram reaquecimento pelos passes subsequentes.

Aliada a esta hipótese, a morfologia da microestrutura constatada nas bandas contendo ferrita-delta se assemelha à da formada na ZTA de alta temperatura (ZTA-AT) identificada no trabalho de Carrouge (2002). Tal morfologia é apresentada na Figura 4.9 sendo que a banda contendo ferrita-delta é constituída de uma região de grãos grosseiros (ZTA-GG) e outra com granulação fina (ZTA-DF).

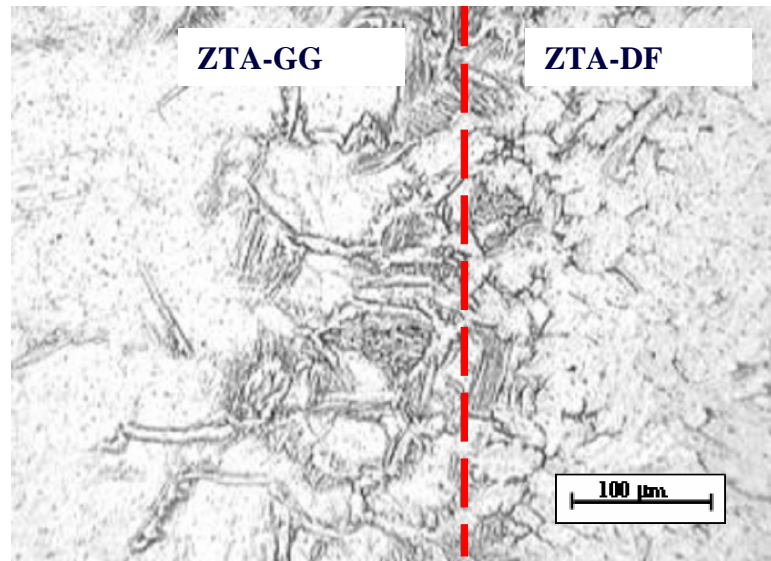


Figura 4.9 - Micrografia obtida sobre banda de ferrita-delta apresentando morfologia típica de ZTA-AT contendo granulação grosseira (GG) e de dupla fase (DF) – Ataque: sulfúrico.

A segunda justificativa para a formação de bandas com e sem ferrita-delta estaria relacionada à segregação de soluto decorrente de variações na taxa de solidificação R_s resultantes de oscilações térmicas (KOU, 2003). Segundo este autor, quando a taxa R_s é aumentada subitamente, uma quantidade extra de soluto é rejeitada para o líquido na interface líquido-sólido promovendo o aumento da concentração de soluto nesta região. Como resultado o material solidifica-se com uma concentração de soluto superior ao da anterior à variação na taxa de solidificação. Fatores como pulsação de arco, liberação de calor latente de fusão, instabilidades no arco elétrico, variações de fluxo do gás de proteção e turbulências provocadas pelo campo magnético seriam as responsáveis pela flutuação na frente de solidificação.

Quando efetuadas análises de composição via EDS sobre as regiões contendo ferrita-delta e fora desta não foram constatadas variações de composição que justificassem tal hipótese (Tabela 4.1).

Tabela 4.1 – Resultados de composição obtidos via EDS (%p) sobre regiões de bandas com e sem ferrita delta.

Região	Cr	Ni	Mo	Si
Banda com ferrita delta	11,1 ± 0,1	5,5 ± 0,3	1,6 ± 0,1	0,6 ± 0,1
Banda sem ferrita delta	11,1 ± 0,1	5,7 ± 0,1	1,6 ± 0,1	0,6 ± 0,1

Infere-se, com base nas informações apresentadas no item 2.2.2.3, que a formação de tais bandas de ferrita-delta possa vir a comprometer aspectos relativos à resistência à corrosão e tenacidade devendo os mesmos serem explorados em trabalhos futuros.

Quando observadas as microestruturas da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT), foi constatada a predominância de ferrita-delta na ZTA de dupla fase (ZTA-DF) ao invés de na ZTA de granulação grosseira (ZTA-GG). Observou-se ainda uma maior quantidade desta fase para o cordão na condição convencional em relação aos cordões obtidos com pulsação de corrente (Figuras 4.9 a 4.13).

Deduz-se que os menores valores de ferrita-delta revelados para o modo pulsado seriam decorrentes do menor tempo de permanência acima da temperatura Ac_4 bem como de uma possível ação de dissolução desta fase proveniente da pulsação.

A obtenção de menor quantidade de ferrita-delta por meio da pulsação de corrente é uma forma de minimizar a ação deletéria desta fase na ZTA dos AISM.

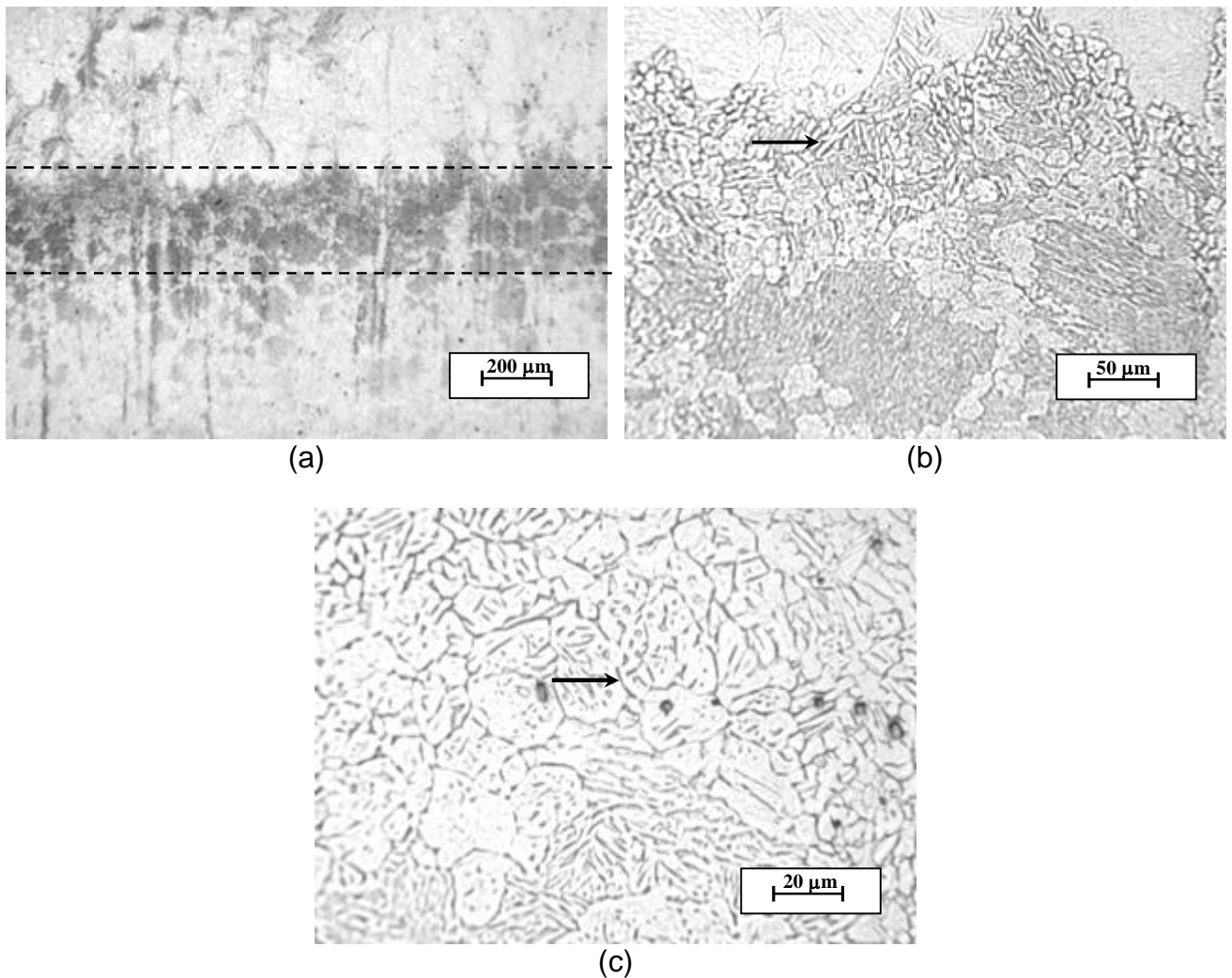


Figura 4.10 – Microestruturas obtidas com diferentes ampliações sobre a ZTA-AT do Cordão 1 – Condição Convencional - Im 140 A - destacando a presença de ferrita-delta (áreas escuras entre as linhas tracejadas em (a) e setas em (b) e (c)). Ataque: sulfúrico.

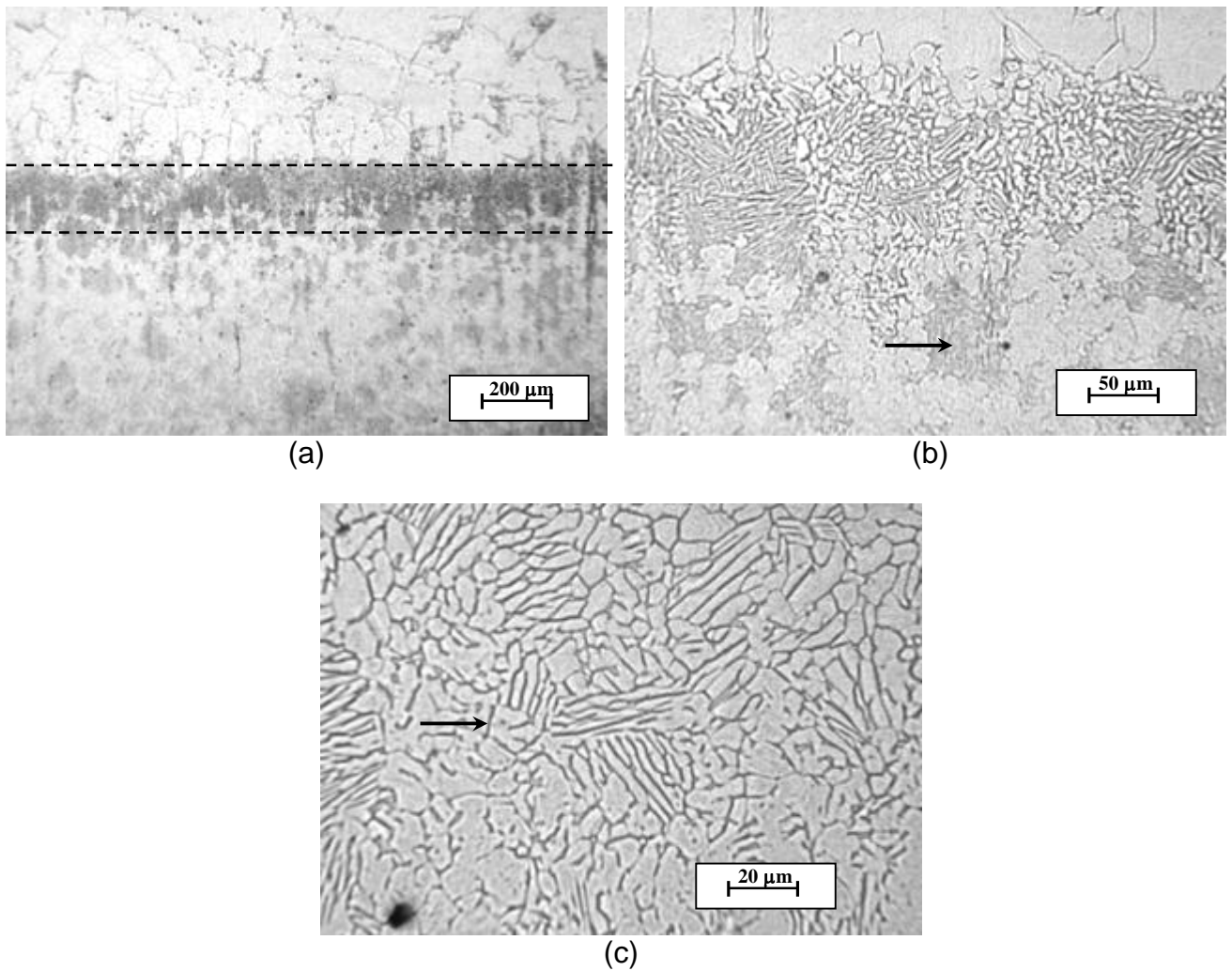


Figura 4.11 – Microestruturas obtidas sobre a ZTA-AT do Cordão 4 – Condição Pulsado C Tp e Tb 0,5 s; Ip 220 A, Ib 60 A destacando a presença de ferrita-delta (áreas escuras entre as linhas tracejadas em (a) e setas em (b) e (c)). Ataque: sulfúrico.

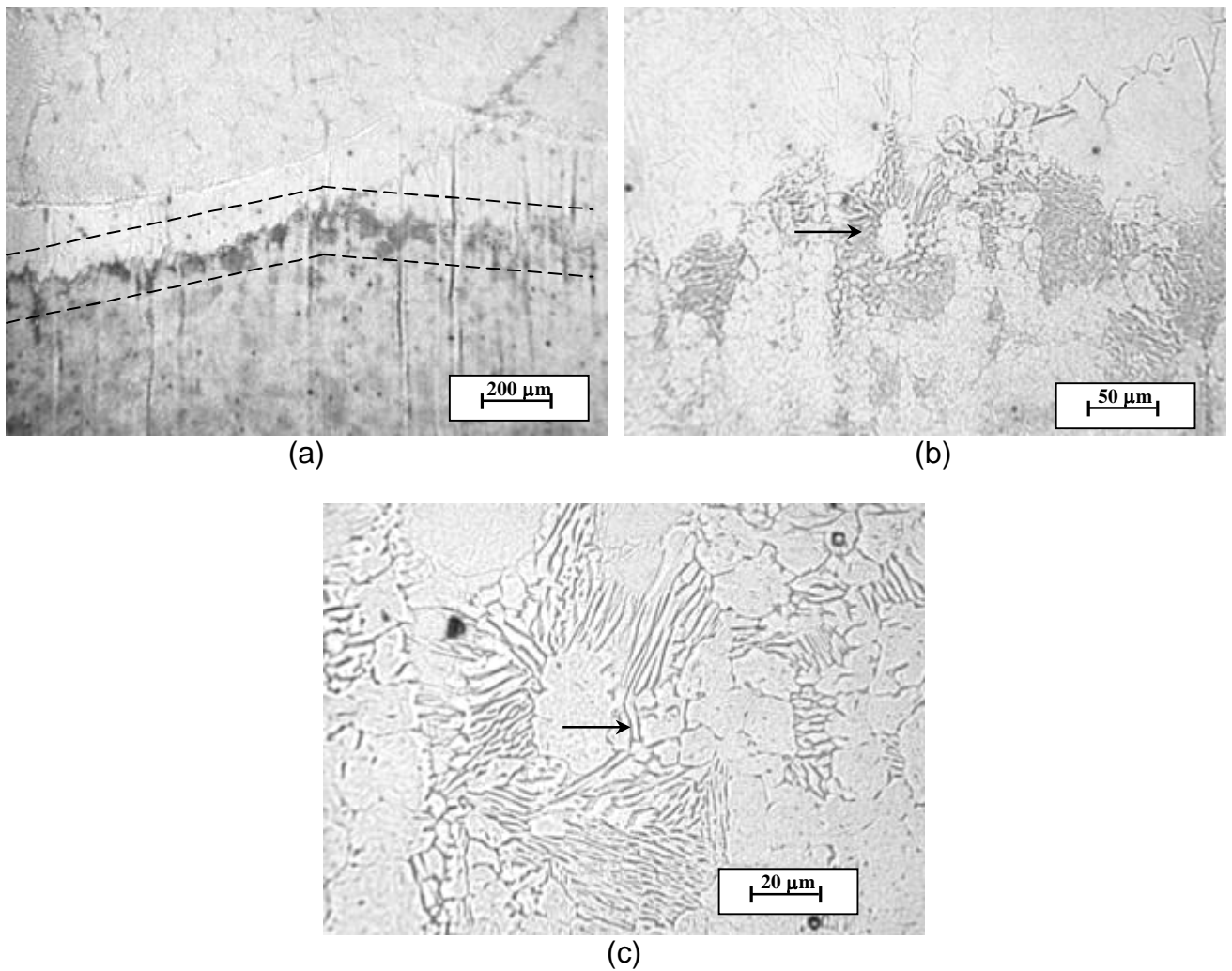


Figura 4.12 – Microestruturas obtidas sobre a ZTA-AT do Cordão 5 – Condição Pulsado D Tp e Tb 0,1 s; Ip 220 A, Ib 60 A destacando a presença de ferrita-delta (áreas escuras entre as linhas tracejadas em (a) e setas em (b) e (c)). Ataque: sulfúrico.

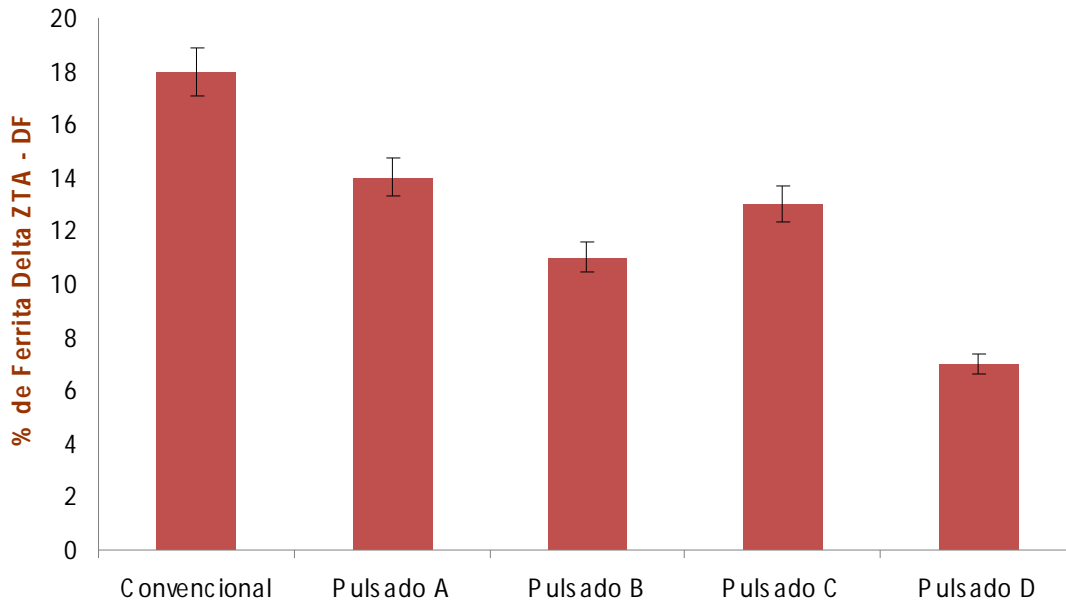


Figura 4.13 – Porcentagem de ferrita-delta na ZTA-DF em função do procedimento de refusão utilizado.

Caracterização do tamanho de grão

As análises metalográficas realizadas nas superfícies superiores e nas seções longitudinais dos cordões revelaram variações no tamanho da granulação da austenita prévia ao longo do cordão e do procedimento utilizado.

As Figuras 4.14a a 4.14c ilustram aspectos macrográficos das superfícies superiores dos cordões após a revelação com reativo de Vilella. Nestas figuras se pode observar que quanto maior a frequência de pulsação, menor a variação de granulação ao longo do cordão, ou seja, mais próxima à da granulação obtida sem pulsação de corrente. Para os cordões obtidos com frequências de 1 Hz foi constatada alternância no tamanho da granulação ao longo dos mesmos (Figura 4.14c). Nestas figuras se observa ainda que a pulsação de corrente promoveu uma maior largura da região fundida em relação ao modo convencional.

Quando observadas com maior aumento e após a revelação com reativo de Stock, foram determinados os tamanho de grão sobre a região fundida e ZTA (Tabela 4.2). No cordão obtido com corrente convencional, sem pulsação, a microestrutura da

região fundida (Figura 4.15) apresentou predominância de granulação fina (tamanho ASTM > 5). Tal granulação fina, porém com variação de tamanho, foi também constatada nos cordões obtidos com pulsação de corrente com 5 Hz, (exemplo Figura 4.16). Para os cordões obtidos com frequência de 1 Hz foram reveladas bandas alternadas de granulação fina e de grãos grosseiros (Figura 4.17).

A granulação fina identificada na zona fundida dos cordões pode ser atribuída em parte à ação nucleante proporcionada pela presença de inclusões de nitreto de titânio atuantes durante a solidificação (VILLAFUERTE *et al*, 1995, RODRIGUES *et al*, 2007) combinada às condições de superesfriamento impostas pelos procedimentos de soldagem adotados bem como às transformações de estado sólido desenvolvidas até a temperatura ambiente.

A variação de tamanho de grão identificada nos cordões obtidos no modo pulsado estaria relacionada ao fato de que, durante o período de pulsação, a corrente de pico I_p , promoveria o reaquecimento do metal recém solidificado ocasionando o crescimento da granulação. Tal fato ocorre mais acentuadamente nos cordões com 1 Hz haja vista o maior período durante I_p resultar em uma maior temperatura sobre o metal recém solidificado (ROY, 2006 e TRADIA *et al*, 2010).

Com relação às ZTAs dos cordões, não foram evidenciadas diferenças significativas de tamanho de grão entre os modos convencional e pulsado sendo estas formadas por áreas de granulação grosseira (ZTA-GG com tamanho de grão ASTM 4) e regiões refinadas (tamanho de grão ASTM 8). Tal variação seria decorrente das temperaturas de pico alcançadas sobre ZTA, ou seja, quanto maior a temperatura alcançada, maior o crescimento do grão.

Tabela 4.2 – Tamanho de grão ASTM obtidos nas zonas fundida (ZF) e termicamente afetada (ZTA) dos cordões.

Cordão - Condição	Tamanho de grão ASTM E 112	
	ZF	ZTA
1 - Convencional	7,5	4 e 8
2 - Pulsado A – 1Hz	6 e 7,5	4 e 8
3 - Pulsado B – 5Hz	4 e 9	4 e 8
4 - Pulsado C – 1Hz	6 e 7,5	4 e 8
5 - Pulsado D – 5 Hz	5 e 8	4 e 8

Na Tabela 4.3 estão apresentados valores médios da largura de ZTA-GG obtidos na superfície superior dos cordões resultantes dos processos utilizados. Pode-se observar que para os cordões obtidos com pulsação de corrente a largura da ZTA-GG é menor em relação ao modo convencional. Tal resultado estaria relacionado ao fato de que para o processo de soldagem no modo pulsado a extração do calor por parte do material base seria menor haja vista o menor intervalo de tempo para a dissipação deste.

Tabela 4.3 – Largura da ZTA-GG em função do procedimento de refusão utilizado.

Cordão - Condição	Largura da ZTA-GG - μm
1 - Convencional	440 \pm 25
2 - Pulsado A – 1Hz	184 \pm 21
3 - Pulsado B – 5Hz	268 \pm 35
4 - Pulsado C – 1Hz	150 \pm 22
5 - Pulsado D – 5 Hz	236 \pm 85

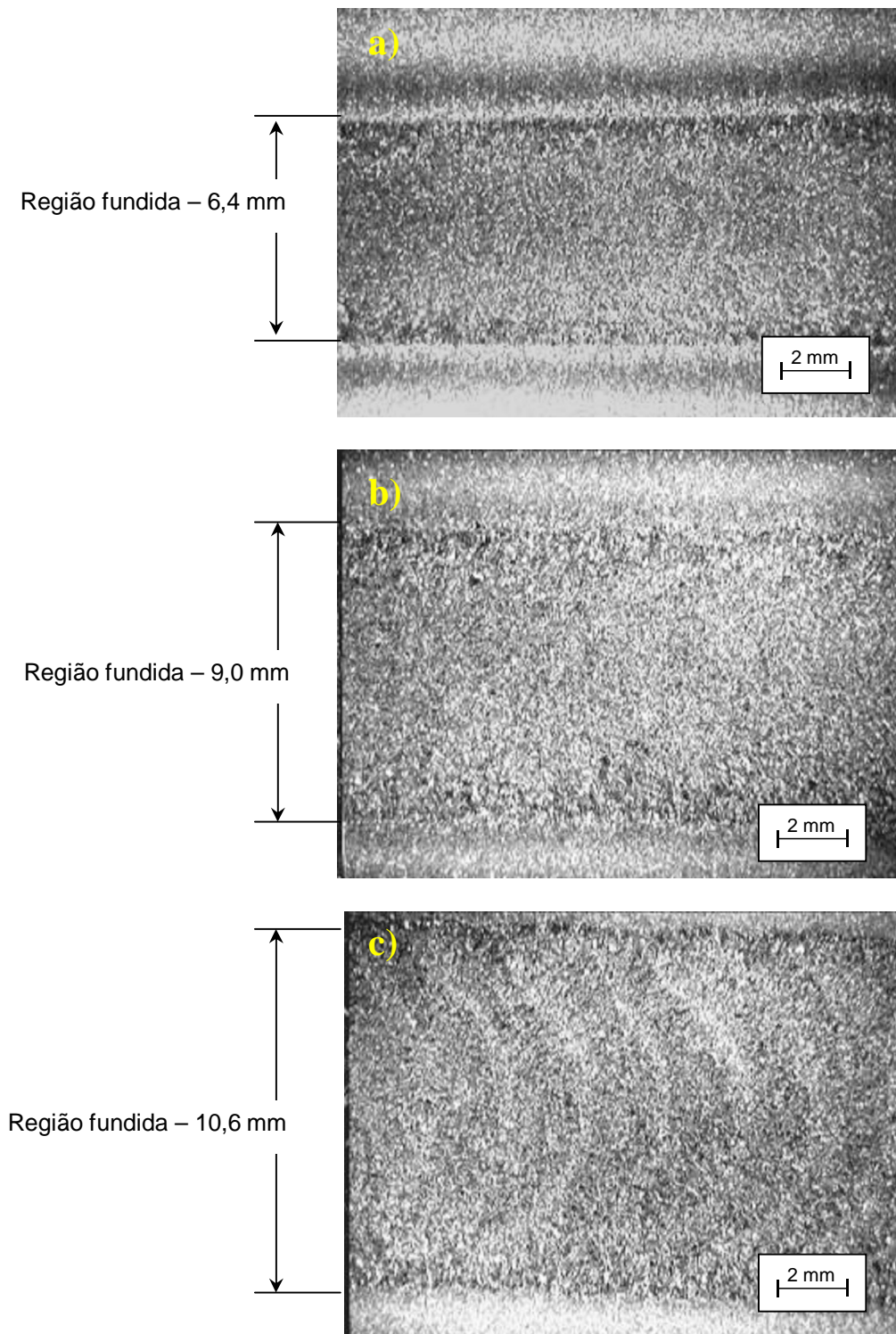


Figura 4.14 – Macrografias obtidas sobre as superfícies superiores dos cordões sem pulsação (a) e com pulsação nas frequências de 5 Hz (b) e 1 Hz (c). Destaca-se a uniformidade da granulação nos cordões (a) e (b) e a alternância desta no cordão (c). Ataque: Villela.

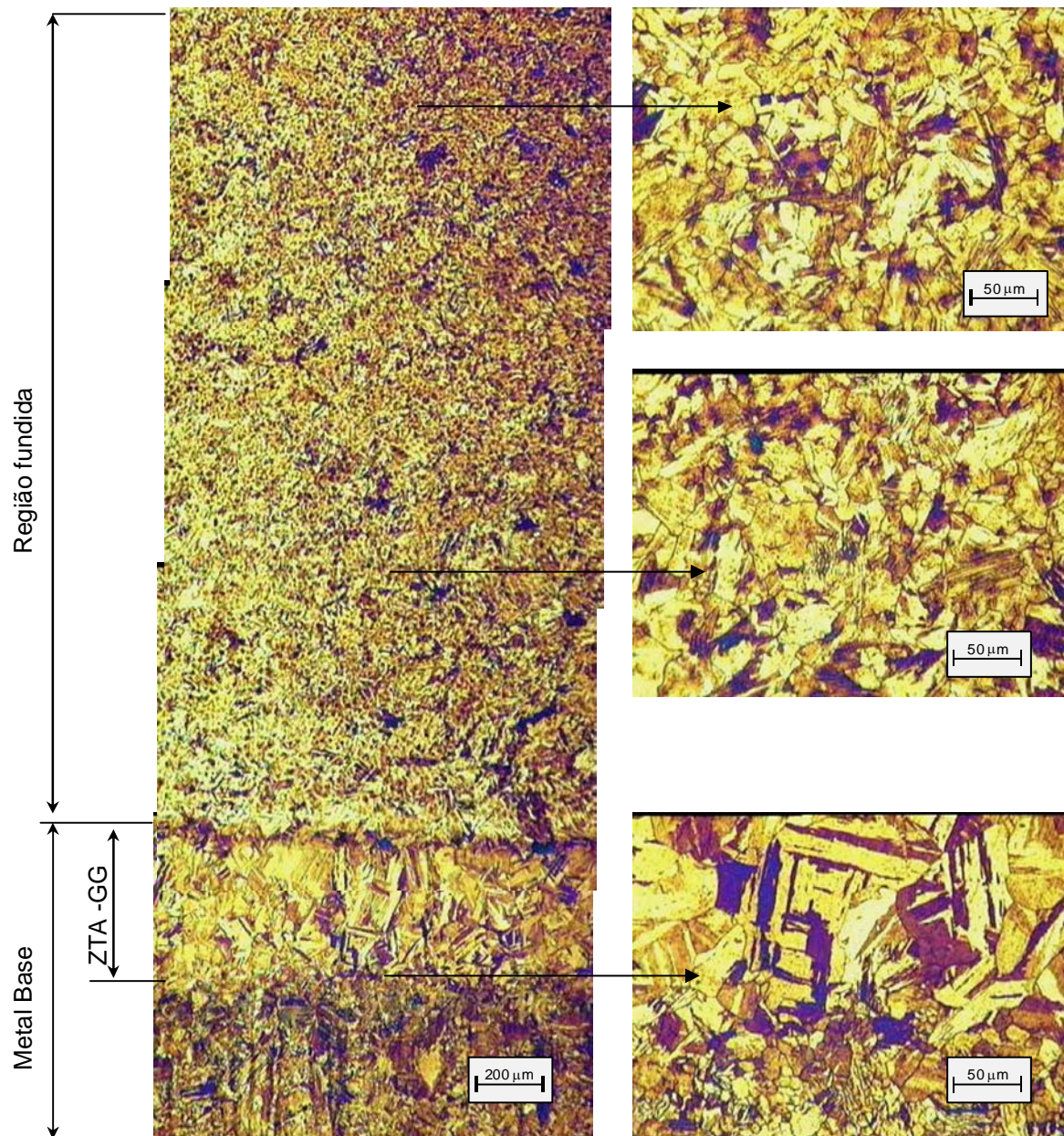


Figura 4.15 – Micrografia obtida sobre a superfície do cordão obtido sem pulsação revelando diferentes morfologias bem como tamanho de granulação ao longo da mesma. Ataque: Stock. Cordão 1, Condição Convencional, 140 A.

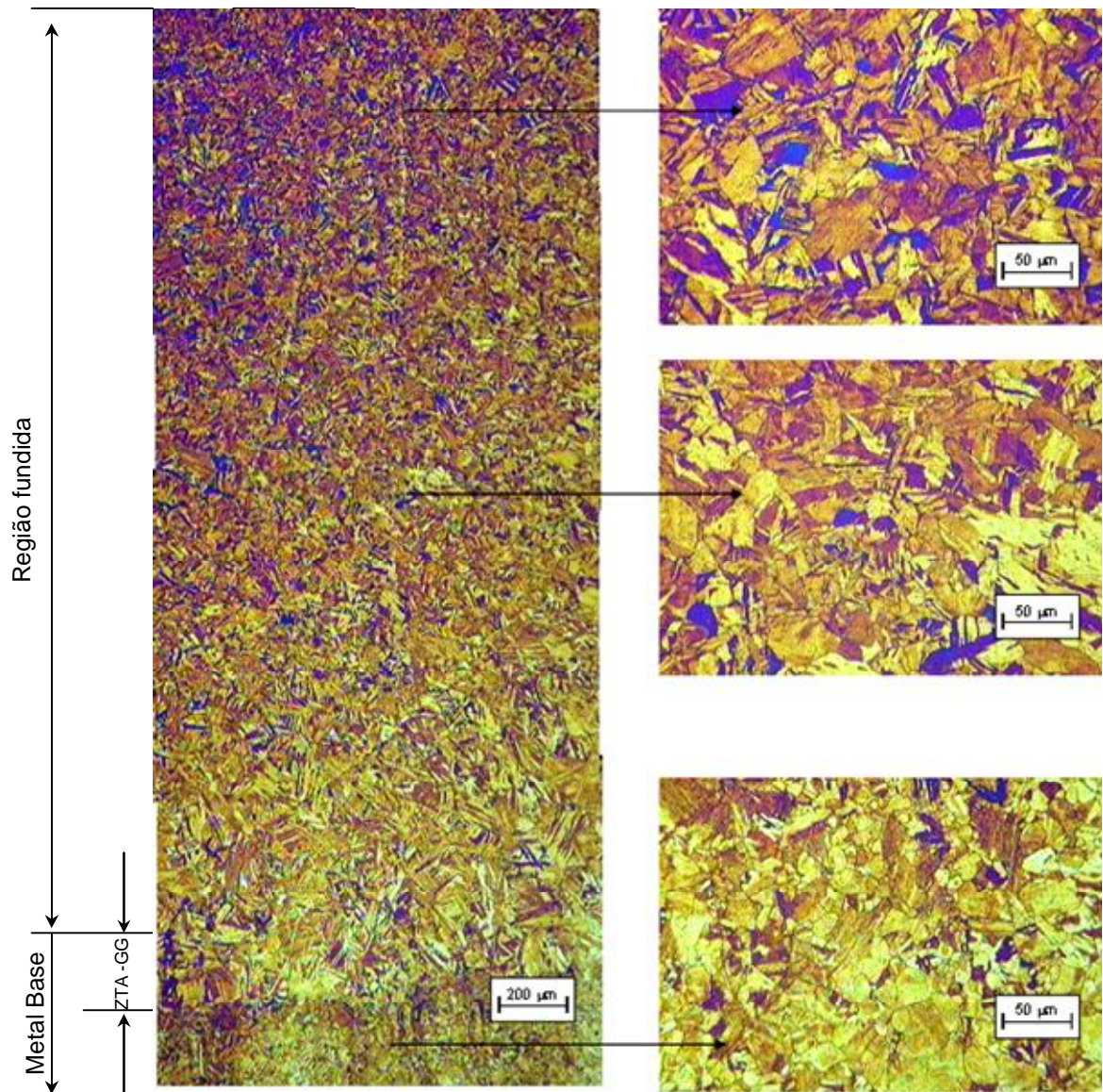


Figura 4.16 – Micrografia obtida sobre a superfície do cordão obtido com corrente pulsada utilizando frequência de 5 Hz revelando diferentes zonas da região central do cordão e ZTA com granulação fina. Ataque: Stock. Cordão 4, Condição Pulsado C, Tp e Tb 0,1 s; Ip 220 A, Ib 60 A.

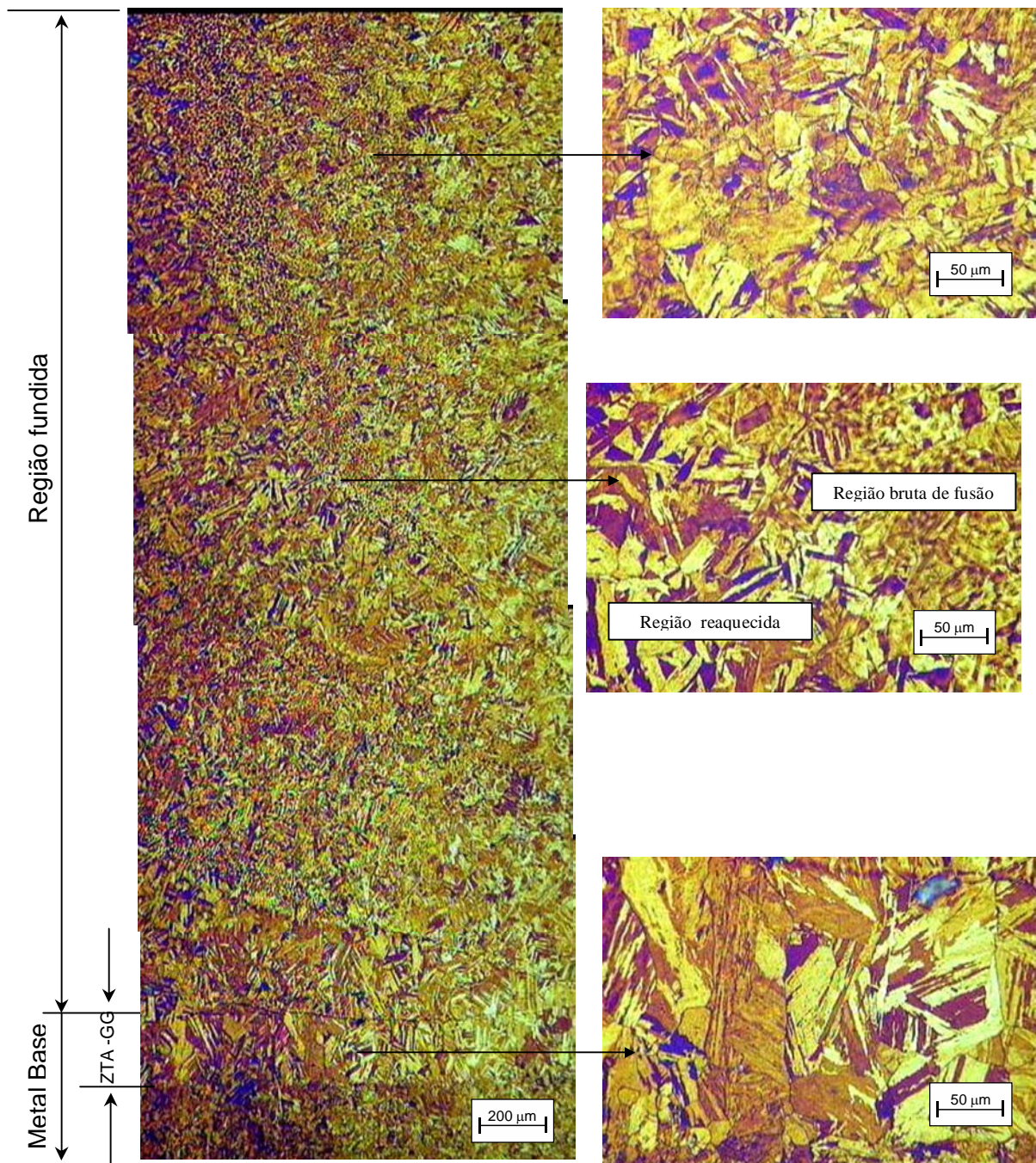


Figura 4.17 – Micrografia obtida sobre a superfície do cordão obtido com corrente pulsada utilizando frequência de 1 Hz revelando diferentes zonas e em destaque a região central do cordão, áreas alternadas de estrutura bruta de fusão e reaquescida e ZTA com granulação grosseira. Ataque: Stock. Cordão 5, Condição Pulsado D, Tp e Tb 0,5 s Ip 220 A Ib 60 A.

Quando analisadas as seções longitudinais dos cordões verificou-se também variação no tamanho da granulação em função dos parâmetros de soldagem utilizados.

Para frequências de 5 Hz a variação da granulação foi similar à identificada para o cordão obtido sem pulsação, ou seja, granulação mais fina na parte superior do cordão e mais grosseira na região junto à linha de fusão. Destaca-se que para o cordão obtido sem pulsação a granulação grosseira situa-se na ZTA enquanto que para os cordões obtidos com pulsação de 5 Hz o maior volume de grãos grosseiros concentra-se na região fundida próxima ao metal base (Figuras 4.18 e 4.19).

Uma justificativa para a presença de um maior volume de granulação grosseira no metal fundido adjacente ao metal base seria em decorrência do maior valor G/R nesta região em relação à parte superior do cordão. O maior valor de G/R resultou em uma estrutura de solidificação celular dendrítica enquanto que o menor valor desta relação em uma estrutura equiaxial dendrítica. Tal afirmação é baseada no modelamento matemático executado por Roy *et al*, (2006) e Zhang *et al*, (2003). Considera-se com base no conceito de hereditariedade estrutural (DADIAN e GRANJON, 1983) que o tamanho da granulação da austenita prévia seja proveniente do tamanho da granulação de solidificação.

Com relação à seção longitudinal dos cordões efetuados com frequências de 1 Hz, a disposição granulométrica foi semelhante à identificada na superfície, ou seja, na forma alternada de grãos grosseiros e finos resultante da ação de reaquecimento dos passes subsequente sobre a região recém solidificada (Figura 4.20).

Nas seções longitudinais pode-se observar ainda uma maior profundidade de fusão provocada pelo modo pulsado em relação ao convencional, a qual aliada à maior largura de zona fundida resulta em maior volume de poça fundida. Como consequência da menor extração de calor no modo pulsado tem-se um maior volume de poça fundida neste em relação ao modo convencional. Tal constatação foi também identificada por Traidia *et al*, 2010 por meio de simulação em modelo matemático. Conclui-se, portanto que o modo pulsado possibilita produzir com menos energia o mesmo volume de metal fundido obtido pelo modo convencional e ainda assim promover menor alteração (menor largura da ZTA) sobre o material base.

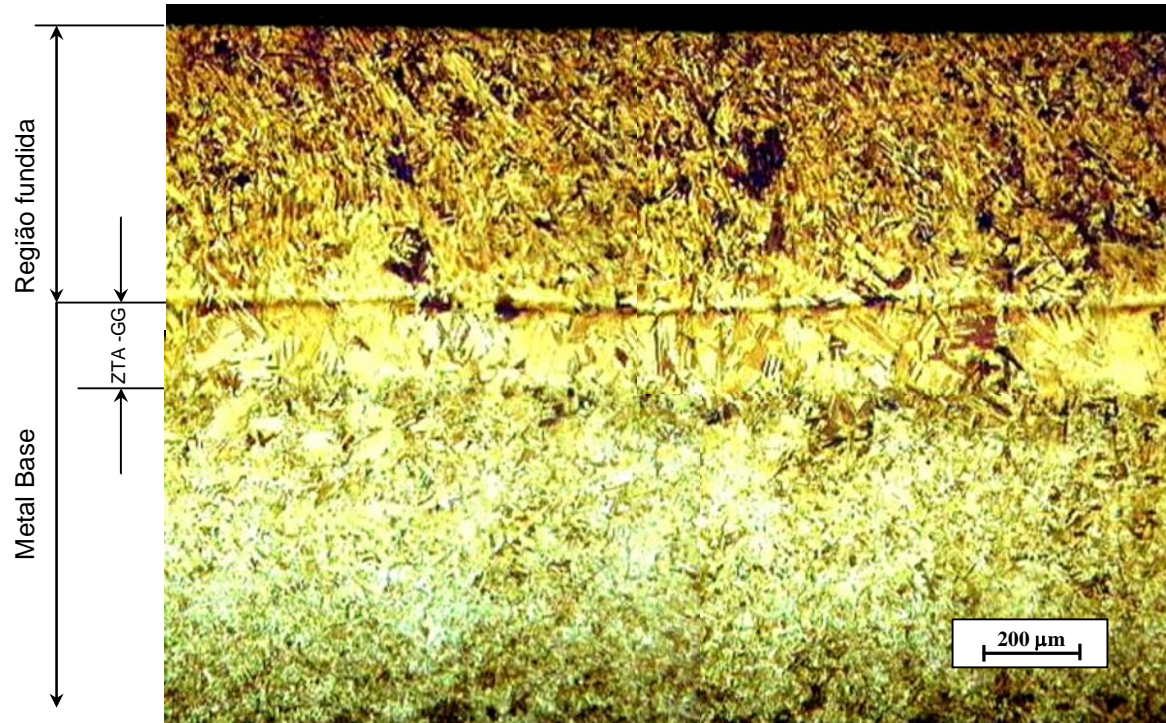


Figura 4.18 – Micrografia obtida ao longo da seção longitudinal do cordão obtido sem pulsação revelando as regiões da zona fundida e ZTA com granulação grosseira. Destaca-se na região fundida a presença de granulação uniforme e refinada ao longo da mesma. Ataque: Stock.

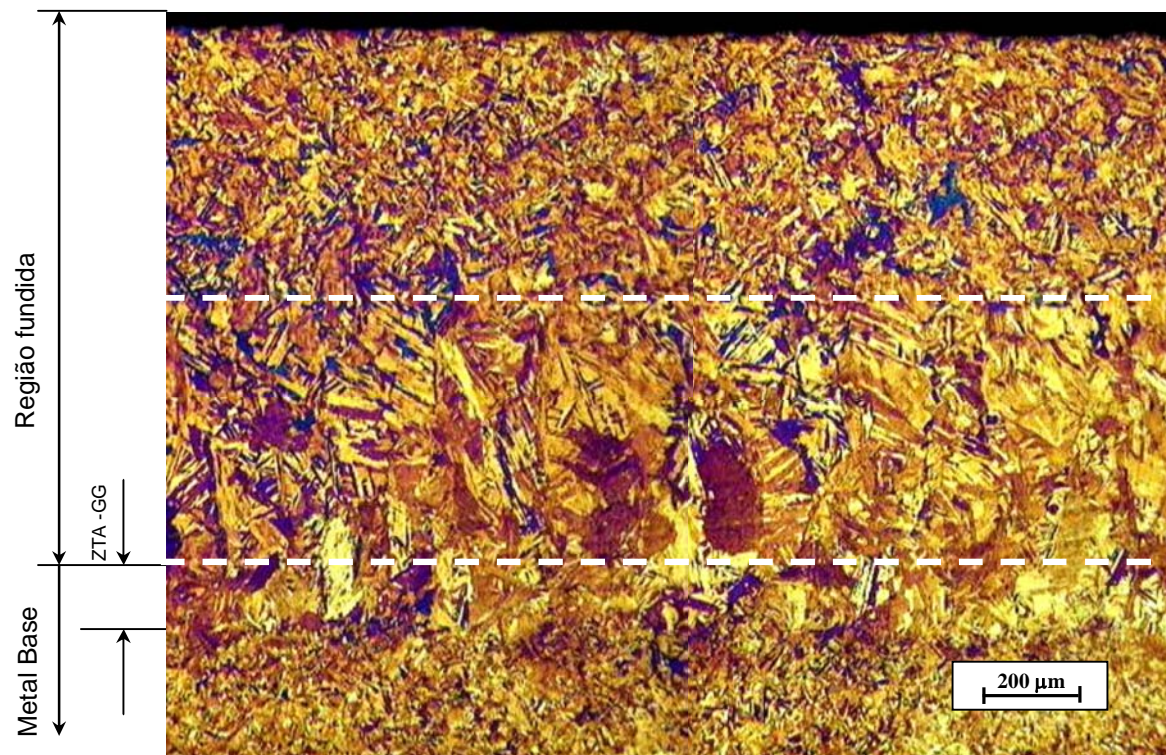


Figura 4.19 - Micrografia obtida ao longo da seção longitudinal de cordão obtido com pulsação de corrente igual a 5 Hz revelando as regiões da zona fundida e ZTA com granulação grosseira. Destaca-se na região fundida granulação refinada na parte superior e grosseira próxima ao metal base (entre linhas tracejadas). Ataque: Stock. Cordão 4, Condição Pulsado C, TP e TB 0,1 s IP 220 A IB 60 A.

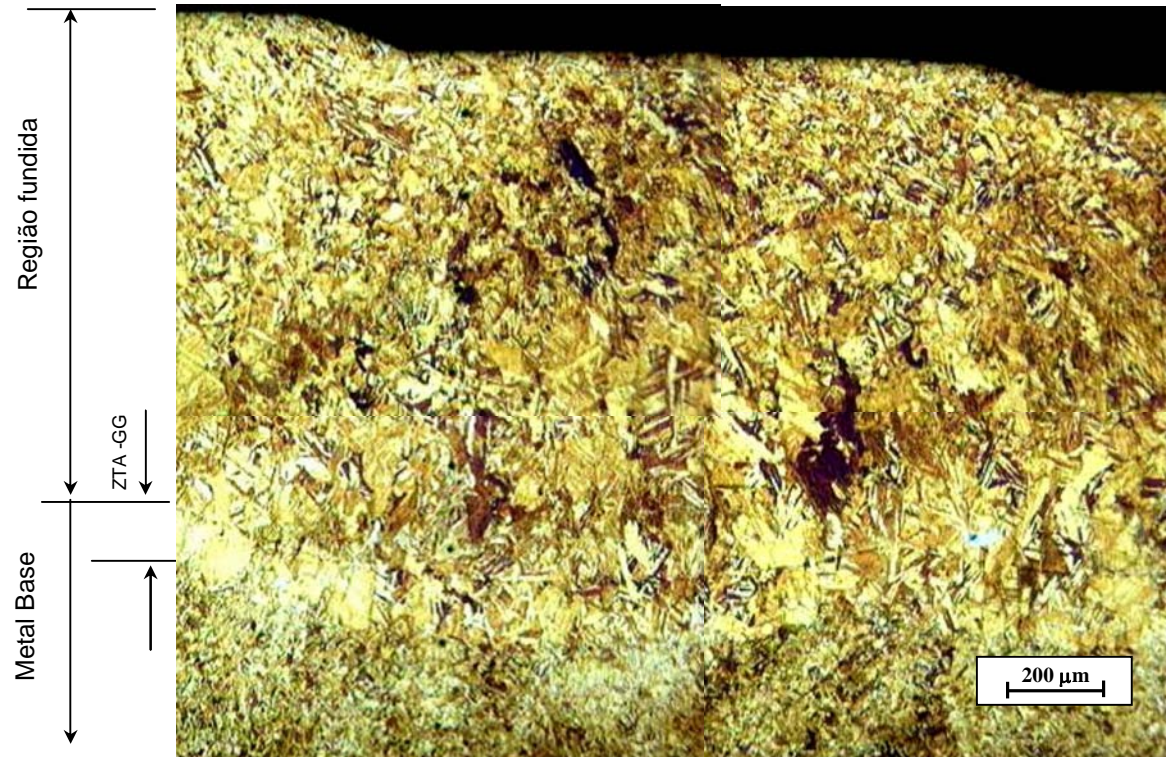


Figura 4.20 - Micrografia obtida ao longo da seção longitudinal de cordão obtido com pulsação de corrente de 1Hz revelando as regiões da zona fundida e ZTA com granulação grosseira. Destaca-se na região fundida a alternância de granulação refinada e grosseira. Ataque: Stock. Cordão 5, Condição Pulsado D, TP e TB 0,5 s IP 220 A IB 60 A.

4.1.2 Medidas de microdureza

A Figura 4.21 mostra os perfis de dureza obtidos longitudinalmente ao longo da superfície dos cordões.

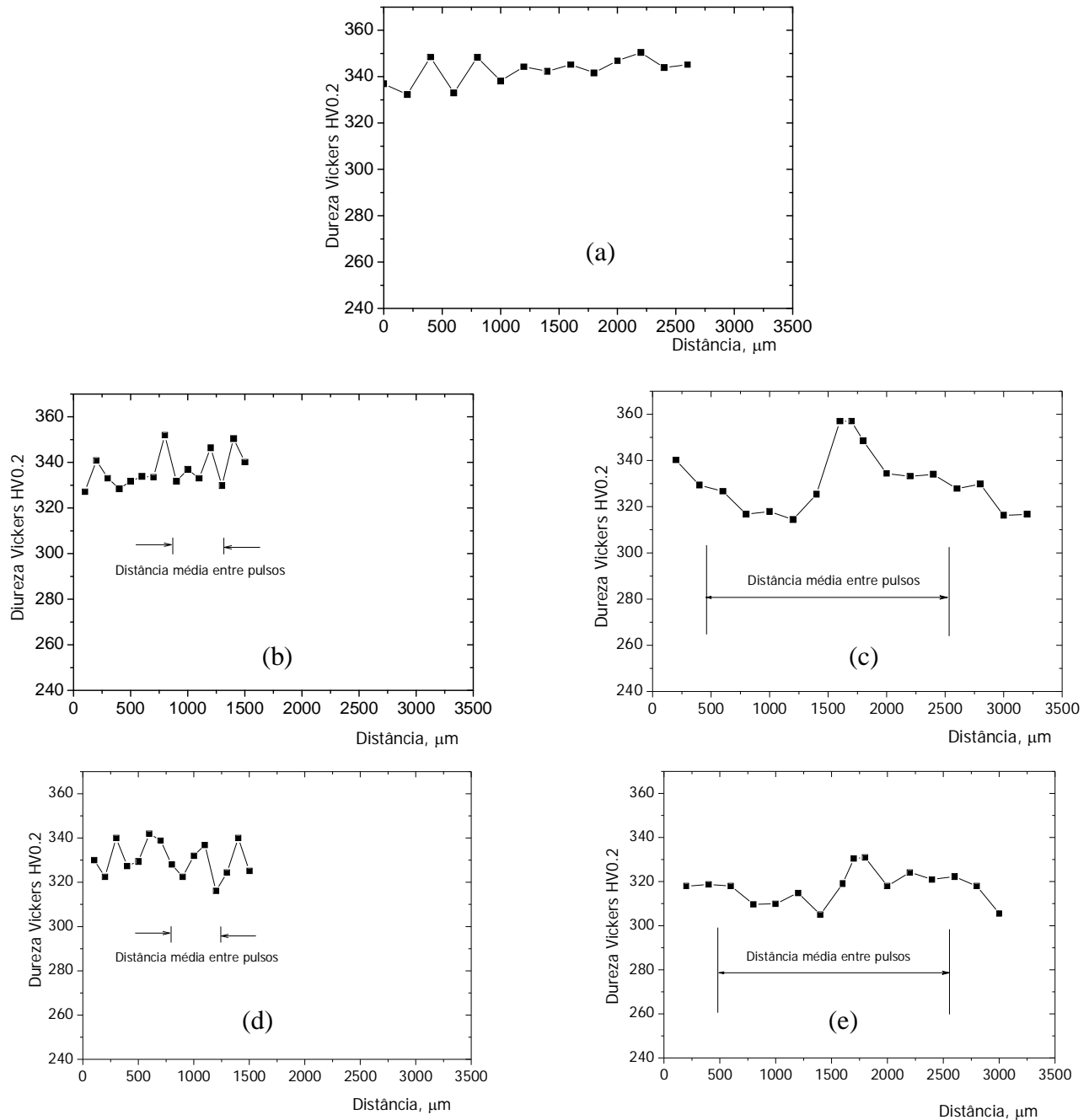


Figura 4.21 - Perfis de dureza obtidos longitudinalmente ao longo da superfície superior dos cordões produzidos com corrente: (a) Convencional; (b) Pulsado A, 5Hz ; (c) Pulsado B, 1Hz; (d) Pulsado C, 5Hz e (e) Pulsado D, 1Hz.

Nota-se que a microdureza do cordão obtido pelo processo convencional (Figura 4.21a) apresentou pequena variação. O desvio padrão das medidas feitas ao longo do cordão foi de 6 HV.

A microdureza obtida dos cordões obtidos com pulsos de 5 Hz variou mais (Figuras 4.21b e 4.21d) que o obtido sem pulsos. Os desvios padrões das medidas ao longo do cordão foram, 8 HV.

A microdureza dos cordões obtidos com pulsos de 1 Hz (Figuras 4.21c e 4.21e) apresentou desvio padrão das medidas ao longo do cordão de 14 e 8 HV, respectivamente.

Constata-se nos cordões obtidos com 1 Hz a existência de dois patamares distintos de dureza entre os pulsos. Tal constatação é justificada pela maior largura das bandas de ferrita-delta e das regiões reaquecidas contendo granulação grosseira e bruta de fusão quando comparadas as dos cordões obtidos com frequência de 5 Hz.

Na Figura 4.22 são apresentados os perfis de dureza obtidos a partir da linha de fusão em direção ao material base para cada condição de soldagem.

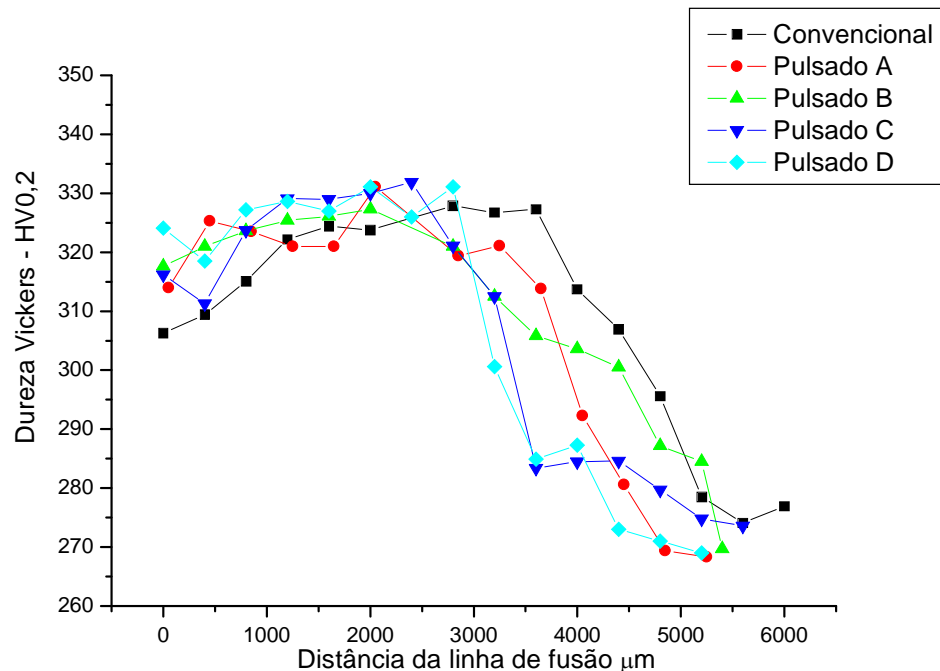


Figura 4.22 - Perfis de dureza obtidos a partir da linha de fusão em direção ao material base para os cordões nas condições convencional e pulsadas.

Para todas as condições estudadas a microdureza apresentou comportamento semelhante. A dureza eleva-se progressivamente a partir do material base. Em seguida a dureza diminui. O aumento inicial da dureza é atribuído à formação de martensita virgem acima da temperatura Ac_1 enquanto que a razão para o decréscimo desta seria atribuída pela formação de ferrita-delta e granulação grosseira junto à região entre o máximo de dureza e a linha de fusão. Tais perfis se assemelham ao da Figura 2.17, porém, em virtude deste ter sido obtido em uma junta chanfrada e com menor energia de soldagem ($0,35 \times 0,89$ kJ/mm) o mesmo apresenta menor largura de ZTA.

A dureza máxima para o cordão depositado pelo processo convencional ocorreu a aproximadamente 4000 micrometros da linha de fusão. Esta distância foi maior do que as medidas nos cordões pulsados. Uma explicação para tal fato consiste em considerar um maior tempo de permanência acima de Ac_1 para esta condição em relação às demais haja vista a menor taxa de aquecimento proporcionada pela mesma resultar num menor acréscimo desta temperatura.

4.1.3 Difratometria de raios-X - DRX

Na Figura 4.23 é apresentado o difratograma obtido no material base. Tal espectro se assemelha ao obtido para um aço de composição próxima ao estudado por CARROUGE, 2002, onde além dos picos de martensita e ferrita delta, identificados como α , é evidenciada a presença de austenita retida (γ).

Nas Figuras 4.24a a 4.24d são apresentados os difratogramas obtidos no interior dos cordões de solda nas condições pulsado A a D, respectivamente. Nota-se que não há austenita nestes cordões. Tal ausência foi também identificada por Carrouge (2002) ao simular a formação desta fase a partir do resfriamento brusco a partir do campo austenítico em um aço inoxidável supermartensítico de composição similar ao deste estudo. Thibault *et al* (2008) identificaram pouca quantidade de austenita (2%) no interior de uma solda de um aço inoxidável martensítico tipo 410 NiMo obtida por soldagem com arame tubular. Bilmes *et al*, (2001) constataram cerca de 8% de austenita retida na condição como soldada também em um aço 410 NiMo sendo que

este possuía maiores teores de níquel (5,4 x 3,9%p) em relação ao aço estudado por Thibault *et al*, (2008).

Em nosso estudo, a ausência de austenita retida nos cordões de solda revela a impossibilidade de formação desta fase seja em decorrência do superesfriamento imposto pelo processo plasma pulsado e/ou por meio do reaquecimento da martensita recém formada promovido pelos pulsos subsequentes. Para a obtenção da austenita no cordão de solda a partir do reaquecimento da martensita seria necessário maior tempo de permanência na faixa de temperatura que induzisse à formação desta fase. Pode-se estimar este tempo com base no parâmetro Larson-Miller (LM). A literatura mostra (CARROUGE, 2002) que quando LM é igual a 16 a reação martensita-austenita ocorre. Para as temperaturas de 550 e 600 °C, o período de tempo para a formação de austenita nestas temperaturas seria de 15 minutos e 75 segundos respectivamente. Estes dados indicam que o tempo de permanência na faixa de temperatura que promove a formação da austenita foi demasiado curto.

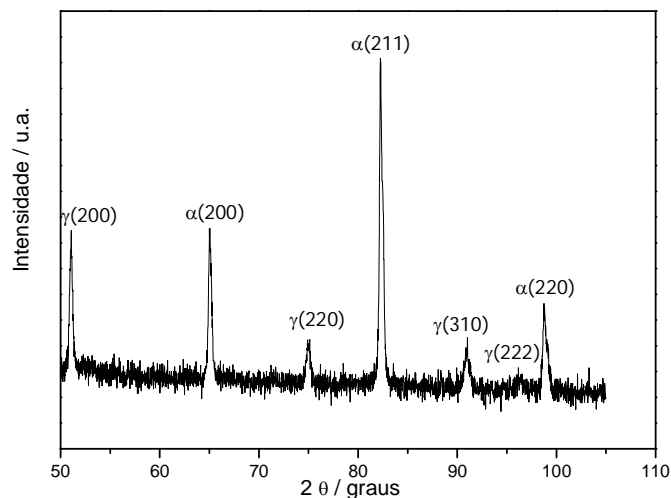


Figura 4.23– Difratograma obtido no material base. Além de martensita e ferrita-delta (α) é evidenciada a presença de austenita retida (γ).

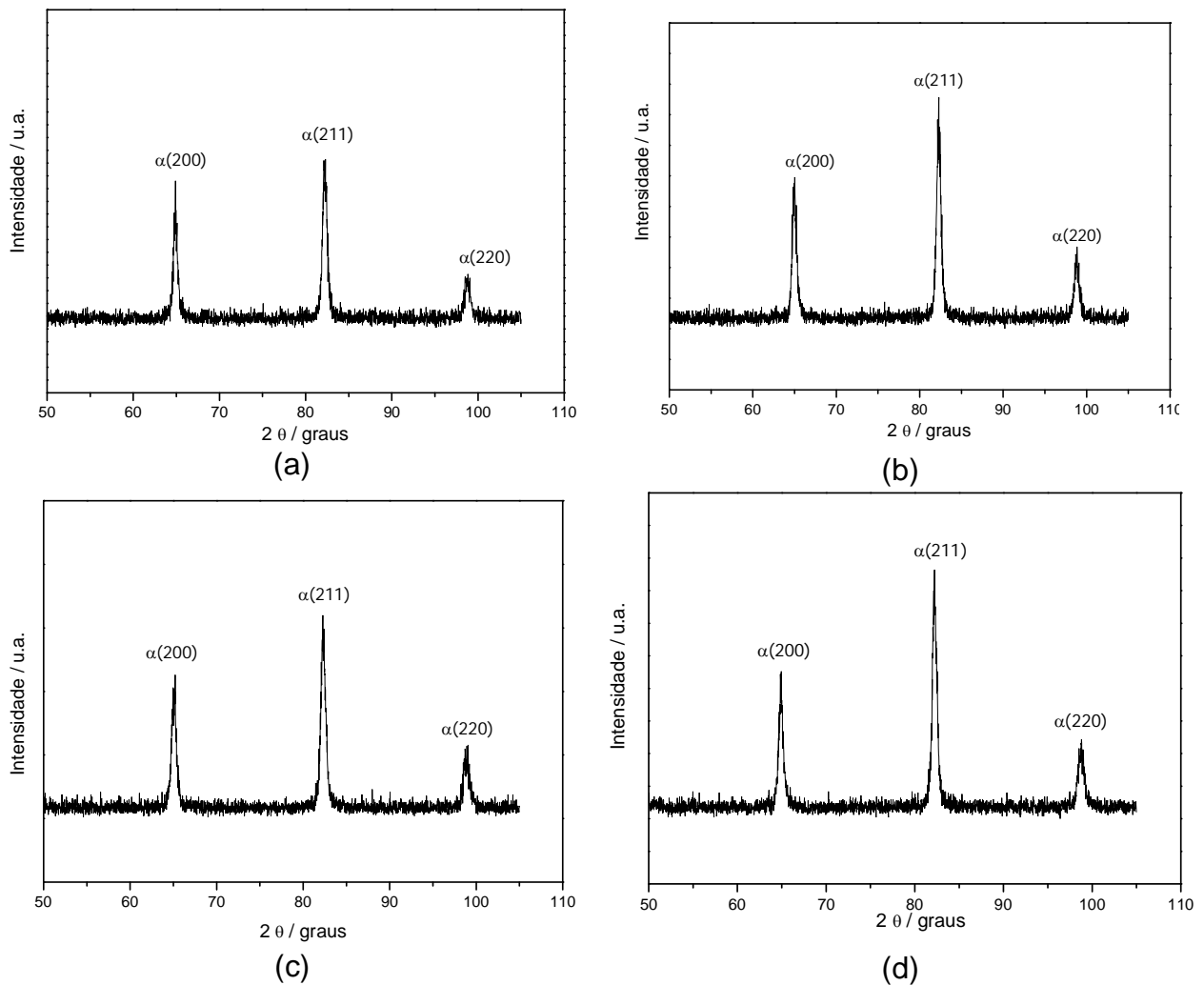


Figura 4.24 – Difratomogramas obtidos ao longo da superfície superior dos cordões produzidos com corrente pulsada revelando picos de fase α (martensita e ferrita-delta). (a) cordão 2, (b) cordão 3, (c) cordão 4 e (d) cordão 5.

4.2 TENSÃO RESIDUAL

Nas Figuras 4.25 e 4.26 são apresentados respectivamente os perfis de tensões residuais médias longitudinais e transversais obtidos pela técnica do “furo cego” para as condições de soldagem Convencional, Pulsado A e Pulsado B da Tabela 3.2. As tensões longitudinais representam as tensões paralelas aos cordões de solda enquanto que as transversais perpendiculares a estes. Tais tensões permitem definir o sentido da realização da soldagem de forma a contrabalancear as tensões impostas pela condição de trabalho sobre o componente.

Para todas as condições realizadas apenas um furo encontrava-se sobre a região fundida enquanto que os outros cinco sobre o material base.

Na Figura 4.25 observa-se que os valores de tensão residual longitudinal sobre a zona fundida são praticamente nulos para todas as condições de soldagem utilizadas. A partir desta em direção ao metal base se constata para as condições Convencional e Pulsado A a presença de tensões trativas sendo o ponto máximo registrado em aproximadamente 2 mm da linha de fusão. Para a condição Pulsado B praticamente não houve variação de tensão, porém, a distância medida foi de 3 mm da linha de fusão o que dificulta uma comparação com os outros procedimentos. Para todas as condições de soldagem a partir destes pontos ocorreu a redução das tensões que alcançaram um mínimo a aproximadamente 5 mm da linha de fusão, sendo estas de modo compressivo. Na sequência as tensões médias para todas as condições de soldagem voltaram a subir atingindo valores trativos máximos próximos a 70 MPa a 10 mm em relação à linha de fusão do reparo de solda.

Na Figura 4.26, assim como identificado para as tensões longitudinais, as tensões transversais são praticamente nulas sobre a zona fundida para as três condições de soldagem avaliadas. À medida que são levantadas as tensões transversais em direção ao metal base se constatam tensões trativas sendo os picos máximos posicionados a aproximadamente 3 mm da linha de fusão. Destaca-se que o valor de tensão trativa máxima (83 MPa) foi obtido para a condição de soldagem Convencional enquanto que para as demais condições de soldagem o valor de tensão trativa máxima foi de aproximadamente 36 MPa. Para todas as condições de soldagem a partir deste ponto ocorreu a redução das tensões que alcançaram um mínimo entre 8 e 9 mm da linha de fusão, sendo estas de modo compressivo.

A existência de tensões compressivas na região da solda em ambos os sentidos também foi identificada por Thibault *et al*, (2008), e segundo estes tais tensões seriam resultantes da baixa temperatura de transformação da austenita em martensita em oposição às tensões térmicas. Tal fenômeno é também citado por Withers e Bhadeshia, (2001), destacando que para aços com temperatura de início de transformação (M_s) inferiores a 250 °C, o nível de tensões residuais é menor, a princípio. Thibault *et al*, (2008), apesar de encontrarem tensões trativas no sentido longitudinal ao depósito

junto à ZTA, identificaram a existência de tensões compressivas no sentido transversal. Esta última constatação é contrária ao que foi encontrado neste trabalho e também por Oliveira *et al*, (2009).

Com base nos resultados obtidos tem-se o maior nível de tensões trativas na ZTA para a condição de soldagem no modo Convencional e o menor nível para o modo Pulsado B, tanto no sentido longitudinal como transversal. Tal resultado corrobora com as informações levantadas na literatura (TSENG e CHOU, 2002) de que a soldagem pulsada tem melhor desempenho neste aspecto. Como consequência infere-se que as propriedades associadas ao nível de tensão residual (ex. corrosão sob-tensão e de fadiga) terão melhor desempenho na condição pulsada e pior na condição convencional. De maneira geral, as tensões encontradas apresentaram baixos valores para todas as condições de soldagem utilizadas.

Constata-se nas Figuras 4.25 e 4.26 que quando ultrapassada a ZTA em direção ao material base há o aumento do nível de tensão trativa para o sentido longitudinal e compressiva para o sentido transversal. Tal resultado, em princípio, tem como explicação a existência de tensões resultantes da restrição imposta sobre o corpo de prova na bancada de medição.

Ressalta-se que as medidas de tensão residual foram realizadas em um corpo de prova diferente dos utilizados nas medidas de dureza, difratometria e metalografia não sendo o mesmo utilizado para o estudo de fadiga.

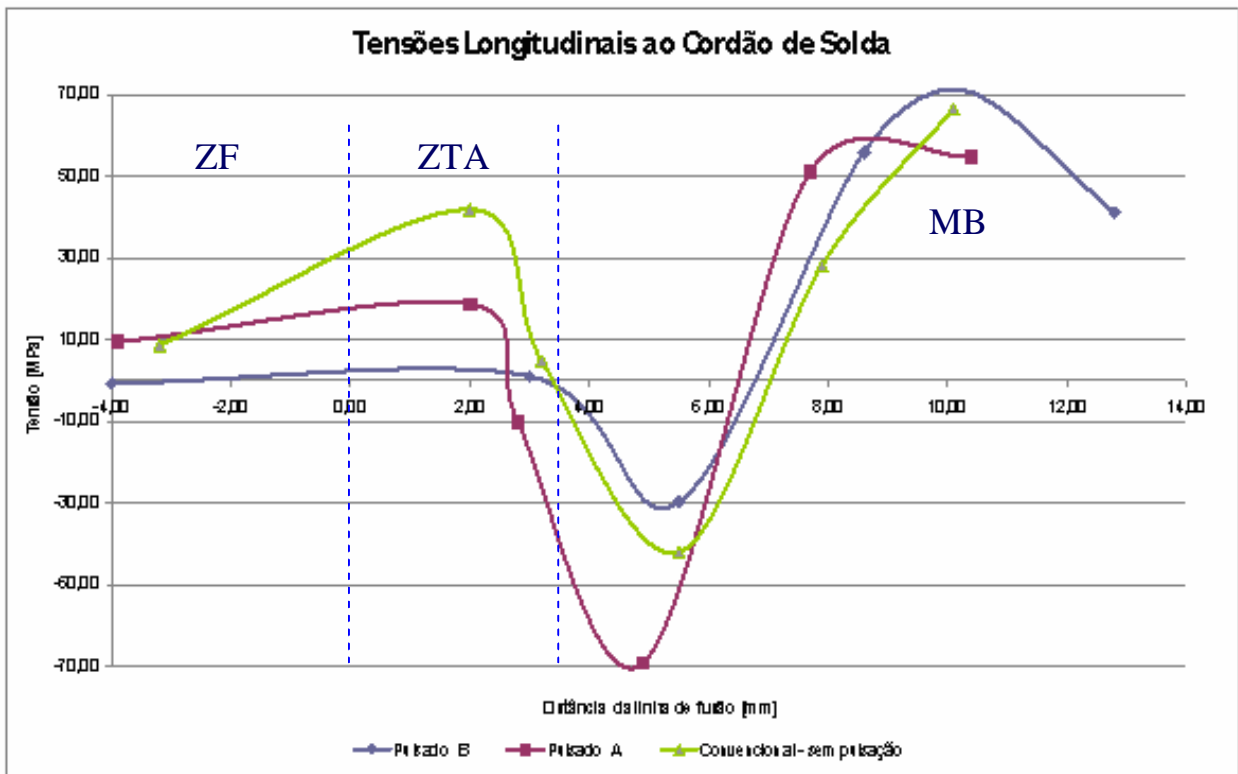


Figura 4.25 - Distribuição das tensões residuais longitudinais médias a partir da linha de fusão para os procedimentos de soldagem adotados.

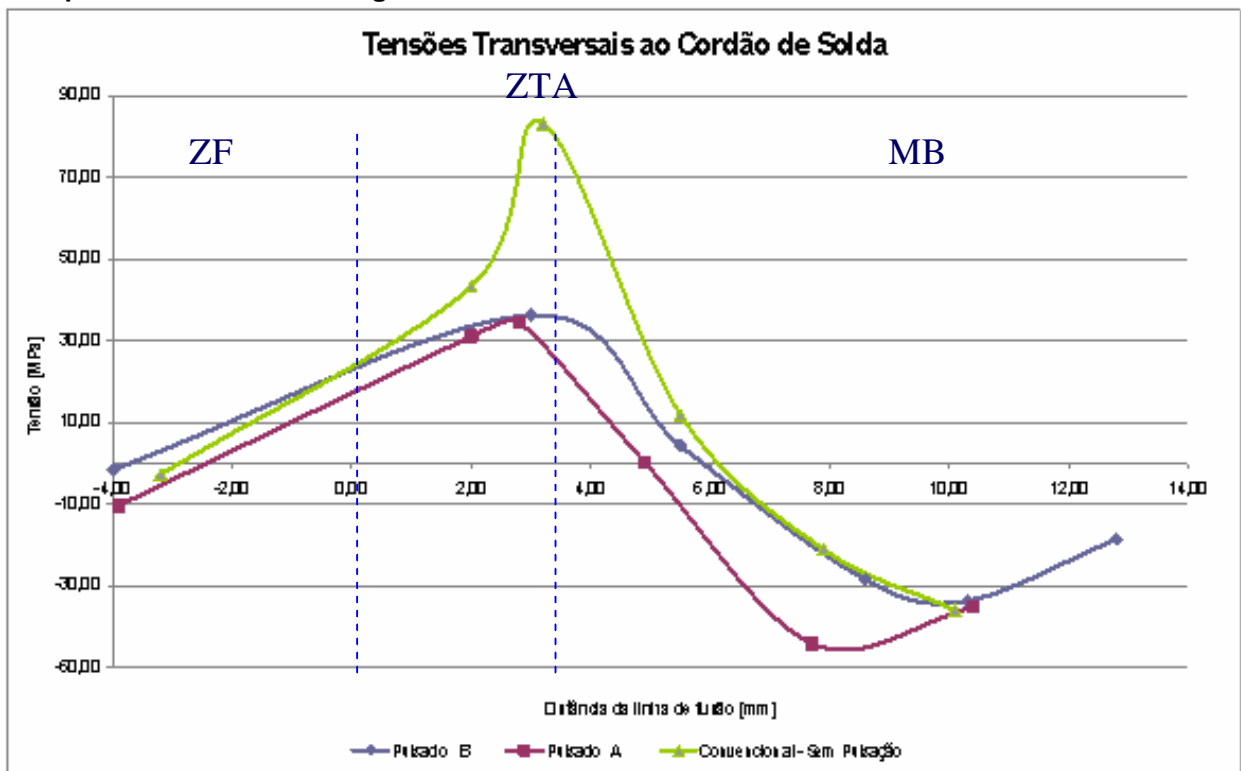


Figura 4.26 - Distribuição das tensões residuais transversais médias a partir da linha de fusão para os procedimentos de soldagem adotados.

4.3 ENSAIO DE FADIGA

A Figura 4.27 apresenta as curvas Tensão – Número de ciclos obtidas nos corpos de prova contendo cordões de solda longitudinal obtidos nas condições Convencional, Pulsado A, Pulsado B (vide Tabela 3.2) em comparação com a do material base. Comparando o desempenho à fadiga entre corpos de prova soldados, constata-se um melhor desempenho para a condição Pulsado B sendo a pior para a condição Convencional. Os valores de resistência obtidos no ensaio de fadiga por flexão a quatro pontos, expressos como a tensão máxima aplicada, foram de 680, 550 e 500 MPa para as condições Pulsado B, Pulsado A e Convencional respectivamente enquanto que para o material base este valor foi de 700 MPa, conforme apresentado na Figura 4.29. Tais valores foram obtidos considerando uma vida de fadiga de um milhão de ciclos.

Constatou-se uma grande dispersão nos resultados obtidos. A análise dos corpos de prova fraturados revelou que tal dispersão estava associada à presença de inclusões não metálicas na forma de óxidos complexos de Al, Si, Ca e Ti, as quais atuavam como agentes concentradores de tensão promovendo o início do processo de fratura (Figuras 4.28 a 4.35). Desta forma, a duração de cada ensaio era governada pela localização, forma e distribuição destas inclusões em associação com o campo de tensões atuantes (residuais ou impostas pelo ensaio). Estas inclusões encontravam-se isoladas ou alinhadas sendo constatado que esta última era a mais prejudicial com relação à resistência à fadiga.

A influência negativa de inclusões bem como outras imperfeições microestruturais na resistência à fadiga de aços endurecidos superficialmente é citada nos trabalhos de Heitkemper *et al* (2003), e McDaniels *et al*, (2008). Umezawa e Nagai, (1998), ao estudarem o efeito de inclusões de óxido na resistência à fadiga de aços inoxidáveis austeníticos destacam que a fraca adesão entre a matriz metálica e as inclusões resulta na criação de concentradores de tensões acelerando a nucleação de trincas.

A Tabela 4.4 apresenta a distância média de início da fratura em relação à linha de fusão para os corpos de prova contendo cordão. Para todas as condições o início da fratura se deu fora da zona fundida. Tal fato seria resultado da existência de menores

tensões residuais no interior da zona fundida e também por esta apresentar inclusões de menor tamanho resultantes da fusão do metal quando comparadas às inclusões do material base o que reduziu o poder de concentração de tensão destas. Constata-se ainda maior distância de início de trinca e ao mesmo tempo maior variação desta para a condição Pulsado B em relação aos demais processos. Tal comportamento é um indicativo da maior influência das inclusões e menor influência da tensão residual para este processo. Ao mesmo tempo verifica-se que o valor médio início de trinca é bastante próximo para as condições de soldagem Convencional e Pulsado A sendo o comportamento à fadiga governado pela presença de inclusões associado às tensões residuais.

A análise das superfícies fraturadas permitiu identificar os modos de propagação da trinca ao longo da região fadigada (Figura 4.36). Junto à região de nucleação se constata morfologia de fratura transgranular com ausência de estrias de fadiga, ou seja, típicas de região no estágio inicial (I) de nucleação de fadiga com baixa variação de intensidade de tensão (Figura 4.37). À medida que ocorre o crescimento da trinca ao longo da espessura do corpo de prova são identificadas estrias de fadiga as quais são características de regiões de estágio (II) de propagação e com maior variação de intensidade de tensão (Figuras 4.38 e 4.39).

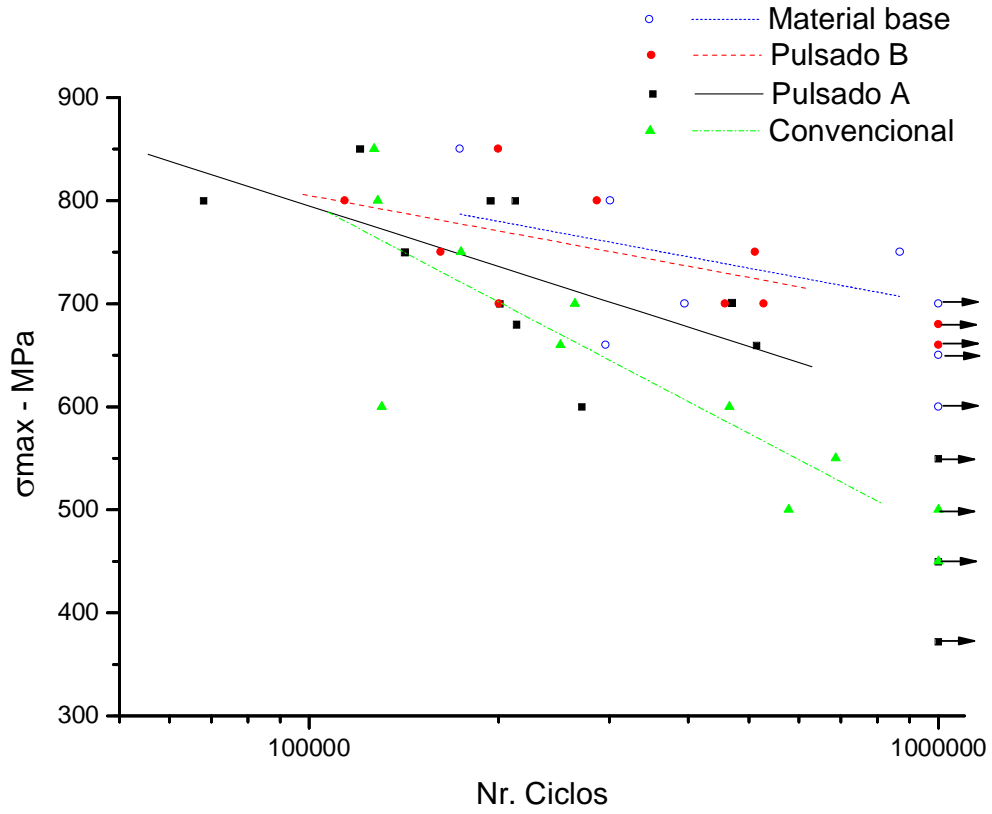


Figura 4.27 – Resultado de ensaio de fadiga obtido por flexão em quatro pontos em corpos de prova contendo cordões longitudinais nas condições Convencional, Pulsado A e Pulsado B.

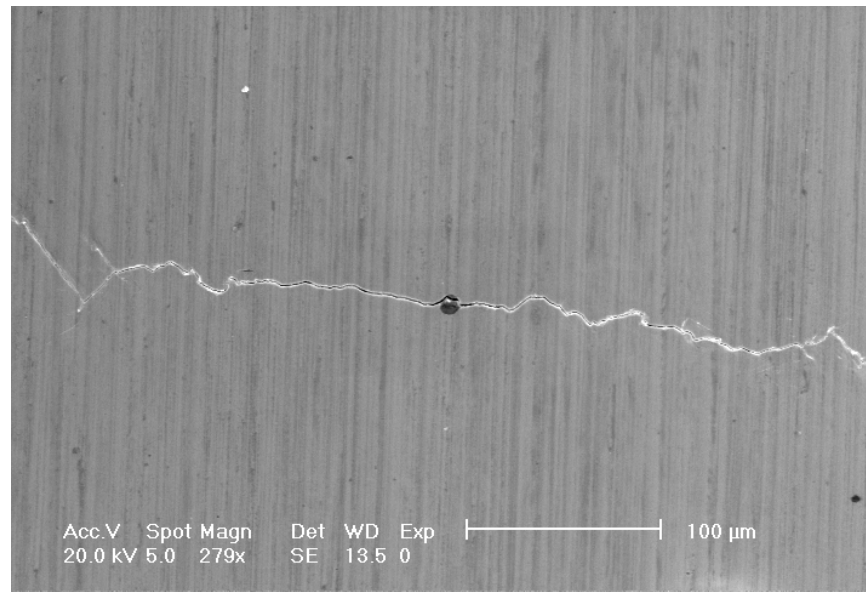


Figura 4.28 – Trinca secundária com nucleação em inclusão não metálica.

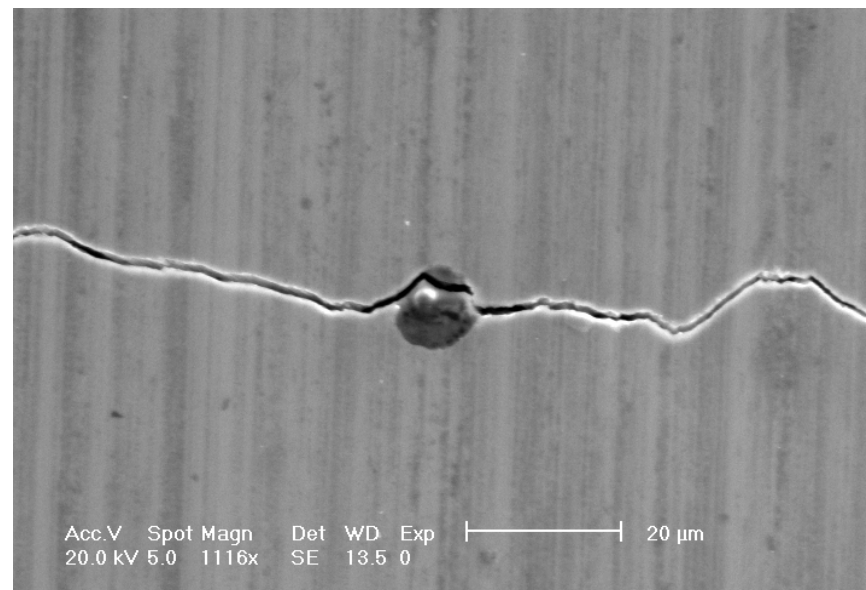


Figura 4.29 – Detalhe da figura 4.28.

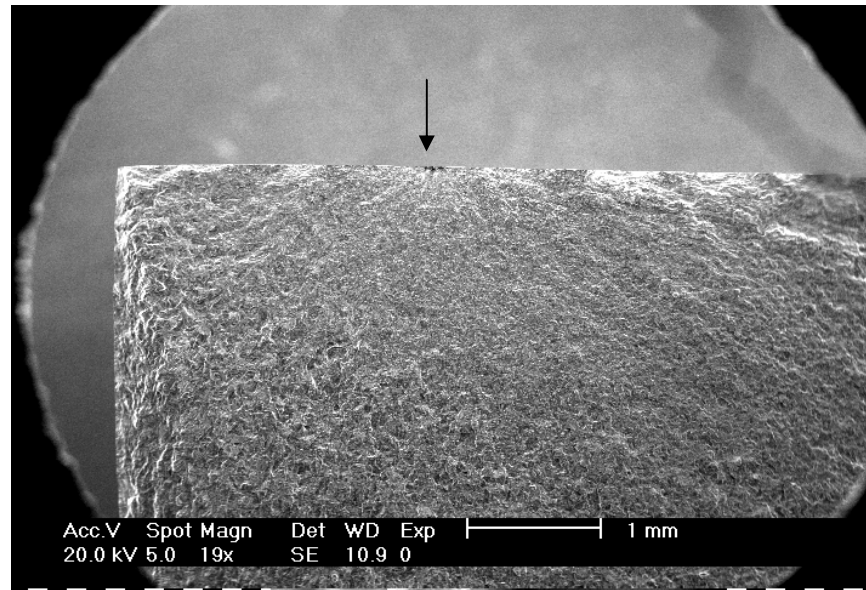


Figura 4.30 – Imagem obtida via MEV de parte da superfície de fratura de corpo de prova submetido a ensaio de fadiga sendo apontado local de início da fratura por fadiga em inclusão não metálica. (detalhes na figura 4.31)

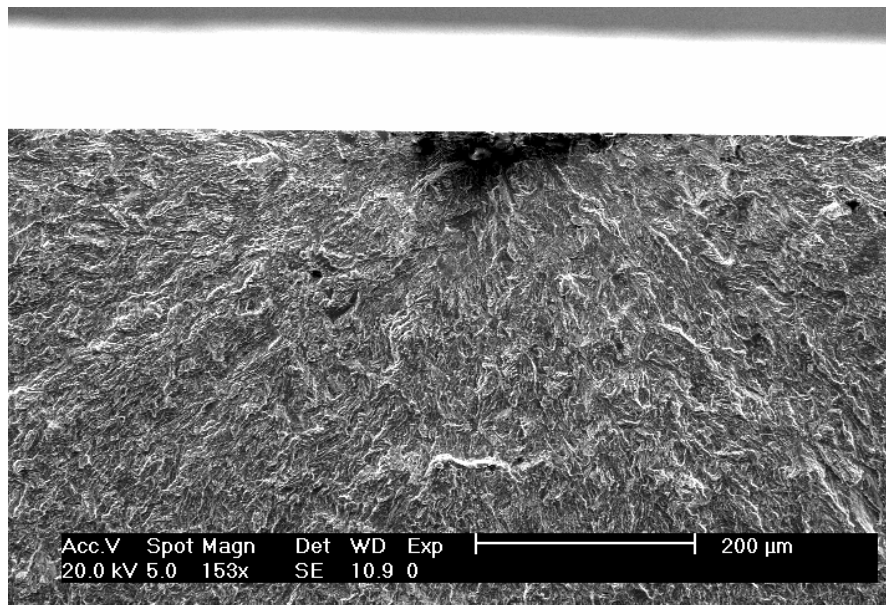


Figura 4.31 - Detalhe da figura 4.30 destacando a presença de inclusão não metálica junto ao local de início da fratura.

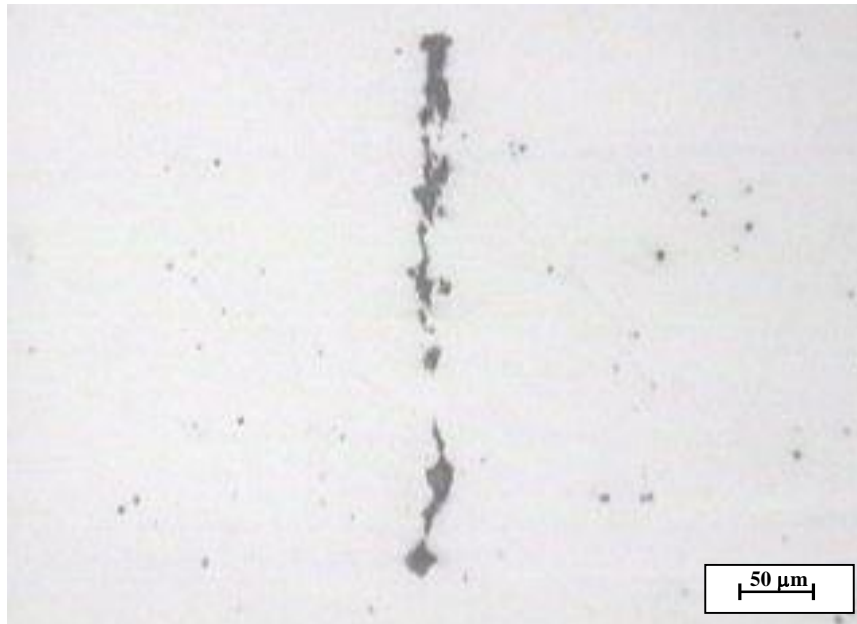


Figura 4.32 – Exemplo de alinhamento de inclusões identificadas no material base.

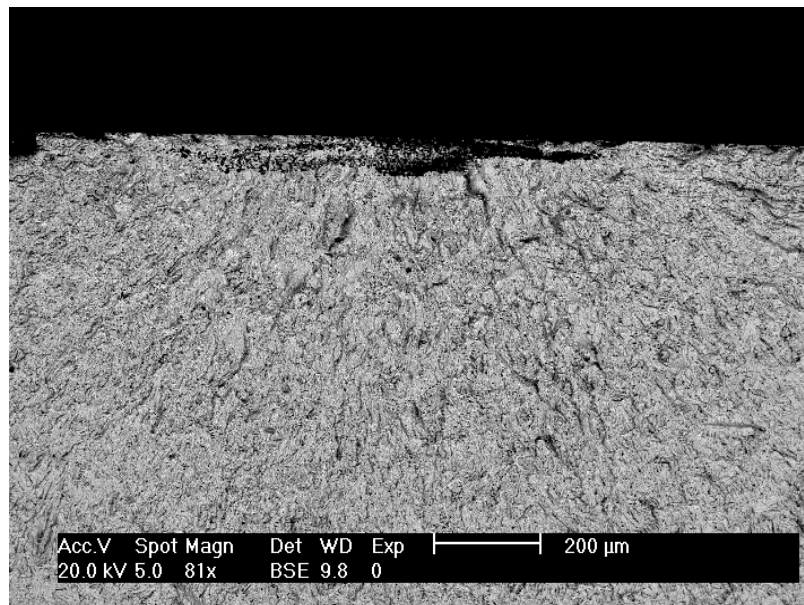


Figura 4.33 - Exemplo da ocorrência de nucleação de fratura em inclusões alinhada.

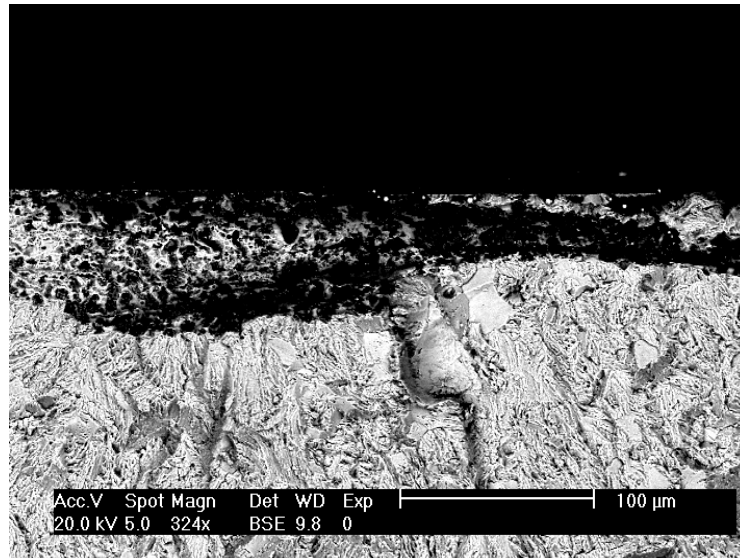


Figura 4.34 – Detalhe da Figura 4.33 destacando as inclusões alinhadas.

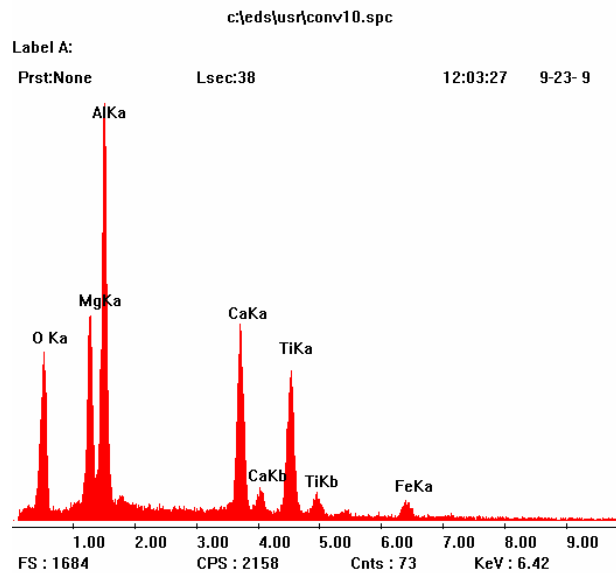


Figura 4.35 - Espectro de EDS obtido sobre a inclusão não metálica identificada no local de início de fratura e apontada nas figuras 4.31 e 4.32.

Tabela 4.4 - Distância média de início da fratura por fadiga em relação à linha de fusão.

Cordão - Condição	Distância média de início da fratura por fadiga em relação à linha de fusão - mm
1 - Convencional	$2,9 \pm 1,5$
2 - Pulsado A	$2,7 \pm 0,4$
3 - Pulsado B	$3,9 \pm 2,3$

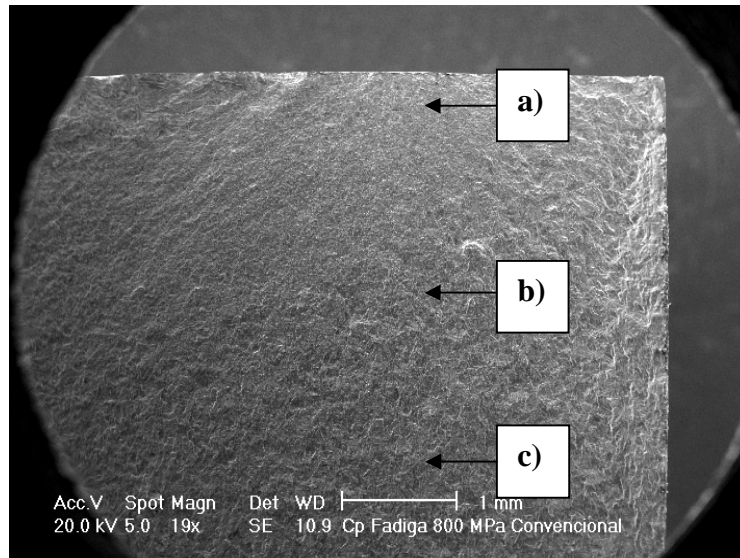


Figura 4.36 – Imagem obtida via MEV da região de início de processo de fratura em corpo de prova submetido a ensaio de fadiga. As setas apontam diferentes etapas de propagação: a) início; b) meio e c) fim da superfície fadigada. (detalhes nas figuras 4.37 a 4.39).

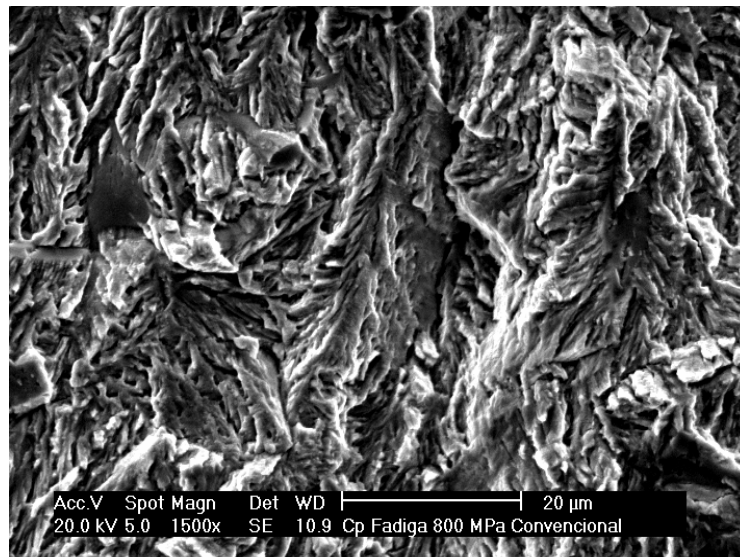


Figura 4.37 – Morfologia da fratura apontada na região a) da Figura 4.36 (aproximadamente 0,3 mm do ponto de início da fratura). Fratura transgranular típica de estágio I de fadiga.

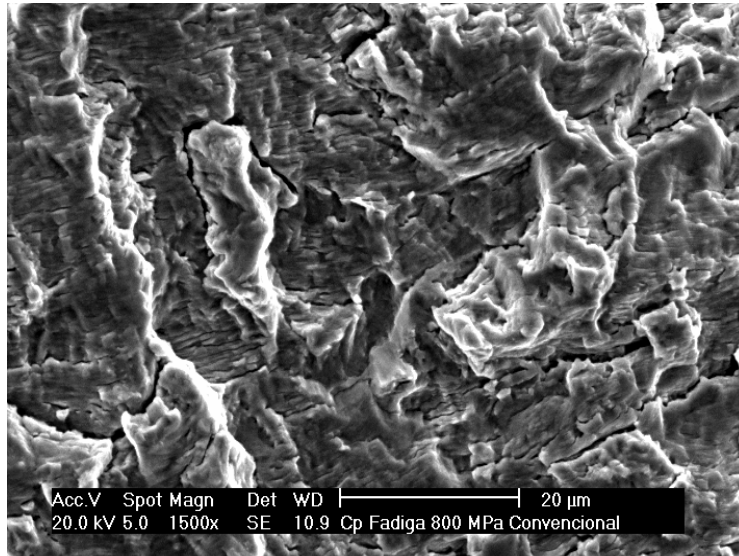


Figura 4.38 – Morfologia da fratura apontada na região b) da Figura 4.36 (aproximadamente 1,8 mm do ponto de início da fratura). Fratura transgranular contendo estriamento parcial.

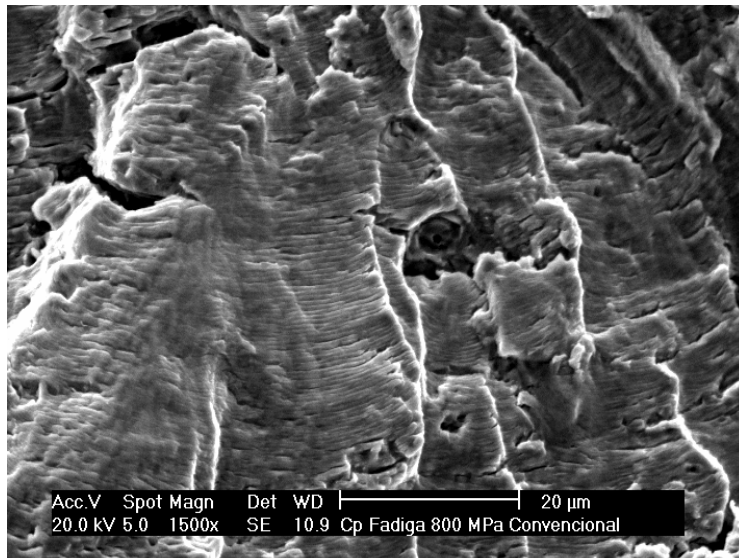


Figura 4.39– Morfologia da fratura apontada na região b) da Figura 4.36 (aproximadamente 3,3 mm do ponto de início da fratura). Fratura transgranular contendo estrias de fadiga.

5 CONCLUSÃO

O trabalho apresentado nesta tese teve como objetivo comparar o efeito da soldagem plasma pulsada e convencional sobre a microestrutura e resistência à fadiga de um aço inoxidável Supermartensítico.

Com base no estudo realizado é possível destacar o seguinte:

- Foi verificado que o processo de soldagem utilizando corrente pulsada promove na zona fundida a formação de bandas de ferrita-delta a qual é considerada uma fase potencialmente deletéria para tais aços bem como variação da dureza e do tamanho de grão ao longo do cordão entre os pulsos. Tal efeito é mais acentuado quanto menor a frequência de pulsação.
- Na ZTA do aço inoxidável Supermartensítico estudado foi constatada uma redução nos percentuais ferrita-delta de 18 para 7 % quando do uso da corrente pulsada frente à convencional. Infere-se que tal redução seria decorrente do menor tempo de permanência acima da temperatura Ac4 bem como de uma possível ação de dissolução desta fase proveniente da pulsação.
- Com relação à obtenção de um incremento no refino da granulação da zona fundida produzido pela pulsação de corrente frente ao modo convencional, o mesmo não foi caracterizado. Ao invés disto, foram constatadas regiões alternadas contendo granulação grosseira e refinada. O aporte de calor imposto pelo pulso subsequente associado à elevada temperatura do material recém solidificado seriam responsáveis pela formação de tal granulação grosseira.
- Foi constatado que a largura das ZTAs de granulação grosseira obtidas pelas condições pulsadas apresentou uma redução de aproximadamente 50 % em relação à da ZTA obtida pelo modo convencional. Tal resultado estaria relacionado ao fato de que para o processo de soldagem no modo pulsado a

extração do calor por parte do material base seria menor haja vista o menor intervalo de tempo para a dissipação deste.

- Em decorrência da reduzida permanência na faixa de temperatura que compreende a formação da austenita retida, esta fase não foi obtida na zona fundida por meio da ciclagem térmica imposta pela pulsação de corrente.
- Por meio de ensaios cíclicos de flexão em quatro pontos sobre corpos de prova contendo cordões de solda longitudinais foram obtidos melhores resultados resistência à fadiga para a condição pulsada (680 MPa) frente à convencional (500 MPa). O melhor desempenho desta condição estaria relacionado ao menor nível tensão residual produzido por este processo sendo a diferença entre os mesmos próximo de 50 MPa.
- As análises efetuadas sobre os corpos de prova ensaiados revelaram que a nucleação do processo de fadiga ocorria na ZTA sobre inclusões não metálicas na forma de óxidos às quais resultaram em grande dispersão de resultados.

6 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A respeito da execução de futuros trabalhos recomenda-se:

- Obter a resistência à fadiga entre os processos convencional e pulsado envolvendo apenas o metal de solda.
- Avaliar a influência dos processos pulsado e convencional na resistência à corrosão sob-tensão tanto do metal de solda com da ZTA haja vista serem encontradas diferenças no nível de tensão residual e de ferrita-delta entre estes processos.
- Confrontar propriedades relacionadas à mecânica da fratura como tenacidade à fratura (K_{IC}) e taxa de crescimento de trinca ($da/dn \times \Delta K$) entre os processos pulsado e convencional.
- Caracterizar o efeito da formação de bandas de ferrita-delta decorrentes do processo pulsado no desempenho quanto à resistência à cavitação de tais aços.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 112** Standard Test Methods for Determining Average grain Size, 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E384** Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 837** Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method, 2001.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E-855** Standard Test Method for Bend Testing of Metallic flat Materials for Spring Applications, 1990.

AKHTAR, A.; BRODIE, N.W. Field welding of large turbine runners. **Water Power & Dam Construction**, p40-46, SEP/1979.

AKITA, M.; NAKAJIMA, M.; TOKAJI, K.; SHIMIZU, T. Fatigue crack propagation of 444 stainless steel welded joints in air and in 3% NaCl aqueous solution. **Materials and Design** 27, p92-99, 2006.

AKSELSEN O.M.; RØRVIK, A; O. M., G., KVAALE, P. E., EIJK C. VAN DER Microstructure-property relationships in HAZ of new 13% Cr martensitic stainless steels **Welding Journal**, p160-167, MAY 2004.

AMAYA, H.; KONDO, K.; TANIYAMA, A.; SAGARA, M.; OGAWA, K., Stress corrosion cracking sensitivity of supermartensitic stainless steel in high chloride concentration environment. **Corrosion 2004 NACE International**. Paper No. 04124. 2004.

BABU S., SENTHIL-KUMAR T., BALASUBRAMANIAN V., Optimizing pulsed current gas tungsten arc welding parameters of AA6061 aluminium alloy using Hooke and Jeeves algorithm. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China** 18, p1028-1036, 2008.

BAGGSTRÖM G., New steel for turbine runners, **Water Power**, December p516-521, 1964.

BALASUBRAMANIAN, V. RAVISANKAR, V. MADHUSUDHAN REDDY G Effect of pulsed current welding on fatigue behavior of high strength aluminium alloy joints. **Materials and Design** 29, p492-500, 2008.

BALASUBRAMANIAN, V. RAVISANKAR, V. MADHUSUDHAN REDDY G. Influences of pulsed current welding and post weld aging treatment on fatigue crack growth behaviour of AA7075 aluminium alloy joints. **International Journal of Fatigue** 405-416, 30, 2008.

BALASUBRAMANIAN M., JAYABALAN V., BALASUBRAMANIAN V.; Effect o pulsed gas tungsten arc welding on corrosion behavior of Ti-6Al-4V titanium alloy. **Material and Design**, 29, p1359-1363, 2008.

BALMFORTH M. C., LIPPOLD J. C., A New Ferritic-Martensitic Stainless Steels Constitution Diagram. **Welding Journal**, 79:339s–345s, 2000.

BARRA S. Tese de Doutorado Influência do processo MIG/MAG térmico sobre a microestrutura e a geometria da Zona fundida. UFSC 2003.

BECKER D.W., ADAMS C.M.; **Welding Journal** 58 (4) 1978 p134-138.

BERTINI L., FONTANARI V., STRAFFELINI G; Influence of post weld treatments on the fatigue behaviour of Al-alloy welded joints. **Internatrional Journal of Fatigue**, Vol. 20 Nr 10, 1998, p749-775.

BIAGIOTTI P. E., REICHMAN J. S. Justifying the Use of 13Cr Steels For Corrosive CO₂ Operations. In *CORROSION 1995, paper 81*, **NACE International**, 1995.

BILMES P. D., M. SOLARI, AND C. L. LLORENTE. Characteristics and Effects of Austenite Resulting From Tempering of 13Cr-Ni-Mo Martensitic Steel Weld Metals. **Materials Characterisation**, 46:285–296, 2001.

BILMES P. D, C. L. LLORENTE, HUAMÁN L.S., GASSA L.M., GERVASI C.A. Microstructure and pitting corrosion of 13CrNiMo weld metals. **Corrosion Science** 48, 2006, p3261-3270.

BRUZZONI, P; *et al.* Effect of post-weld heat treatment on the microstructure and hydrogen permeation of 13CrNiMo steels, **Corrosion Science** 46 ,2004, p1633-1647.

CARROUGE D; Thesis, Study off the microstructure developing in the HAZ of a range of supermartensitic stainless steel. Department of Materials Science and Metallurgy at the **University of Cambridge**, 2002, p1-195.

CASTRO, R., e DE CADENEY J. J.; Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels. **Cambridge University Press**, Cambridge, 1974.

COUDREUSE L., VERNEAU M., DUFRANE J. J.; Sulphide Stress Cracking Resistance of Weldable Super-Martensitic Stainless Steels. In **Supermartensitic Stainless Steels '99'**, pages 299–306, Belgium, 1999.

DADIAN M., GRANJON H.; The metallography of welds. **De Ferri Metallographia**, Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf, 1983.

DÍAZ, V. M.V., Diss. Mestrado, Influência de parâmetros e variáveis da soldagem plasma sobre as características da solda com ênfase na análise da abertura e no fechamento do keyhole. UFSC 1999

D'OLIVEIRA, A.S.C.M; PAREDES, R. S.C; SANTOS,R. L.C.; Pulsed currente plasma transferred arc hardfacing, **J. Mat.Process. Technology**, 171, p167-174, 2006.

DUFRANE, J. J.; Metallurgical Basis for the Development of Weldable Martensitic Stainless Steels. In **Supermartensitic Stainless Steels '99'**, pages 19–24, Belgium, 1999.

ENERHAUG J., GRONG Ø., STEINSMO U. M. Factors Affecting Initiation of Pitting Corrosion in Super Martensitic Stainless Steel Weldments. **Science and Technology of Welding and Joining**, 6:330–338, 2001.

ESTEARLING K. E., **Introduction to the physical metallurgy of welding**, Butterworth & Heinemann, 1st. Edition, 1983.

FOLKHARD, E., **Welding metallurgy of stainless steels**. New York – Wien Springer verlag, 1988.

GHAINI, M. F.; HAMEDI,M.J.; TORKAMANY, M.J.; SABBAGHZADEH, J.; Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd:YAG laser welding. **Scripta Materialia** 56, 955-958, 2007.

GOOCH, T,G; Heat treatment of welded 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel for sour service, **Welding Journal**, jul/1995.

GOOCH T. G., WOOLLIN P. E HAYNES A. G.. Welding metallurgy of low carbon 13 %cr martensitic steels. In **Supermartensitic Stainless Steels '99'**, pages 188–195, Belgium, 1999.

GRIFFITHS, A; NIMMO, W; ROEBUCK, B; HINDS, G; TURNBULL, A;. A novel approach to characterising the mechanical properties of supermartensitic 13 Cr stainless steel welds. **Materials Science and Engineering A** 384 (2004) 83–91.

HAYNES A. G.. Some Factors Governing the Metallurgy and Weldability of 13 % Cr and Newer Cr-Ni Martensitic Stainless Steels. In **Supermartensitic Stainless Steels '99'**, p 25–32, Belgium, 1999.

HEITKEMPER M., BOHNE C., PYZALLA A., FISCHER A.; Fatigue and fravture behaviour of a laser surface heat treated martensitic high-nitrogen tool steel. **International Journal of Fatigue**, 25, 2003, p101-106.

H. HOFFMEISTER, MUNDT R.; Untersuchungen zum Ein.uß des Kohlenstofs und des Sticksto.s auf die δ - γ Umwandlung ferritisch-austenitischer Chrom-Nickel- St"ale. **Arch. eisenh"uttenwes**, 52:159–164, 1981.

IRVINE K.J. CROWE D.J. PICKERING F.B. The physical mettalurgy of 125 cromium steels. **Journal of the Iron and Steel Institute**, August 1960, 386-406.

JANA S.R., A critical study of metallurgical design of 410 NiMo martensitic SS welds. **Stainless Steel World Conference** 1999, p 383-389.

JIANG X.P., MAN C.S., SHEPARD M.J., ZHAI T.; Effects of shot peening and re-shot peening on four-point behavior of Ti-6Al-4V. **Materials Science and Engineering**, A 468-470, 2007, p137-143.

KARLSSON L., RIGDAL S., DHOOGHE A., DELEU E., GOLDSCHMITZ M., E VAN DEN BROEK J.; Degassing response of supermartensitic weld metals. **Technical Report IIW-IX-H-514-2001, International Institute of Welding, 2001.**

KOTESWARA RAO, S.R.; MADHUSUDHANA REDDY G., KAMARAJ, M.; PRASAD RAO, K; Grain refinement through arc manipulation techniques in Al-Cu alloy GTA welds. **Mat. Science and Engineering A** (404) 2005 227-234.

KOU, S., **Welding metallurgy**. Book, John Wiley & Sons. 2003.

KUMAR A, SUNDARRAJAN S, Optimization of pulsed TIG welding process parameter on mechanical properties of AA 5456 aluminum alloy weldments, **Mater. Design** (2008), doi: 10.1016/j.matdes.2008.06.055.

KUSKO C.S., DUPONT J.N., MARDER A.R.; The influence of microstructure on fatigue crack propagation behaviour of stainless steel welds. **Welding Journal**. JAN/2004, p6-14.

KVAALE, P. E, OLSEN, S; Experience with supermartensitic stainless steels in flowline applications. **In Supermartensitic Stainless Steel Worlf '99' Conference**, pages 19–26, Belgium, 1999.

LADANOVA, E. SOLBERG, J.K., ROGNE, T. Carbide precipitation in HAZ of multipass welds in titanium containing and titanium free supermartensitic stainless steels Part 1 – proposed precipitation mechanisms. **Corrosion Engineering, Science and Technology** Vol. 41, p143-151, 2006.

LADANOVA, E. SOLBERG, J.K., ROGNE, T. Carbide precipitation in HAZ of multipass welds in titanium containing and titanium free supermartensitic stainless steels Part 2 – Weld simulation studies. **Corrosion Engineering, Science and technology** Vol 41 p152-160, 2006.

LEE W. S., LIN C.F., LIU C. Y., CHENG C. W., Effects of strain rate and welding current mode on microstructural properties of SUS 304L PAW welds. **Journal of Materials Processing Technology** 183, 2007, p183-193.

LEE, H.K., KIM K.S., KIM C.M., Fracture resistance of a steel weld joint under fatigue loading. **Engineering Fracture Mechanics** 66, 2007, p403-419.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI D. J., Welding metallurgy and weldability of stainless steel. John & Wiley and Sons. New Jersey. 2005.

McDANIELS R.L., WHITE S.A., LIAW K., CHEN L., McKAY M.H., LIAW P.K.; Effects of laser surface processing induced heat-affected zone on the fatigue behaviour of AISI 4340 steel. **Materials science and Engineering A** 485, 2008, p500-507.

MAGUDEESWARAN G., BALASUBRAMANIAN M., BALASUBRAMANIAN V.; Effect of welding processes and consumables on high cycle fatigue life of high strength, quenched and tempered steel joints. **Materials and Design** 29, 2008, p1891-1827.

MARSHALL A. W, FARRAR J. C. M., Welding of Ferritic and martensitic 11-14% Cr steels . **Welding in the World**, 45:32–55, 2001.

MOHANDAS T., MADHUSUDHAN REDDY G. A comparison of continuous and pulse current gas tungsten arc welds of an ultra high strength steel. **Journal of Materials Processing Tecnology** 69, 1997, p222-226.

MOLLAN R., Experience with 13Cr supermartensitic stainless steel in the tune submarine flowlines. **Corrosion2005, paper 05092 NACE international**, 2005.

MOUSAVI S.A.A.A., SUFIZADEH A.R., Metallurgical investigations of pulsed Nd: YAG laser welding of AISI 321 and AISI 630 stainless steel. **J. Mater. Design** 2008 doi: 10.1016/j.matdes.2008.11.026.

NAKAMICHI H., SATO K., MIYATA Y., KIMURA M., MASAMURA K., Quantitative analysis of Cr-depleted zone morphology in low carbon martensitic stainless steel using FE-(S)TEM. **Corrosion Science** 50, 2008, p309-315.

NIINAKA H., HIROSE A., SOGABE S., NOGUCHI H., 13Cr-3.5Ni Martensitic Stainless Steel Casting for Hydraulic Turbine Runners. **Kawasaki Steel Technical Report** Nr. 14, Mar/1986 p141-152.

NIEDERAU ,H, J; State of development of soft martensitic stainless steel chromium-nickel steel, 119th **General Session of the Material Committee of VDEh**, dez/1977 Dusseldorf.

NOSE K., E ASAHI H.; Effect of microstructure on corrosion resistance of a martensitic stainless linepipe. In **CORROSION 2000**, paper 145, NACE International, 2000.

O'BRIEN K. T., CHAWAN A.D., KRUEGER R., PARIS I.L.; Transverse tension fatigue life characterization through flexure testing composites materials. International **Journal of Fatigue**, 24 2002, p127-145.

OLIVEIRA M. A., **Desenvolvimentos no processo híbrido plasma-mig para operações de soldagem e brasagem**, TESE UFSC, Florianópolis, 2006.

OLIVEIRA G. L. G., SILVA T. F., MIRANDA H. C., MOTTA M.F. Avaliação das tensões residuais em amostras de aço ASTM A516 GR70 soldadas com multipasse. **64º Congresso Anual da ABM**, Belo Horizonte, 2009.

PANG H.T., REED P.A.S., Effects of microstructure on room temperature fatigue crack initiation and short crack propagation in Udimet 720Li Ni-base superalloy. **International Journal of Fatigue**, 30, 2008, p2009-2020.

PAYARES-ASPRINO M.C., KATSUMOTO H., LIU S., Effect of martensite start and finish temperature on residual stress development in structural steel welds. **Welding Journal**, NOV/2008, Vol. 87, p279-289.

PIN J. C., NETO A., GUIMARÃES A. S., Estudo da potência elétrica dissipada em processo TIG pulsado através da análise estatística de parâmetros de pulso. **Soldagem & inspeção** ano 5 Nr 6. 1999.

PRYDS N.H., JOHNSON E., LINDEROTH S., PEDERSEN A.S., Microstructural investigation of a rapidly solidified 12 Cr-Mo-V steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Vol. 29A, jan/1998, p367-376.

RAMIREZ J.E.; Weldability evaluation of supermartensitic stainless pipe steels. **Welding Journal**, MAY 2007, VOL. 86

REIS, R. P.; SCOTTI, A. **Fundamentos e prática da soldagem a plasma**. São Paulo: Artliber Editora, 2007.

RHO S. B., HONG H. U., NAM S.W., The effect of δ -ferrite on fatigue cracks in 304L steels. **International Journal of Fatigue** 22, 2000, p683-690.

RODRIGUES C.A.D, LORENZO, P.L.D. SOKOLOWSKI, A., BARBOSA, C.A. ROLLO J.M.D.A. Titanium and molybdenum content in supermartensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A** 460–461 (2007) 149–152.

RØRVIK G, KVAALE P. E., AKSELSEN O. M.; Sources and levels of hydrogen in tig welding of 13% cr martensitic stainless steels. In **Supermartensitic Stainless Steels '99'**, pages 196–203, Belgium, 1999.

ROY G.G., ELMER J.W., DEBROY T., Mathematical modeling of heat transfer, fluid flow, and solidification during linear welding with a pulsed laser beam. **Journal of applied Physics** 100 2006.

SANCHES-CABRERA V.M., RUBIO-GONZALEZ C., RUÍZ-VILELA J.I.,RAMIREZ-BALTAZAR C., Effect of preheating temperature and filler metal type on the microstructure, fracture toughness and fatigue crack growth of stainless steel welded joints. **Materials Science and Engineering**, A 452-453, 2007, p235-243.

SCHÄFER L., Influence of delta-ferrite and dendritic carbides on the impact and tensile properties of a martensitic chromium steel. **Journal of Nuclear Materials**, 258-263, 1998, 1336-1339.

SIDHOM N., LAAMOURI A., FATHALLAH R., BRAHAM C., LIEURADE H.P.; Fatigue strength improvement of 5083 H11 Al-alloy T-welded joints by shot peening: experimental characterization and predictive approach. **International Journal of Fatigue**, 27, 2005 p729-745.

SILVA A. L.V.C., MEI P.R., Aços e ligas especiais. **2ª edição, Edgar Blücher**, São Paulo, 2006.

SMITH, F.W., **Structure and properties of engineering alloys**. Book 2nd. edition. McGraw-Hill 1993 p303.

SOLBERG J. K., LADANOVA E. V., RORVIK G., e KVAALE P. E.; Post weld heat treatment response of coarse grained heat affected zone in a supermartensitic stainless steel. In **Supermartensitic Stainless Steels '99'**, pages 56–63, Belgium, 1999.

STRAUBE, H. Developments for additional improvement of low carbon martensitic Cr-Ni stainless steel. IN: **Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design**, Cambridge, UK, sep12-14,1988.

STREET, J. A. Pulsed Arc Welding. **Abington Publishing Special Report**, 1990.

SUGA M, KATAHIRA M., ARAKAWA T., 13Cr Stainless steel pipe manufactured by UOE process. **NKK Technical Review** No. 61, 1991 p37-44.

SUNDARESAN S., JANAKI RAM G. D., MADHUSUDHAN REDDY G., Microstructural refinement of weld fusion zones in α - β titanium alloys using pulsed current welding. **Materials Science and Engineering** A262, 1999, p88-100.

SVOBODA H. G., ZAPPA S., RISSONE N. M. R., SURIAN E. S., VEDIA L. A., Efecto del tratamiento térmico post-soldadura en las propiedades de un acero inoxidable Supermartensítico depositado com um alambre tubular metal-cored. **XXXI CONSOLDA** dez/2005.

TABAN E., DELEU E., DHOOGHE A., KALUC E.; Laser welding of modified 12% Cr stainless steel; strength, fatigue, toughness, microstructure and corrosion properties. **Materials and Design** 30, 2009, p1193-1200.

TALJAT B., RADHAKRISHNAN B., ZACHARIA T.; Numerical analysis of GTA welding process with emphasis on post-solidification phase transformation effects on residual stresses. **Materials Science and Engineering** A246, 1998, p45-54.

THIBAUT, D., PHILIPPE BOCHERB, MARC THOMAS B., Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel, *J.Mater. Process. Tech.* (2008).

TRADIA A., ROGER F., GUYOT E.; Optimal parameters for pulsed gas tungsten arc welding in partially and fully penetrated weld pools. *International Journal of Thermal Sciences* 49, 2010, p1197-1208.

TSENG. K.H, CHOU C.P, The effect of pulsed GTA welding on the residual stress of stainless steel weldment. *Journal of Materials Processing Technology* 123 (2002) p346-353.

TURNBULL A., NIMO B., Stress corrosion testing of welded supermartensitic stainless steels for oil and gas pipelines. *Corrosion Engineering, Science and Technology*, 2005, vol. 40 no.2 p103-109.

UMEZAWA O., NAGAI K., Effects of test temperature on internal fatigue crack generation associated with nonmetallic particles in austenitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Vol. 29 A, dec/1998. p 3017-3025.

VARGA I., KUZMANN E., KALDOR M., E VERTES A.; Mössbauer Study of the Kinetic Behavior of Anomalous Austenite Formation in Fe-12Cr-4Ni Steel. *J.Radioanal. Nucl. Chem.*, 165:115–126, 1992.

VILLAFUERTE J. C., KERR H.W., DAVID S.A; Mechanisms of equiaxed grain formation in ferritic stainless steel gas tungsten arc welds. *Materials Science & Engineering A* 194, 1995, p187-191.

WANG Y., BERGSTRÖM J., BURMAN C.; Four –point bending fatigue behaviour of an iron-based laser sintered material. *International Journal of Fatigue* 28, 2006, p1705-1715.

WANG S-H, CHIU, P-K, YANG J-R, FANG, J. Gamma phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel. *Mat. Sci. Eng. A* 420 (2006) 26-33.

WANG P., LU S. P., XIAO N. M., LI D. Z., LI Y. Y., Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr-4Ni martensitic stainless steel, *Mat. Science & Engineering A* , accepted manuscript, doi:10.106/j.msea.2010.01.085

WELDING HANDBOOK 7th edition, Vol.4 – **Metals and Their Weldability**. AWS, 1982, p87-93.

WITHERS P.J., BHADSHIA H.K.D.H., Overview Residual Stress Part 2 – Nature and Origins. *Materials Science and Technology*. April 2001 Vol. 17 p366-375.

WOOLLIN P.; The weldability of improved martensitic stainless steels. Technical Report 5673/9A/98, **Welding Institute Internal Report**, 1998.

WOOLLIN P., CARROUGE D., Heat Affected Zone Microstructures in Supermartensitic Stainless Steels. In **Supermartensitic Stainless Steels 2002**, Belgium, 2002. Paper 027.

WOOLIN P., KOSTRIVAS A., Use of supermartensitic stainless steel pipe offshore flowline applications. Proceedings of OMAE 2006 **25th International Conference on Offshore Mechanics and Artics Engineering**. June 4-9 2006, Hamburg, Germany. Paper OMAE2006-92351.

ZHAI T., XU Y.G., MARTIN J.W., WILKINSON A.J., BRIGGS G.A.D.; A self-aligning four-point bend testing rig and sample geometry effect in four bend fatigue. **International Journal of Fatigue**, 21, 1999, p889-894.

ZHANG W., ROY G.G., ELMER J W., DEBROY T., Modeling of heat transfer and fluid flow during gas tungsten arc spot welding of low carbon steel. **Journal of Applied Physics** Vol. 93 Nr. 5, 2003, p3022-3033.