

**LUCAS BEHENE**

**ESTUDO DA ALTERAÇÃO DE PARÂMETROS DO PROCESSO DE  
SOLDAGEM PLASMA COM ALIMENTAÇÃO DE VARETA EM  
SUBSTRATO DE AÇO ASTM 743 TIPO CA6NM**

Curitiba – PR

2014

**LUCAS BEHENE**

**ESTUDO DA ALTERAÇÃO DE PARÂMETROS DO PROCESSO DE  
SOLDAGEM PLASMA COM ALIMENTAÇÃO DE VARETA EM  
SUBSTRATO DE AÇO ASTM 743 TIPO CA6NM**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais, no programa de Pós-Graduação em Engenharia – PIPE. Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes.

Curitiba – PR

2014

---

B419e

Behene, Lucas

Estudo da alteração de parâmetros do processo de soldagem plasma com alimentação de vareta em substrato de aço ASTM 743 tipo CA6NM / Lucas Behene. – Curitiba, 2014.  
108f. : il. color. ; 30 cm.

Dissertação - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-graduação em Engenharia - PIPE, 2014.

Orientador: Ramón Sigifredo Cortés Paredes .  
Bibliografia: p. 104-108.

1. Usinas hidrelétricas - Manutenção e reparos. 2. Aço Inoxidável - Soldagem. 3. Plasma. 4. Ferrita. I. Universidade Federal do Paraná. II.Paredes, Ramón Sigifredo Cortés. III. Título.

CDD: 621.3121340288

---




UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais- PIPE  
Setor de Tecnologia

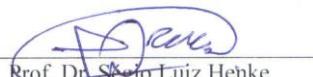
### RELATÓRIO DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Aos treze dias do mês de outubro de 2014, na Sala do PIPE - no Centro Politécnico - UFPR, foi instalada pela Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> Ana Sofia C. M. de Oliveira, coordenadora do PIPE – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, a Banca Examinadora para a ducentésima octogésima terceira defesa de dissertação de mestrado na área de concentração: Engenharia e Ciência dos Materiais. Estiveram presentes no ato, além do coordenador do Curso de Pós-Graduação, professores, alunos e visitantes. A Banca Examinadora, atendendo a determinação do colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências dos Materiais, foi constituída pelos professores doutores: Prof. Dr. Ramon S. C. Paredes (UFPR), Sérgio Luiz Henke (UFPR), Alexandre Quieroz Bracarense (UFMG). Às 09:00 horas, a banca iniciou os trabalhos, convidando o candidato **LUCAS BEHENE** a fazer a apresentação da dissertação de mestrado intitulada “**ESTUDO DA ALTERAÇÃO DE PARÂMETROS DO PROCESSO DE SOLDAGEM PLASMA COM ALIMENTAÇÃO DE VARETA EM SUBSTRATO DE AÇO CA6NM**”. Encerrada a apresentação, iniciou-se a fase de arguição pelos membros participantes. Tendo em vista a dissertação e a arguição, a banca decidiu pela APROVAÇÃO do candidato, (de acordo com a determinação dos artigos 68 e 69 da resolução 65/09 de 09.11.2009).

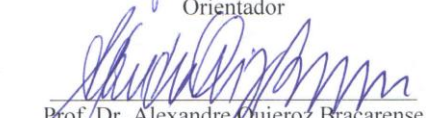
Curitiba, 13 de outubro de 2014.




Prof. Dr. Ramon S. C. Paredes  
Orientador



Prof. Dr. Sérgio Luiz Henke  
Examinador



Prof. Dr. Alexandre Quieroz Bracarense  
Examinador



Prof.ª Dr.ª Ana Sofia C. M. d'Oliveira  
Coordenadora do PIPE

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente aos meus pais, Marta e Beto, por todo o apoio e dedicação exemplares que sempre tiveram comigo.

Agradeço ao professor Ramón S. C. Paredes pela orientação e ensinamentos durante a vida acadêmica.

Aos grandes amigos Gustavo, Émillyn, Leandro, Eduardo Costa, Eduardo Alberti, Edson e Paulo. Que a amizade criada durante os trabalhos acadêmicos possa permanecer por muitos anos.

Agradeço também a todos os professores que passaram pela minha formação, seja durante a graduação ou durante o mestrado.

Ao instituto LACTEC pelo suporte.

Ao programa PIPE pela oportunidade e à Universidade Federal do Paraná, por ter me acolhido desde a graduação até a conclusão deste trabalho.

## RESUMO

A geração de energia proveniente de usinas hidrelétricas é de suma importância no Brasil, sendo mais de 64% da produção nacional vinda desse tipo de geração. Os rotores das turbinas utilizadas nas hidrelétricas sofrem desgastes e, as pás dessas turbinas estão sujeitas ao aparecimento de trincas que precisam ser reparadas para que haja eficiência e segurança durante a transformação da energia hidráulica em elétrica. Esse reparo pode ser feito através de adição de material por procedimentos de soldagem. O presente trabalho estuda parâmetros do processo de soldagem Plasma com alimentação de vareta para que posteriormente, com esses parâmetros já estudados, possa ser realizado o procedimento de reparo. Foram retirados corpos de prova de uma pá de turbina feita de aço inoxidável martensítico macio CA6NM que foram soldados com adição de eletrodo ER410NiMo. A solda foi realizada com multipasse e os parâmetros variados foram corrente, pós aquecimento e recuo do eletrodo. O objetivo é avaliar a qualidade da solda através do ensaio de líquidos penetrantes e estimar a influência dos parâmetros na dureza dos cordões e da ZTA, além de avaliar a presença da ferrita  $\delta$  na microestrutura. Foram levantados os valores de pós aquecimento, corrente e recuo do eletrodo que tiveram maiores e menores médias de dureza. Também foi evidenciada a presença da ferrita  $\delta$  tanto no interpasse, cordão de solda e na ZTA dos CP e que a soldagem multipasse contribui para uma diminuição do teor dessa fase no metal de solda devido ao ciclo térmico imposto pelos passe subsequentes.

Palavras-chave: Aços Inoxidáveis, Plasma, CA6NM, multipasse, ferrita delta.

## ABSTRACT

Power generation from hydroelectric plants is of paramount importance in Brazil, with more than 64% of the national production coming of this type of generation. The rotors of the turbines used in power plants suffer wear and the blades of these turbines are subject to the appearance of cracks that need to be repaired to ensure efficiency and safety during the transformation of hydraulic energy into electricity. This repair can be made by adding material by welding procedures. This work studies the parameters of Plasma welding process so that later, with these parameters already studied, the repair procedure can be performed. Samples were taken from a turbine made of soft martensitic stainless steel CA6NM and were welded with added ER410NiMo electrode. The welding was carried out with multipass and varied parameters were current, post heating and retreat of the electrode. The objective is to evaluate the quality of the weld through the liquid penetrant testing and estimate the influence of the parameters on the hardness of the beads and HAZ, and to evaluate the presence of  $\delta$  ferrite in the microstructure. The values of post heating, current and retreat of the electrode that had higher and lower average hardness were studied. It was also revealed the presence of  $\delta$  ferrite both interpass, weld bead and HAZ of the samples and that the multipass welding contributes to a decrease in this phase content in the weld metal due to thermal cycle imposed by the subsequent pass.

Key words: Stainless Steel, Plasma, CA6NM, multipass, delta ferrite.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Aspecto de uma trinca na pá do rotor da unidade 03 de UHEGBM. (retirado de Relatório técnico referente à recuperação de trincas no rotor da turbina da unidade 03 de UHEGBM, 2001).	20
Figura 2.2 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni, onde a área hachurada representa a localização dos aços inox supermartensíticos (adaptado de FOLKHARD, 1988).	24
Figura 2.3 - Influência do Níquel na largura do campo austenítico no diagrama Fe-Cr	26
Figura 2.4 - Influência do percentual de carbono na dureza da solda de aços inoxidáveis supermartensíticos (GOOCH, 1995).	27
Figura 2.5 - Localização do aço CA6NM no diagrama de Schaeffler. Adaptado de Gracioso, 2003.	29
Figura 2.6 - Regiões da solda encontradas na ZTA dos AISM em função da temperatura de pico (adaptado de ENERHAUG <i>et al.</i> , 2001).	30
Figura 2.7 - Micrografia da região soldada de um AISM com adição de ER410NiMo próxima a LF mostrando a presença da ferrita $\delta$ (extraído de Thibault <i>et al.</i> , 2009).	31
Figura 2.8 - Representação da precipitação do $Cr_{23}C_6$ nos contornos de grão de um aço austenítico.	32
Figura 2.9 - Morfologias da austenita encontradas na ZTA de AISM. Extraído de CARROUGE, 2002.	33
Figura 2.10 - Presença da austenita de Widmanstätten na ZTA de um AISM (Carrouge, 2002).	34
Figura 2.11 - Evolução dos processos de soldagem ao longo dos anos (extraído de REIS e SCOTTI, 2002).	35
Figura 2.12 - Esquema da tocha plasma com seus componentes (adaptado de BRACARENSE, 2000).	36
Figura 2.13 - Esquema das tochas TIG e plasma, respectivamente (adaptado de BRACARENSE, 2000).	37
Figura 2.14 - Primeira tocha plasma patenteada ( <i>American Welding Society</i> , disponível em <a href="http://www.aws.org/about/gage.html">http://www.aws.org/about/gage.html</a> ).	40
Figura 2.15 - Representação esquemática do jato de plasma, retirado de MODENESI (2001).	43
Figura 2.16 - Aspecto da poça fundida sofrendo a ação das componentes de pressão estática e dinâmica (retirado de REIS e SCOTTI (2007)).	44



2.17 - Influência da vazão do gás de plasma sobre a tensão do arco para uma corrente de 190A, valores adaptados de REIS e SCOTTI (2007).	45
Figura 2.18 - Esquema da tocha de plasma mostrando o recuo do eletrodo e a DPB, extraído de VERGARA, 2005.	47
Figura 2.19 - Influência da DBP sobre a tensão do arco para uma corrente de 190A (valores adaptados de REIS e SCOTTI (2007)).	48
Figura 2.20 - Esquema da tocha mostrando o recuo do eletrodo e a influência sobre a poça de fusão, extraído de VERGARA, 2005.	49
Figura 2.21 - Influência do recuo do eletrodo na tensão do arco para uma corrente de 190 A, valores extraídos de REIS e SCOTTI (2007).	50
Figura 2.22 - Influência da vazão do gás de proteção na tensão do arco para uma corrente de 190A, valores retirados de REIS e SCOTTI (2007).	51
Figura 2.23 - Efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação: (a) Planar, (b) celular, (c) colunar dendrítico e (d) equiaxial dendrítico (adaptado de KOU, 2003).	53
Figura 2.24 - Porcentagem de ferrita delta em função dos processos utilizados por HENKE, 2010).	54
Figura 3.1 Pá da turbina feita de aço CA6NM de onde são retirados os corpos de prova	58
Figura 3.2 - (a) Aspecto do tarugo logo que retirado da palheta; (b) Aspecto final do CP	59
Figura 3.3 - (a) Fonte de soldagem plasma; (b) Módulo plasma; (c) Tocha Plasma	60
Figura 3.4 - Dispositivo utilizado para resfriar os corpos de prova durante a soldagem	61
Figura 3.5 - Aspecto final do CP centralizado no dispositivo resfriador	62
Figura 3.6 - Equipamentos utilizados para o pré aquecimento, a) cilindros de gases, b) maçarico, c) aspecto da chama durante o pré aquecimento, d) pirômetro.	63
Figura 3.7 - Soldagem plasma PTA mostrando a alimentação com a vareta utilizada para a confecção dos cordões	65
Figura 3.8 - Aspecto final do CP após feitos todos os passes de soldagem	66
Figura 3.9 - Forno utilizado para o tratamento térmico pós soldagem (TTPS).	66
Figura 3.10 - Aspecto do CP depois de cortado.	68
Figura 3.11 - Representação da matriz de dureza, onde a grade em vermelho demonstra os locais de onde foram retirados os valores de microdureza	69
Figura 3.12 - Exemplo de binarização da imagem para estimativa da presença da ferrita $\delta$ (em azul). Imagem sem binarização em a) e imagem binarizada em b).	71

Figura 4.1 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 1. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal. _____	72
Figura 4.2 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 2. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal. _____	73
Figura 4.3 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 3. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal. _____	73
Figura 4.4 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 4. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal. _____	74
Figura 4.5 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 5. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal. _____	74
Figura 4.6 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 6. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal. _____	75
Figura 4.7 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 7. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal. _____	75
Figura 4.8 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 8. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal. _____	76
Figura 4.9 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 9. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal. _____	76
Figura 4.10 - Valores de microdureza medidos para cada CP. _____	77
Figura 4.11 - Efeitos principais para as médias de microdureza _____	79
Figura 4.12 - Média dos valores de dureza da seção transversal de todos os CP desde o topo até o metal de base. _____	80
Figura 4.13 - Resultado da difratometria de Raio X para os 9 CP. _____	81
Figura 4.14 - Aspecto do CP 3 após ataque eletrolítico. As flechas apontam as linhas de ferrita $\delta$ . Ataque: sulfúrico. _____	82
Figura 4.15 - Aspecto dos 9 CP, as linhas apontam para o bandeamento da ferrita $\delta$ . Ataque: sulfúrico. _____	83
Figura 4.16 - Bandeamento da ferrita $\delta$ do CP 5, ampliação de 5x. Ataque: sulfúrico. _____	84
Figura 4.17 - Presença da Ferrita $\delta$ (em azul) no interpasse do CP 5. Ampliação de 20x, em a) e de 50x, em b). As flechas apontam a localização dessa fase. Ataque: Stock. _____	85
Figura 4.18 - Regiões presentes na ZTA do CP 1. As flechas apontam a região de grãos grosseiros e a região de dupla-fase. Ataque: sulfúrico. _____	86
Figura 4.19 - Ampliação de 20x em a) e 50x em b) da ZTA-DF do CP 1. As flechas apontam a ferrita $\delta$ (em azul). Ataque: Stock. _____	87

Figura 4.20 - Detalhe da ZTA-DF do CP2. _____	88
Figura 4.21 - ZTA dos CP 1 ao 9. É possível ver ilhas de ferrita $\delta$ (brancas) e, em alguns casos, pequenas trincas (apontadas pelas flechas) ao redor dessas ilhas. Ataque: sulfúrico. _____	93
Figura 4.22 - Ampliação da ZTA em a) do CP 5 e em b) do CP 8. As flechas brancas apontam as ilhas de ferrita $\delta$ que ficam na cor azul depois do ataque químico. Ataque: Stock. _____	94
Figura 4.23 - Aproximação de uma ilha de ferrita $\delta$ (2500x) no CP 7 através do MEV. O resultado da EDS mostra o espectro 9 com maior teores de Cr e Mo (possivelmente ferrita) e o espectro 10 com menores teores desses elementos (matriz martensítica). _____	95
Figura 4.24 - Micrografia da região transversal do cordão de solda do CP 5. Ataque: Vilela. _____	97
Figura 4.25 - Região de interpasse entre o cordão superior e o cordão médio. Ataque: Sulfúrico. _____	98
Figura 4.26 - Micrografia dos cordões do CP 3. Em a) cordão superior, b) cordão do meio e c) cordão inferior. Ataque: sulfúrico. _____	99
Figura 4.27 - Quantidade de ferrita $\delta$ em porcentagem para os cordões de topo, do meio e da base de cada CP. _____	100
Figura 4.28 - Efeitos principais para a porcentagem de ferrita $\delta$ retida. _____	102

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Propriedades do aço inoxidável martensítico macio CA6NM (adaptado de ASTM743/743M standard specification). _____	28
Tabela 2.2 - Parâmetros utilizados na soldagem pelo autor HENKE, 2010. _____	54
Tabela 2.3- Planejamento genérico, fatores e níveis. _____	56
Tabela 2.4 - Arranjo ortogonal L9 de Taguchi. _____	56
Tabela 3.1 - Composição química do aço utilizado como material de base _____	58
Tabela 3.2 - Composição química do metal de adição ER410NiMo _____	59
Tabela 3.3 - Parâmetros fixos para a soldagem utilizando Corrente Contínua _____	62
Tabela 3.4 - Parâmetros variados para a soldagem realizada com corrente contínua ____	63
Tabela 3.5 - Ataques químicos utilizados para o procedimento de avaliação microestrutural _____	69
Tabela 4.1 - Análise de variância da dureza para os parâmetros, com nível de significância de 10%. _____	78
Tabela 4.2 - Ranqueamento dos fatores _____	79
Tabela 4.3 - Análise de variância da % de ferrita $\delta$ para os parâmetros, com nível de significância de 10%. _____	101
Tabela 4.4 - Ranking da influência dos parâmetros para a % de ferrita $\delta$ . _____	101

## LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

AISM - Aços inoxidáveis supermartensíticos;  
AIMM - Aços inoxidáveis martensíticos macios;  
ASTM – American Society for Testing and Materials;  
CP - Corpo de prova;  
DRX - Difração de raio X;  
DDP - Diferença de Potencial;  
GMAW - *Gas metal arc welding*;  
GTAW - *Gas tungsten arc welding*;  
HAZ – *Heat Afected Zone*;  
LF - Linha de fusão;  
MA - Metal de adição;  
MB - Metal de base;  
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura;  
MIG - *Metal inert gas*;  
MAG - *Metal active gas*;  
MO – Microscópio Ótico;  
PMZ – *Partial Melting Zone*;  
PAW – *Plasma arc welding*;  
PTA - *Plasma transfered arc*;  
RE - Recuo do eletrodo;  
TIG - *Tungsten inert gas*;  
TTPS - Tratamento térmico pós soldagem;  
ZAC – Zona Afetada pelo Calor;  
ZPF – Zona Parcialmente Fundida;  
ZTA – Zona Termicamente Afetada;  
ZTA-DF - Zona Termicamente Afetada Dupla Fase;  
ZTA-GG - Zona Termicamente Afetada de Grão Grosseiro.

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO E MOTIVAÇÃO DO TRABALHO</b>	<b>16</b>
1.1	INTRODUÇÃO	16
1.2	OBJETIVO GERAL.	16
1.3	OBJETIVO ESPECÍFICO.	17
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>18</b>
2.1	TURBINAS HIDRÁULICAS	18
2.2	DANOS RECORRENTES EM TURBINAS HIDRÁULICAS	18
2.2.1	Danos causados por cavitação	18
2.2.2	Danos causados por trincas	19
2.3	PROCESSO DE REPARAÇÃO DE TURBINAS HIDRÁULICAS	20
2.4	AÇOS INOXIDÁVEIS	21
2.5	AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS	22
2.5.1	Introdução	22
2.6	AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERMARTENSÍTICOS - AISM	23
2.6.1	Constituintes dos AISM	25
2.7	SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERMARTENSÍTICOS	27
2.7.1	Regiões da solda encontradas nos AISM	29
2.7.2	A influência da Ferrita $\delta$	30
2.7.3	Trincas a frio ou trincas de hidrogênio	31
2.7.4	Precipitação de Carbonetos	32
2.7.5	A presença da austenita	33
2.8	O PROCESSO DE SOLDAGEM PLASMA	34
2.8.1	Introdução aos processos de soldagem	34
2.8.2	Processo de soldagem Plasma	35
2.8.3	História da soldagem plasma	38
2.8.4	Vantagens e limitações do processo plasma	40
2.9	EFEITO DOS PARÂMETROS SOBRE A GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA	42
2.9.1	Corrente de Soldagem	42
2.9.2	Vazão do gás de plasma	42
2.9.3	Velocidade de soldagem	45

2.9.4	Distância bico de contato-peça (DBP)	46
2.9.5	Recuo do eletrodo	48
2.9.6	Outros parâmetros	50
2.10	A PULSAÇÃO DA CORRENTE	52
2.10.1	Solidificação da zona fundida	52
2.11	PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL DE TAGUCHI	55
<b>3</b>	<b>DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL.</b>	<b>57</b>
3.1	METODOLOGIA DE PESQUISA.	57
3.2	OBJETIVO	57
3.3	OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA E SOLDAGEM	57
3.3.1	Material base	57
3.3.2	Material de aporte	59
3.4	Equipamento de Soldagem	59
3.4.1	Condições de Soldagem	62
3.5	ANÁLISES REALIZADAS NOS CP	67
3.5.1	Ensaio de Líquidos Penetrantes	67
3.5.2	Análises da seção transversal e cordões de solda	67
3.5.3	Inspeção visual pela técnica de líquidos penetrantes	68
3.5.4	Ataques químicos para revelação microestrutural	68
3.5.5	Análise de Microdureza	69
3.5.6	Análise experimental de Taguchi	70
3.5.7	Análise microestrutural	70
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>72</b>
4.1	INSPEÇÃO VISUAL POR TÉCNICA DE LÍQUIDO PENETRANTE	72
4.2	Análise da dureza	77
4.3	Análise microestrutural	81
4.3.1	Presença da Austenita	81
4.3.2	Presença da ferrita $\delta$	82
4.3.3	Efeito do multipasse	96
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES</b>	<b>103</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>104</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>105</b>

# **1 INTRODUÇÃO E MOTIVAÇÃO DO TRABALHO**

## **1.1 INTRODUÇÃO**

A geração de energia no Brasil é altamente dependente das usinas hidrelétricas sendo mais de 64% dessa energia proveniente desse tipo de usina (ANEEL, 2014). Esse método de geração apresenta vantagens em comparação com as termoeletricas, como menores custos de produção, menor emissão de poluentes e atendimento rápido da demanda de energia (PUKASIEVIC, 2008).

As pás das turbinas utilizadas nas usinas hidrelétricas são parte do conjunto de componentes responsáveis por transformar a energia potencial da água em energia mecânica que é, posteriormente, transformada em energia elétrica. Essas pás sofrem desgastes e o aparecimento de trincas é um problema constante da manutenção, visto que são necessárias paradas na produção. Por isso, diversos processos de soldagem são estudados a fim de recuperar essas trincas e minimizar os prejuízos causados por essas descontinuidades.

Atualmente, o processo TIG vem sendo empregado na recuperação das pás das turbinas. No entanto, esse processo apresenta uma zona termicamente afetada (ZTA) maior que a obtida no processo Plasma, fazendo com que o estudo deste último processo seja justificado visto que a ZTA é uma região crítica da soldagem por apresentar diferente microestrutura e maior susceptibilidade a trincas quando comparada ao material de base.

## **1.2 OBJETIVO GERAL.**

Avaliar a influência no metal de solda e na zona termicamente afetada (ZTA) da alteração de parâmetros do processo de soldagem Plasma alimentado para a soldagem de um aço inoxidável martensítico macio CA6NM com alimentação de vareta de aço inoxidável supermartensítico ER410NiMo.



### 1.3 OBJETIVO ESPECÍFICO.

Efetuar uma avaliação final dos cordões de solda com inspeção visual e microestrutural buscando caracterizar propriedades como a dureza e buscar se existe a presença da fase ferrita  $\delta$ , visto que essa fase apresenta propriedades prejudiciais à resistência à fadiga do aço CA6NM, além de facilitar a propagação de trincas no mesmo.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 TURBINAS HIDRÁULICAS

As turbinas hidráulicas utilizam a energia potencial oferecida pela queda da água que é convertida em energia mecânica útil. O rotor no eixo do gerador elétrico gira, transformando a energia mecânica fornecida em elétrica.

A classificação das turbinas é dada em função do princípio e características de funcionamento. Existem turbinas de ação e reação. Na primeira, a energia potencial disponível se transforma em energia cinética para depois incidir nas pás do rotor e transformar-se em energia mecânica. Esse processo ocorre a pressão atmosférica. Já para as de reação, o rotor é completamente submerso na água e com o escoamento ocorre uma diminuição de pressão e de velocidade entre a entrada e saída do rotor.

As de ação são divididas em três tipos: Francis, Kaplan e Bulbo e a de reação é chamada de Pelton.

### 2.2 DANOS RECORRENTES EM TURBINAS HIDRÁULICAS

As turbinas operam em regimes de alta e baixa carga e estão sujeitas principalmente a dois tipos de problemas: a cavitação e a ocorrência de trincas em regiões de alta concentração de tensões. Além de causarem prejuízos devido ao comprometimento do material e da estrutura das pás, também há o prejuízo econômico decorrente da pausa para reparo ou reposição destas estruturas, impedindo o funcionamento da turbina e o consequente fornecimento de energia.

#### 2.2.1 Danos causados por cavitação

A erosão por cavitação exige atenção especial de engenheiros e pesquisadores em plantas de geração de energia, devido aos altos custos de manutenção preventiva e corretiva dos componentes hidráulicos das turbinas utilizadas para a geração de energia (BRUNATTO *et al.*, 2012).

Os líquidos têm bolhas gasosas que servem como núcleos de cavitação. Quando se reduz a pressão a determinados níveis, as bolhas se tornam um repositório de vapor ou de gases dissolvidos e aumentam rapidamente de tamanho. Posteriormente, quando as bolhas entram em uma zona de pressão mais baixa tomam um tamanho reduzido devido a condensação de vapores que elas contêm. Esse processo de condensação surge de modo rápido, acompanhado por choques hidráulicos e outros fenômenos indesejáveis (ruídos).

Portanto, a cavitação é o nome dado ao mecanismo em que as bolhas de vapor de um fluido colapsam devido à diferença de pressão. Esse colapso pode provocar um desgaste da superfície cavitada, removendo material e prejudicando o funcionamento de componentes mecânicos.

No caso de turbinas hidráulicas, a cavitação ocorre nas pás do rotor e pode provocar danos caso a exposição a esse fenômeno seja contínua. Segundo Gouveia *et al.*, (2012), quando uma turbina hidráulica opera sob condições severas de cavitação, as superfícies erodem-se com rapidez nos lugares onde as bolhas de gás colidem e há a possibilidade de aparecimento de trincas devido à sucessiva erosão do aço. Os esforços de fadiga podem gerar uma rede de trincas que se unem.

O padrão dos danos pode se repetir em posições idênticas nas turbinas, podendo ser superfícies pontuais ou extensas. Esses danos podem aparecer em um curto período de tempo ou apenas após vários anos de serviço.

Os danos são reparados com processos de soldagem que estão sendo estudados para uma melhor qualidade, para que não sejam necessárias diversas paralisações podendo aumentar assim a produtividade da estação de geração de energia diminuindo a frequência da necessidade de manutenção.

### 2.2.2 Danos causados por trincas

As trincas em uma turbina podem ter efeito crítico, inutilizando-a por completo em casos onde não forem reparadas ou também exigindo constante manutenção provocando perda na produtividade. A Figura 2.1 mostra o aspecto de uma trinca em uma turbina.



Figura 2.1 - Aspecto de uma trinca na pá do rotor da unidade 03 de UHEGBM. (retirado de Relatório técnico referente à recuperação de trincas no rotor da turbina da unidade 03 de UHEGBM, 2001).

As trincas são perigosas pois podem crescer de forma instável e surgem normalmente em regiões onde há engastamento das pás com a coroa da turbina, em geral um rotor com trinca não pode continuar operando, deve parar para reparo. Para que não haja imprevisto ou falha crítica é preciso repará-las assim que identificadas.

### 2.3 PROCESSO DE REPARAÇÃO DE TURBINAS HIDRÁULICAS

O reparo das turbinas é uma parte essencial do programa de manutenção de uma usina hidrelétrica. Caso elas não sejam reparadas ou até mesmo consertadas de forma indevida, os danos serão intensificados, geralmente em uma taxa acelerada que levará, futuramente, a um maior custo e uma interrupção dispendiosa para a planta.

Para a cavitação, a frequência em que são necessários os reparos varia de uma unidade para outra. Sendo o tempo entre paradas dependente da taxa de remoção do material e outros fatores.

A reparação por soldagem é a mais comum e o método que apresenta melhor qualidade no reparo de cavitação em turbinas hidráulicas. No caso das

turbinas fabricadas com o aço inoxidável martensítico CA6NM com adição de uma liga 410NiMo, é recomendado um pré aquecimento e pós aquecimento para evitar o aparecimento de trincas de hidrogênio (FOLKHARD, 1988).

A superfície do substrato deve ser preparada, removendo-se o material onde se encontram os defeitos e sua preparação deve ser estendida de 6 a 13 mm além da área defeituosa.

## 2.4 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis constituem um grupo de aços de alta liga baseados em sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C, e Fe-Cr-Ni. Para serem considerados inoxidáveis, esses aços devem conter um mínimo de 10,5%, em peso de cromo (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Essa quantidade de Cromo permite a formação de um filme passivo de óxido que previne a oxidação e a corrosão do metal protegido por esse filme em ambientes corrosivos e não corrosivos. É possível que aços com maiores teores de Cr, com 12% por exemplo, apresentem ferrugem quando expostos a condições ambientais. Isso ocorre porque parte do Cr está preso em forma de carbonetos ou outros compostos, reduzindo a quantidade deste elemento presente na matriz, diminuindo assim o mínimo necessário para a formação do filme protetor.

Aços inoxidáveis possuem também boa resistência a oxidação até mesmo em altas temperaturas. Essa resistência é função primeiramente da quantidade de Cr e algumas ligas de Cromo (25 a 30%, em peso) podem ser usadas até temperaturas de 1000 °C.

Esses aços são utilizados em uma extensa variedade de aplicações, como usinas de geração de energia, processamentos químicos, e muitos produtos comerciais como equipamentos de cozinha e automóveis. Os aços inoxidáveis também tem aplicações na área de saneamento com aplicações na indústria farmacêutica e de processamento de alimentos.

A maioria dos aços inoxidáveis podem ser soldados, porém requerem procedimentos especiais. Em grande parte dos casos, a soldagem implica em modificações microestruturais no metal de solda, de base e na ZTA. Isso reflete

em uma modificação das propriedades desejadas, crescimento de grão, formação de constituintes intermetálicos, segregação de impurezas e outras reações.

Os aços inoxidáveis podem ser divididos em 3 grandes grupos: os aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e os aços inoxidáveis martensíticos, sendo que este último grupo é objeto de estudo deste trabalho.

## 2.5 AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS

O objetivo desta seção é fazer uma introdução sobre os aços inoxidáveis martensíticos e uma breve descrição sobre sua soldabilidade.

### 2.5.1 Introdução

Aços martensíticos estão baseados em um diagrama ternário Fe-Cr-C. Eles passam por uma transformação alotrópica, formando a martensita a partir da austenita por processo térmico-mecânico. Uma vasta área de durezas pode ser alcançada com esses aços. Tensões de escoamento da ordem de 275 MPa até 1900 MPa são possíveis nesses aços (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Em geral, a resistência a corrosão do aço inoxidável martensítico não é tão boa como para o austenítico ou ferrítico devido ao menor teor de cromo presente e elevado teor de carbono. Essas ligas são selecionadas para aplicações que exijam uma combinação entre alta dureza e resistência a corrosão. O fato de ter baixos teores de cromo e elementos de liga torna esses aços menos caros que outros tipos.

Segundo Lippold e Kotecki (2005), os aços inoxidáveis martensíticos podem ser subdivididos em três grupos baseados na sua susceptibilidade a trincas induzidas por hidrogênio ou trincas a frio. Esses grupos são baseados na porcentagem de carbono presente, visto que esse valor tem influência direta na dureza da martensita na condição como soldada, essa dureza, por sua vez, tem relação direta com a susceptibilidade de trincas a frio. O grupo que apresenta menos problemas é o que contém aços com 0,06% em peso de C ou menos, limitando a dureza máxima em cerca de 35 Rockwell C (HRC). Outro grupo é o que apresenta aços com 0,06 a 0,30%, em peso de C. A dureza desses aços na

condição soldada varia de cerca de 35 HRC até 55 HRC, apresentando maiores riscos de trincamento. O terceiro grupo é o dos aços martensíticos com teores de carbono acima de 0,30%, em peso, com durezas entre 55 HRC a 65 HRC. Esse grupo é o mais crítico para procedimentos de soldagem no que diz respeito ao risco de trincas a frio.

Frequentemente são utilizados materiais de aporte de composição similar ao metal de base martensítico para manter uma proximidade de tensão entre metal de preenchimento e metal de base. Além disso, o metal de adição terá comportamento similar ao de base em resposta a algum posterior tratamento térmico.

## 2.6 AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERMARTENSÍTICOS - AISM

Devido à baixa soldabilidade, susceptibilidade de trincas a frio e baixa tenacidade das uniões soldadas, os aços inoxidáveis martensíticos foram objeto de estudo e modificações que resultaram na fabricação dos aços inoxidáveis supermartensíticos macios. Na Figura 2.2 observa-se o diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni representativo do aço inox AISM.

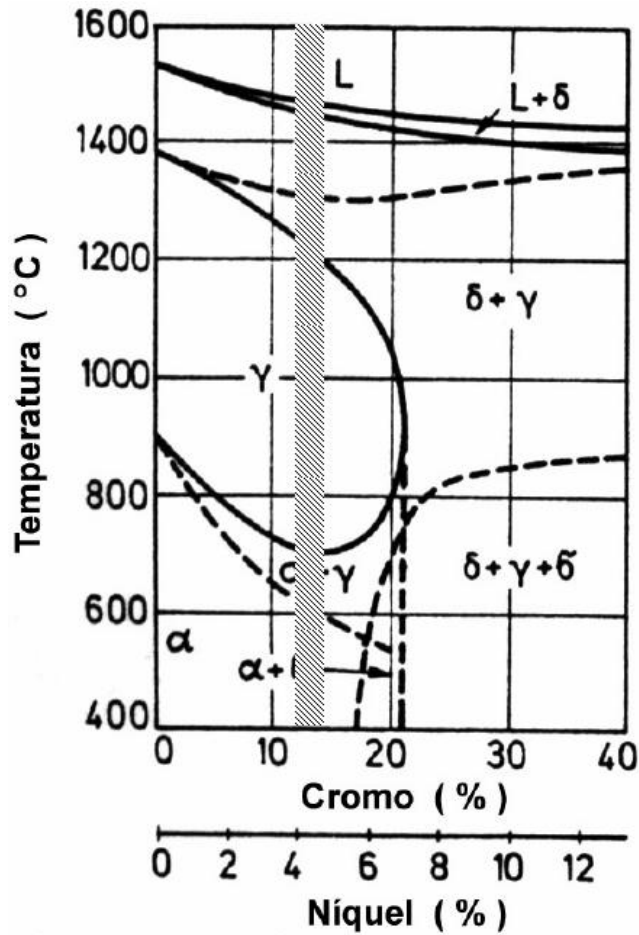


Figura 2.2 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni, onde a área hachurada representa a localização dos aços inox supermartensíticos (adaptado de FOLKHARD, 1988).

A idéia inicial no desenvolvimento destes aços era diminuir a quantidade de carbono para aumentar a resistência da estrutura martensítica, diminuir a susceptibilidade das trincas a frio e alcançar uma estrutura que fosse a mais livre possível de ferrita delta, para isso adicionou-se 4-6% de Níquel. Esse elemento tem uma influência em aumentar o campo austenítico.

Esses aços possuem, segundo Lippold e Kotecki (2005), 12-13% de Cromo, 2-5% de Níquel, 0,5-2,0% de Molibdênio e uma quantidade de carbono inferior a 0,06%, melhorando consideravelmente sua soldabilidade. A porcentagem desses elementos tem variações para diferentes autores. Carrouge (2002) afirma que a variação de Cromo se dá de 10,5-12%, Molibdênio de 0-3%.

Os constituintes presentes nos AISM possuem funções específicas que influenciam no seu comportamento metalúrgico.



## 2.6.1 Constituintes dos AISM

### 2.6.1.1 Cromo

A adição desse elemento é essencial para os aços se tornarem inoxidáveis. Teores acima de 10,5%, em peso são suficientes para gerar uma fina camada de óxido que protege o restante do material. Paradoxalmente, este filme se forma devido a uma rápida oxidação na superfície. No entanto, depois de estabelecido, reduz drasticamente a taxa de uma corrosão adicional, tornando-se uma barreira protetora entre o material e o meio corrosivo. Nos AISM esse elemento é estabilizador da ferrita.

### 2.6.1.2 Molibdênio

Esse elemento tem um papel importante em aumentar a resistência a corrosão (PRADO, 2004) e à fragilização por revenido (BILMES *et. al*, 2001). Ligas com adição de Molibdênio experimentam uma diminuição geral na taxa de corrosão e apresentam uma melhor resistência a corrosão localizada em altas temperaturas. Por ser um elemento estabilizante da ferrita, deve ser balanceado com a adição de algum elemento que promova o campo austenítico como carbono, nitrogênio ou níquel. Geralmente usado em quantidades de 0-3%, (CARROUGE, 2002).

### 2.6.1.3 Carbono e Nitrogênio

Para compensar a adição do Molibdênio, a adição de carbono e nitrogênio é necessária para aumentar o campo austenítico e manter a estrutura totalmente martensítica. No entanto, como a dureza da martensita está diretamente ligada à porcentagem de carbono presente no material (GOOCH, 1995), esse elemento deve estar em baixa quantidade para que não haja um aumento no risco de trincas de hidrogênio e a soldabilidade do material não seja prejudicada.

#### 2.6.1.4 Níquel

Como dito acima, a concentração do carbono é reduzida nos aços inoxidáveis supermartensíticos, então se faz necessária a adição de outros elementos austenizantes no material. O níquel tem essa propriedade, além de aumentar a dureza.

A Figura 2.3 mostra um diagrama Fe-Cr e a influência que o Níquel tem sobre o aumento do campo austenítico.

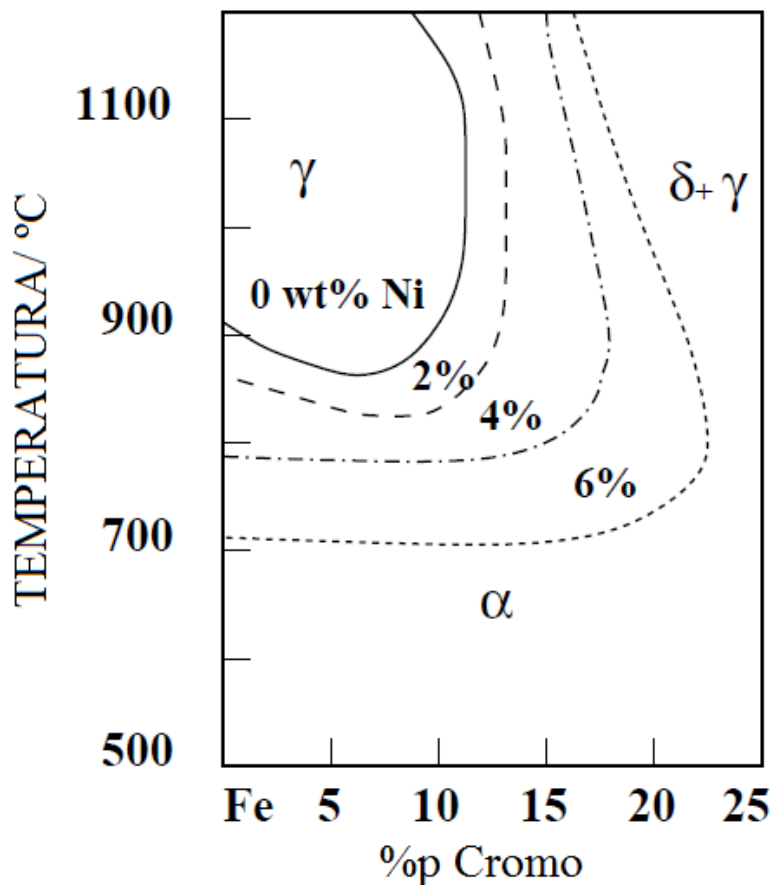


Figura 2.3 - Influência do Níquel na largura do campo austenítico no diagrama Fe-Cr

Neste trabalho, é utilizado o chamado aço inoxidável supermartensítico macio, cuja classificação segundo a ASTM (*American Society for Testing Materials*) é A743 grau CA6NM.

O CA6NM vem sendo aplicado na construção, principalmente, de turbinas hidráulicas em estações de usinas hidrelétricas por possuir uma boa combinação entre resistência a corrosão e a erosão causada pelo fenômeno da cavitação. A

nomenclatura está baseada em suas características onde a primeira letra refere-se a sua resistência em meios corrosivos (C), a segunda letra indica o valor nominal do teor de níquel que varia do menor teor na letra A e maior teor é a letra Z. A numeração que segue as duas primeiras letras indica a porcentagem máxima de carbono (%x100) que pode estar presente para essa classificação. Por fim, as letras subsequentes correspondem aos elementos de liga presentes no material, sendo (N) para o Níquel e (M) para o molibdênio. (GRACIOSO, 2003 e PEREIRA, 2000).

## 2.7 SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERMARTENSÍTICOS

Desde seu desenvolvimento na década de 60, os AISM vêm sendo objeto de estudo de diversos pesquisadores. Segundo Gooch (1995), a dureza desses materiais está ligada diretamente com o percentual de carbono presente, como mostra a Figura 2.4.

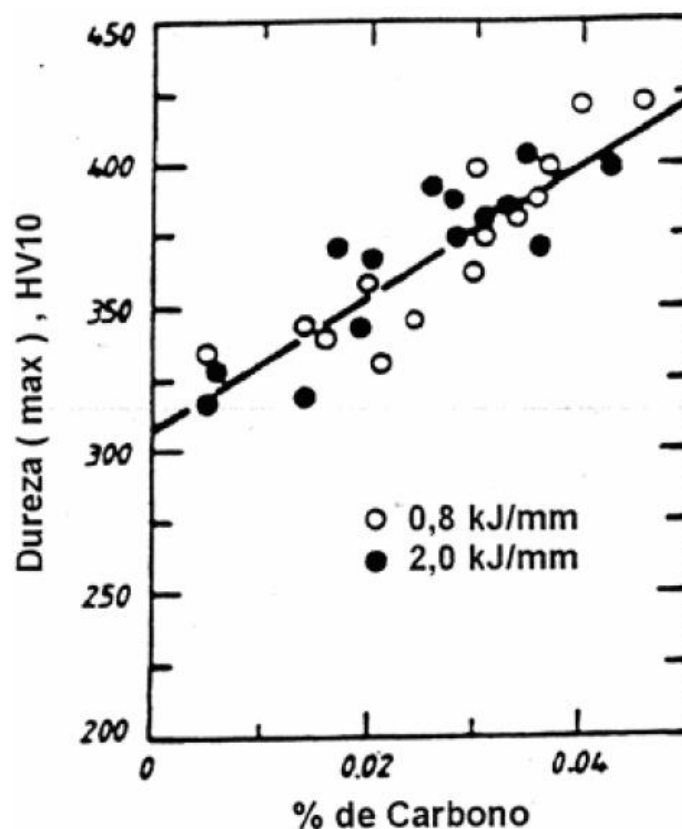


Figura 2.4 - Influência do percentual de carbono na dureza da solda de aços inoxidáveis supermartensíticos (GOOCH, 1995).

Como esses aços apresentam um baixo teor de carbono que é compensado pela adição de níquel para que haja uma garantia maior na formação da estrutura martensítica com menores teores de retenção de ferrita delta, sua soldabilidade também é melhor quando comparada a aços martensíticos comuns.

Os AISM solidificam a partir de cristais de ferrita  $\delta$ . Próximo de 1300 °C inicia-se a transformação desses cristais de ferrita em austenita  $\gamma$ , sendo que a transformação se completa por volta dos 1200 °C. No entanto, devido às altas velocidades de resfriamento durante o processo de soldagem, há a existência de um super-resfriamento da ferrita  $\delta$  que não consegue tempo suficiente para se transformar em austenita  $\gamma$ .

De modo similar, seguindo o resfriamento, a austenita  $\gamma$  se transforma em martensita, mas não por completo graças a essas altas velocidades de resfriamento e aos elementos estabilizadores dessa fase. Portanto, ao final, a estrutura de um aço inoxidável martensítico macio é composta de uma matriz de martensita, com uma quantidade de ferrita  $\delta$  e até 20% de austenita retida. Essa austenita tem papel importante no aumento da tenacidade desse aço.

Essa estrutura está presente no aço CA6NM, cujas propriedades são mostradas na tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Propriedades do aço inoxidável martensítico macio CA6NM (adaptado de ASTM743/743M standard specification).

		Resistência à tração, min		Resistência ao escoamento, min	
GRADE	TIPO	ksi	[MPa]	Ksi	[MPa]
CA6NM	12 cromo, 4 níquel	110	[755]	80	[550]

Portanto, a microestrutura final de um aço inoxidável supermartensítico na condição como soldada, é basicamente composta de uma matriz de martensita com a presença de austenita  $\gamma$  retida e também de ferrita  $\delta$  retida.

Para localização desses aços no diagrama de Schaeffler, é visto que encontram-se próximo à linha de 100% de martensita e devem apresentar baixos teores de ferrita  $\delta$ . A Figura 2.5 mostra onde se encontra o aço CA6NM nesse diagrama.

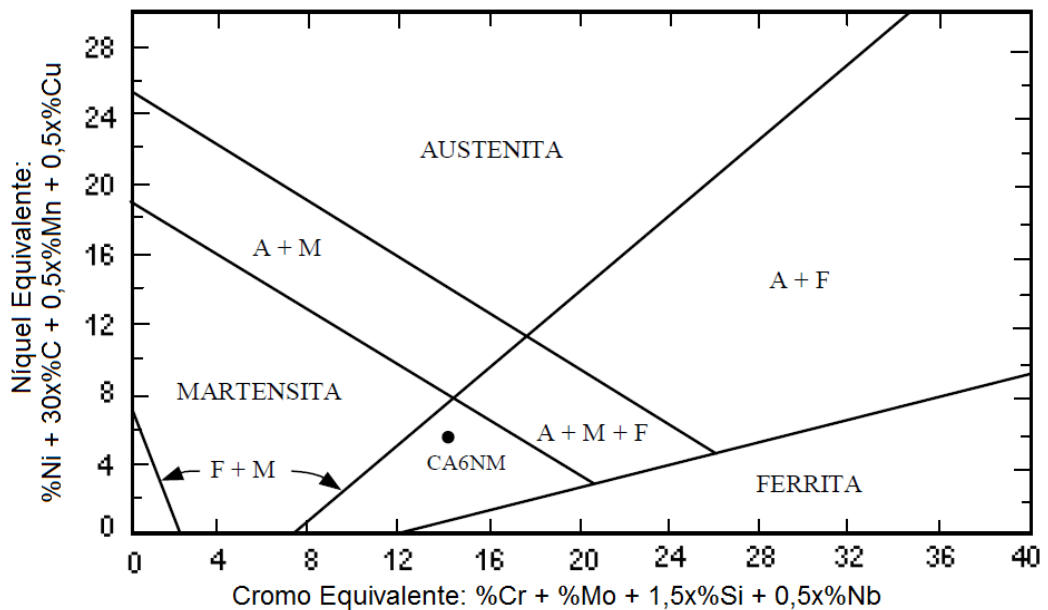


Figura 2.5 - Localização do aço CA6NM no diagrama de Schaeffler. Adaptado de Gracioso, 2003.

### 2.7.1 Regiões da solda encontradas nos AISM

Estudos realizados por Enerhaug *et al.*, (2001), Carrouge (2002) e Thibault *et al.*, (2008), relatam as regiões de solda de um simples passe de raiz para um AISM.

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

(ii) Região na qual 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.

(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.

A Figura 2.6 mostra essas regiões em função da temperatura na soldagem.

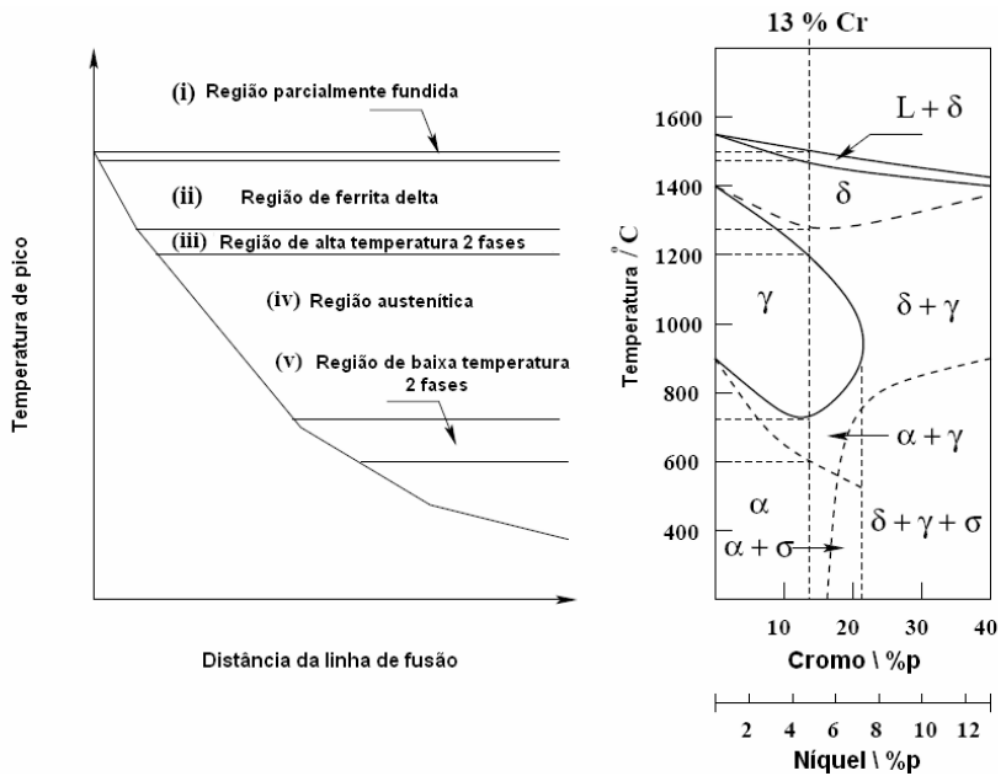


Figura 2.6 - Regiões da solda encontradas na ZTA dos AISM em função da temperatura de pico (adaptado de ENERHAUG *et al.*, 2001).

### 2.7.2 A influência da Ferrita $\delta$

A presença da fase ferrita  $\delta$  nos AISM ainda gera discussões e é objeto de estudos. Segundo Carrouge (2002), a presença dessa fase, de uma maneira geral, é indesejável. O mesmo autor demonstra que a presença de 14% de ferrita  $\delta$  na matriz martensítica, elevou a TTDF de  $-96\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $-43\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Outros autores também investigaram a presença dessa fase nos aços inoxidáveis. Sanches-Cabrera *et al.*, (2007), afirmaram que essa fase presente na ZTA de um aço inoxidável, influenciou de forma negativa na propagação de trincas por fadiga, atribuindo esse comportamento a uma susceptibilidade de fragilização por hidrogênio experimentado por essa fase.

Wang *et al.*, (2002), encontraram uma diminuição de valores no ensaio de tenacidade Charpy em um aço inoxidável martensítico macio CA6NM de 215J para uma estrutura isenta de ferrita  $\delta$ , para 103J para a estrutura contendo 7,8% dessa fase. Os mesmos autores, através de espectroscopia de energia dispersiva (EDS), demonstraram na região da fratura a presença da ferrita  $\delta$ , pois esta

possui uma maior quantidade de Cromo e de Molibdênio que a matriz martensítica (17,8% de Cr e 2,6% de Mo para as ilhas de ferrita e 13%Cr e 1% de Mo para a matriz de martensita), provando que a trinca se deu na região das ilhas de ferrita  $\delta$ .

A Figura 2.7 mostra a presença da ferrita  $\delta$  em um AISM soldado com adição de ER410NiMo.

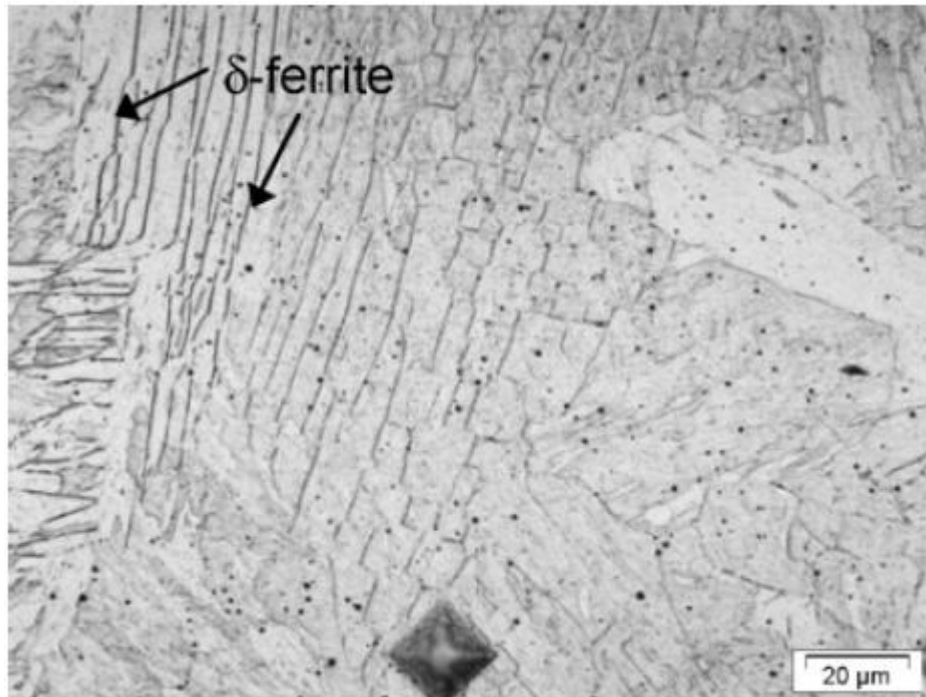


Figura 2.7 - Micrografia da região soldada de um AISM com adição de ER410NiMo próxima a LF mostrando a presença da ferrita  $\delta$  (extraído de Thibault *et al.*, 2009).

Por fim, Ferreño *et al.*, (2010) detectaram a presença de várias trincas ao longo de ilhas de grãos de ferrita  $\delta$  de um aço CA6NM retirado de uma pá de turbina Pelton, indicando uma certa relação entre a presença dessa fase com a nucleação das trincas no material.

### 2.7.3 Trincas a frio ou trincas de hidrogênio

Segundo Ramirez (2007), os AISM apresentam baixa susceptibilidade de trincas a frio. Essa queda deve-se ao baixo teor de carbono que promovem a formação de uma martensita macia, sendo que a zona termicamente afetada apresenta durezas muito elevadas.

#### 2.7.4 Precipitação de Carbonetos

Durante um processo de soldagem de um AISM a estrutura consiste em sua maioria de austenita, que possui uma maior solubilidade do carbono que a ferrita, até a temperatura de início de transformação martensítica ser atingida ( $M_s$ ). Devido ao rápido resfriamento, o carbono se mantém em solução forçada e durante o revenimento pode precipitar na forma de carbonetos. Segundo Irvine, Crowe e Pickering (1960) esses carbonetos são na forma  $M_3C$ ,  $M_2(C,N)$ ,  $M_7C_3$  e o  $M_{23}C_6$ .

Essa precipitação nos aços inoxidáveis é geralmente da forma  $Cr_{23}C_6$  e causa uma perda na resistência à corrosão pois as regiões ao longo dos contornos de grão acabam por retirar o cromo de áreas adjacentes segundo Zanetic e Alonso-Falleiros (2001).

No entanto, esse tipo de fenômeno é mais crítico para aços inoxidáveis da classe austenítica. De acordo com Novicki (2002), os aços inoxidáveis martensíticos de baixo teor de carbono só sofrerão fragilização se ficarem expostos à faixa de temperatura de 475 °C por muito tempo. Folkhard (1988) afirma que devido justamente à essa porcentagem reduzida do carbono nesse material, a formação de carbonetos não ocorre facilmente.

A Figura 2.8 exemplifica como e onde se localizam os carbonetos precipitados em um aço inoxidável austenítico.

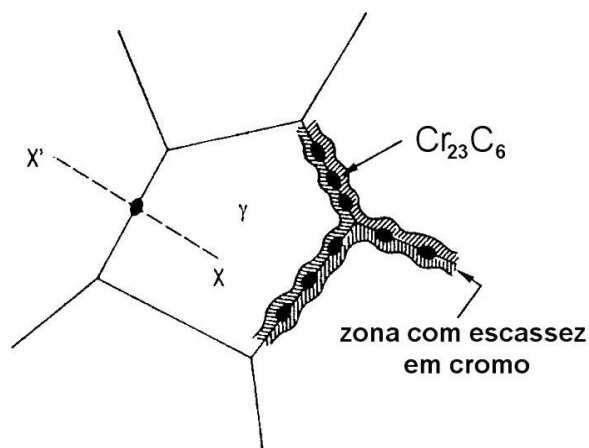


Figura 2.8 - Representação da precipitação do  $Cr_{23}C_6$  nos contornos de grão de um aço austenítico.



Por fim, os aços inoxidáveis supermartensíticos apresentam-se como uma boa alternativa para obter as propriedades necessárias para componentes de turbinas hidráulicas. Os aços DUPLEX também possuem propriedades satisfatórias, no entanto apresentam altos custos devido a elevadas adições de Cr e de Ni, tornando os AISM uma boa solução para essa aplicação.

### 2.7.5 A presença da austenita

De acordo com Folkhard (1988), os AISM apresentam uma fina e dispersa austenita na sua matriz depois de temperada. Esse efeito produz um aumento na resistência ao impacto desse material. Portanto, entende-se que a presença dessa fase dispersa na microestrutura é benéfica para as propriedades dos AISM.

Carrouge (2002) identificou a presença da austenita retida em AISM de diferentes composições. O autor identifica 3 morfologias diferentes que podem ser encontradas, como é mostrado na Figura 2.9.

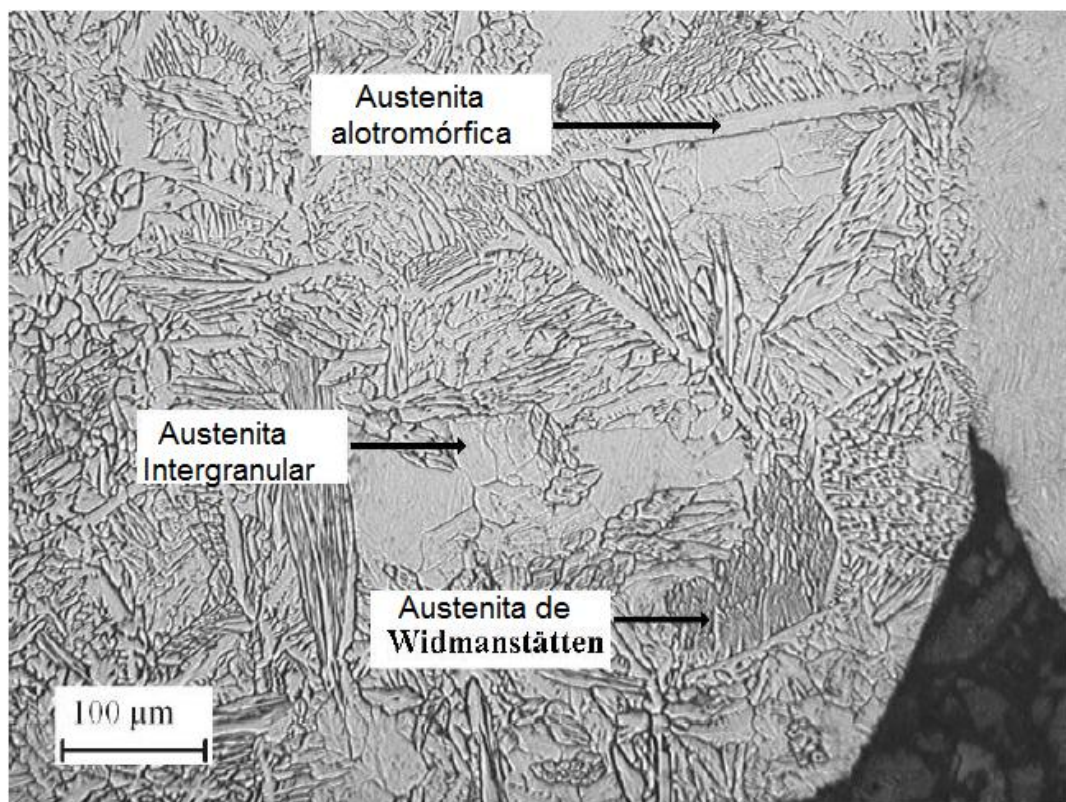


Figura 2.9 - Morfologias da austenita encontradas na ZTA de AISM. Extraído de CARROUGE, 2002.

Em outros AISM também estudados por esse autor, com composição química um pouco diferente, foi constatada apenas a presença da austenita de Widmanstätten, como mostrado na Figura 2.10.

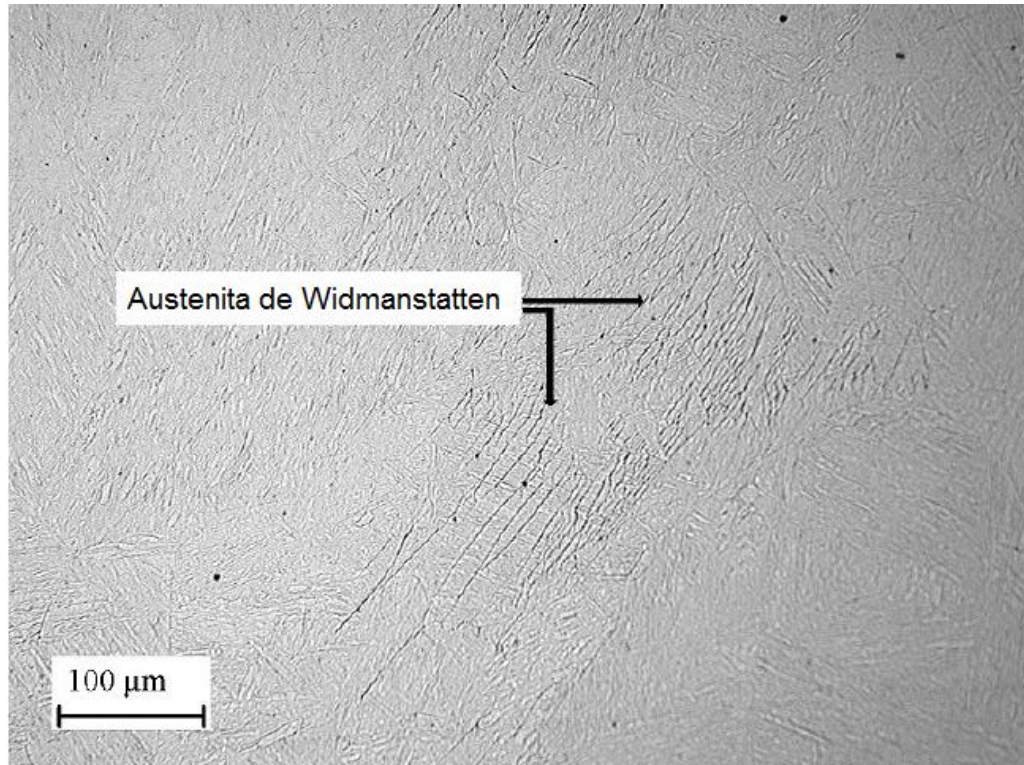


Figura 2.10 - Presença da austenita de Widmanstätten na ZTA de um AISM (Carrouge, 2002).

## 2.8 O PROCESSO DE SOLDAGEM PLASMA

### 2.8.1 Introdução aos processos de soldagem

A soldagem é um processo de união de materiais que pode se dar através da fusão dos mesmos em contato; ou pela fusão de ambos e adição de outro material fundido; ou ainda, por contato destes materiais na fase sólida ou semi-sólida (MACHADO, 1996). A área de emprego dessa técnica é, em sua maioria, nos metais e suas ligas.

Existem diversas técnicas de soldagem aplicadas para diferentes finalidades. Essas técnicas vêm sendo desenvolvidas há muitos anos e sua

evolução vem sendo evidenciada devido ao auxílio de novas tecnologias e estudo de novos materiais.

Dentre os diversos processos, existe o processo de soldagem Plasma que vem sendo utilizado com mais intensidade nos últimos 50 anos. Esse processo é de grande importância pois apresenta características que o tornam atrativo em questão de acabamento e produtividade. O processo Plasma é objeto de estudo deste trabalho e é discutido com maior detalhe nas próximas seções.

A Figura 2.11 ilustra essa evolução de estudo dos processos de soldagem desde do ano de 1800.

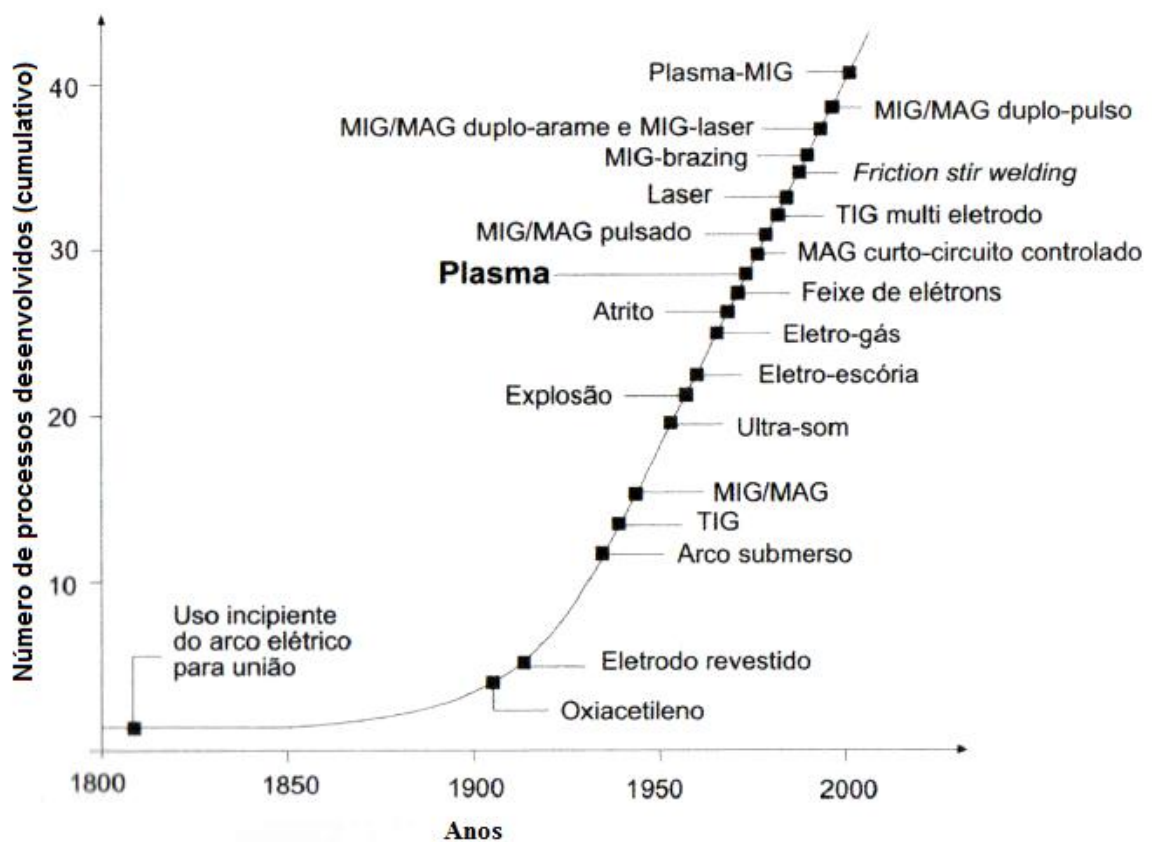


Figura 2.11 - Evolução dos processos de soldagem ao longo dos anos (extraído de REIS e SCOTTI, 2002).

## 2.8.2 Processo de soldagem Plasma

Como conhecido, sabe-se que os gases não conduzem eletricidade. O termo plasma designa um gás que é aquecido suficientemente a ponto de se tornar ionizado e passar a ser condutor. O plasma da soldagem a arco é formado

a partir de vapores metálicos além de íons e elétrons livres. Com o aumento da temperatura, a resistividade elétrica do plasma cai.

O processo de soldagem a plasma utiliza essa baixa resistividade elétrica para transferir uma intensidade de corrente para as peças de trabalho, gerando calor e possibilitando a fusão e coalescência dos materiais (REIS e SCOTTI, 2007). Além disso, o formato do bocal e geometria da tocha promove uma alta energia cinética devido à constrição do fluxo de plasma e elevada energia térmica devido a concentração do arco. A Figura 2.12 mostra o esquema da tocha plasma e dos componentes que fazem parte da construção dessa tocha.

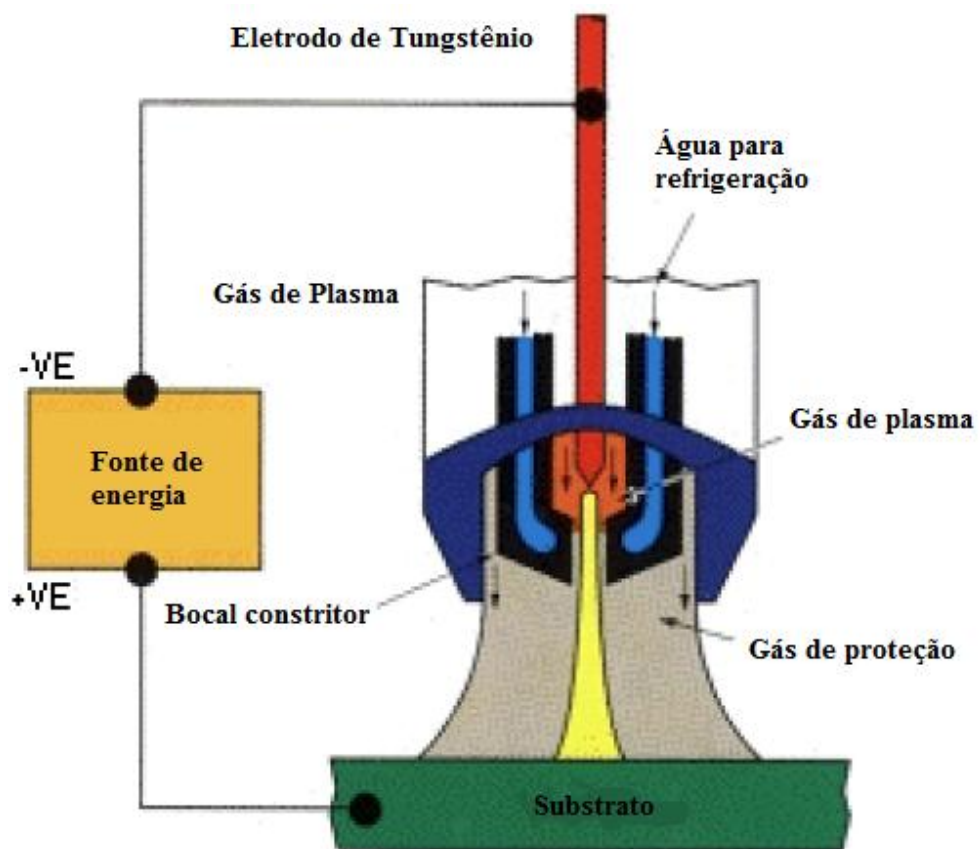


Figura 2.12 - Esquema da tocha plasma com seus componentes (adaptado de BRACARENSE, 2000).

O processo plasma é considerado por alguns como uma evolução do processo TIG onde o eletrodo é posicionado dentro de uma tocha e o gás de proteção é separado do gás formador do plasma.

Segundo BRACARENSE (2000), o processo plasma tem algumas vantagens sobre o TIG como melhor controle direcional e menor zona termicamente afetada. Essas diferenças tem base nas diferentes características

físicas dos dois processos. A Figura 2.13 mostra um esquema que evidencia algumas dessas distinções entre o TIG (GTAW - Gas Tungsten arc welding) e o plasma (PAW - Plasma arc welding).

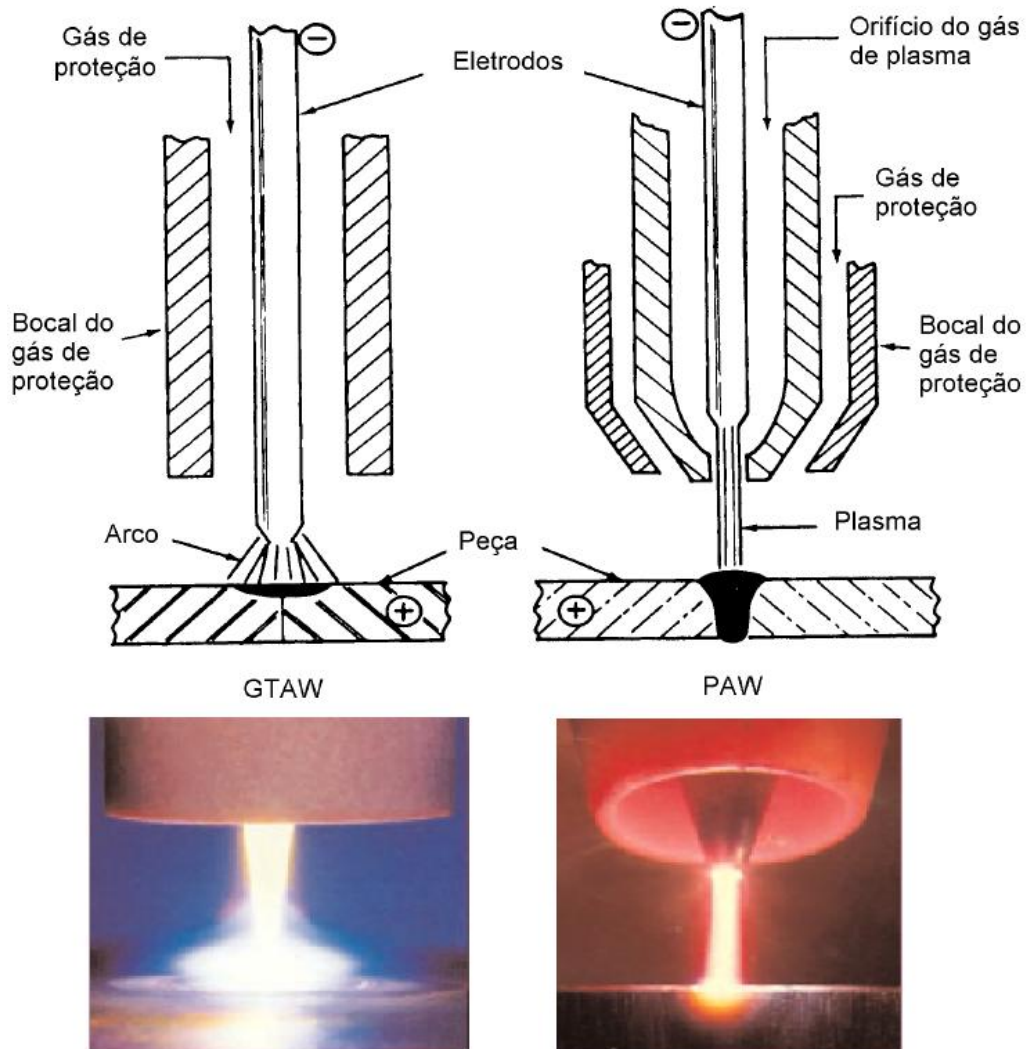


Figura 2.13 - Esquema das tochas TIG e plasma, respectivamente (adaptado de BRACARENSE, 2000).

A tocha plasma experimenta uma constrição na saída do gás de plasma, enquanto o TIG não tem esse orifício constritor. De acordo com Deuis *et al.*, (1997), o processo plasma apresenta relativamente ao TIG, uma menor diluição.

Segundo Reis e Scotti (2007), credita-se ao plasma também uma maior tolerância ao comprimento de arco (distância bico de contato peça - DBP) e uma maior eficiência de fusão térmica, resultando em soldas de menor volume, com um menor nível de tensões residuais (distorções) e ZTA mais estreita.

A formação do arco-plasma ocorre da seguinte forma: existe um fluxo de gás que é chamado de gás de plasma, normalmente utilizado em vazões de 0,25 a 2,5 l/min. Esse gás é direcionado de forma contínua para dentro da tocha e flui por uma cavidade onde um eletrodo não consumível (geralmente de tungstênio) é posicionado concentricamente. A cavidade no bocal da tocha se restringe no final, onde há um furo de diâmetro menor do que o da cavidade, fazendo com que haja a constrição na saída do gás.

O gás é aquecido por um arco previamente aberto entre o eletrodo e o bocal (chamado de arco piloto), e se ioniza, passando a ser condutor. Em regime de funcionamento, o arco passa a ser aberto entre o eletrodo e a peça. Devido ao formato da tocha, o gás é expelido da tocha através do orifício constritor a altas velocidades (jato de plasma). O arco é colimado devido à constrição da passagem do gás e o calor fica concentrado em uma área relativamente pequena sobre a peça a ser soldada.

No entanto, o gás de plasma não consegue oferecer a proteção necessária para a poça de fusão contra contaminação atmosférica. Para isso existe o gás de proteção que é expelido da tocha de forma concêntrica e externa ao jato de plasma. Segundo Reis e Scotti (2007), as vazões típicas utilizadas variam de 10 a 30 l/min.

### 2.8.3 História da soldagem plasma

Os primeiros estudos do arco-plasma são registrados no início do século XX e não tiveram o intuito da soldagem. Em 1909, na Alemanha, O. Schoenherr desenvolveu um sistema de vórtex e foi o primeiro a utilizar o arco-plasma na forma constrita. Segundo Reis e Scotti (2007), esse sistema era constituído de um tubo com dois eletrodos de carbono em cada extremidade. Dentro do tubo um gás era injetado tangencialmente, gerando um vórtice que produzia um núcleo de baixa pressão, restringindo o arco e estabilizando-o entre os dois eletrodos de carbono. Esse sistema possibilitou a produção e análise de arcos longos.

Avanços significativos foram feitos na década de 50 no sentido de utilizar esse tipo de tecnologia associada ao processamento de metais. Em 1953, Robert

MacCornack Gage demonstrou a funcionalidade do processo a Plasma e patenteou a primeira tocha feita para esse processo, observada na Figura 2.14.

Ele observou que se o arco do processo TIG fosse forçado a passar por uma restrição, haveria um aumento significativo na concentração da energia fornecida por esse arco e também permitiria ao operador trabalhar com diferentes comprimentos de arco, ou seja, arcos mais longos que usualmente são conseguidos no processo TIG.

Portanto, as principais diferenças entre o plasma e o TIG são o posicionamento do eletrodo dentro de uma tocha, o uso desse orifício que restringe a passagem do arco e também um sistema de alta frequência que é utilizado para ignitar o chamado arco piloto.

No início, o plasma tinha o intuito de procedimento de corte, mas já apresentava uma aplicabilidade na soldagem. No entanto, só em 1970 iniciaram-se suas aplicações na indústria. Como era uma tecnologia nova, não eram todas as empresas que tinham acesso a esse tipo de procedimento, pois eram necessários engenheiros qualificados capazes de adaptar o processo às necessidades de cada um. Portanto o volume de vendas desse tipo de equipamento era baixo e concentrava-se apenas em indústrias de ponta.

De acordo com Reis e Scotti (2007), a demora para o sucesso do Plasma, ou o "insucesso" inicial desse tipo de soldagem, pode estar no modo em que o processo foi introduzido no mercado. Os autores afirmam que a expressão "Soldagem a Plasma" trazia a idéia de complexidade e alta tecnologia agregada, causando, do ponto de vista de marketing, um impacto negativo na receptividade desse processo. Também na época, os fornecedores de equipamentos não disponibilizaram informações sobre as qualificações do processo, ou seja, o que o plasma pode fazer. Paralelamente, outra razão que historicamente limitou o emprego do processo plasma foi a limitada oferta de sistemas de soldagem e seu alto custo se comparado ao processo TIG.

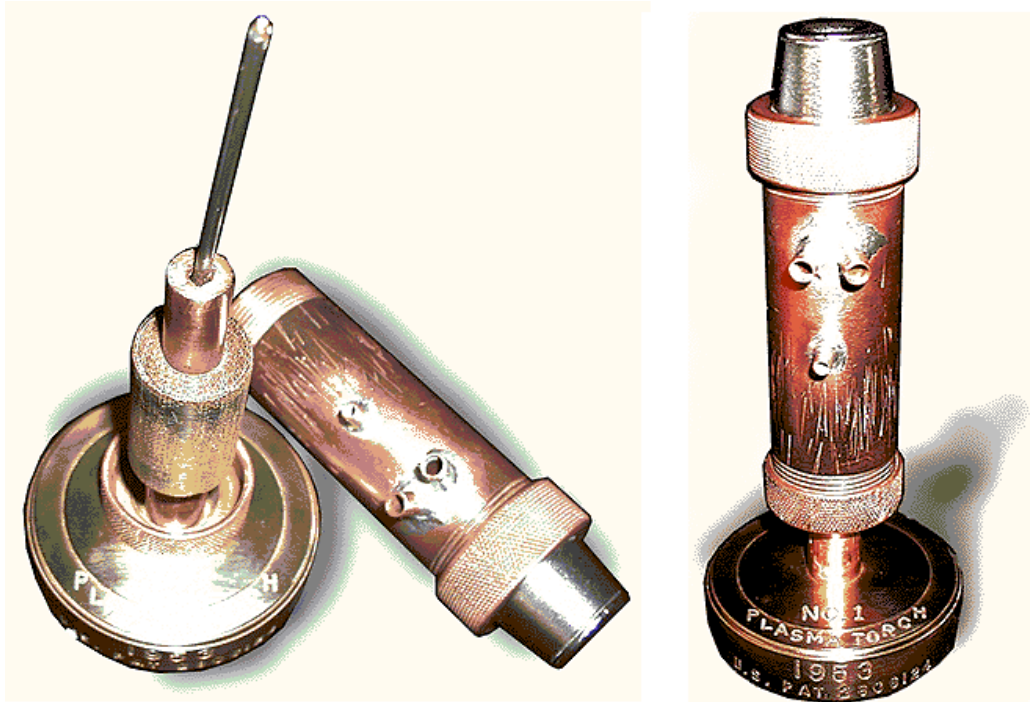


Figura 2.14 - Primeira tocha plasma patenteada (*American Welding Society*, disponível em <http://www.aws.org/about/gage.html> ).

Atualmente, diversas tecnologias estão desenvolvidas e em desenvolvimento, como a eletrônica, usinagem de precisão entre outras que possibilitam a maior oferta de equipamentos plasma e conseqüente redução nos custos quando comparados à épocas passadas. O que ainda torna o plasma menos difundido que outros processos de soldagem é a falta de informação e conhecimento sobre os parâmetros que coordenam o seu funcionamento. A regulagem para melhores resultados ainda é desconhecida para muitos engenheiros, já processos como MIG/MAG ou até mesmo o TIG têm sido utilizados há mais tempo e suas regulagem são mais conhecidas.

Um dos aspectos que também deve ser levado em conta é que esse processo exige uma menor tolerância na preparação e fixação das partes da junta, o que pode direcionar sua aplicação em maior escala. Isso aconteceu a partir de 1990, sendo ainda, portanto, muito recente seu desenvolvimento.

#### 2.8.4 Vantagens e limitações do processo plasma

Como dito anteriormente, a soldagem a Plasma pode ser considerada uma evolução do processo TIG com a constrição do arco e maiores concentrações de



calor. Em adição, existem outras vantagens que podem ser apontadas quando em comparação aos diferentes processos existentes.

Segundo Bracarense (2000), uma delas é o fato de o eletrodo estar protegido dentro da tocha, o que leva a uma menor necessidade de manutenção do mesmo. Ainda segundo o mesmo autor, há a possibilidade de soldagem com a utilização de menores correntes devido justamente à constrição do arco.

Os autores Reis e Scotti (2007) apontam para uma questão logística que é a possibilidade da supressão do uso de arame ou de outros materiais de adição em um número maior de casos do que seria possível no processo TIG. Esse tipo de solda é chamada de autógena e elimina um item relativo à compra, estocagem e transporte de material.

O processo de soldagem a plasma apresenta ainda como maior limitação o alto custo da tocha, do eletrodo e do restante da aparelhagem necessária. A mão de obra para operar esse tipo de soldagem também deve ser mais especializada pois existe um maior número de parâmetros para controle e regulagem.

Em suma, pode-se listar algumas vantagens e limitações do processo de soldagem a plasma segundo Reis e Scotti (2007), Bracarense (2000), Takano *et al.*, (2008) , Machado (1996).

Quanto às vantagens do processo:

1. Estabilidade do arco mesmo em baixas correntes;
2. Menor tendência à distorção;
3. Maior eficiência de fusão;
4. Maior velocidade do jato de plasma;
5. Elevado volume de produção;
6. Baixa zona termicamente afetada (ZTA).

Quanto às limitações, basicamente são as seguintes:

1. Maior custo do equipamento operacional;
2. Elevado nível de conhecimento por parte do operador.

## 2.9 EFEITO DOS PARÂMETROS SOBRE A GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA

O procedimento de soldagem plasma tem diversos parâmetros que influenciam seu funcionamento e a geometria do cordão. Alguns têm influência mais crítica que outros, no entanto, serão detalhados os de maior importância que foram variados neste trabalho.

### 2.9.1 Corrente de Soldagem

Segundo Reis e Scotti (2007), de modo geral, quanto maior a corrente, maior a largura e penetração do cordão de solda. O aumento da corrente muda o perfil das isotermas do arco, causando diferentes efeitos microestruturais na região soldada e ZTA

De forma geral, a intensidade da corrente é um dos parâmetros mais importantes não só nesse processo, como também nas outras variantes de procedimentos de soldagem. A corrente deve ser controlada de forma a atingirem-se os objetivos para cada aplicação.

Takano *et al.*, (2008) realizaram testes e variaram a corrente entre 100 e 180A e perceberam que o aumento na intensidade da corrente é o principal parâmetro influente na diluição do metal de adição no metal de base.

### 2.9.2 Vazão do gás de plasma

Esse parâmetro tem uma influência direta na energia cinética do arco, ou seja, na velocidade do jato de plasma e, conseqüentemente, na força que o arco exerce sobre a poça de fusão. Quanto maior a vazão do gás de plasma, maior a pressão do arco.

O jato de plasma é esquematizado na Figura 2.15.

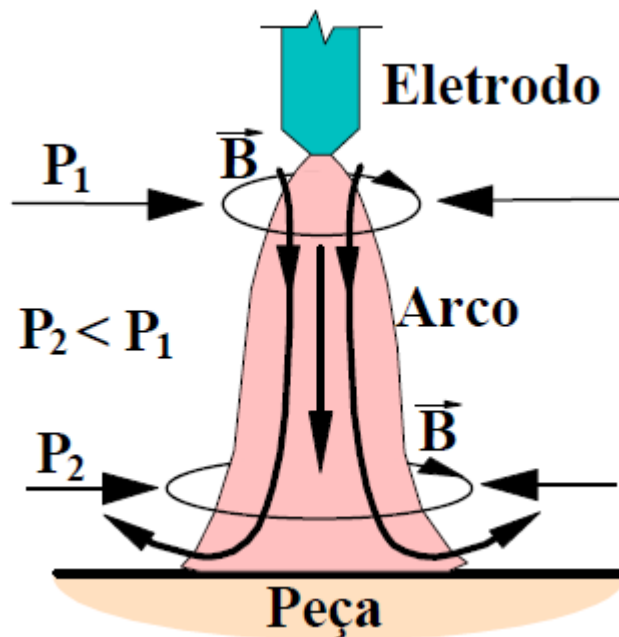


Figura 2.15 - Representação esquemática do jato de plasma, retidado de MODENESI (2001).

A pressão que o jato exerce sobre a poça fundida tem duas componentes, a componente estática e a dinâmica. A componente estática é devida às forças eletromagnéticas que agem no arco, pois o plasma é um condutor por onde passa uma corrente, isso gera campos magnéticos que geram, por sua vez, forças. Já a componente dinâmica dessa pressão é a representada pelo jato de plasma.

Sendo que, de forma simplificada, pode-se explicar a formação do jato de plasma demonstrando que tanto na parte superior (próximo ao eletrodo), quanto na parte inferior (próximo à peça) existem campos magnéticos ao redor do arco que geram forças, no entanto, a área superior é menor que a área inferior, e pela equação 2.1:

Equação 2.1

$$P = \frac{F}{A}$$

Na equação 2.1 percebe-se que quanto maior a área, menor a pressão, portanto  $P_2 < P_1$ , fazendo com que o jato de plasma desloque-se da maior pressão ( $P_1$ ) para a menor pressão ( $P_2$ ). Esse deslocamento movimentará o jato de plasma de cima para baixo, fazendo o efeito de escavar a poça.

Essa pressão tem a finalidade de "escavar" a poça e fazer com que ela aumente a área de contato da poça fundida com o metal de base, melhorando

assim a transferência de calor do material de aporte com o de base, como observado na Figura 2.16.

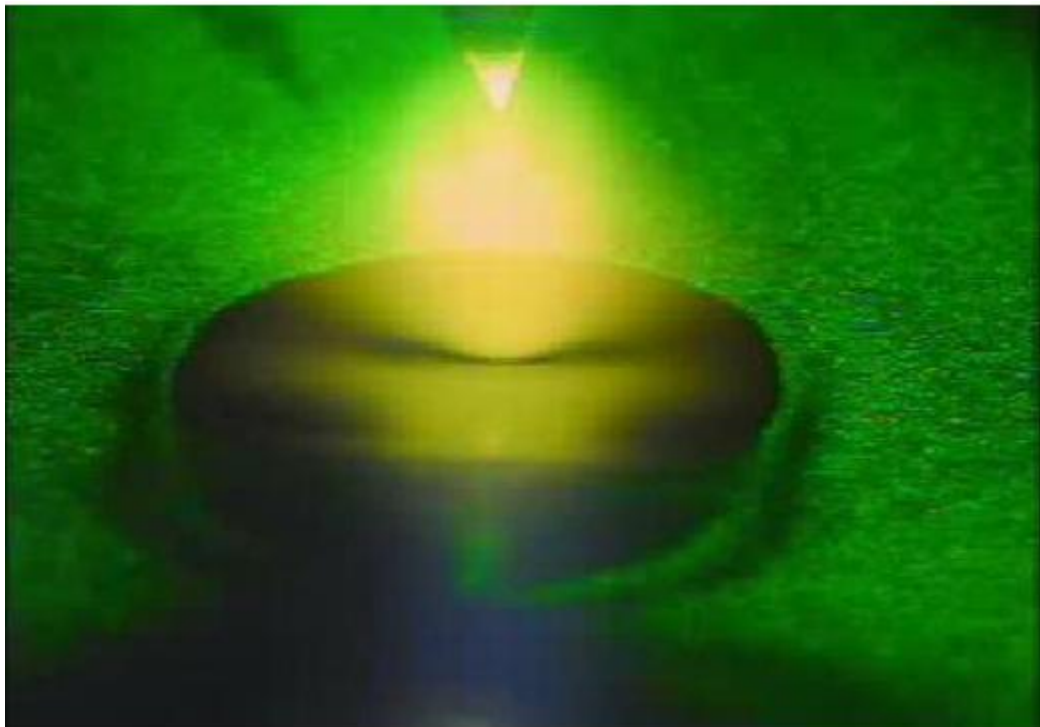
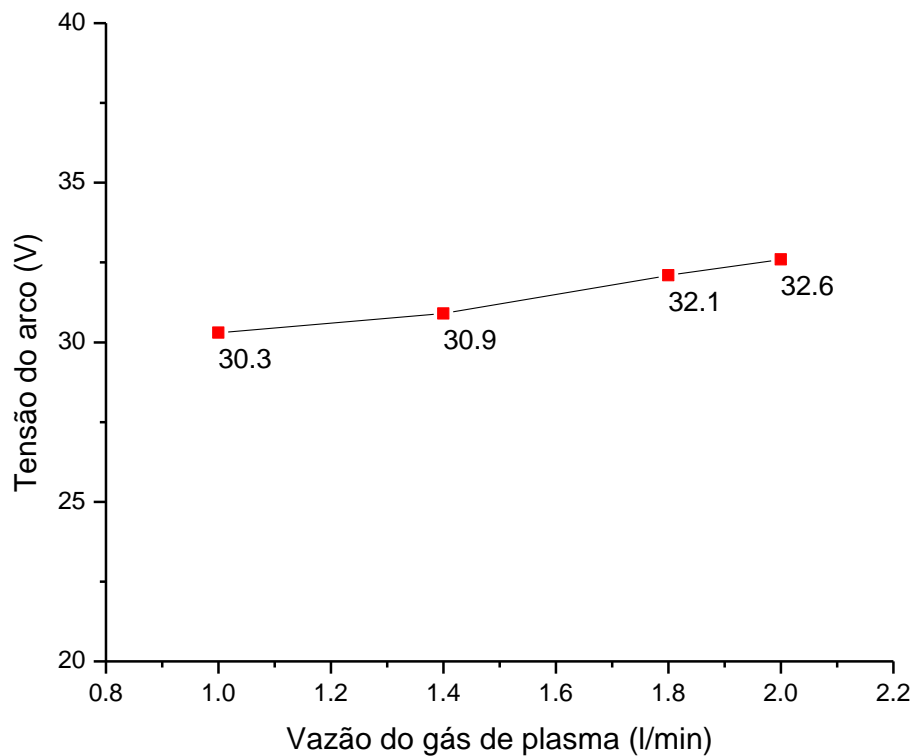


Figura 2.16 - Aspecto da poça fundida sofrendo a ação das componentes de pressão estática e dinâmica (retirado de REIS e SCOTTI (2007)).

Esse efeito produz uma maior penetração da poça de fusão, contribuindo para o aumento na quantidade de material fundido. Essa vazão aumentada, tem também o efeito de aplainar o cordão de solda.

Outro aspecto relevante da variação do gás de plasma é que com o aumento desta, há também um aumento na tensão do arco, pois há um estreitamento no diâmetro da coluna de plasma devido ao aumento no tamanho do arco e aumento de perdas de calor para o ambiente. O efeito de "escavar" a poça fundida mencionado anteriormente, também causa um ligeiro aumento no tamanho do arco e aumento da tensão, segundo Reis e Scotti (2007). Essa variação da tensão em função da vazão do gás de plasma pode observada na Figura 2.17.



2.17 - Influência da vazão do gás de plasma sobre a tensão do arco para uma corrente de 190A, valores adaptados de REIS e SCOTTI (2007).

### 2.9.3 Velocidade de soldagem

O que é chamada de velocidade de soldagem refere-se ao deslocamento horizontal da tocha de plasma de uma extremidade à outra que se deseja soldar. Essa velocidade tem influencia direta no calor transferido para a peça por unidade de comprimento, que é conhecida com energia de soldagem. Para efeitos práticos, se a velocidade de soldagem for aumentada, existirá um menor calor imposto. O calor imposto pode ser calculado pela Equação 2.2:

Equação 2.2

$$\text{Calor Imposto} = \frac{\eta_t \cdot U \cdot I}{V_{\text{sold}}}$$

Sendo:

$\eta_t$  = rendimento térmico do processo;

U = Tensão do arco (V);

$I$  = Corrente (A);

$V_{\text{sold}}$  = Velocidade de soldagem [mm/min].

Como dito, o aumento da velocidade de soldagem faz com que o calor imposto diminua e, conseqüentemente, menos material seja fundido ou adicionado, fazendo com que o cordão tenha menor volume e menores níveis de penetração. Como visto na Equação 2.2, é preciso ajustar então o nível de corrente e velocidade de soldagem para se obter um cordão com a geometria e penetração desejada.

Analisando do ponto de vista econômico, a velocidade de soldagem também interfere no tempo de produção e hoje sabemos que o volume e tempo de produção são diferenciais na maioria das indústrias. Portanto o processo de soldagem não é tão simples de se analisar do ponto de vista de parametrização, pois se for desejada uma velocidade alta para alta produção, essa dependerá do ajuste da corrente que, por sua vez, depende de outros parâmetros como tipo de junta, espessura e composição do material e também da adição ou não de metal. É preciso um equilíbrio para que sejam feitos cordões uniformes e livres de defeitos, se a velocidade de soldagem aumentar muito, tendo metal de aporte, por exemplo, existe a possibilidade de falta de fusão do material, causando impactos indesejados na qualidade do cordão.

#### 2.9.4 Distância bico de contato-peça (DBP)

Considerado um parâmetro secundário, não exerce muita influência na geometria do cordão devido à constrição pelo qual o arco plasma passa, aumentando muito sua velocidade de forma que o mesmo seja colunar. Ou seja, uma maior variação da DBP não influencia de forma significativa na largura do arco plasma. Em outros processos, esse parâmetro tem um maior impacto na forma do cordão. A Figura 2.18 mostra o que é considerado DBP e mostra o recuo do eletrodo.

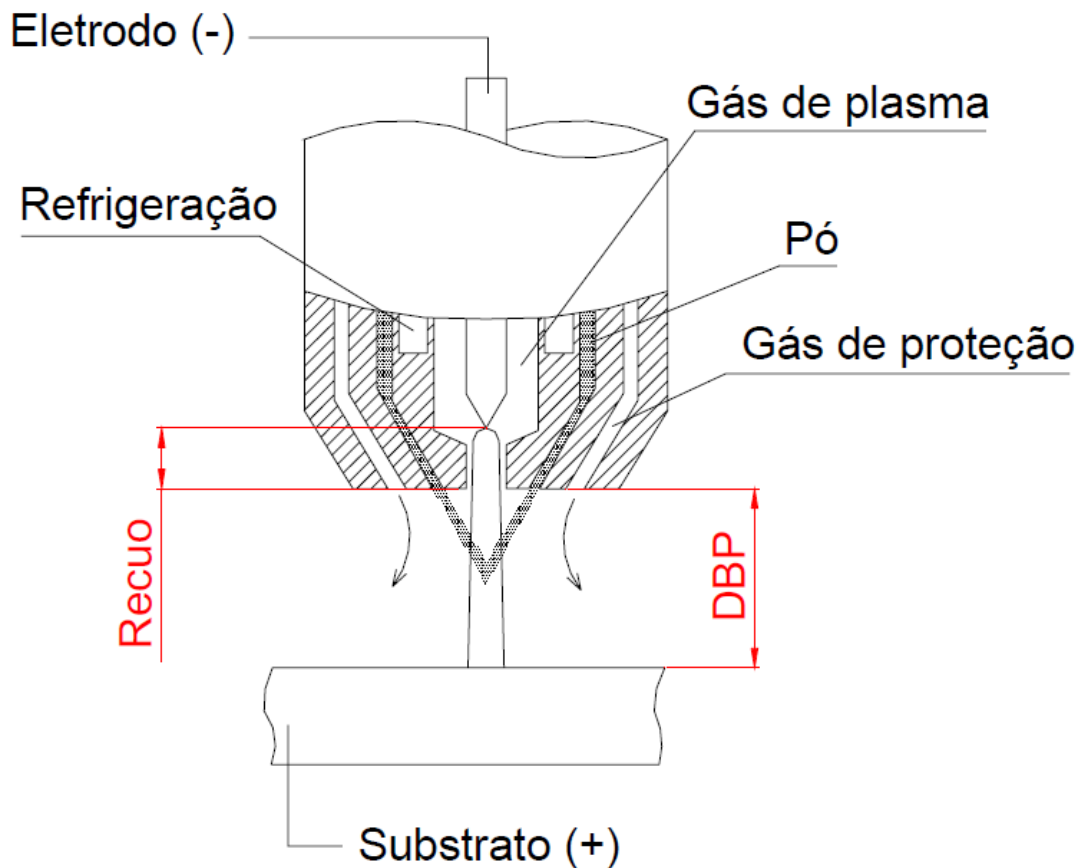


Figura 2.18 - Esquema da tocha de plasma mostrando o recuo do eletrodo e a DPB, extraído de VERGARA, 2005.

O fato do formato do arco não se alterar tanto é considerada uma vantagem desse processo, sendo que podem ser usados arcos mais longos sem que haja uma perda significativa na concentração de energia e do material fundido. No entanto, um aumento exagerado também pode impedir a manutenção do arco devido ao aumento da área do mesmo e, conseqüentemente, aumento das perdas de calor da parte externa da coluna de plasma para o ambiente.

Em suma, a variação da DBP é a variação do tamanho do arco. No que diz respeito à tensão, esta aumenta com o aumento do tamanho da coluna de plasma, pois aumentando esse tamanho, aumenta-se a área de troca térmica com o ambiente e maior tensão é exigida para ionizar e reionizar o gás de plasma para que o arco não se extinga.

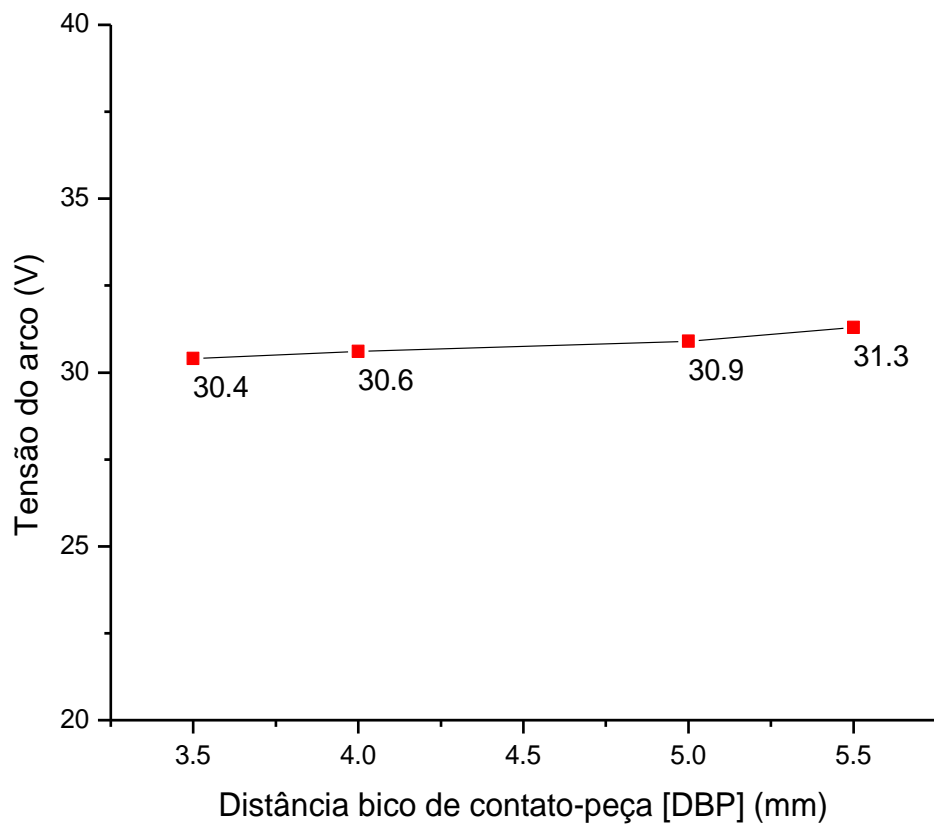


Figura 2.19 - Influência da DBP sobre a tensão do arco para uma corrente de 190A (valores adaptados de REIS e SCOTTI (2007)).

#### 2.9.5 Recuo do eletrodo

A Figura 2.18 mostra também o esquema do recuo do eletrodo na tocha plasma que é definido pela distância entre a face externa do bocal de constrição e a ponta do eletrodo. Esse parâmetro também tem uma influência nesse tipo de processo. Também considerado por Reis e Scotti (2007), um parâmetro secundário, mas pode ter uma influência marcante sobre a geometria do cordão.

Esse recuo atua no grau de constrição do arco, afetando o perfil do fluxo de plasma que incide sobre a poça de fusão. Oliveira (2001), estudou o recuo do eletrodo no plasma PTA alimentado com arame e observou uma variação de 2.4 V/mm.



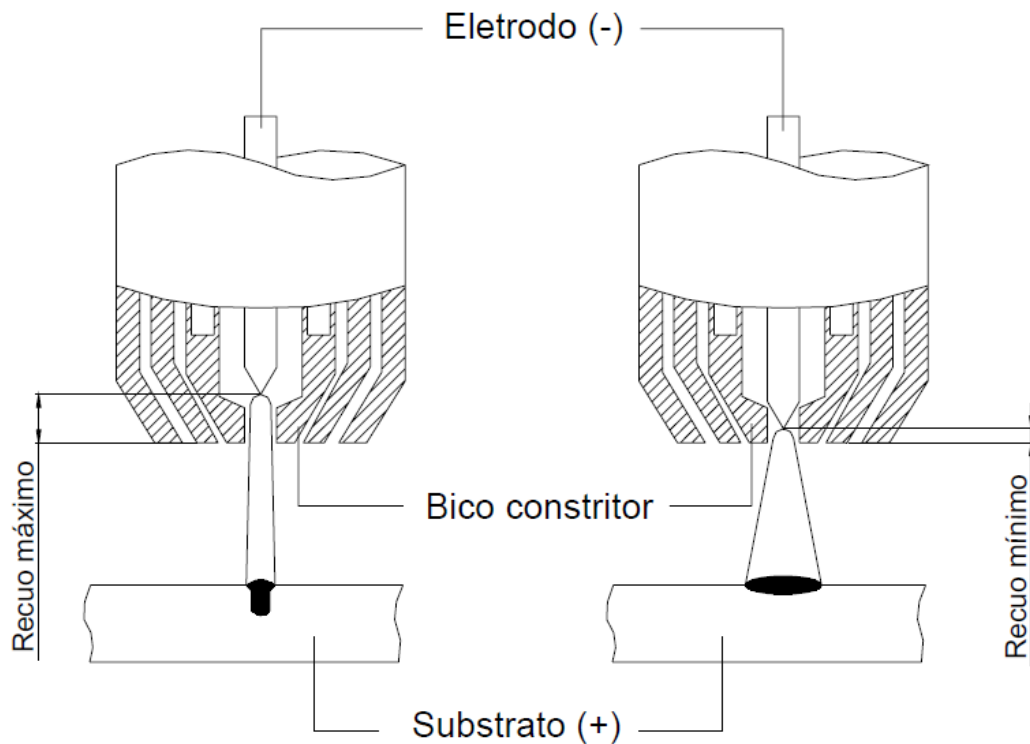


Figura 2.20 - Esquema da tocha mostrando o recuo do eletrodo e a influência sobre a poça de fusão, extraído de VERGARA, 2005.

A Figura 2.20 descreve o comportamento típico para um eletrodo mais afastado da base do bico constritor e de um recuo menor, ou seja, com o eletrodo mais próximo à base desse bico. Pode-se perceber que há um alargamento da poça de fusão e, conseqüentemente, do cordão de solda. No entanto, percebe-se também uma diminuição da penetração conforme diminui-se o recuo.

Por fim, é possível afirmar que um recuo maior favorece uma maior concentração de energia e uma maior penetração, com cordões mais estreitos. Já a situação oposta, favorece uma menor penetração com a formação de cordões mais largos, sendo este último utilizado em processo de preenchimento e revestimento.

Em termos práticos, Reis e Scotti (2007) colocam o recuo do eletrodo variando entre 0,8 a 2,4 mm. Pensando em relação à variação da tensão em função do recuo do eletrodo, também percebe-se que com o aumento do recuo, também é necessária uma maior tensão pelo mesmo fato citado anteriormente com relação ao aumento do tamanho do arco, como observado na Figura 2.20. Recuando mais o eletrodo, aumenta-se a largura do arco de plasma e sua área

de troca térmica, demandando uma maior tensão da fonte para manter o funcionamento e estabilidade da coluna de plasma.

A Figura 2.21 mostra a variação da tensão em função do aumento do recuo do eletrodo.

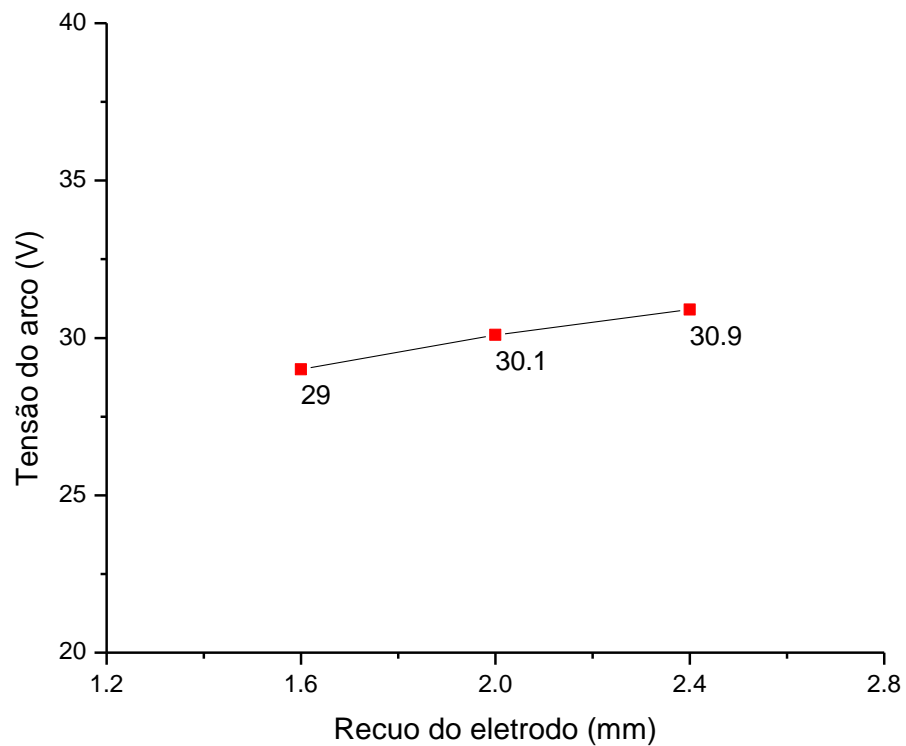


Figura 2.21 - Influência do recuo do eletrodo na tensão do arco para uma corrente de 190 A, valores extraídos de REIS e SCOTTI (2007).

### 2.9.6 Outros parâmetros

Além destes que são chamados de parâmetros principais e secundários, existem outros que apresentam influência sobre a formação no cordão de solda e na tensão do arco de forma mais branda que serão comentados mais sucintamente.

### 2.9.6.1 Vazão do gás de proteção

A variação desse parâmetro não apresenta muita influência na geometria final do cordão de soldagem para o argônio, por exemplo. Assim como o aumento da vazão de gás não produz variação significativa na tensão do arco, como observado na Figura 2.22. No entanto, para a utilização de gases de maior condutividade térmica como o hélio e o hidrogênio, essa variação pode ser mais significativa visto que ambos têm uma maior troca térmica com o ambiente. Portanto o aumento da vazão destes gases pode causar um aumento da concentração de energia do plasma e promover maior eficiência de fusão. Mas como dito, para o argônio, as alterações são muito pequenas e difíceis de serem percebidas.

A ressalva fica para caso utilize-se vazões de gás de proteção demasiadamente elevadas, pois pode ocorrer uma turbulência na poça fundida causando imperfeições no cordão devido ao fato desse aumento exagerado não proporcionar a proteção adequada à soldagem e diminuir a troca de calor na periferia do arco.

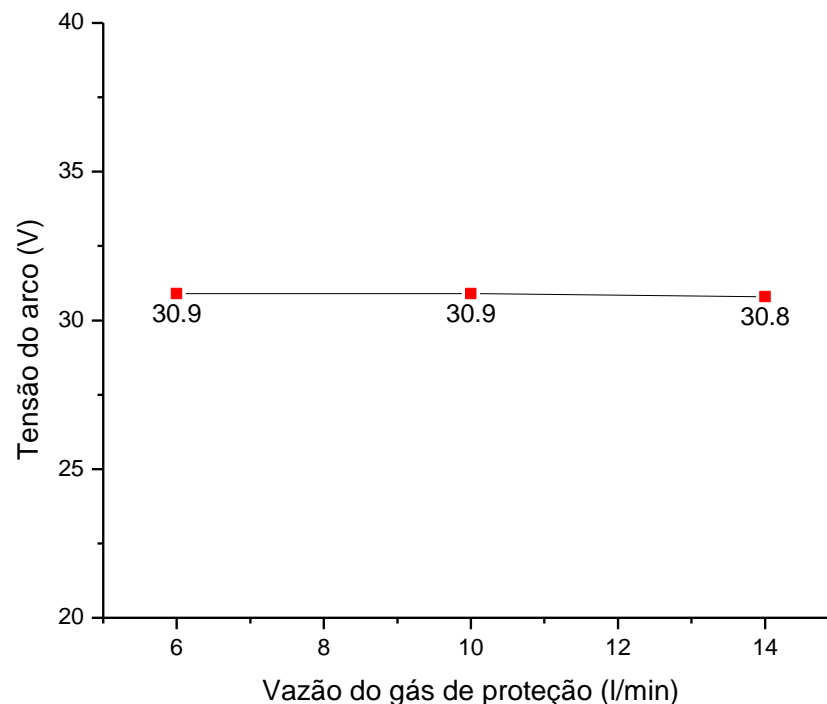


Figura 2.22 - Influência da vazão do gás de proteção na tensão do arco para uma corrente de 190A, valores retirados de REIS e SCOTTI (2007).

### 2.9.6.2 Ângulo de ponta do eletrodo

É um parâmetro que não apresenta grande influência no processo plasma devido ao eletrodo estar dentro da tocha e o jato de plasma passar pelo orifício constritor (REIS e SCOTTI, 2007). Esse parâmetro tem maior influência no processo TIG, onde o eletrodo permanece exposto. Nesse processo quanto maior o ângulo de ponta, menor comprimento do arco. Para o plasma, a influência é mínima tanto na geometria do cordão quanto na variação da tensão do arco.

## 2.10 A PULSAÇÃO DA CORRENTE

No processo plasma é possível a soldagem com corrente contínua ou com pulsação da corrente. A pulsação tem objetivos como refinar o grão ou até mesmo com a finalidade de soldagem de peças finas.

### 2.10.1 Solidificação da zona fundida

A corrente pulsada tem uma influência importante no modo de solidificação do metal. Os modos de solidificação possíveis são: colunar, dendrítico, planar, celular e equiaxial e seu desenvolvimento depende de algumas variáveis como grau de super-resfriamento (G). A teoria do super-resfriamento foi proposta por Chalmer em 1953 (BARRA, 2003) e afirma que para ocorrer o crescimento planar deve ser obedecida a equação 2.3:

Equação 2.3

$$\frac{G}{R_s} \geq \frac{\Delta T}{D_L}$$

Sendo:

G: gradiente de temperatura

R<sub>s</sub>: velocidade da frente de solidificação (taxa de crescimento)

ΔT: intervalo de solidificação da liga, ou seja, diferença entre as temperaturas de equilíbrio *liquidus* e *solidus*.

$D_L$ : coeficiente de difusão do soluto no líquido.

O valor dado por  $\frac{G}{R_s}$  representa o chamado grau de super-resfriamento e é responsável pela morfologia da estrutura solidificada. De acordo com Kou (2003), conforme o grau de super-resfriamento aumenta, a solidificação progride de planar para celular, seguindo para colunar dendrítica e para dendrítica equiaxial (Figura 2.23).

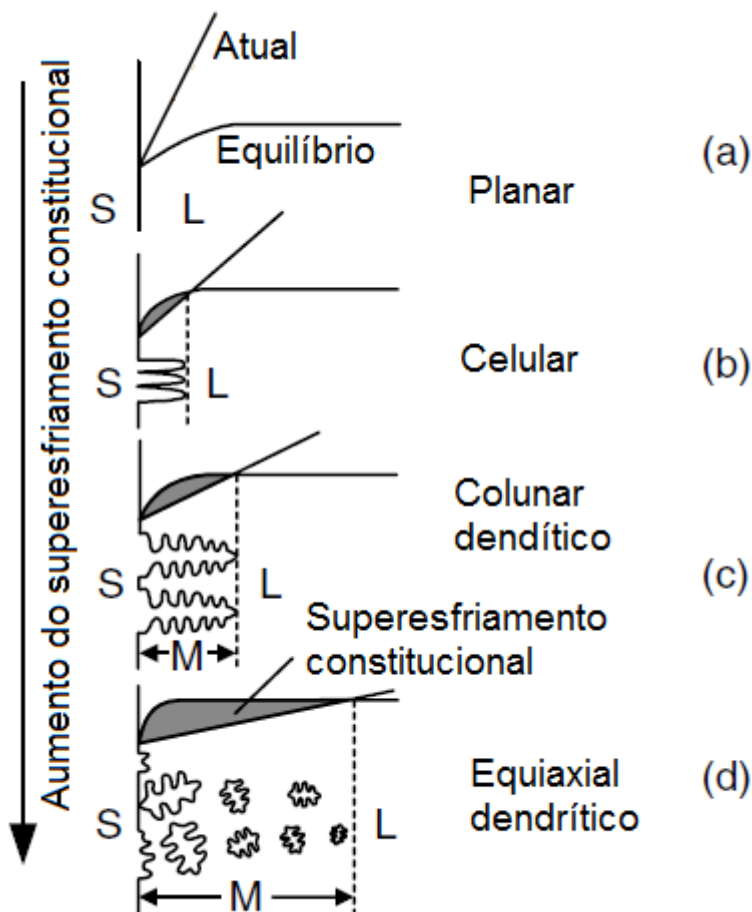


Figura 2.23 - Efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação: (a) Planar, (b) celular, (c) colunar dendrítico e (d) equiaxial dendrítico (adaptado de KOU, 2003).

A pulsacão do arco busca aumentar o efeito do super-resfriamento, fazendo com que a microestrutura seja diferenciada da observada para a soldagem de corrente contínua, sem a pulsacão. Henke (2010), observou uma diminuição no teor de ferrita  $\delta$  quando comparada a soldagem com o arco

pulsado, na frequência de 5 Hz, com a solda feita com a corrente contínua. A Tabela 2.2 mostra os parâmetros utilizados pelo autor e em sequência o gráfico mostrando porcentagem quantificada de ferrita  $\delta$  em função de cada conjunto de parâmetros utilizados.

Tabela 2.2 - Parâmetros utilizados na soldagem pelo autor HENKE, 2010.

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<sub>p</sub>*, corrente de pico; *I<sub>b</sub>*, corrente de base; *I<sub>m</sub>*, corrente média; *T<sub>p</sub>*, tempo de pico; *T<sub>b</sub>*, tempo de base

Os resultados observados pelo autor são mostrados na Figura 2.24.

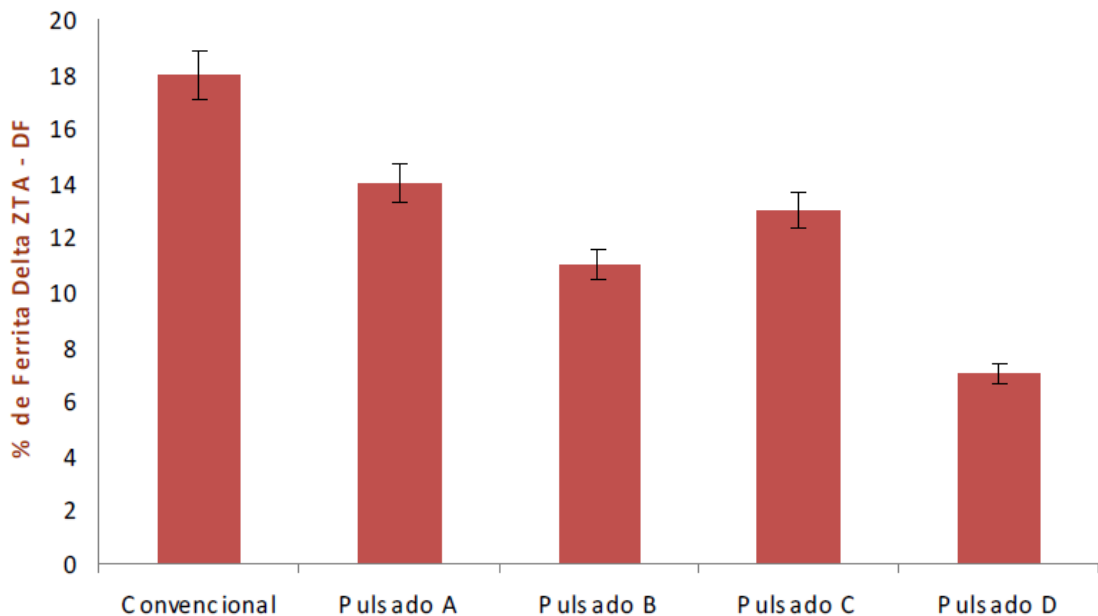


Figura 2.24 - Porcentagem de ferrita delta em função dos processos utilizados por HENKE, 2010).

Além desse efeito de redução no teor de ferrita  $\delta$ , observa-se também uma diminuição no tamanho médio do grão que, segundo Carrouge (2002), um tamanho menor de grãos na ZTA é importante para ou aumento da resistência mecânica e tenacidade.

## 2.11 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL DE TAGUCHI

O planejamento experimental de Taguchi é um método de desenho de experimentos que permite avaliar como diferentes parâmetros afetam a média e a variância de uma característica de desempenho do processo. O delineamento de experimentos proposto por Taguchi envolve o uso de matrizes ortogonais, para organizar os parâmetros que afetam o processo e os níveis que devem ser variados, permitindo a coleta de dados necessários para determinar quais os fatores que mais afetam a qualidade do produto, com uma quantidade mínima de experimentos, poupando assim, tempo e recursos (LIRA, 2012; TAGUCHI *et. al.* ,1990 e ROY; 2001).

A análise da variância sobre os dados coletados, a partir do desenho de experimentos, pode ser usada para selecionar novos valores de parâmetros, ou seja, para otimizar a característica de desempenho (LIRA, 2012).

De uma forma geral, a análise dos resultados pode ser feita de duas maneiras diferentes. Uma delas é mediante uma série de gráficos e a outra, mediante a análise da variância.

As respostas dadas pelo planejamento de Taguchi permitem verificar, em forma de gráficos, a influência que todos os fatores estudados exercem sobre as médias, a intensidade dessa influência e qual nível influencia positivamente sua resposta. Já a análise da variância, resultante da comparação das médias das respostas do arranjo ortogonal, calculado sobre a soma das respostas para cada nível em cada fator, revela se existe significância nos fatores, permitindo assim haver uma validação estatística da interpretação dos gráficos de influência (LIRA, 2012; TAGUCHI *et. al.* ,1990).

Ou seja, é possível analisar cada fator independentemente para a mesma resposta, bem como qual o nível deste fator que produz o melhor resultado nesta resposta.

Entre os arranjos previstos pelo planejamento de Taguchi, o que se adapta ao interesse deste estudo é o arranjo ortogonal L9, que permite trabalhar com 3 fatores e 3 níveis cada. A Tabela 2.3 mostra um planejamento genérico com os fatores e seus níveis e a Tabela 2.4 apresenta o modelo genérico para o L9.

Tabela 2.3- Planejamento genérico, fatores e níveis.

<b>Fator</b>	<b>Nível</b>		
<b>A</b>	1	2	3
<b>B</b>	1	2	3
<b>C</b>	1	2	3

Tabela 2.4 - Arranjo ortogonal L9 de Taguchi.

<b>Experimento</b>	<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>
1	1	1	1
2	1	2	2
3	1	3	3
4	2	1	2
5	2	2	3
6	2	3	1
7	3	1	3
8	3	2	1
9	3	3	2

Este arranjo será o utilizado no presente trabalho, ou seja, a variação de 3 fatores em 3 diferentes níveis.



### **3 DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL.**

#### **3.1 METODOLOGIA DE PESQUISA.**

Foram soldados nove CP com diferentes parâmetros de soldagem, sendo todos com quatro passes inferiores, três logo acima e dois passes superiores. Após finalizados os CP, os mesmos foram submetidos a análises de inspeção visual com a técnica de líquidos penetrantes. Também foram medidas as microdurezas dos cordões e do material de base buscando relações entre essas durezas e a variação de parâmetros utilizada. Essas relações entre dureza e variação de parâmetros foram analisadas através do método de Taguchi. Além disso, ataques químicos foram realizados para posterior avaliação microestrutural buscando verificar a presença da fase ferrita  $\delta$  e sua quantificação para posterior análise. A microestrutura foi analisada através do microscópio óptico (MO) e do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Também foi utilizada a técnica de difratometria de Raio-X (DRX) para verificar as fases presentes nos cordões de solda.

#### **3.2 OBJETIVO**

Avaliar a influência da variação dos parâmetros do processo de soldagem plasma na microdureza e na microestrutura do cordão de solda e da ZTA, observando o comportamento e presença da ferrita  $\delta$ .

#### **3.3 OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA E SOLDAGEM**

##### **3.3.1 Material base**

Para o metal de base foi escolhido o aço inoxidável supermartensítico macio de classificação ASTM 743 grau CA6NM, cuja composição química é mostrada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química do aço utilizado como material de base							
Composição Química							
CA6NM	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S
	0,02	0,38	0,66	11,9	4,5	0,40	0,001

Esse material é proveniente da pá de uma turbina (mostrada na Figura 3.1). Foi retirado um pedaço desse aço e posteriormente levado para a fresadora onde foi fresado de forma a retirar um tarugo retangular com as dimensões de comprimento e largura aproximados do tamanho final do corpo de prova.



Figura 3.1 Pá da turbina feita de aço CA6NM de onde são retirados os corpos de prova

Após o fresamento, o material foi levado para a máquina *CUT OFF* e, com a utilização de discos de grau A3, foi "fatiado" com a espessura desejada. A Figura 3.2 mostra o pedaço retirado da turbina (Figura a) e, depois de fresado e "fatiado" (Figura b).

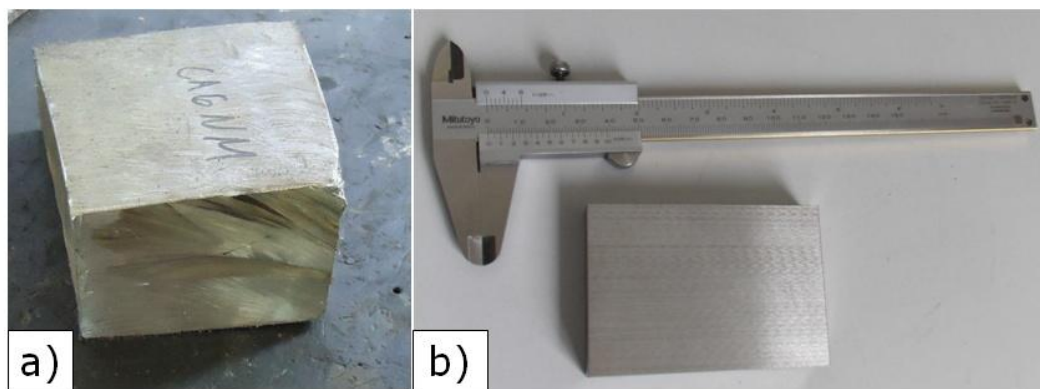


Figura 3.2 - (a) Aspecto do tarugo logo que retirado da palheta; (b) Aspecto final do CP

As dimensões finais adotadas foram 80x55x12,5 mm que, após usinados e cortados na *CUT OFF*, eram retificados para uma maior precisão dimensional.

### 3.3.2 Material de aporte

Como metal de adição foi usado o aço AWS ER410NiMo que apresenta uma composição química similar ao metal de base, visando a busca de características mecânicas equivalentes entre material aportado e substrato. Foi realizada a análise da composição química desse metal de adição, que apresenta a composição mostrada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Composição química do metal de adição ER410NiMo

410 NiMo	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S
	0,03	0,30	0,45	13,0	3,7	0,34	0,003

O material está na forma de vareta, com um diâmetro de 2,4 mm e é alimentado manualmente pelo soldador ao mesmo tempo que a tocha plasma avança com velocidade constante.

### 3.4 Equipamento de Soldagem

A bancada de equipamentos utilizada é do laboratório de revestimento de soldagem REVSOLDA do LACTEC. A bancada é constituída de um equipamento

de soldagem composto por uma tocha da marca Thermal Dynamics modelo 300, refrigerada a água, uma fonte de soldagem multiprocesso IMC450 e um módulo plasma. Além disso, a bancada possui um equipamento de avanço automático onde a tocha é fixada para manter uma velocidade constante no avanço do arco elétrico.

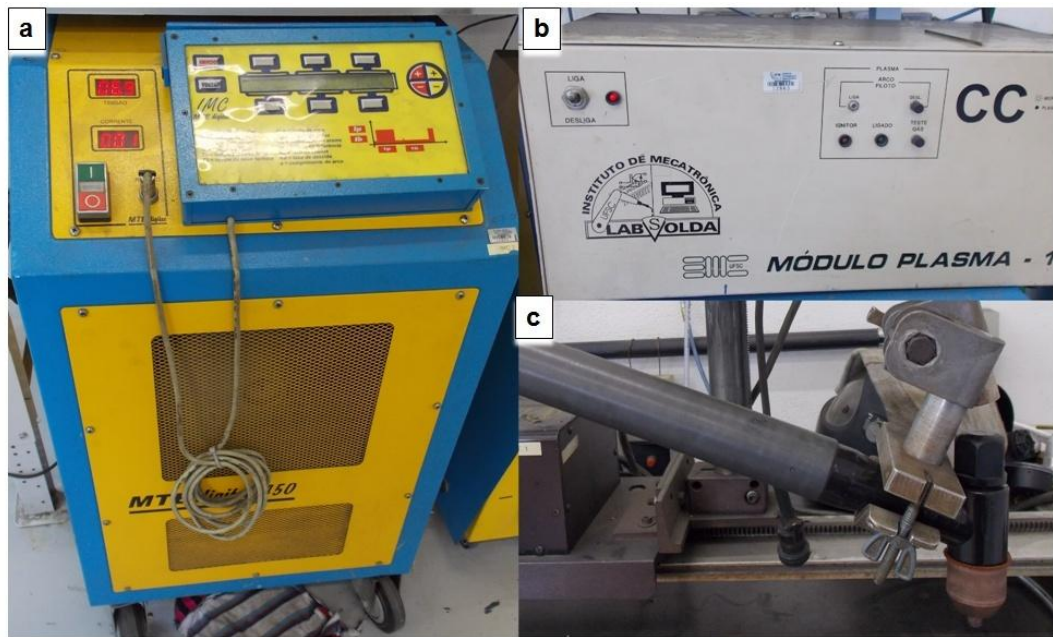


Figura 3.3 - (a) Fonte de soldagem plasma; (b) Módulo plasma; (c) Tocha Plasma

Junto à tocha plasma, pode-se ver o mecanismo pelo qual a mesma é fixada com um ângulo de incidência de  $90^\circ$  com a peça a ser soldada. Esse mecanismo de fixação está ligado a um mecanismo de avanço com velocidade controlada que se mantém constante. A velocidade foi definida com base em pré testes, buscando uma geometria adequada do cordão e melhor adaptação do soldador à velocidade de alimentação e de soldagem.

Com o objetivo de obter as condições de resfriamento equivalente à soldagem numa pá de turbina foi utilizado um dispositivo que resfria o corpo de prova (CP) simultaneamente com a soldagem. Esse dispositivo é composto de uma base oca, por onde passa água destilada proveniente de um Cooler. A água entra pelo dispositivo, passa na base oca e sai, retornando ao cooler que mais uma vez a resfria, refazendo o ciclo intermitentemente durante a soldagem. Essa sugestão foi dada para simular uma condição de resfriamento mais abrupta, visto que a espessura da pá da turbina, quando recuperada *in situ*, é muito maior que a

espessura dos corpos de prova e o calor se difunde rapidamente na direção dessa espessura, resfriando de forma mais abrupta a região da solda se comparado ao resfriamento dos corpos de prova utilizados.

O dispositivo de resfriamento e o cooler utilizado são mostrados na Figura 3.4.

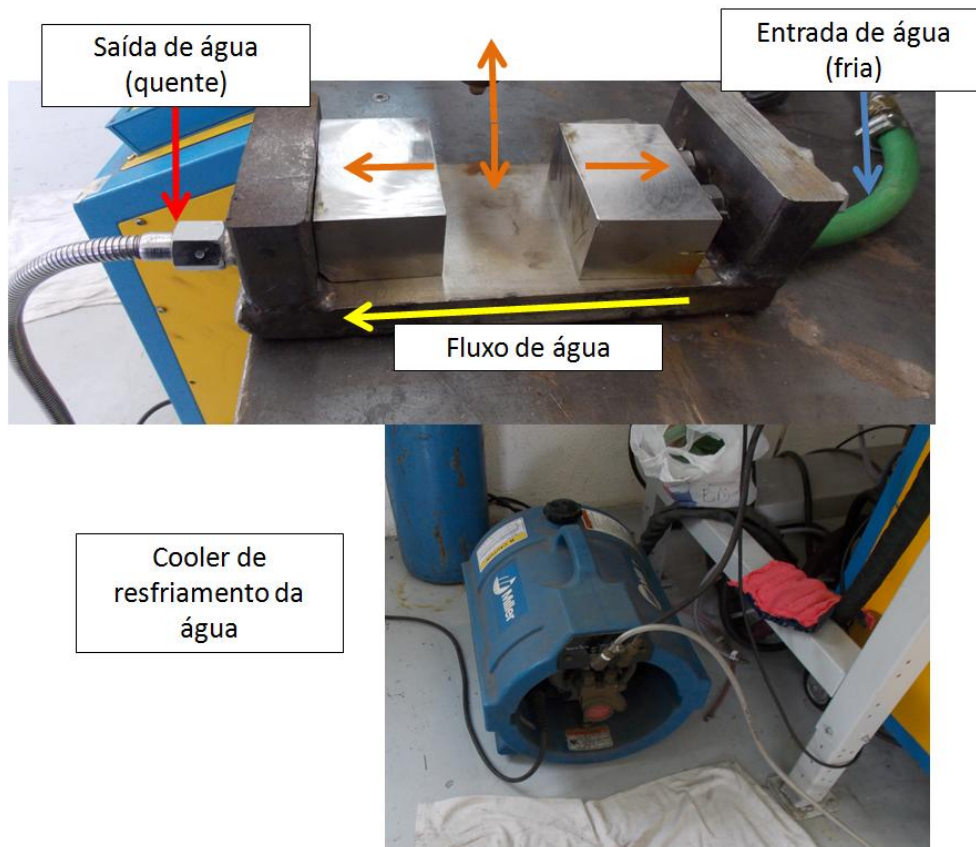


Figura 3.4 - Dispositivo utilizado para resfriar os corpos de prova durante a soldagem

O corpo de prova a ser soldado é colocado no centro do dispositivo como mostrado na Figura 3.5 e dois parafusos (à direita) empurram o bloco de metal para que o corpo de prova fique preso e em contato tanto com a base quanto com os blocos de metal à direita e à esquerda, para um maior contato e, conseqüentemente, melhor eficiência na transferência de calor por condução.



Figura 3.5 - Aspecto final do CP centralizado no dispositivo resfriador

### 3.4.1 Condições de Soldagem

Foram variados três parâmetros em três níveis. Alguns parâmetros foram fixados e mantidos durante a realização dos cordões de solda. Os parâmetros fixados são apresentados na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Parâmetros fixos para a soldagem utilizando Corrente Contínua

Velocidade de soldagem	150 mm/min
Distância tocha peça	10 mm
Vazão do gás de plasma	2,0 l/min
Vazão do gás de proteção	11,0 l/min
Temperatura de Pré-aquecimento	80°C
Temperatura de interpasse	80°C
Pressão do gás (Argônio)	150 kgf/cm <sup>2</sup>
Diâmetro da vareta	2,4 mm

A velocidade de soldagem foi fixada baseada em pré testes de acordo com a melhor adaptação do soldador juntamente com um aspecto visual satisfatório da geometria do cordão de solda. Outros parâmetros, como o pré aquecimento, são fixados baseando-se na literatura e serão esclarecidos adiante. Já os que foram variados são mostrados na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 - Parâmetros variados para a soldagem realizada com corrente contínua

CP	Corrente (A)	Pós Aquecimento (°C)	Recuo do Eletrodo (mm)
1	160	TA	0,4
2	160	550	0,8
3	160	600	1,2
4	180	600	0,4
5	180	TA	0,8
6	180	550	1,2
7	200	550	0,4
8	200	600	0,8
9	200	TA	1,2

O pré aquecimento foi realizado utilizando-se um cilindro de gás natural e outro de oxigênio, juntamente com um maçarico. O valor foi fixado em 80°C que é a temperatura utilizada para o interpasse. Esse procedimento era realizado buscando sempre manter a uniformidade da temperatura por todo o CP, sendo o valor medido em °C por um pirômetro, conforme o esquema da Figura 3.6.

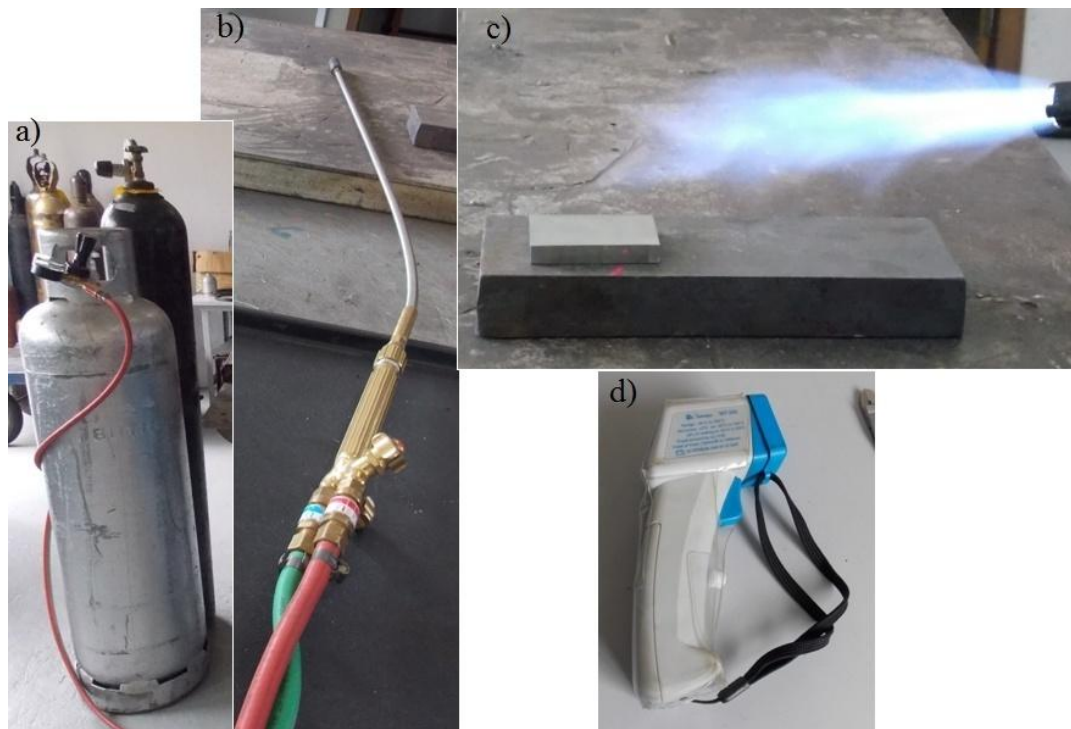


Figura 3.6 - Equipamentos utilizados para o pré aquecimento, a) cilindros de gases, b) maçarico, c) aspecto da chama durante o pré aquecimento, d) pirômetro.

O valor fixo para a temperatura de interpasse foi estudado por Gouveia *et al.*, (2012), onde o valor de 80 °C apresentou melhor resultado nos ensaios de tenacidade. Os autores testaram duas temperaturas de interpasse, uma de 80 °C e outra de 150 °C. Foram feitos ensaios de tenacidade à fratura para ambas as temperaturas e metalografia para análise da microestrutura das mesmas.

Foi percebido que para a temperatura de 80 °C, a morfologia da ferrita  $\delta$  era diferente da observada para a temperatura de interpasse de 150 °C. Isso se deve ao fato de com a temperatura mais baixa, a ferrita  $\delta$  se forma entre 1200 e 1300 °C, no chamado campo bifásico  $\gamma + \delta$ , e sua dispersão na matriz de martensita se dá de forma intergranular. Para a temperatura de interpasse mais alta, ou seja, a 150 °C a ferrita  $\delta$  se dispersou entre as placas de austenita de Widmanstätten, formação característica do campo monofásico  $\delta$ , onde ocorre a formação da ferrita entre 1300 e 1450 °C.

Essa morfologia, segundo os autores, demonstrou baseado nos ensaios de tenacidade, que a ferrita intergranular proveniente do campo bifásico, ou seja, a que se dispersa de forma intergranular não apresenta significativa influência na tenacidade do material. Portanto, essa formação e dispersão de ferrita  $\delta$  quando comparada ao material com teores quase zero dessa fase, não afeta muito o comportamento com relação a tenacidade à fratura. Já a ferrita  $\delta$  proveniente do campo monofásico mostrou-se prejudicial para essa propriedade do metal, diminuindo significativamente os valores comparados ao material isento de ferrita.

O diâmetro da vareta foi escolhido pelo soldador, de modo que o mesmo estivesse confortável e mantivesse um controle constante de alimentação do material, os testes foram feitos para esse diâmetro e para o diâmetro de vareta de 3,2 mm, sendo escolhida a de 2,4mm.

A distância bico de contato peça (DBP) foi determinada com base também em pré testes, sendo outras distâncias avaliadas e, como sugere a literatura de Reis e Scotti (2007), não foram evidenciadas grandes diferenças em função dessa variação. O valor de 10 mm foi fixado baseando-se então no trabalho de Henke (2010) que utilizou o plasma PTA para fazer refusão de um material base de composição química muito semelhante ao empregado neste presente trabalho. A Figura 3.7 demonstra como é feita a alimentação da vareta pelo soldador.





Figura 3.7 - Soldagem plasma PTA mostrando a alimentação com a vareta utilizada para a confecção dos cordões

Outros valores como vazão do gás de plasma, vazão do gás de proteção, velocidade de soldagem também foram baseados na literatura sobre plasma PTA assim como em trabalhos realizados por autores cujos substratos eram comuns ou praticamente de mesma composição química que o utilizado neste trabalho.

O número de passes foi fixado da seguinte forma: 4 passes iniciais, 3 passes superiores aos primeiros e mais dois passes no topo, com o intuito de já simular o que será realizado mais adiante durante uma recuperação de trinca, onde um único passe é insuficiente para preencher a região a ser recuperada. Portanto, optou-se por uma soldagem multipasse já para antecipar os efeitos que serão observados na utilização desse processo para a recuperação de trincas nas turbinas. A Figura 3.8 demonstra o aspecto do CP depois de soldado.



Figura 3.8 - Aspecto final do CP após feitos todos os passes de soldagem

Conforme a Tabela 3.4, alguns corpos de prova foram submetidos a um posterior tratamento térmico de 550 °C e 600 °C para avaliação das propriedades dos mesmos após 2 horas no forno (mostrado na Figura 3.9) à temperatura constante. O resfriamento foi feito a temperatura ambiente fora do forno.



Figura 3.9 - Forno utilizado para o tratamento térmico pós soldagem (TTPS).

A faixa de escolha do TTPS se baseia em trabalhos como de Brezina (1980) que mostrou que acima de 550 °C existe o aparecimento de uma austenita estável e finamente distribuída no interior da microestrutura. Essa austenita é desejável pois aumenta a tenacidade do CA6NM, melhorando seu desempenho com relação aos testes de impacto. Também foi evidenciado que acima dos 620 °C há o surgimento de uma austenita instável, ou seja, que se transforma em martensita não revenida novamente durante o resfriamento.

### 3.5 ANÁLISES REALIZADAS NOS CP

Para avaliação da qualidade dos cordões de solda e da ZTA, foram realizados alguns ensaios que serão descritos a seguir.

#### 3.5.1 Ensaio de Líquidos Penetrantes

Após obtenção dos CP soldados, foi realizado o ensaio visual de Líquidos Penetrantes, cuja finalidade é detectar discontinuidades na superfície do material, tanto na seção transversal quanto ao longo dos cordões de solda.

#### 3.5.2 Análises da seção transversal e cordões de solda

Após a obtenção final dos cordões de solda e finalizadas todas as condições propostas para as variações de parâmetros, os corpos de prova, depois de resfriados fora do forno em temperatura ambiente, foram submetidos ao corte em um equipamento *CUT OFF* para posterior análise. O aspecto do CP cortado é mostrado na Figura 3.10.



Figura 3.10 - Aspecto do CP depois de cortado.

Após efetuado o corte das peças, as mesmas foram levadas à politriz onde foram lixadas em diversas granulometrias, iniciando-se pela lixa 120, 220, 400, 600, 800 e 1200. Após serem lixadas, ainda na politriz, as amostras foram submetidas a um polimento com pasta de diamante 1  $\mu\text{m}$ .

### 3.5.3 Inspeção visual pela técnica de líquidos penetrantes

Foi efetuada uma inspeção visual pelo método dos líquidos penetrantes para verificar o aspecto dos cordões de solda no sentido longitudinal e transversal, buscando descontinuidades na superfície.

### 3.5.4 Ataques químicos para revelação microestrutural

Após o ensaio de líquidos penetrantes, as amostras sofreram então diferentes ataques químicos com o objetivo de revelar a microestrutura. Para isso, foi utilizado o ataque eletrolítico com ácido sulfúrico, sendo a amostra imersa na solução por 20 segundos e uma DDP aplicada de 4 V. Também foram utilizados os reagentes Vilella para revelar a martensita e Stock que revela em azul a fase

ferrita  $\delta$ . Os reagentes utilizados para fazer a solução são especificados na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 - Ataques químicos utilizados para o procedimento de avaliação microestrutural

Nome	Reagentes	Procedimento para ataque	Especificidade
<b>Vilella</b>	1 g $C_6H_3OH(NO_2)_3$ 5 ml HCl 100 ml $C_2H_6OH$	Imersão da amostra por 20 a 30s	Revela martensita
<b>Sulfúrico</b>	20 ml $H_2SO_4$ 0.01 g $NH_4CNS$ 80 ml $H_2O$	Imersão da amostra e ataque eletroquímico por 20s a 4V	Revela Ferrita Delta, mas não a martensita
<b>Stock</b>	1 g $K_2S_2O_5$ 20 ml HCl 80 ml $H_2O$	Imersão da amostra até atingir a coloração vermelha	Revela martensita em laranja e ferrita delta em azul

### 3.5.5 Análise de Microdureza

A dureza do material foi medida com o auxílio de um microdurômetro da marca Shimadzu. A carga aplicada foi de 300 gr por 15 segundos. O levantamento dos valores de dureza foi feito no centro da peça, foram levantados 80 valores de microdureza para cada peça com o intuito de verificar a manutenção ou variação desses valores em função de sobrepasse e de formação de fases diferentes da martensita. A forma como esses valores de microdureza foram medidos nos corpos de prova está representado na Figura 3.11.

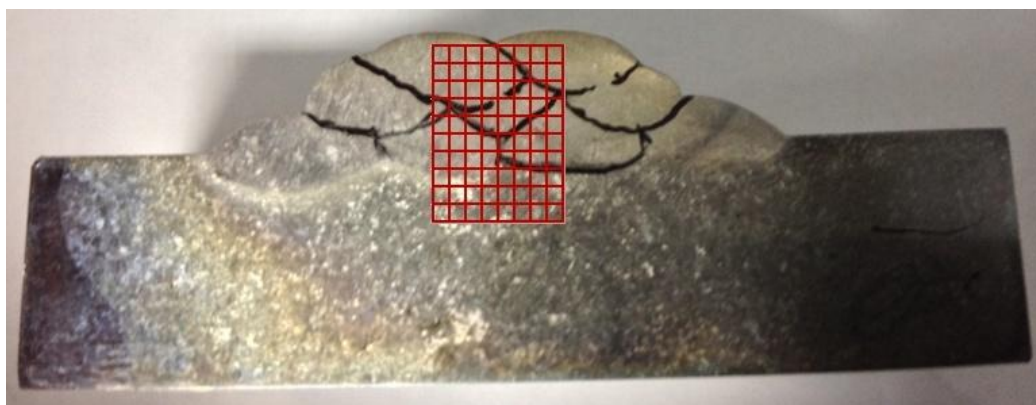


Figura 3.11 - Representação da matriz de dureza, onde a grade em vermelho demonstra os locais de onde foram retirados os valores de microdureza

### 3.5.6 Análise experimental de Taguchi

O planejamento experimental foi realizado de forma a realizar um estudo onde é possível verificar a influência dos parâmetros variados sobre algumas propriedades dos cordões de solda e da ZTA

Como explicado anteriormente, foram variados 3 parâmetros (corrente, recuo do eletrodo e pós aquecimento) em 3 níveis diferentes, resultando em um arranjo L9, representado na Tabela 3.4.

Para isso, os valores de microdureza foram representados graficamente e sofreram uma análise de variância para verificar se havia influência significativa da variação dos parâmetros na microdureza e na porcentagem de ferrita  $\delta$  na microestrutura.

Após o estudo de parâmetros foi possível decidir a melhor combinação de parâmetros, ou seja, os que apresentam menor quantidade de ferrita  $\delta$  e valores de dureza menores.

### 3.5.7 Análise microestrutural

Após o ataque, os substratos eram levados ao microscópio óptico para visualização do aspecto microestrutural, buscando observar a presença da fase ferrita  $\delta$ . Além do MO, foi utilizado também o microscópio eletrônico de varredura (MEV) para melhor visualização da microestrutura e identificação de presença da ferrita  $\delta$ . A espectroscopia de energia dispersiva (EDS) foi feita para revelação da composição química dos locais desejados. Este equipamento encontra-se acoplado ao MEV.

Após o ataque eletrolítico com Sulfúrico, foi feito um levantamento da quantidade de ferrita  $\delta$  presente através da binarização da imagem feito pelo software Stream Essentials acoplado ao MO como mostrado na Figura 3.12.

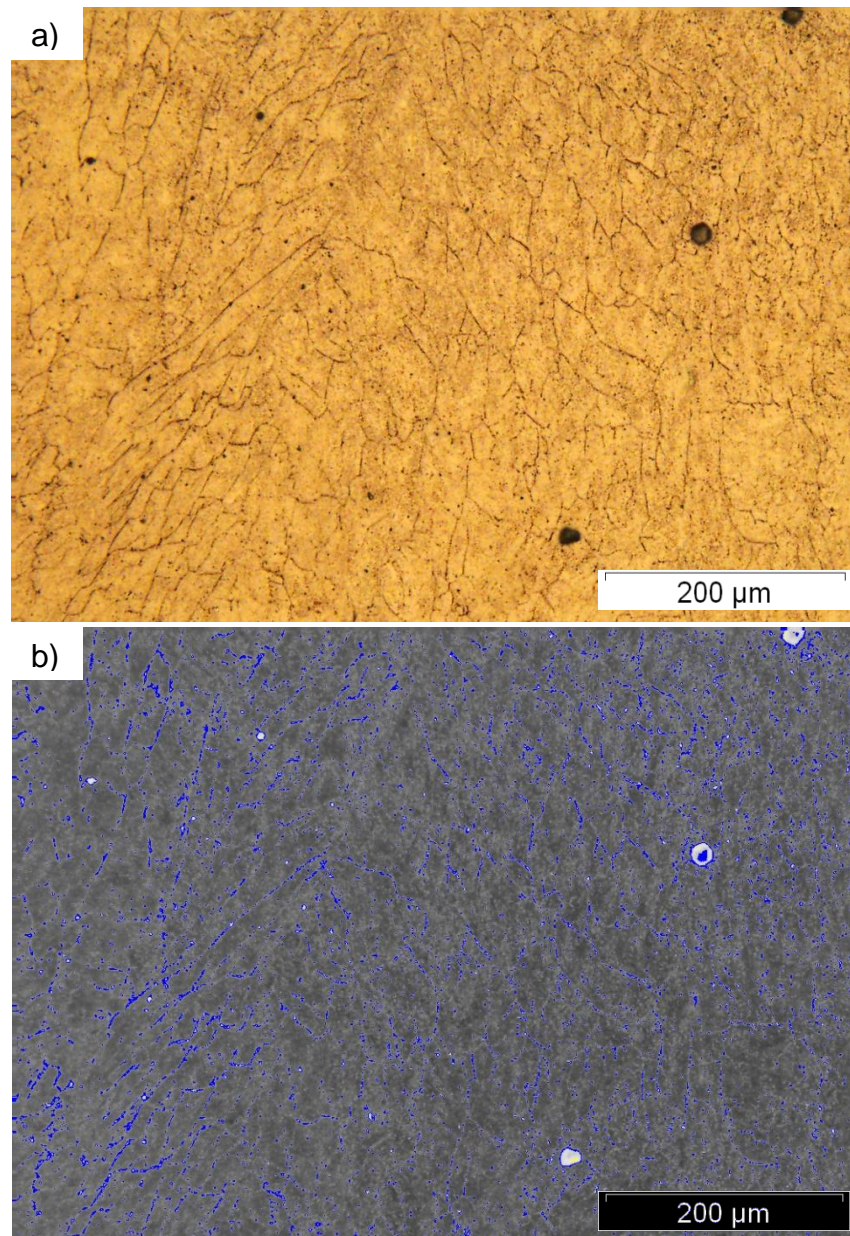


Figura 3.12 - Exemplo de binarização da imagem para estimativa da presença da ferrita  $\delta$  (em azul). Imagem sem binarização em a) e imagem binarizada em b).

Os valores foram então analisados estatisticamente do mesmo modo que foi feito para a microdureza e os parâmetros com menor porcentagem de ferrita  $\delta$  foram então selecionados.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 INSPEÇÃO VISUAL POR TÉCNICA DE LÍQUIDO PENETRANTE

Apartir da Figura 4.1 até a Figura 4.9, são mostrados os aspectos das amostras quando analisados sob uma inspeção visual através do ensaio de líquidos penetrantes. O objetivo desse ensaio é avaliar a presença de descontinuidades abertas na superfície como poros e trincas entre os cordões depositados e na seção transversal.

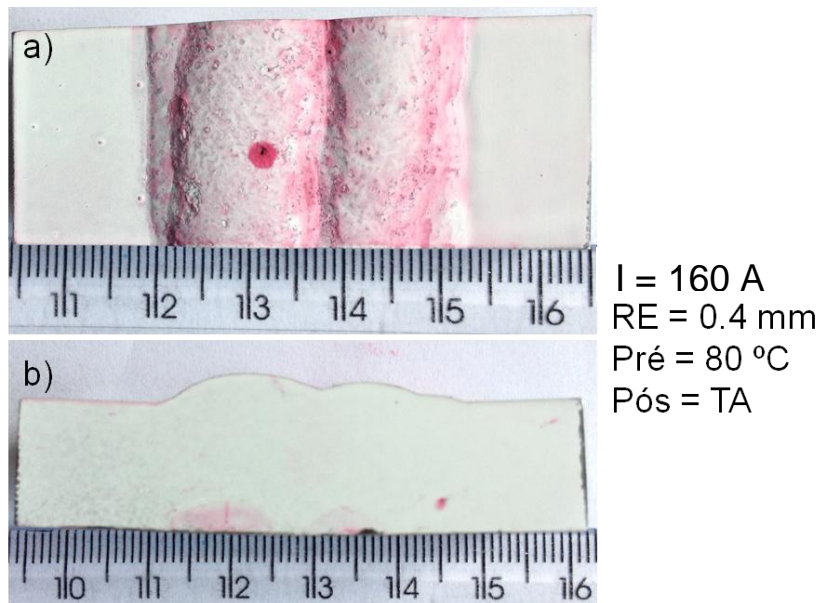


Figura 4.1 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 1. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal.



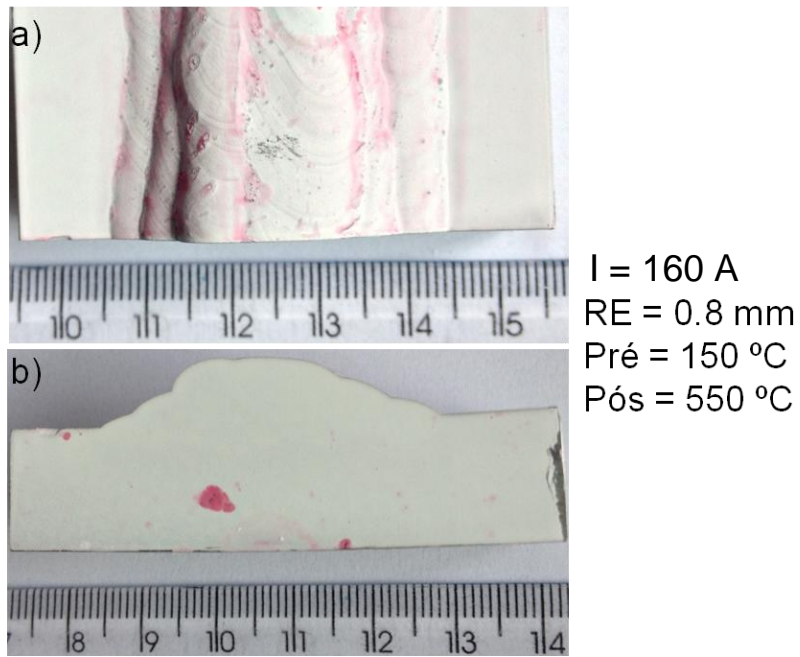


Figura 4.2 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 2. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal.

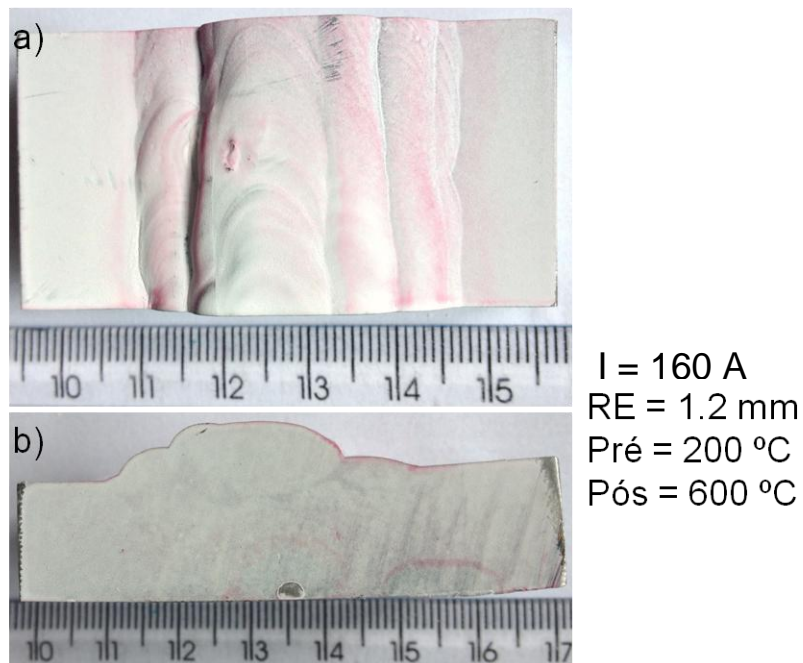


Figura 4.3 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 3. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal.

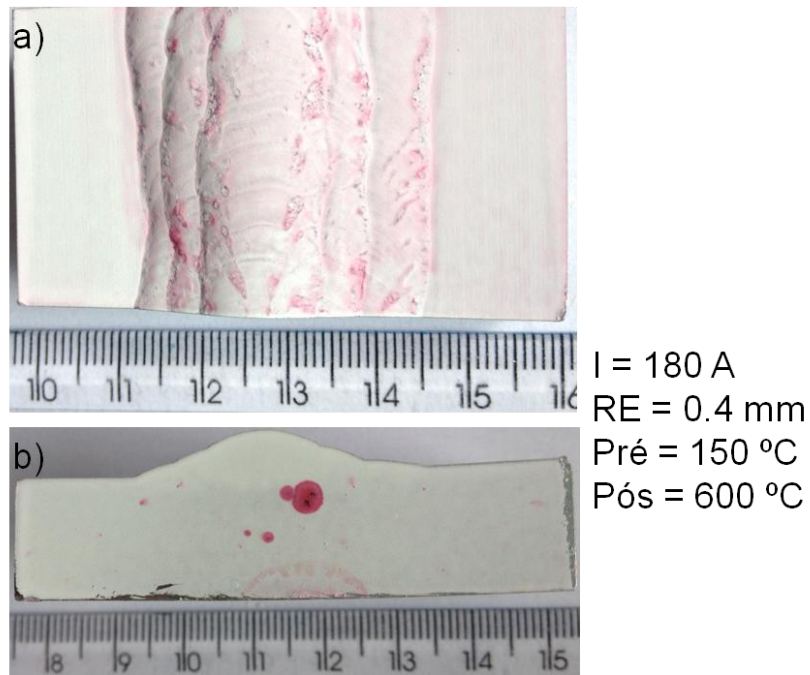


Figura 4.4 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 4. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal.

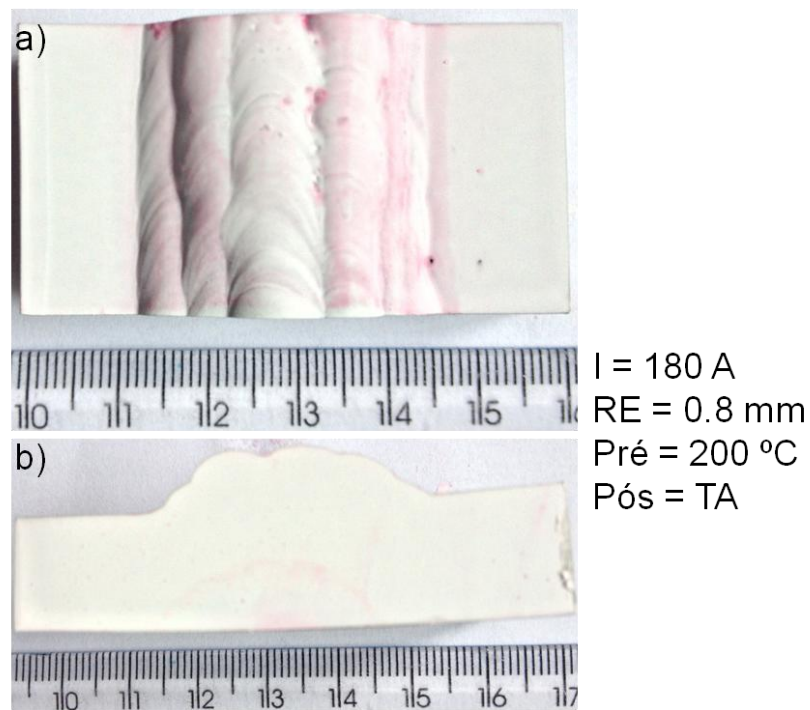


Figura 4.5 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 5. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal.

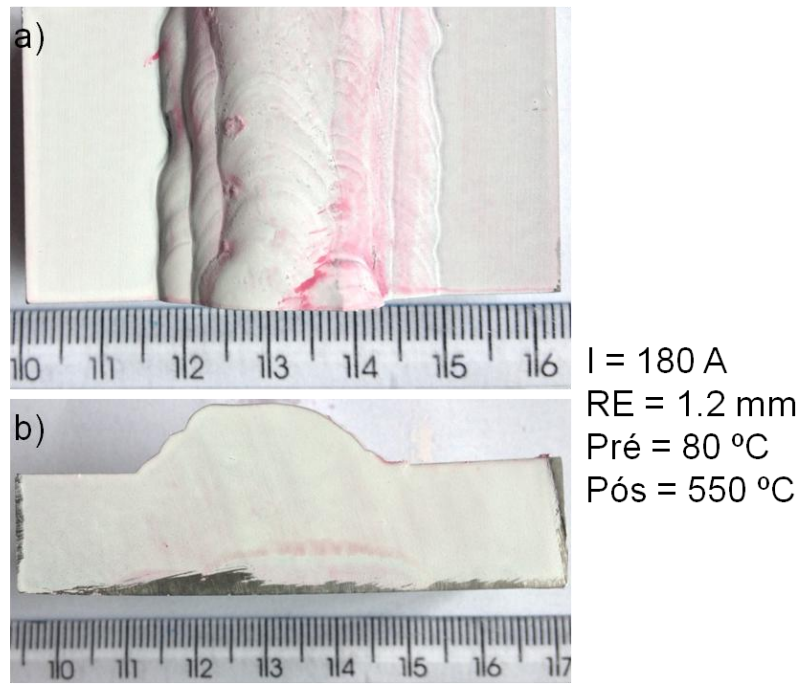


Figura 4.6 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 6. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal.

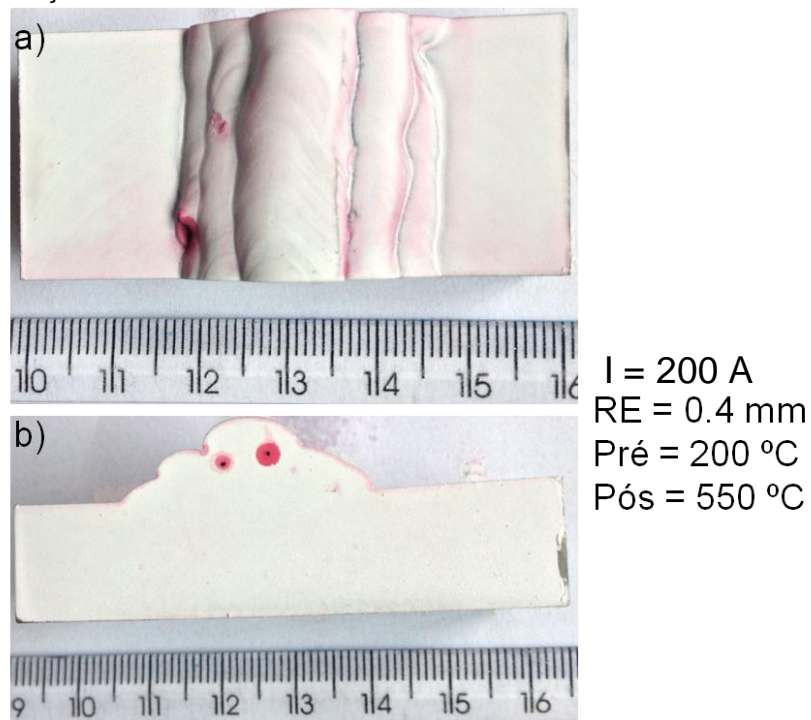


Figura 4.7 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 7. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal.

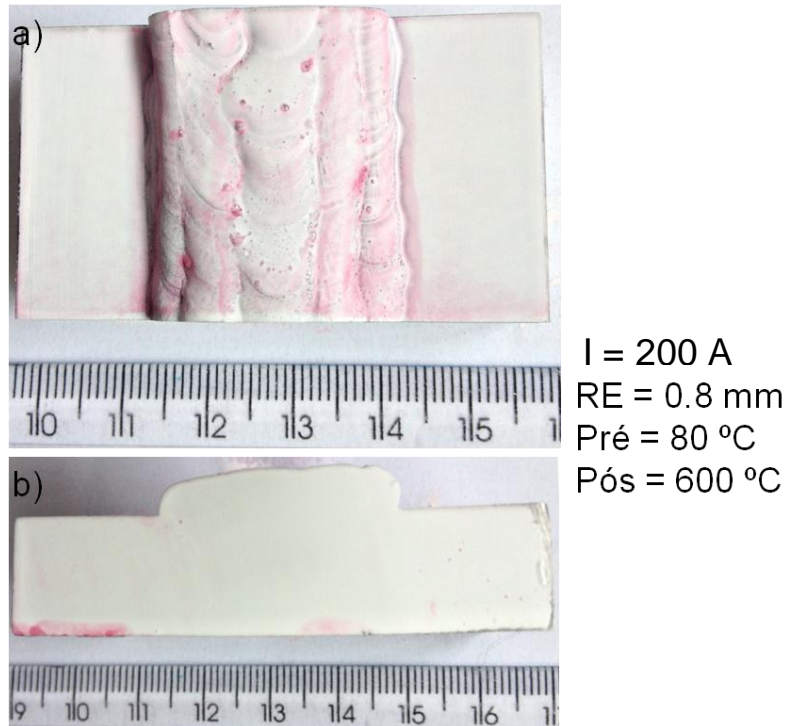


Figura 4.8 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 8. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal.

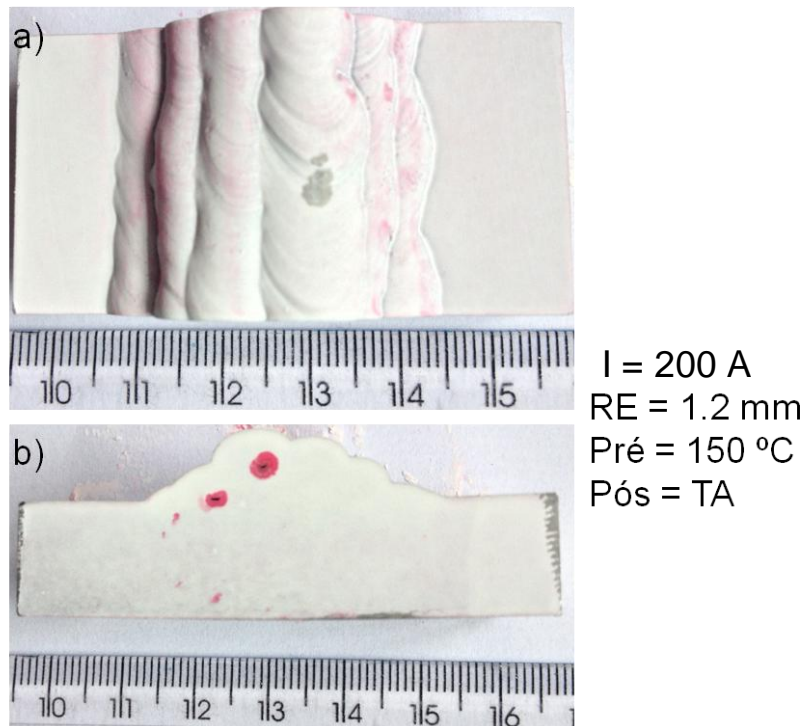


Figura 4.9 - Inspeção visual por líquido penetrantes do CP 9. Em a) vista de topo; em b) vista da seção transversal.

A partir das análises, não foi detectada a presença de trincas tanto no topo dos cordões entre os passes, quanto na seção transversal. Alguns defeitos foram

detectados nas Figuras 4.4b, 4.7b e 4.9b. Esses defeitos são falhas de fusão entre um cordão e outro que podem ter sido ocasionados pelas parametrizações propostas ou também por alguma diferença de velocidade de alimentação da vareta durante a confecção do cordão.

## 4.2 Análise da dureza

Foram levantados 80 valores de microdureza para cada CP e montado um gráfico boxplot que é apresentado na Figura 4.10.

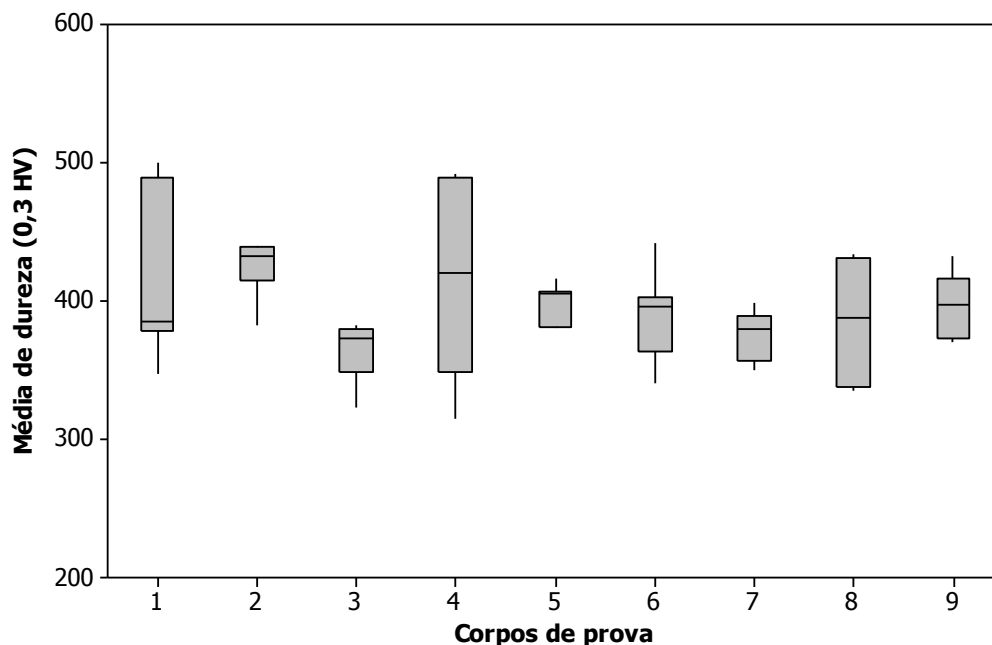


Figura 4.10 - Valores de microdureza medidos para cada CP.

Através do gráfico pode-se perceber que, em geral, os diferentes conjuntos de parâmetros não têm uma influência muito elevada na microdureza do material, sendo as medianas próximas entre um corpo de prova e outro.

Através de uma análise de variância das médias, levantam-se as hipóteses para demonstrar efetivamente se a dureza foi ou não foi significativamente alterada devido à alteração dos parâmetros.

As hipóteses então, são as seguintes:

- H<sub>01</sub> - Fator Corrente não é significativo;  
H<sub>11</sub> - Fator Corrente é significativo;  
H<sub>02</sub> - Fator Recuo do Eletrodo não é significativo;  
H<sub>12</sub> - Fator Recuo do Eletrodo é significativo;  
H<sub>03</sub> - Fator Pós Aquecimento não é significativo;  
H<sub>13</sub> - Fator Pós Aquecimento é significativo.

A Tabela 4.1 explicita os resultados da análise da variância.

Tabela 4.1 - Análise de variância da dureza para os parâmetros, com nível de significância de 10%.

<b>Fator</b>	<b>G.L.</b>	<b>Soma de Quadrados</b>	<b>Quadrados Médios</b>	<b>F</b>	<b>Valor-P*</b>
<b>Corrente</b>	2	440.0	220.0	0.23	0.816
<b>Recuo do Eletrodo</b>	2	613.5	306.7	0.31	0.761
<b>Pós Aquecimento</b>	2	224.8	112.4	0.12	0.897
<b>Erro Residual</b>	2	1949.2	974.6		
<b>Total</b>	8	3227.5			

\*Sendo o nível de significância de 10%, para valor-P menor que 0,10 é rejeitada a hipótese H<sub>0x</sub>.

Determinado um nível de significância de 10%, o fator "P" deve ser menor que 0,1 para que seja considerado um parâmetro significativo. Como mostrado na Tabela 4.1, para todos os parâmetros, o fator "P" ficou muito acima de 0,1, ou seja, não há influência significativa da alteração desses parâmetros (nos níveis testados) com relação à microdureza do material.

Através da análise de Taguchi, apesar de demonstrado pela da análise da variância que a mudança nos valores de microdureza não são elevados, foi feito um ranqueamento de qual dos parâmetros influenciou mais na mudança da microdureza do material. O resultado é mostrado na Tabela 4.2

Tabela 4.2 - Ranqueamento dos fatores

Nível	Recuo do eletrodo	Pós aquecimento	Corrente
1	401.5	396.7	399.6
2	402.7	390.0	402.7
3	384.6	402.2	386.6
Delta	18.1	12.2	16.2
<b>Rank</b>	<b>1</b>	<b>3</b>	<b>2</b>

Por fim, foi levantado o gráfico que demonstra os valores médios de microdureza em função de cada parâmetro para cada nível variado. O resultado é mostrado na Figura 4.11.

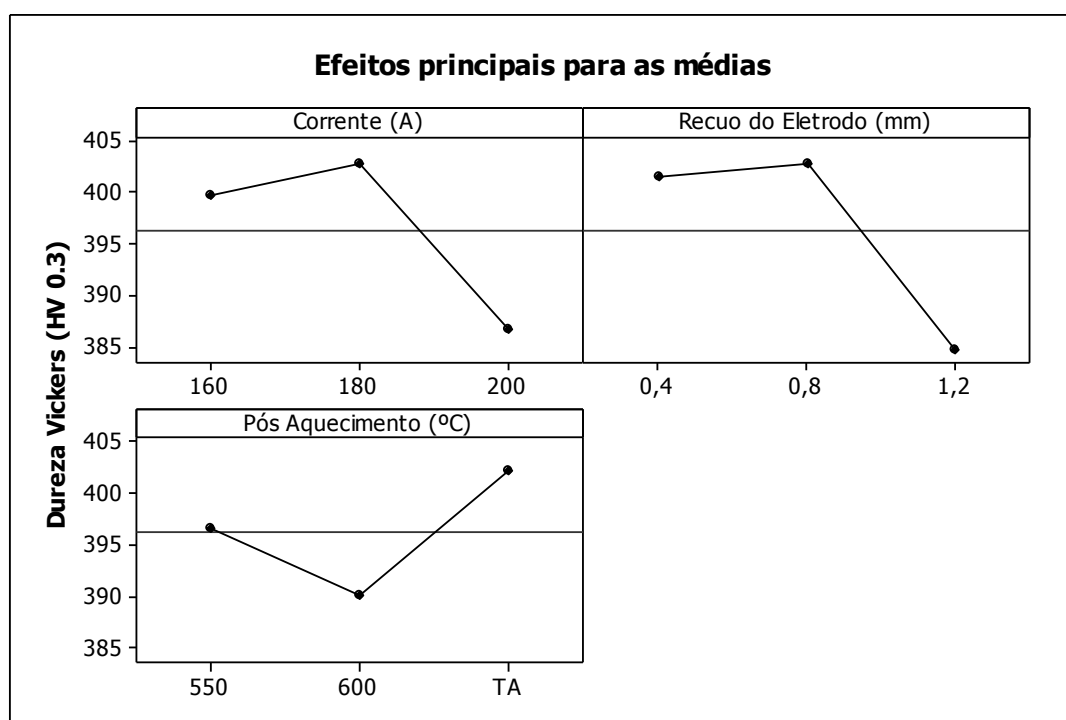


Figura 4.11 - Efeitos principais para as médias de microdureza

A Figura 4.11 demonstra que para o recuo do eletrodo de 1,2 mm é o que apresenta menor dureza, no entanto não se chegou a nenhuma conclusão efetiva sobre o motivo desse comportamento. O que entende-se é que um maior recuo proporciona uma maior largura do cordão de solda e uma distribuição de calor, teoricamente, mais rápida pois o arco não se encontra tão concentrado.

O comportamento mostrado para o pós aquecimento demonstra que para 600 °C os valores de microdureza são mais baixos que para as outras

temperaturas testadas. A explicação encontrada é que, provavelmente, assim como descreveu Brezina (1980), é nessa faixa de temperatura que pode existir a formação de uma austenita estável, ou seja, que se mantém presente na estrutura até o resfriamento à temperatura ambiente e se dispersa na matriz martensítica. Valores acima de 620 °C já transformam a martensita em uma austenita instável que, ao resfriar, transforma-se novamente em martensita não revenida. No entanto, não foi possível identificar a presença da austenita em todos os CP através do ensaio de DRX. Também ocorre um alívio de tensões devido ao TTPS, diminuindo assim os valores de dureza.

Com relação à corrente, o valor de 200 A apresentou a menor média de dureza. Esse fato pode ser devido ao maior aporte térmico imposto por esse valor de corrente quando comparado com os outros valores. Com isso, existe uma taxa de resfriamento mais baixa e conseqüentemente menores valores de microdureza. No entanto, é importante frisar que a diferença é pequena e, estatisticamente demonstrado, não significativa, mas existe.

A Figura 4.12 demonstra a média dos valores de microdureza medidos para os 9 CP desde o topo até o metal de base.

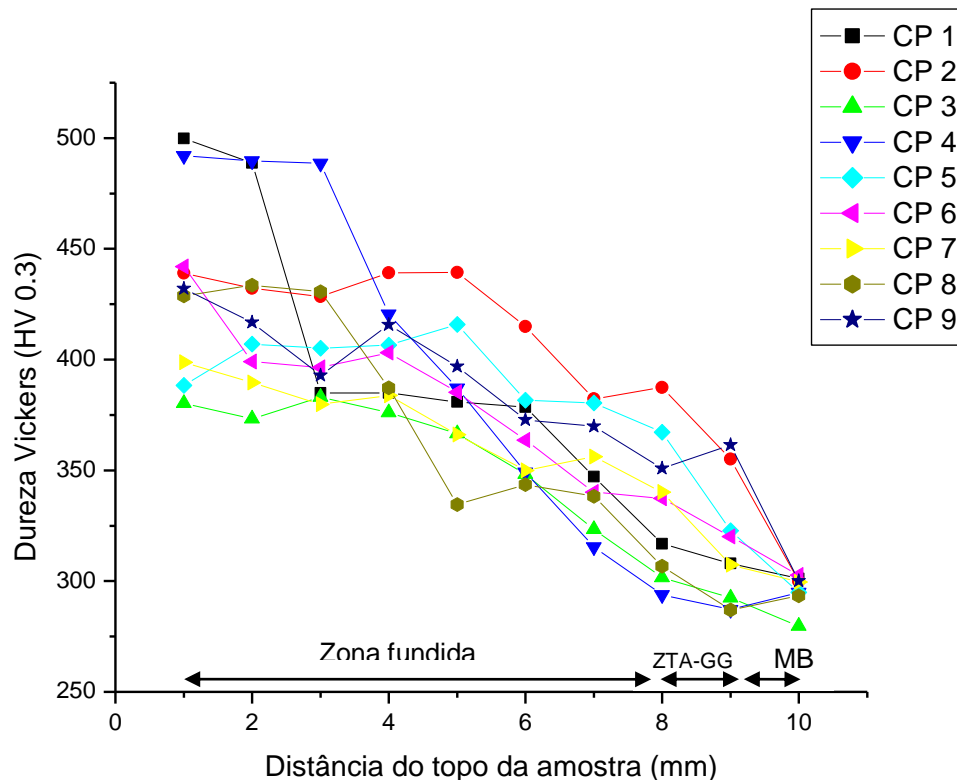


Figura 4.12 - Média dos valores de dureza da seção transversal de todos os CP desde o topo até o metal de base.



Observa-se uma queda na dureza devido as passes subsequentes, provavelmente devido ao revenimento da martensita e alívio de tensões. Os valores decrescem até chegarem no MB, que apresenta valores próximos a 300 HV.

### 4.3 Análise microestrutural

#### 4.3.1 Presença da Austenita

Essa fase é difícil de ser observada em MO e sua identificação se torna confusa. No presente trabalho, foram encontrados indícios da presença da austenita no cordão de solda de algumas amostras. A análise feita através de DRX mostrou que existe uma austenita retida em alguns CP. No entanto, existe uma dificuldade em detectar a austenita através da técnica de DRX. Os resultados encontrados são mostrados na Figura 4.13.

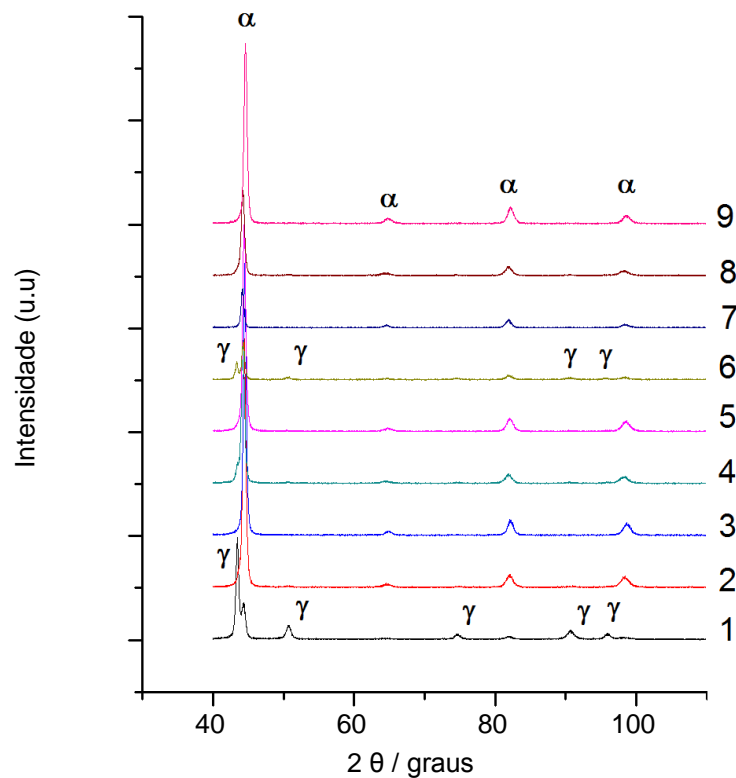


Figura 4.13 - Resultado da difratometria de Raio X para os 9 CP.

Os CP 1 e 6 apresentaram a presença da austenita retida no cordão de solda, enquanto que os outros CP não revelaram essa fase através dessa técnica.

#### 4.3.2 Presença da ferrita $\delta$

Através das análises, pode ser percebida a presença mais concentrada da ferrita  $\delta$  próximas às linhas de fusão, entre um passe e outro da soldagem, como é visto na Figura 4.14.

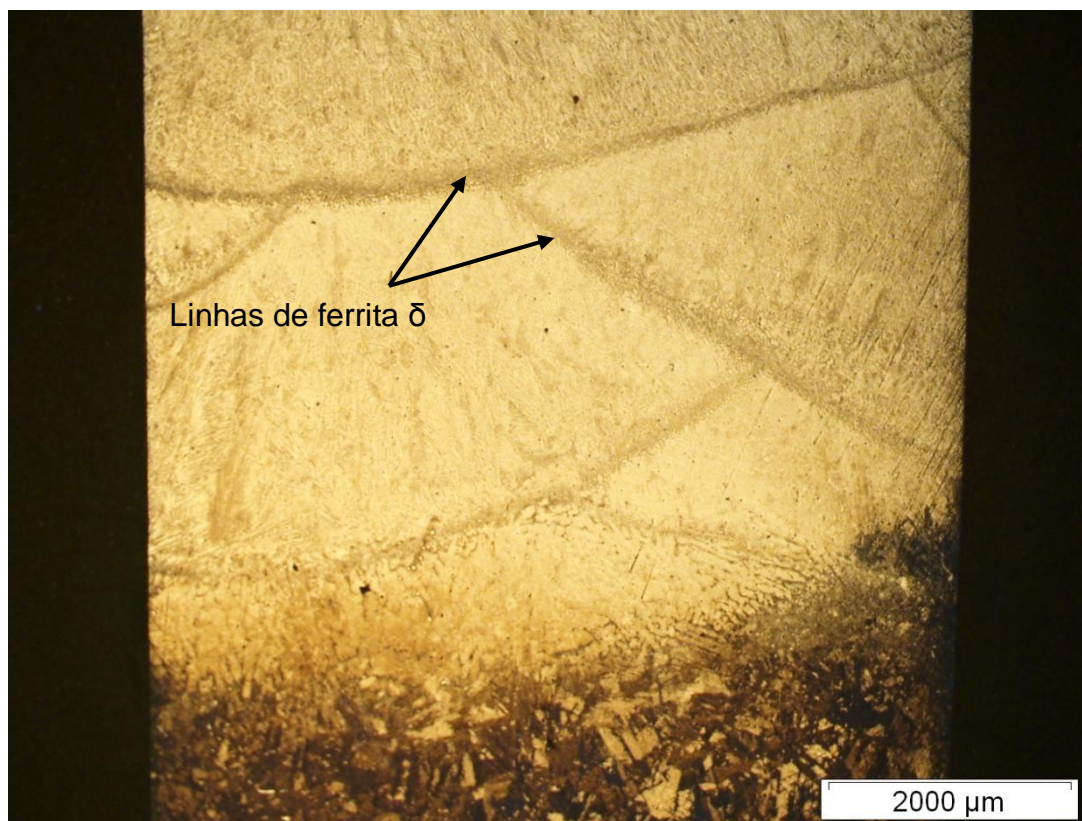


Figura 4.14 - Aspecto do CP 3 após ataque eletrolítico. As flechas apontam as linhas de ferrita  $\delta$ .  
Ataque: sulfúrico.

Esse comportamento se repete para todas as amostras, independente do conjunto de parâmetros adotado. Uma hipótese para a presença da ferrita  $\delta$  na região de interpasse é que a temperatura alcançada na região próxima da LF é acima de  $Ac_4$ , atingindo o campo de formação da fase ferrita  $\delta$  e mantendo essa fase durante o resfriamento. A Figura 4.15 demonstra esse comportamento para todos os CP.

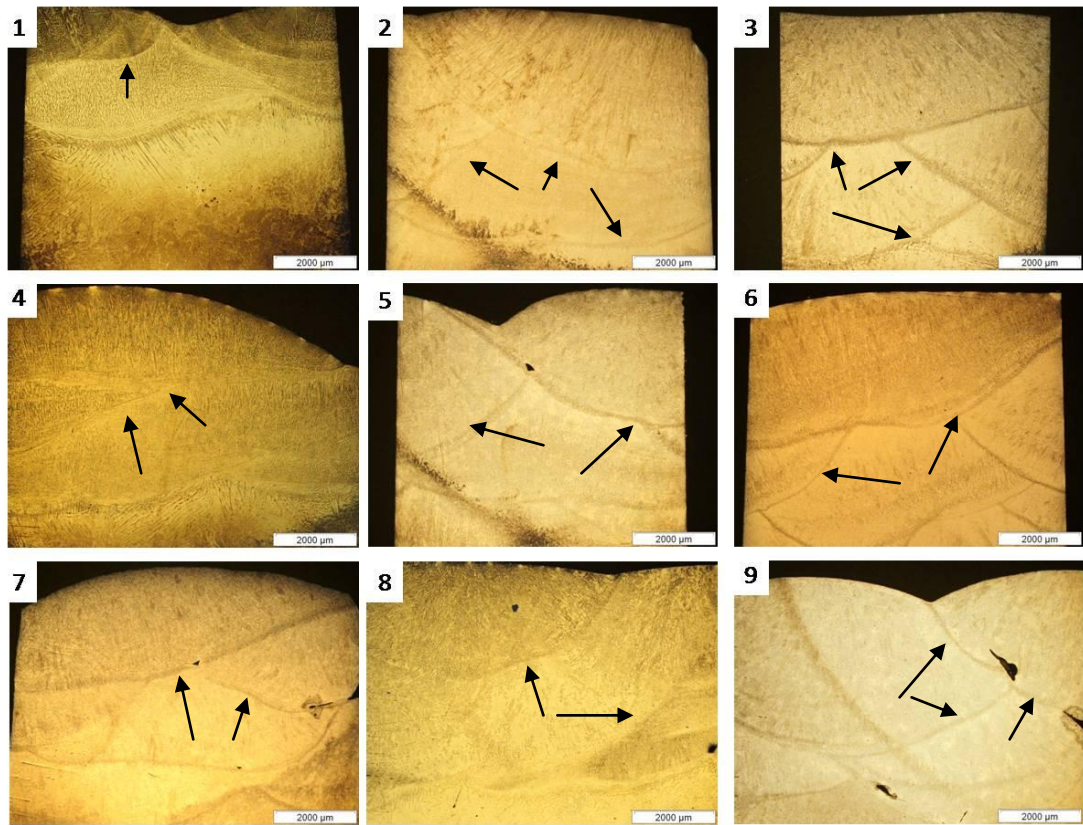


Figura 4.15 - Aspecto dos 9 CP, as linhas apontam para o bandeamento da ferrita  $\delta$ . Ataque: sulfúrico.

Henke (2010) observou um comportamento semelhante para a soldagem com corrente pulsada, sendo a ferrita  $\delta$  presente na forma de bandas, concentrando-se nas regiões onde o pico de corrente era dado. Isso provocava um chamado "bandeamento" dessa fase na estrutura.

A Figura 4.16 mostra em detalhe o local onde se encontra o bandeamento da ferrita  $\delta$  no CP 5.

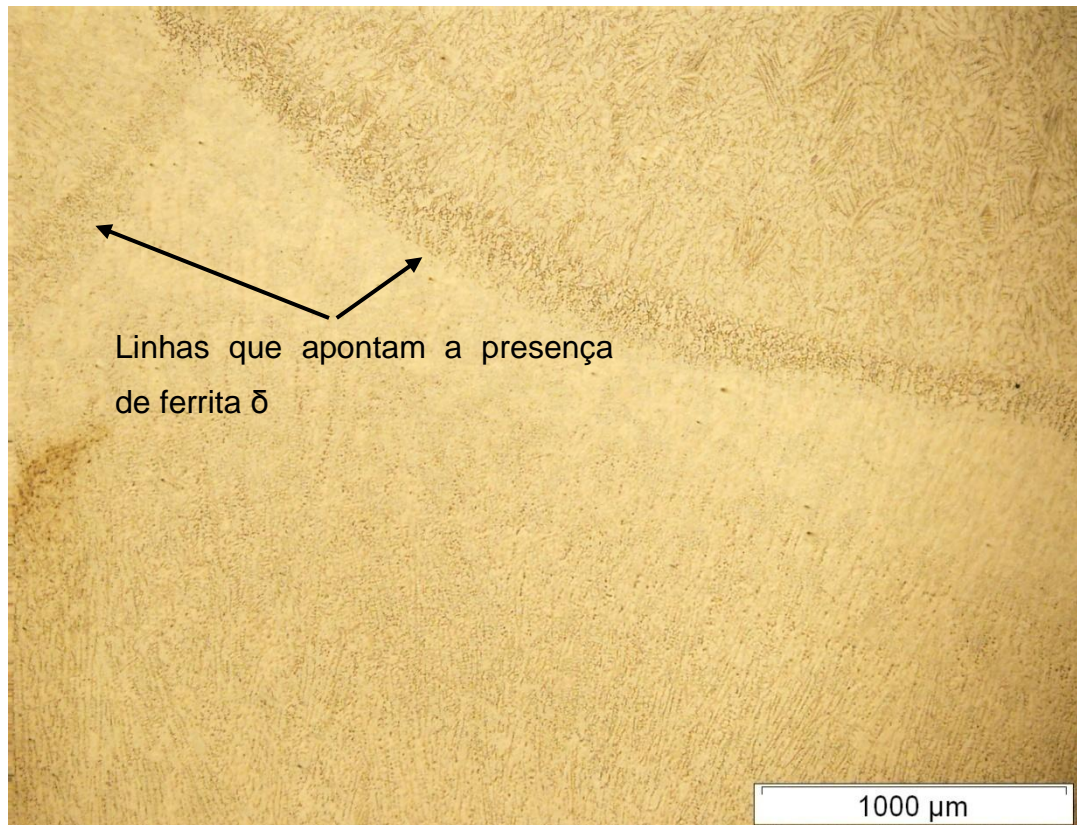


Figura 4.16 - Bandeamento da ferrita  $\delta$  do CP 5, ampliação de 5x. Ataque: sulfúrico.

Para a visualização e confirmação da presença da ferrita  $\delta$  nessas regiões, foi então realizado o ataque químico com o reagente Stock, que revela a ferrita com a cor azul. O resultado desse ataque é mostrado na Figura 4.17.

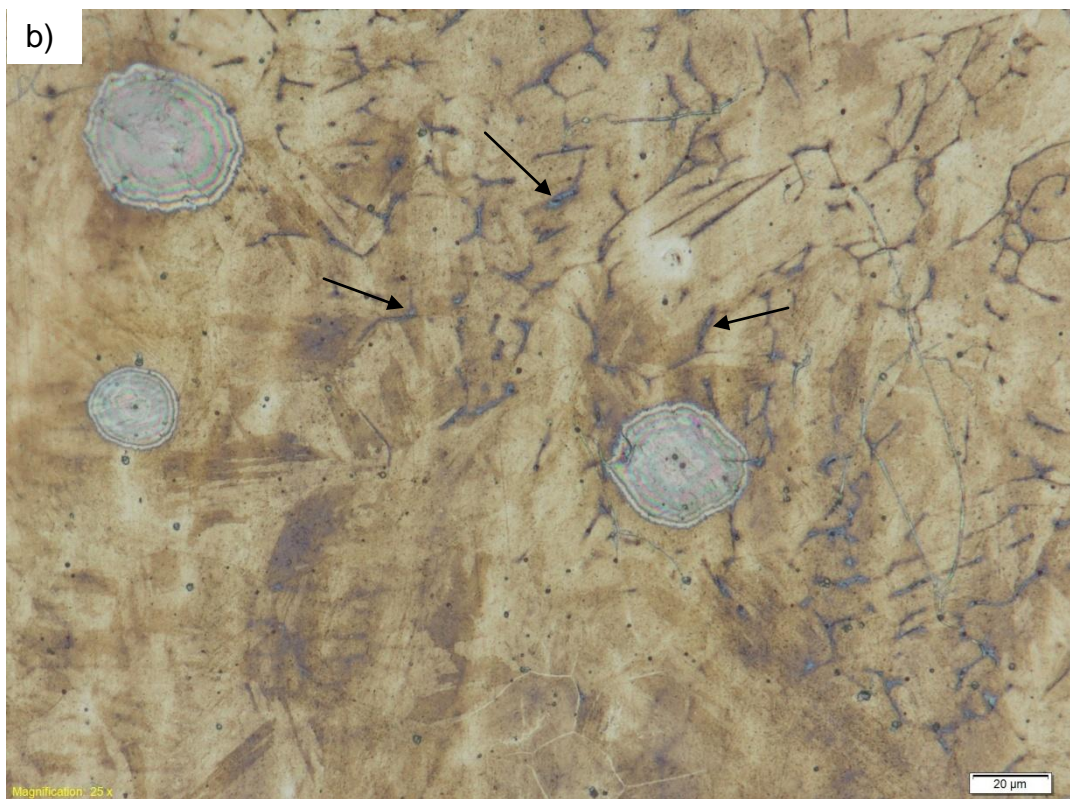
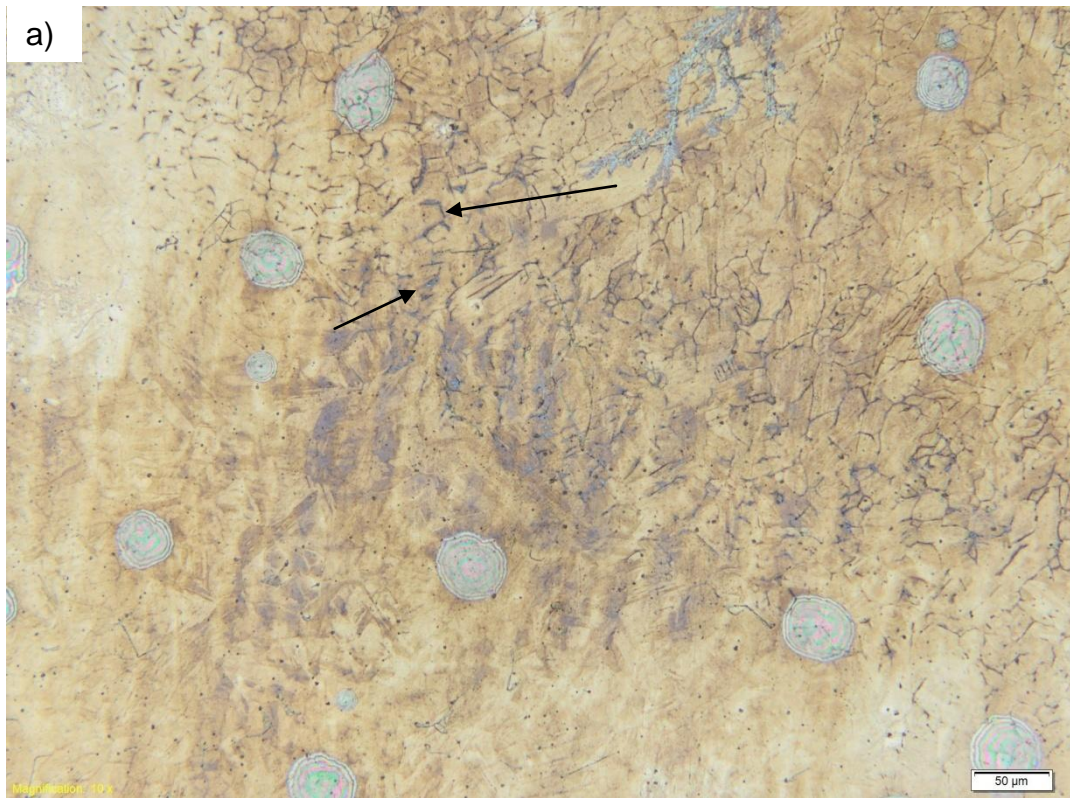


Figura 4.17 - Presença da Ferrita  $\delta$  (em azul) no interpasse do CP 5. Ampliação de 20x, em a) e de 50x, em b). As flechas apontam a localização dessa fase. Ataque: Stock.

Através desse ataque então, foi mostrado que a ferrita está presente na região de interpasse dos CP.

Outro lugar onde a ferrita  $\delta$  está em maior quantidade é na ZTA-DF. Foi possível identificar em alguns CP essa região e também a ZTA-GG. No entanto, em outros CP essa identificação não foi possível. A Figura 4.18 mostra essas regiões no CP 1.

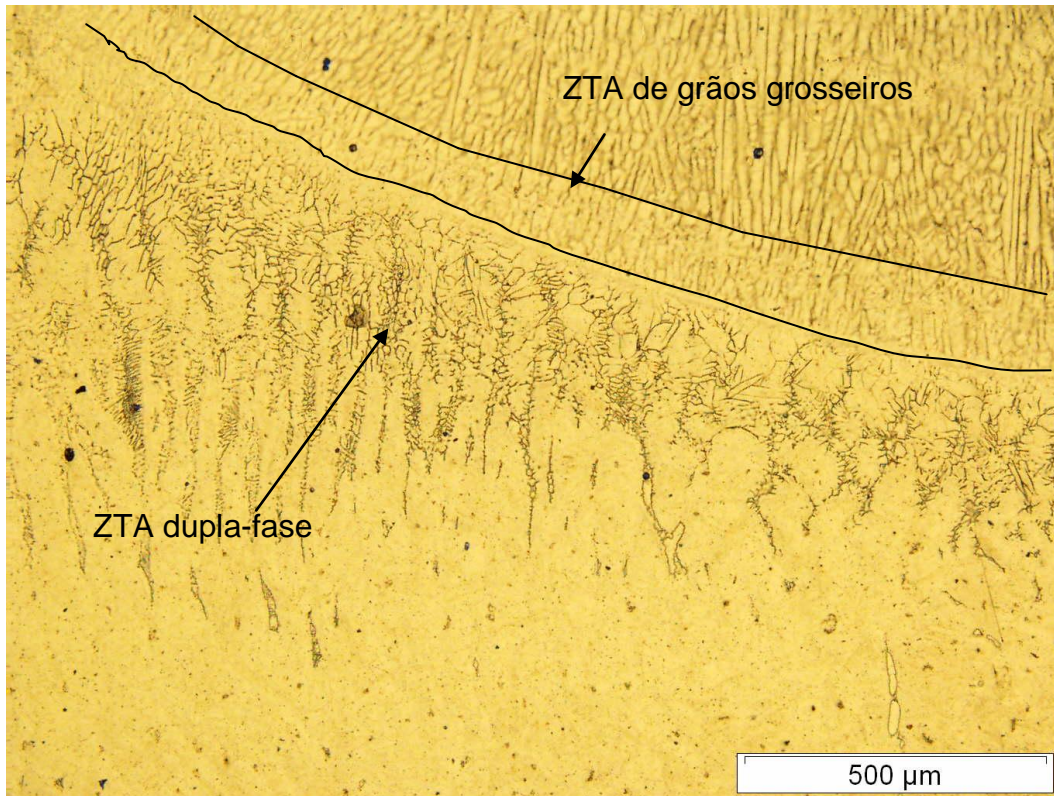


Figura 4.18 - Regiões presentes na ZTA do CP 1. As flechas apontam a região de grãos grosseiros e a região de dupla-fase. Ataque: sulfúrico.

Para demonstrar mais claramente que existe uma concentração de ferrita  $\delta$  na ZTA-DF, foi feito também o ataque utilizando o reagente Stock. Esse ataque demonstra que a ferrita  $\delta$  está presente entre os contornos de grão.

A Figura 4.19 demonstra a presença então da ferrita  $\delta$  nos contornos de grão do CP 1 na região da ZTA-DF.

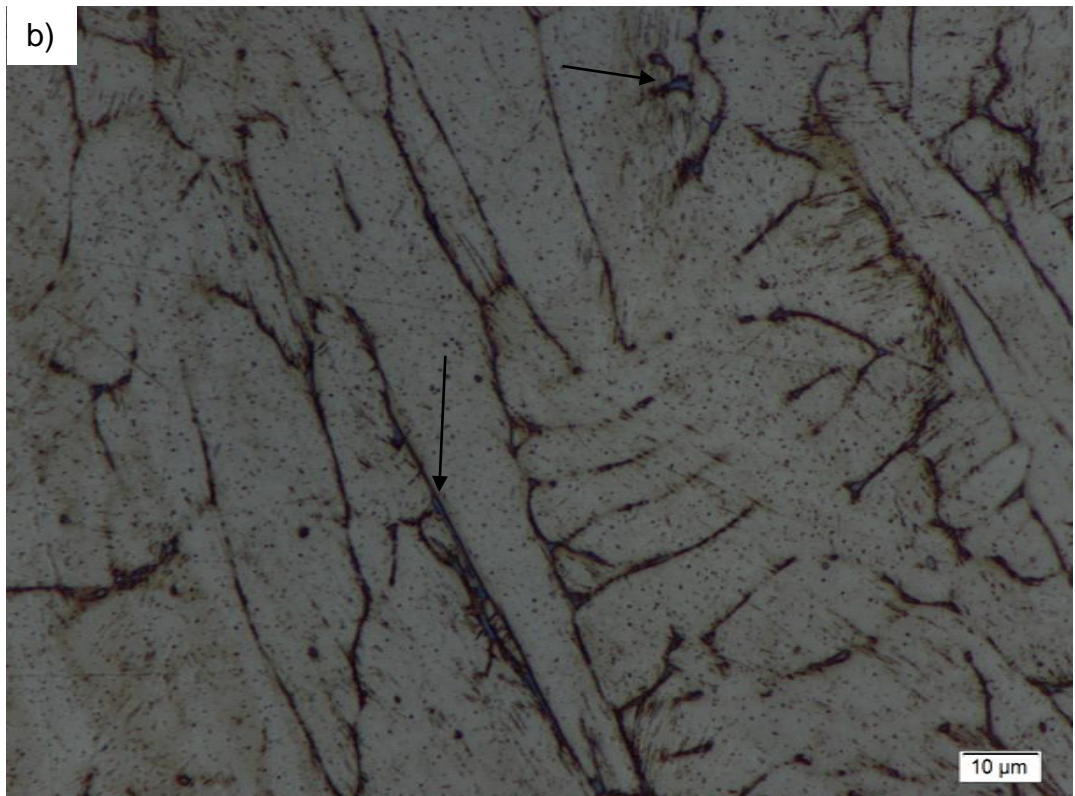
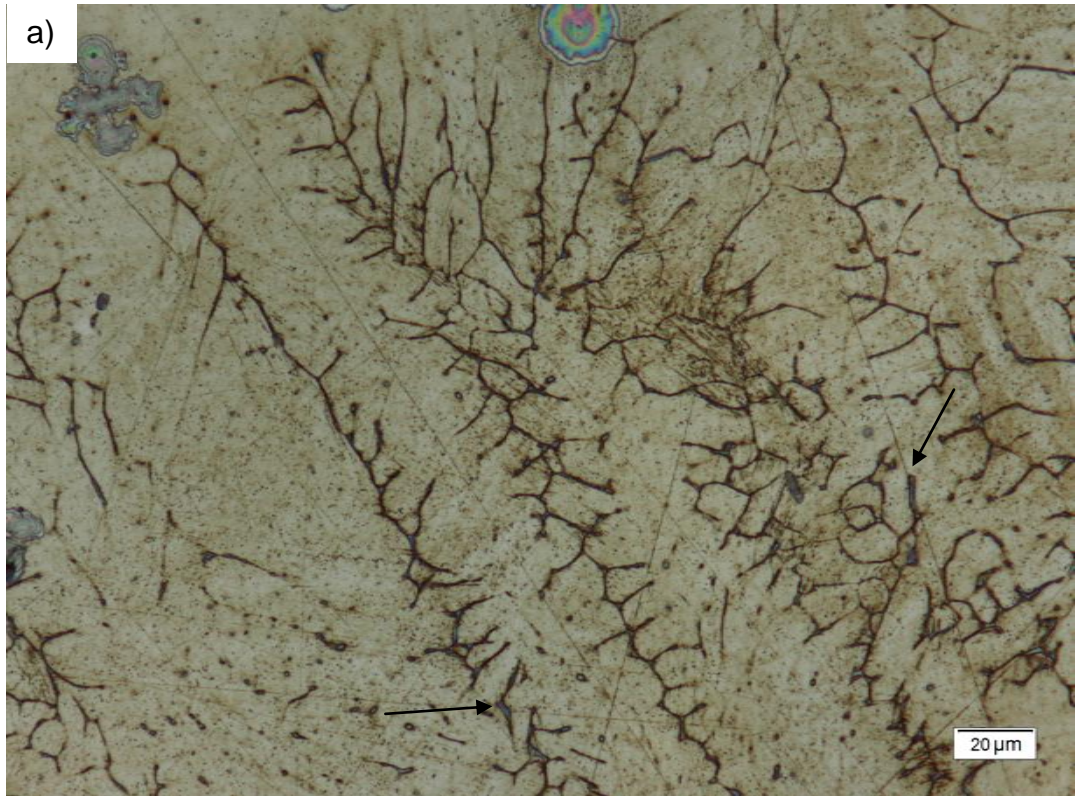


Figura 4.19 - Ampliação de 20x em a) e 50x em b) da ZTA-DF do CP 1. As flechas apontam a ferrita  $\delta$  (em azul). Ataque: Stock.

O ataque com Stock contribuiu para uma melhor visualização dessa fase, que mostra que a concentração da ferrita está exatamente nos contornos de grão. A região da ZTA-DF também é observada nos outros CP, como mostrado na Figura 4.20 que demonstra essa região para o CP 2.

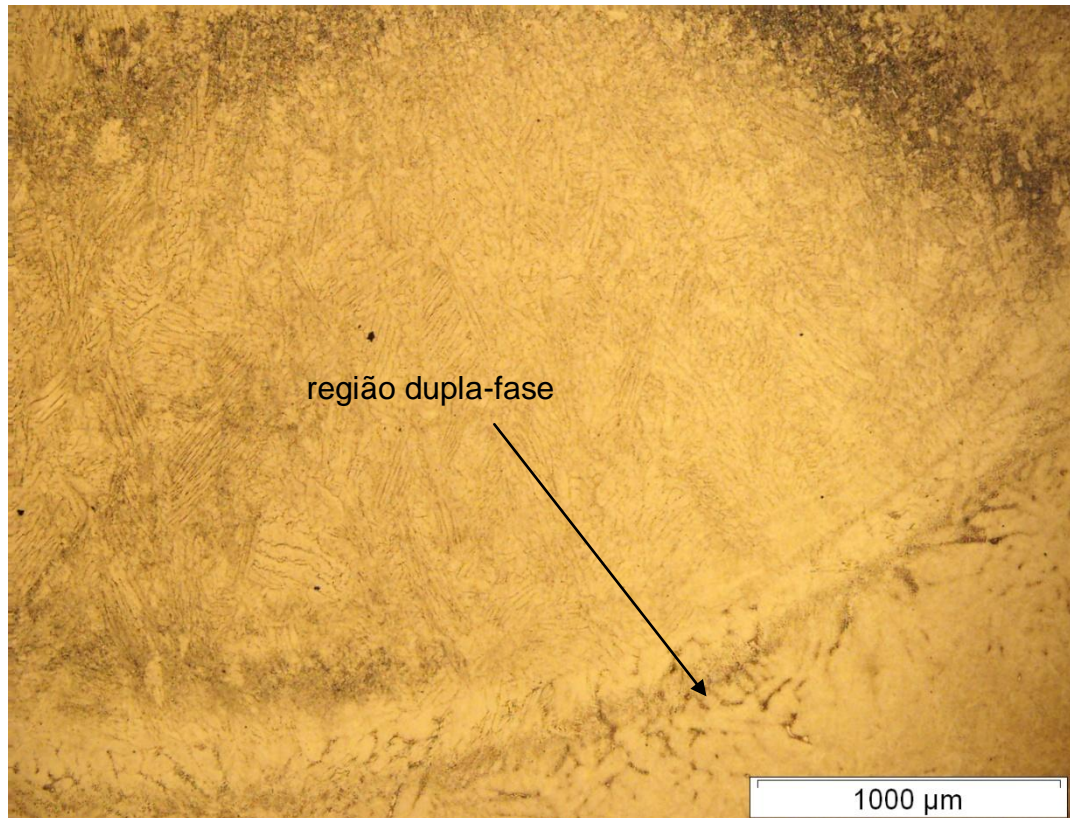
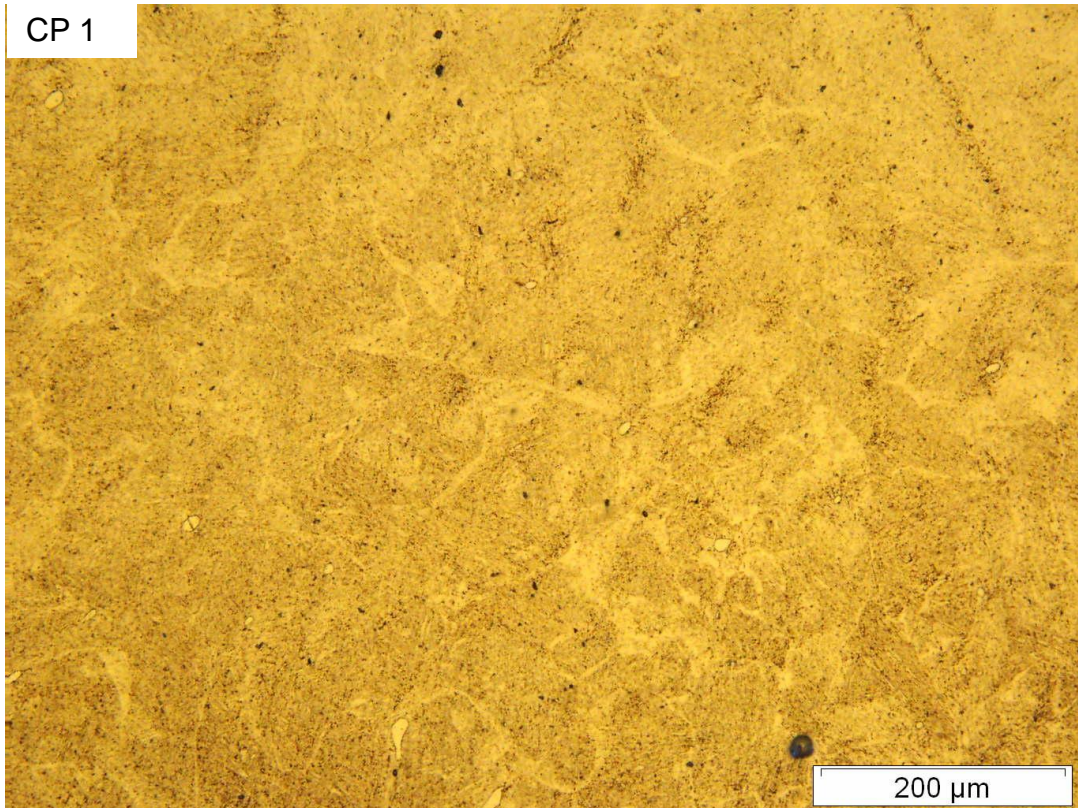


Figura 4.20 - Detalhe da ZTA-DF do CP2.

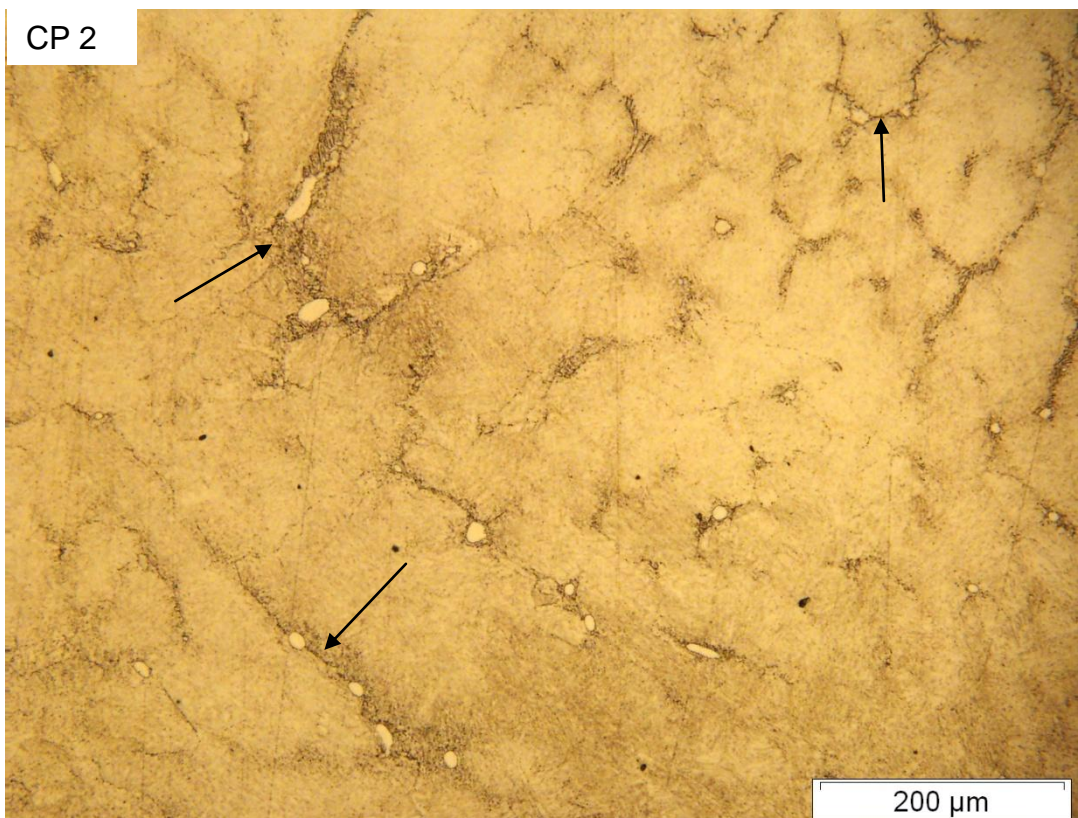
Com uma maior aproximação da ZTA logo abaixo da ZTA-DF, é possível observar a presença da ferrita  $\delta$  como ilhas isoladas e, como apontado também no trabalho de Ferreño *et al.*, (2010), existem algumas pequenas trincas que se propagam ao longo dos grãos da ferrita dispersos na matriz de martensita. Esse resultado também está de acordo com o trabalho de Wang *et al.*, (2012), onde o ensaio de Charpy provocou trincas nas regiões onde se localizavam ilhas de ferrita  $\delta$ .



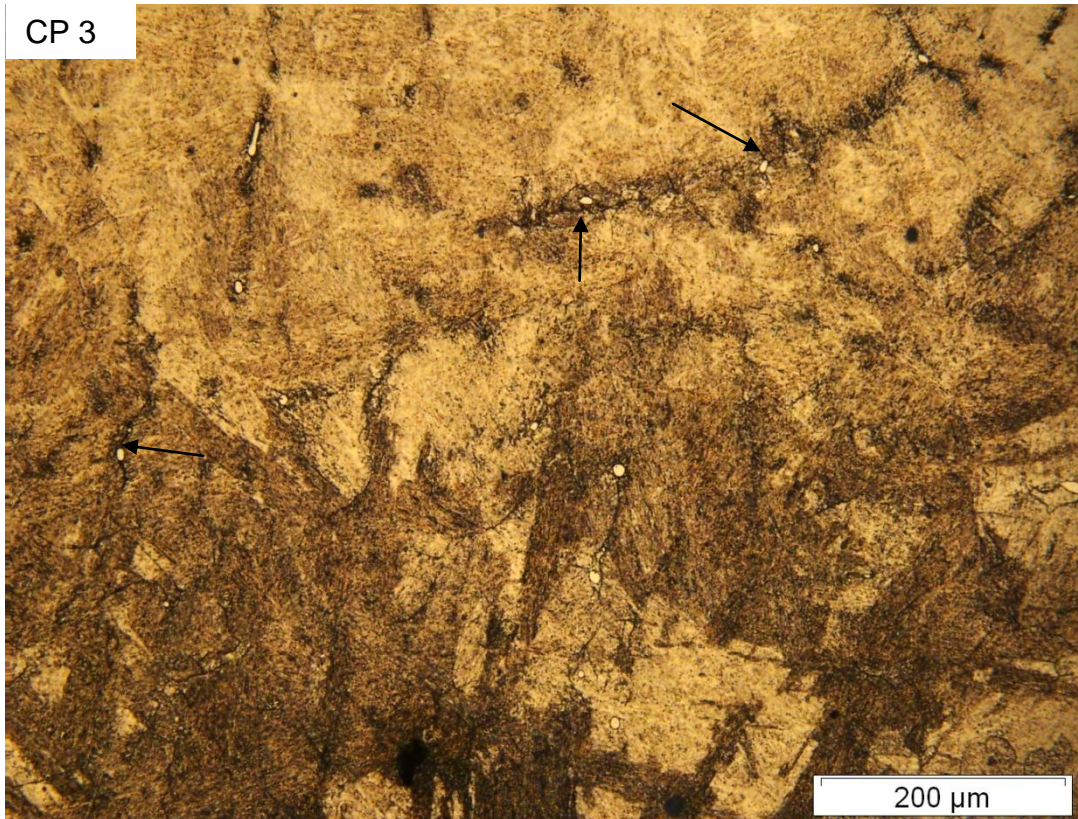
CP 1



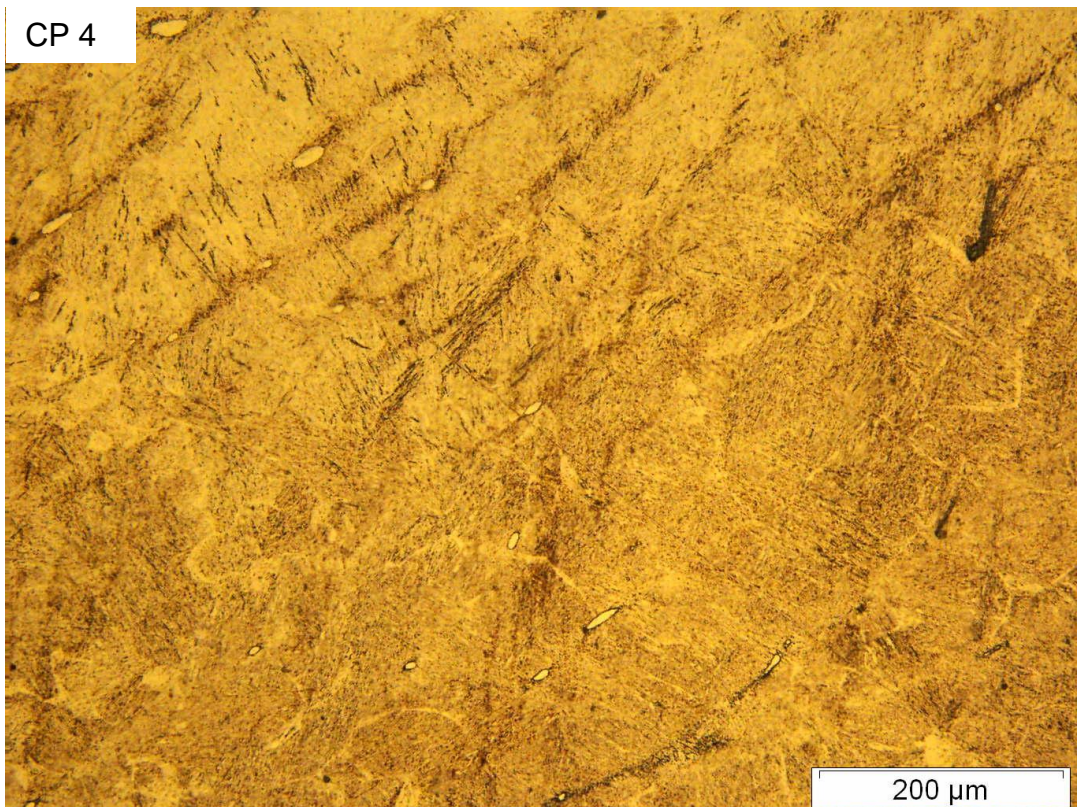
CP 2



CP 3



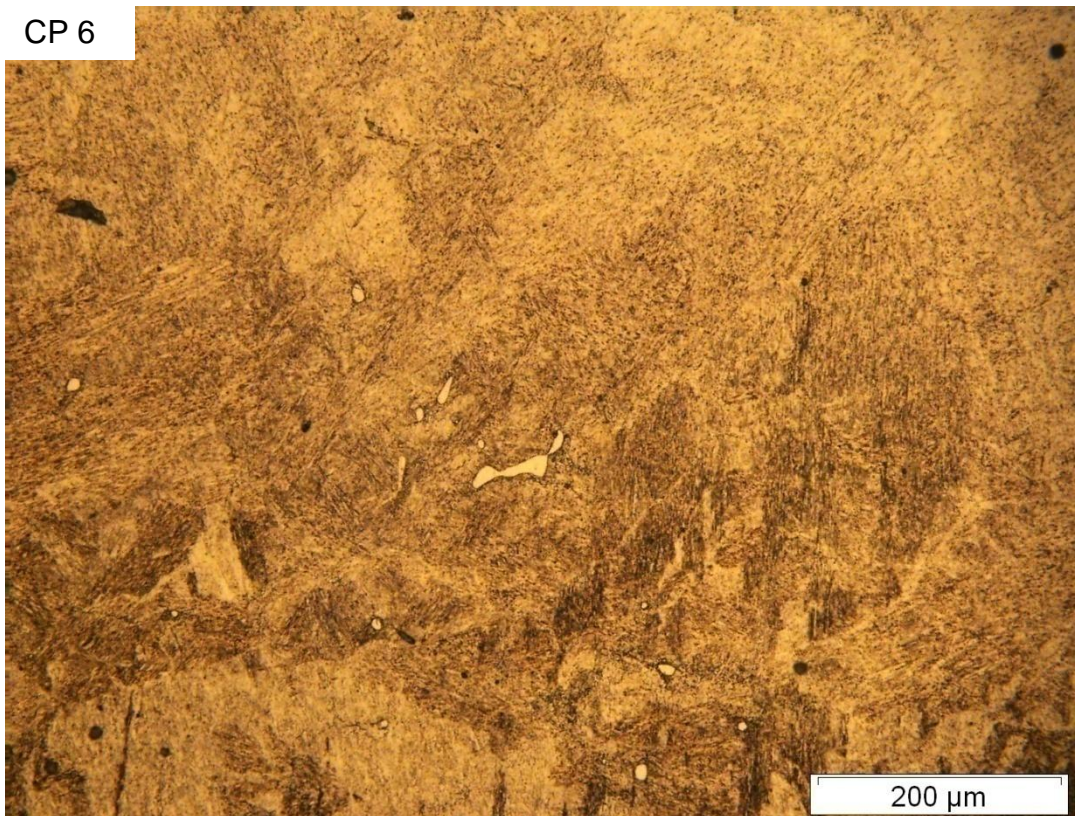
CP 4



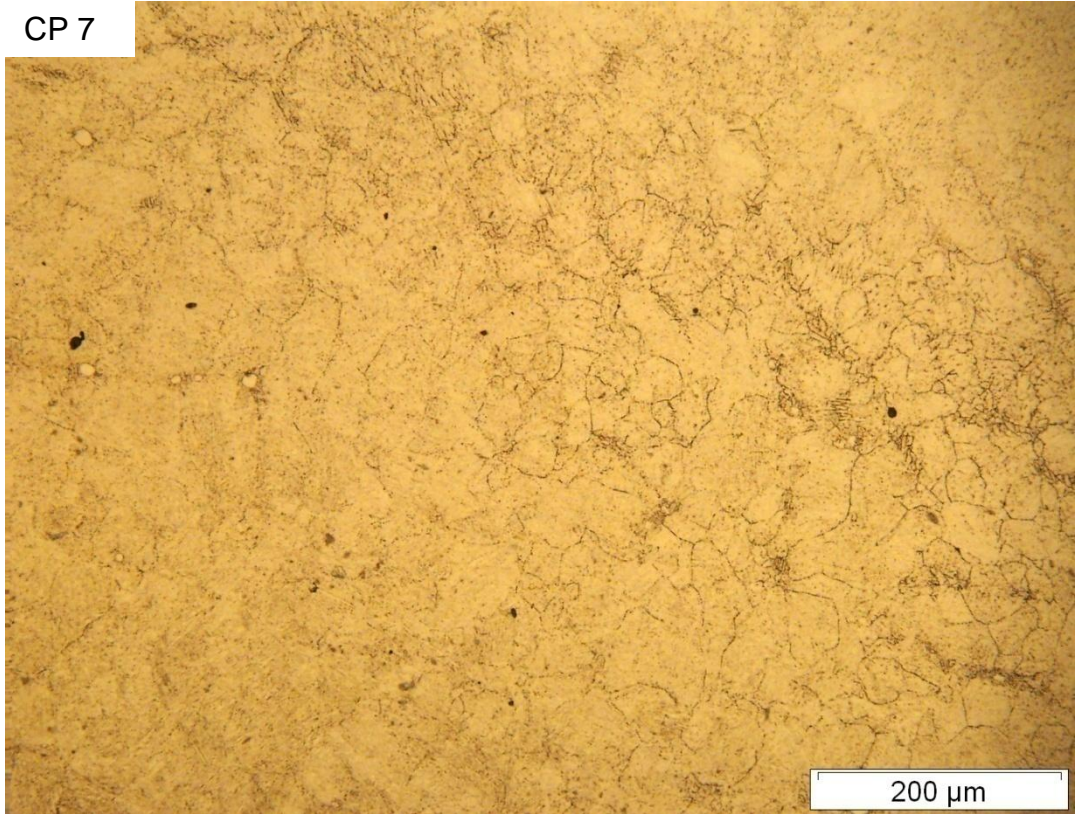
CP 5



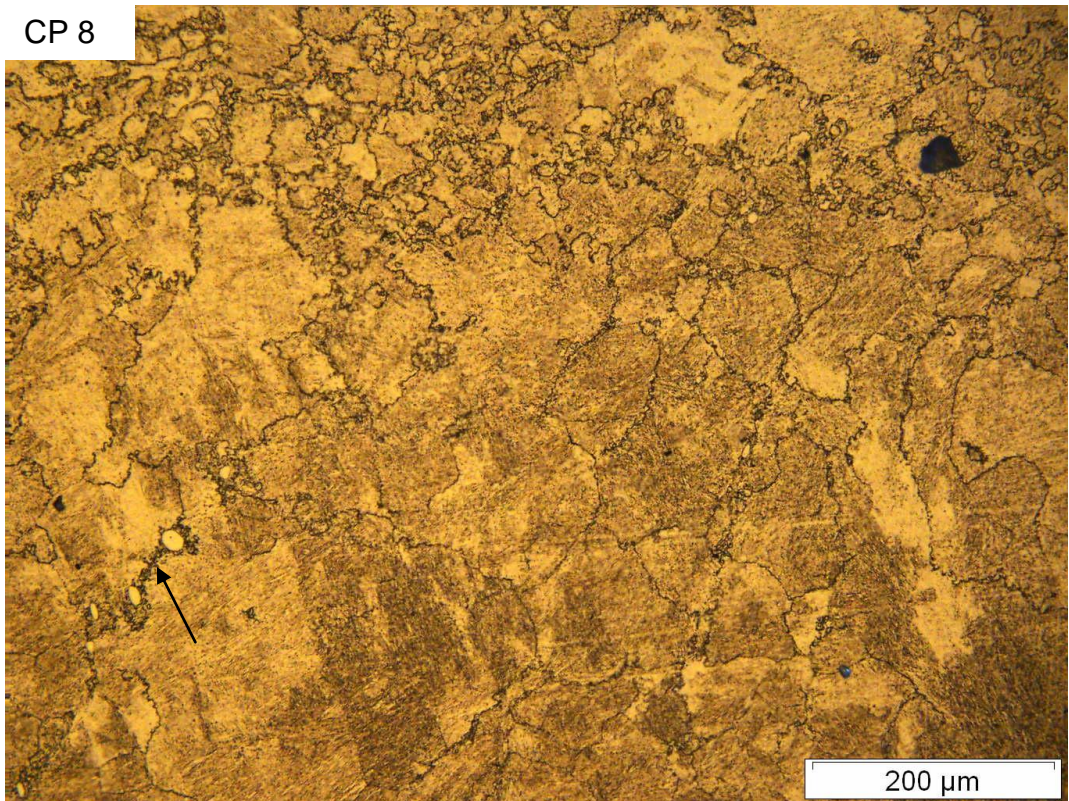
CP 6



CP 7



CP 8



CP 9

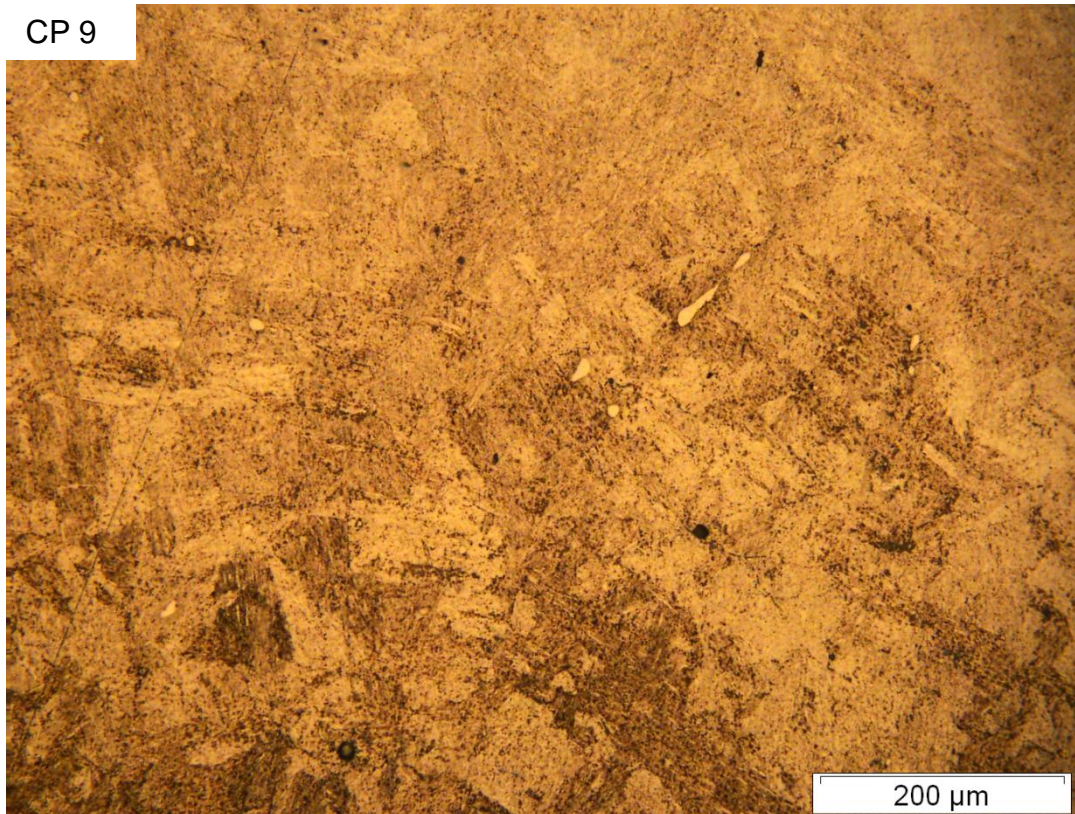


Figura 4.21 - ZTA dos CP 1 ao 9. É possível ver ilhas de ferrita  $\delta$  (brancas) e, em alguns casos, pequenas trincas (apontadas pelas flechas) ao redor dessas ilhas. Ataque: sulfúrico.

O reagente Stock foi aplicado também buscando identificar essas ilhas maiores de ferrita em alguns CP. A Figura 4.22 mostra uma ilha de ferrita em azul devido ao ataque químico.

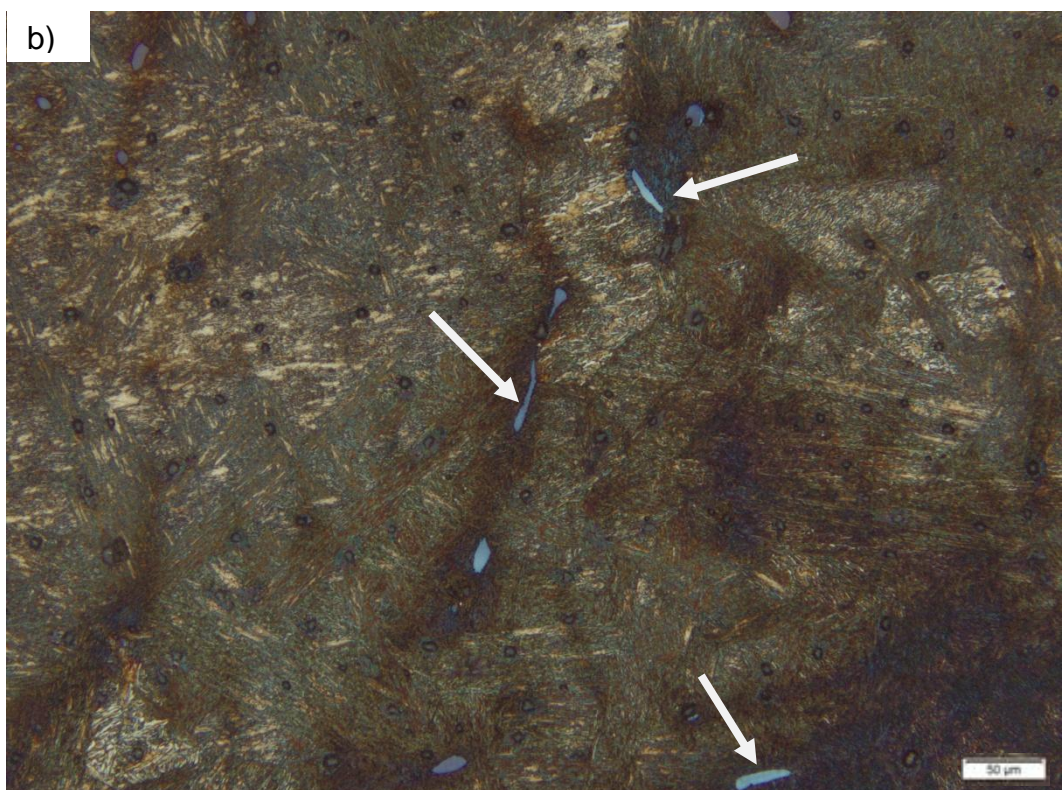
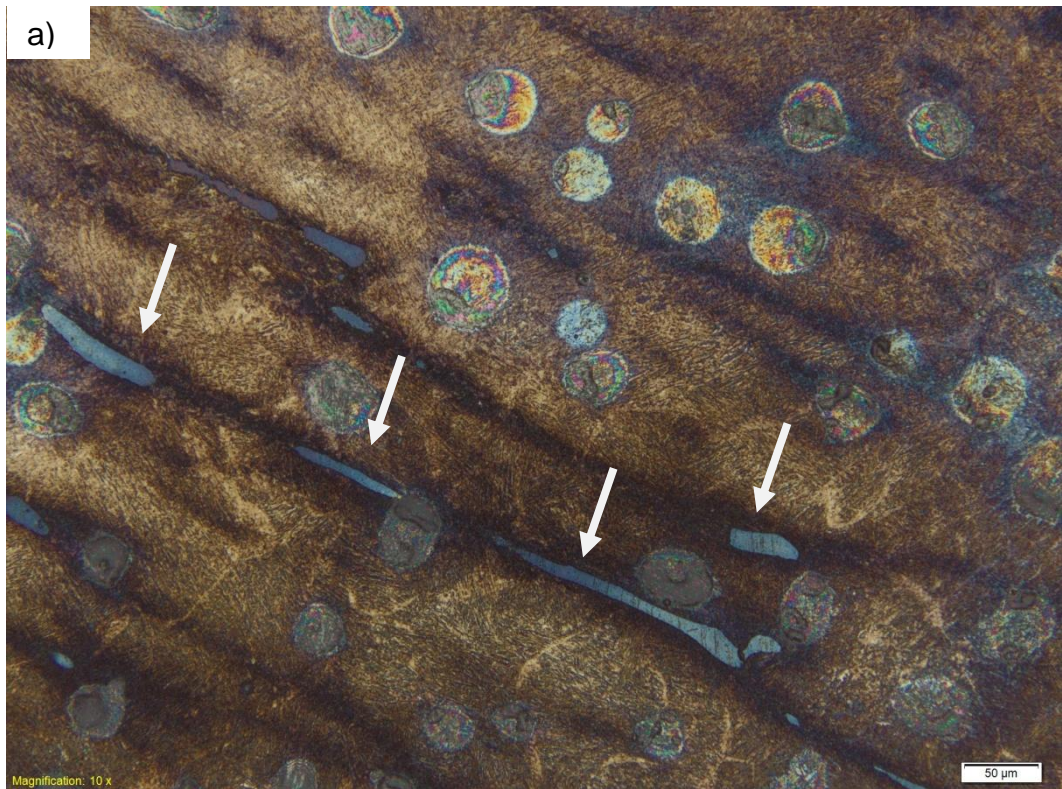


Figura 4.22 - Ampliação da ZTA em a) do CP 5 e em b) do CP 8. As flechas brancas apontam as ilhas de ferrita  $\delta$  que ficam na cor azul depois do ataque químico. Ataque: Stock.

No entanto, o ataque Stock não conseguiu revelar essa microestrutura em todas as amostras. Para analisar se essas ilhas brancas presentes nas imagens que sofreram ataque eletrolítico podem ser de fato ferrita  $\delta$ , comparou-se o resultado demonstrado por Wang *et al.*, (2012) onde os autores afirmam que essa fase possui uma maior concentração de Cromo que a matriz martensítica (17,7%Cr em peso para a ferrita  $\delta$ , contra 13%Cr em peso para a matriz de martensita). Então a ZTA dos aços foi observada no MEV, de forma a aproximar essas ilhas de ferrita  $\delta$  e uma posteriormente feita a análise por EDS para revelação da composição química das regiões assumidas como ferrita  $\delta$  e das que foram assumidas como martensita.

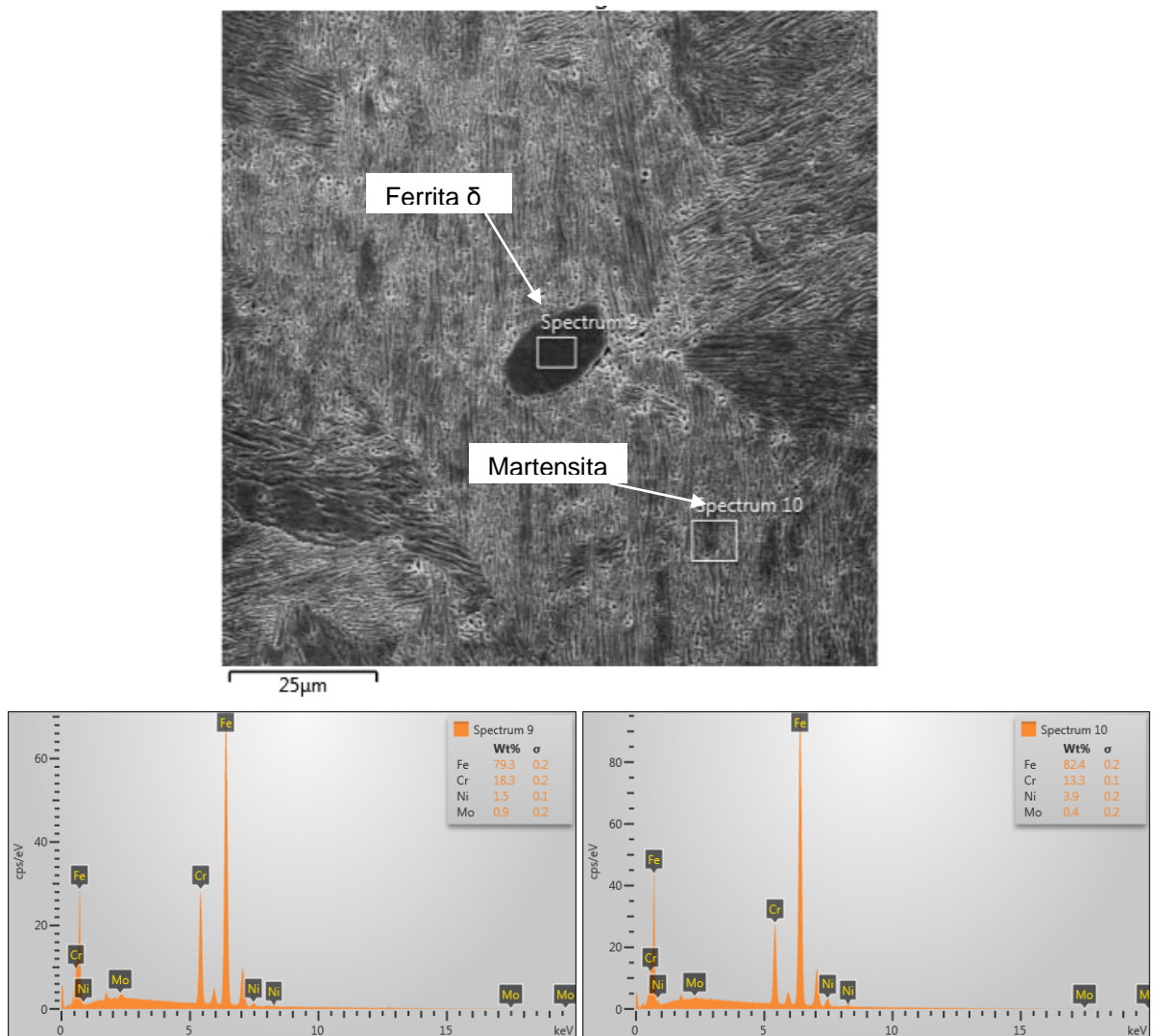


Figura 4.23 - Aproximação de uma ilha de ferrita  $\delta$  (2500x) no CP 7 através do MEV. O resultado da EDS mostra o espectro 9 com maior teores de Cr e Mo (possivelmente ferrita) e o espectro 10 com menores teores desses elementos (matriz martensítica).

O espectro 9 é a ferrita  $\delta$  e apresenta 18,3% de Cromo em peso e 0,9% de Molibdênio, enquanto o espectro 10 que é a matriz de martensita apresenta uma porcentagem reduzida de Cromo, 13,3% em peso e uma menor quantidade de Molibdênio.

Apesar de não ser evidenciado em todas as amostras, a presença de ilhas de ferrita  $\delta$  se mostrou prejudicial no quesito aparecimento de microtrincas, pois nas amostras que apresentaram esse defeito, todos estavam localizados ao longo ou ao redor de uma ilha de ferrita. No entanto, a análise de propagação de trincas nas regiões de ilhas de ferrita deve ser estudada de forma específica em trabalhos futuros.

#### 4.3.3 Efeito do multipasse

Com relação à microestrutura e tamanho de grão, percebe-se uma diferença entre o cordão superior, o médio e o cordão inferior de cada CP devido ao multipasse efetuado. Foi realizado um ataque químico com o reagente Vilela a fim de revelar a martensita e demonstrar esse refino na granulação proporcionado pelo sobrepasse. A Figura 4.24 mostra a micrografia do CP 5 e ampliações de cada cordão para demonstrar a diferença na granulação em cada passe e na ZTA-GG.



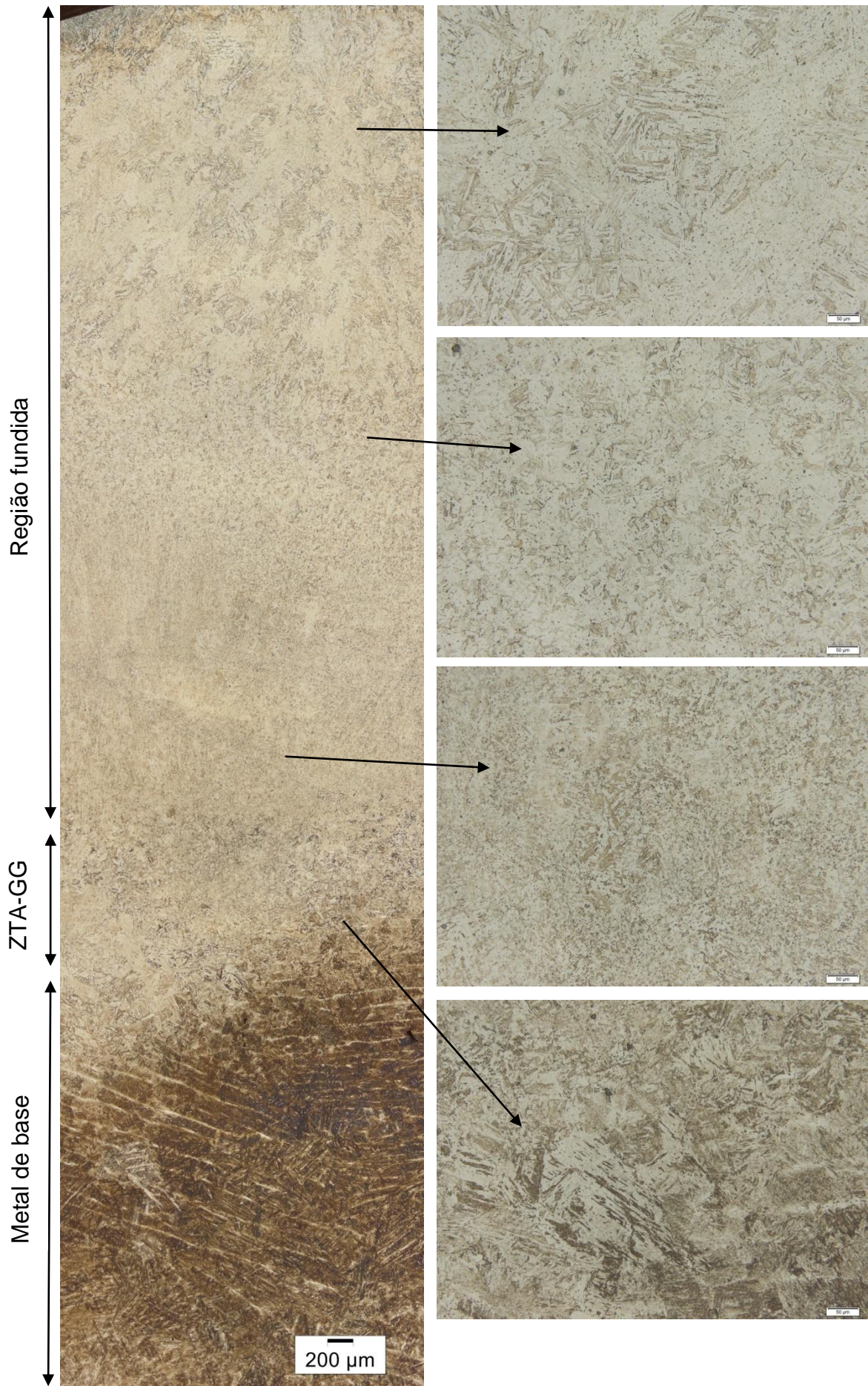


Figura 4.24 - Micrografia da região transversal do cordão de solda do CP 5. Ataque: Vilela.

É possível perceber esse refino de grão do primeiro até o último cordão devido aos ciclos térmicos impostos pelos passes superiores. Próximo ao metal de base percebe-se também a presença da ZTA-GG, onde existe uma diminuição da dureza do material. Essa análise foi realizada para todos os CP e o comportamento foi muito semelhante entre todos, por isso decidiu-se pela representação de apenas um dos CP.

Outro efeito observado nos cordões é a quantidade de ferrita  $\delta$  presente em cada cordão que é mostrada através do ataque eletrolítico, onde é possível identificar uma microestrutura que apresenta maior quantidade de ferrita  $\delta$  no cordão superior do que nos outros cordões. A Figura 4.25 demonstra também para o CP 5 a diferença entre o cordão superior e o cordão logo abaixo com relação à presença dessa fase.

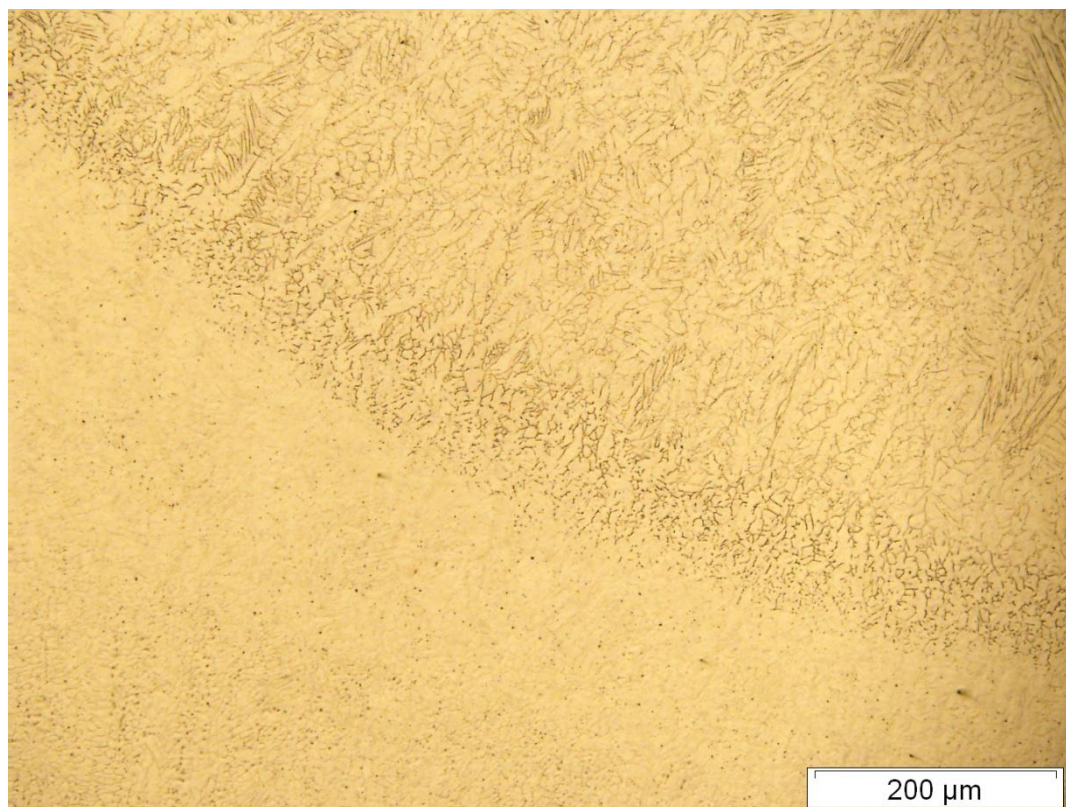


Figura 4.25 - Região de interpasse entre o cordão superior e o cordão médio. Ataque: Sulfúrico.

Como mostrado na Figura 4.25, é possível perceber a diferença na presença da ferrita  $\delta$  do cordão superior para o cordão logo abaixo. Esse fato ocorre pois o último cordão não sofre influência de nenhum passe subsequente e resfria com grande velocidade. Devido à este rápido resfriamento, a ferrita  $\delta$  não

consegue se transformar totalmente em austenita que, posteriormente se transformaria em martensita, ficando então retida na estrutura.

Já o cordão que sofre influência do sobrepasso é elevado à temperaturas na ordem de 1200 a 1300 °C fazendo com que o aço atinja a temperatura do campo bifásico de  $\gamma + \delta$  sendo que este cordão não se resfria tão rapidamente quanto o superior. Esse resfriamento mais lento permite a retransformação da ferrita  $\delta$  em austenita e posteriormente em martensita.

A Figura 4.26 demonstra a microestrutura atacada eletroliticamente revelando as diferentes quantidades de ferrita  $\delta$  retida desde o passe superior até o inferior para o CP 3.

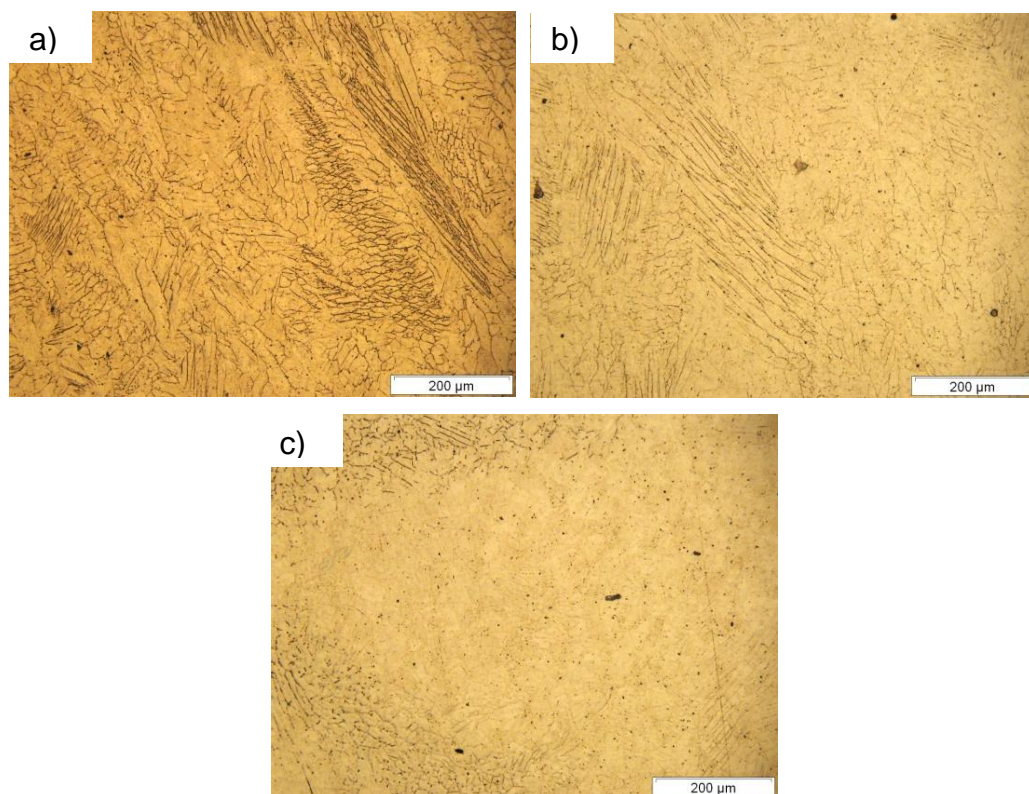


Figura 4.26 - Micrografia dos cordões do CP 3. Em a) cordão superior, b) cordão do meio e c) cordão inferior. Ataque: sulfúrico.

Esse resultado é importante para um procedimento de reparo de trincas utilizando o processo de soldagem plasma. Levando em consideração a literatura descrita de que a ferrita  $\delta$  é prejudicial para a resistência ao impacto nesse aço, recomenda-se então, após feita a recuperação da trinca através do preenchimento da região com solda, que seja feito um passe extra para diminuição da quantidade dessa ferrita  $\delta$ . Esse passe deve então ser removido e

servirá apenas para que haja a transformação dessa fase em austenita, dificultando que ela fique retida no metal de solda e comprometa as propriedades mecânicas.

Como mencionado, o cordão superior apresenta uma maior retenção da ferrita  $\delta$ . A Figura 4.27 demonstra a quantidade dessa fase para os cordões de topo, de meio e de base de cada CP.

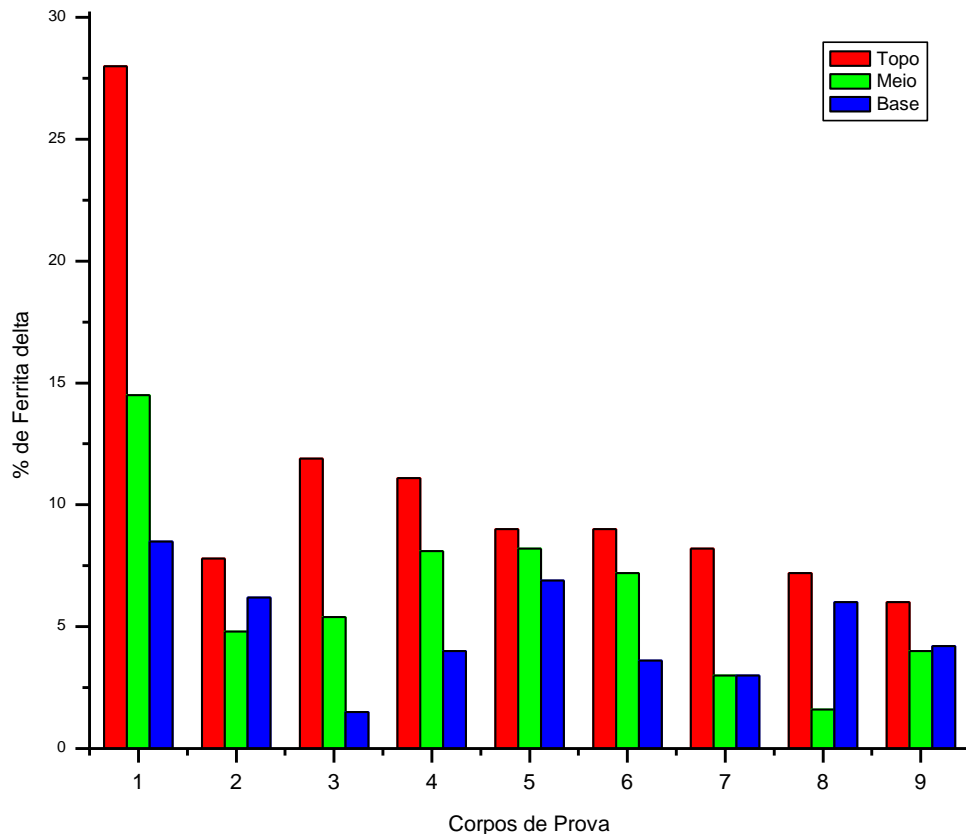


Figura 4.27 - Quantidade de ferrita  $\delta$  em porcentagem para os cordões de topo, do meio e da base de cada CP.

Em todas as amostras, o cordão superior apresentou uma maior porcentagem de ferrita  $\delta$ , enquanto cordão do meio e o inferior apresentaram variações, mas na maioria das vezes, sendo o cordão inferior o que apresentou a menor quantidade de ferrita  $\delta$ .

Foi feita então a análise da variância da quantidade de ferrita para ver a influência dos parâmetros na retenção dessa fase na microestrutura. As hipóteses levantadas são as seguintes:

$H_{01}$  - Fator Corrente não é significativo;

- H<sub>11</sub> - Fator Corrente é significativo;  
H<sub>02</sub> - Fator Recuo do Eletrodo não é significativo;  
H<sub>12</sub> - Fator Recuo do Eletrodo é significativo;  
H<sub>03</sub> - Fator Pós Aquecimento não é significativo;  
H<sub>13</sub> - Fator Pós Aquecimento é significativo.

A Tabela 4.3 explicita os resultados da análise da variância.

Tabela 4.3 - Análise de variância da % de ferrita  $\delta$  para os parâmetros, com nível de significância de 10%.

Fator	G.L.	Soma de Quadrados	Quadrados Médios	F	Valor-P*
<b>Corrente</b>	2	115.27	57.63	2.85	0.082
<b>Recuo do Eletrodo</b>	2	79.21	39.60	1.96	0.167
<b>Pós Aquecimento</b>	2	99.57	49.79	2.46	0.111
<b>Erro Residual</b>	20	404.69	20.23		
<b>Total</b>	26	698.75			

\*Sendo o nível de significância de 10%, para valor-P menor que 0,10 é rejeitada a hipótese H<sub>0x</sub>.

Essa análise sugere que o único fator significativo para a mudança na retenção da ferrita  $\delta$  é a corrente, sendo que o recuo do eletrodo e o pós aquecimento não têm muita influência em reter essa fase.

Da mesma forma que para a análise da dureza, foi levantado o ranking de qual parâmetro influencia mais nesse comportamento. O resultado é apresentado na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Ranking da influência dos parâmetros para a % de ferrita  $\delta$ .

Nível	Recuo do eletrodo	Pós aquecimento	Corrente
1	9.822	10.144	9.844
2	6.633	5.867	7.678
3	5.867	6.311	4.800
Delta	3.956	4.278	5.044
<b>Ranking</b>	<b>3</b>	<b>2</b>	<b>1</b>

A corrente se mostrou como parâmetro mais significativo na retenção da ferrita  $\delta$ , sendo ranqueado em primeiro lugar, como já previsto através da análise da variância. Na Figura 4.28, é mostrado o gráfico que demonstra a porcentagem de ferrita  $\delta$  para cada fator em cada nível.

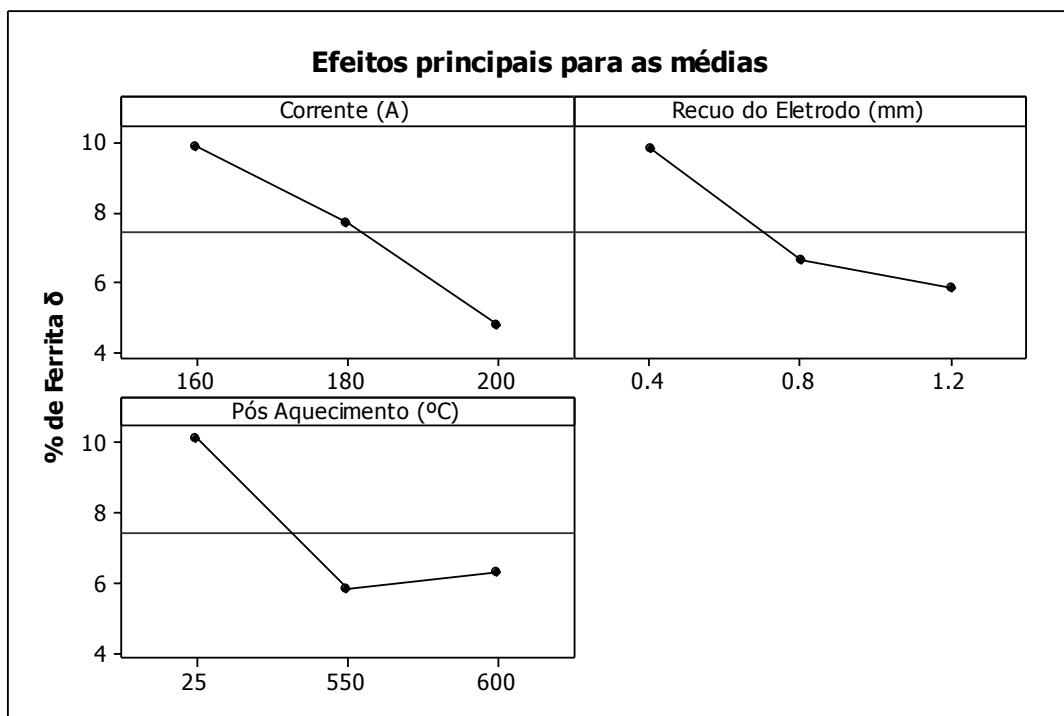


Figura 4.28 - Efeitos principais para a porcentagem de ferrita  $\delta$  retida.

Através do gráfico, é percebido que a corrente de 200 A reteve menos quantidade de ferrita  $\delta$ . Uma explicação possível é que uma corrente mais alta provoca um maior aporte de calor na peça; esse calor faz com que a peça resfrie mais lentamente do que uma peça soldada com 160 A, por exemplo. Esse tempo de resfriamento mais alto permite a transformação então da ferrita  $\delta$  em austenita e, posteriormente, em martensita. Esse resultado entra em acordo com Carrouge (2002) que afirmou que uma maior taxa de resfriamento também implica em uma maior quantidade de ferrita  $\delta$  retida na microestrutura.

Com relação aos outros parâmetros (recuo do eletrodo e pós aquecimento), a variação foi mínima, sendo que esses parâmetros não se mostraram influentes no quesito retenção da ferrita  $\delta$ . O pós aquecimento na faixa de 550 a 600 °C não provoca alterações metalúrgicas com relação à essa fase, pois só existe transformação da ferrita acima dos 1200 °C.

## 5 CONCLUSÕES

A inspeção visual e análise através da técnica de líquidos penetrantes demonstrou que o metal adicionado pelo processo Plasma PTA não apresentou descontinuidades, ou seja, tem boa qualidade e bom acabamento.

A análise estatística demonstrou que a variação dos parâmetros estudados nos níveis estabelecidos neste trabalho não tem influência significativa na alteração da microdureza do material soldado.

Apesar de não ser significativa estatisticamente, os valores de corrente de 200 A, recuo do eletrodo de 1,2 mm e pós aquecimento de 600 °C foram os parâmetros e níveis que apresentaram os menores valores de dureza para os CP.

A ZTA experimenta valores de microdureza menores que o metal de adição.

Foi evidenciada a presença da ferrita  $\delta$  em todos os CP, independente do conjunto de parâmetros utilizados.

O cordão superior apresentou uma maior quantidade de ferrita  $\delta$  e, sendo essa fase prejudicial para a tenacidade do material, recomenda-se então um passe subsequente para que haja uma dissolução dessa fase.

A análise da variância para a quantidade de ferrita  $\delta$  presente em cada CP demonstrou que a corrente é o parâmetro mais influente na retenção dessa fase na estrutura.

O valor de corrente de 200 A apresentou uma menor porcentagem de ferrita  $\delta$  do que os valores de 160 A e 180 A, provavelmente devido ao resfriamento mais lento proporcionado pelo maior aporte térmico dos CP soldados com corrente mais elevada.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Buscar uma variação maior entre os parâmetros utilizados neste trabalho, afim de avaliar tanto a microestrutura quanto a microdureza do material.

Fazer uma variação de parâmetros também para o processo de soldagem plasma pulsado para verificar a presença e distribuição da ferrita  $\delta$ .

Estudar a presença e a propagação de trincas relacionadas à ferrita  $\delta$  retida tanto na ZTA quanto no metal de adição do CA6NM soldado com eletrodo de ER410NiMo.

Realizar estudos das condições propostas nesse trabalho com relação à resistência à cavitação, visto que é uma importante propriedade para as pás de turbinas que podem ser recuperadas pelo processo plasma.



## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANEEL, AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA - **Capacidade de geração do Brasil.** Disponível em: <http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/capacidadebrasil/capacidadebrasil.cfm>. Acesso em 10 de abril de 2014.

ASTM, ASTM 743/A 743M - 98ae1: **Standard specification for casting, iron-chromium, iron-chromium-nickel, corrosion resistant, for general applications.** American Society for Testing and Materials, 1998.

BILMES, P. D.; SOLARI, M.; LLORENTE, C. L.; **Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr-NiMo martensitic steel weld metals.** Materials Characterization, 46, 285 – 296, 2001

BILMES, P.D.; LLORENTE, C.L.; PÉREZ I. J.; **Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high strength steel welds.** Journal of Materials Engineering and Performance, 09, 609-615, 2000.

BRUNATTO, S. F.; ALLENSTEIN, A. N.; ALLENSTEIN, C. L. M.; BUSCHINELLI, A. J. A. **Cavitation erosion behaviour of niobium.** Wear, v. 274-275, p. 220–228, 2012. Elsevier B.V. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164811005837>>. Acesso em: 21/2/2014.

BRACARENSE, A. Q.; **Soldagem a Plasma – PAW.** Belo Horizonte, 2000. Disponível em: < <http://www.infosolda.com.br/artigos/processos-de-soldagem/326-soldagem-a-plasma-paw.html> > Acesso em 11.jun.2013.

BREZINA, P: **Martensitische Chorm-Nickel-Stahle mit tiefem Kohlenstoffgehalt.** Escher Wyss Mitteilungen, 1980, 218-236. Zurich: Escher Wyss.

CAPRA, A. R.; CHANDELIER, J. G.; PUKASIEWICZ, A. G. M.; **Relatório Referente Recuperação de Cavitação e Trincas por Soldagem dos Rotores do Grupo 3 da Usina de Guaricana –UHEGUA.** Curitiba: LACTEC, dez.2007, p. 14, Relatório Técnico.

CARROUGE, D. **Study off the microstructure developing in the HAZ of a range of supermartensitic stainless steel** *Stainless Steel World* (The ..., 2002. University of Cambridge. Disponível em: <<http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.160.5234&rep=rep1&type=pdf>>. Acesso em: 21/2/2014.

DEUIS, R. L.; YELLUP, J. M.; SUBRAMANIAN C. **Metal Matrix Composite Coatings by PTA Surfacing** (1997).

FOLKHARD, E.; **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien New York, 1988.

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

FERREÑO, D.; ÁLVAREZ, J. A.; RUIZ, E.; *et al.*, **Failure analysis of a Pelton turbine manufactured in soft martensitic stainless steel casting**. *Engineering Failure Analysis*, v. 18, n. 1, p. 256–270, 2011. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1350630710001573>>

GOOCH, T. G.; **Heat Treatment of Welding 13%Cr-4%Ni Martensitic Stainless Steel for Sour Service**. *Welding Research Supplement*. p 213-222, July.1995.

GOUVEIA, R. R. DE; GERALDO, A.; PUKASIEWICZ, M.; *et al.*, **Efeito da temperatura interpassa na microestrutura , tenacidade ao impacto e propagação de trinca por fadiga de uniões soldadas por GTAW do aço ASTM A743-CA6NM.** , v. 18, n. 1, p. 127–136, 2012.

GRACIOSO, J. F.; **Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2003.

HENKE, S. L.; **Efeito da soldagem plasma pulsada na microestrutura e resistência à fadiga de um aço inoxidável supermartensítico**. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.

HENKE, S. L.; **Desenvolvimento de Procedimento de Soldagem de Aço Inoxidável Martensítico Macio tipo CA 6NM Sem tratamento Térmico Posterior**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1998.

IRVINE, K. J.; CROWE, D.J.; PICKERING, F.B.: **The physical metallurgy of 12% Chromium Steels**. J. Iron Steel Inst. 193, 386-405 (1960).

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2<sup>a</sup> ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2003.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability Of Stainless Steels**. 1<sup>a</sup> ed. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2005.

LIRA, S. A., **Planejamento de Experimentos**. Apostila. Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2012.

MACHADO, I. G. **Soldagem & técnicas conexas: Processos**. 1<sup>a</sup> ed. Porto Alegre, Editado pelo autor, 1996.

MODENESI, P. J. **Influências metalúrgica do fluxo de calor**, Apostila de Metalurgia da Soldagem, 1985, Belo Horizonte – MG.

NOVICKI, N. ; CASAS, W. J. P. ; HENKE, S. L.; **Tenacidade à Fratura do Aço CA6NM Temperado e Revenido e de sua Junta Soldada sem TTPS**. Revista Soldagem & Inspeção, v. 13, p. 25-31, 2008.

NOVICKI, N. ; PUKASIEWICZ, A. G. M.; HENKE, S. L.; CASAS, W. J. P.; **Procedimento para Avaliação da Propagação de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas do Aço ASTM A743-CA6NM**. Revista Metalurgia e Materiais, v. 58, p. 32-36, 2002.

OLIVEIRA, M. A.; **Estudo do processo plasma com alimentação automática de arame**. Dissertação de Mestrado, UFSC, Florianópolis, 2001.

PEREIRA, S. A.; **Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem em Aços Inoxidáveis Martensíticos com Metal de Adição Similar sem TTPS**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2000.

PRADO, E. M. DO; **Influência das variáveis do processo MIG/MAG Convencional e MIG Pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004

PUKASIEWICZ, A. G. M.; **Propagação de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Martensítico Macio Tipo CA6NM**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2002.

PUKASIEWICZ, A. G. M.; HENKE, S. L.; CASAS, W. J. P.; **Influência do Tratamento Térmico Pós-Soldagem na Propagação de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM**. Soldagem & Inspeção, vol.10, nº3, p.109-116, 2005.

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

SÁNCHEZ-CABRERA, V.M.; RUBIO-GONZÁLEZ, C.; RUÍZ-VELA, J. I.; RAMÍREZ-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, p. 235-243, 2007.

TAGUCHI, G., *et. al.* **Engenharia da Qualidade em Sistemas de Produção**. São Paulo: McGraw-Hill, 1990.

TAKANO, E. H.; QUEIROZ, D. de; D'OLIVEIRA, A. S. C.; **Avaliação dos parâmetros de processamento por PTA nas superfícies processadas**. Soldagem Inspeção, São Paulo, v. 13, n. 3, p.210-218, 15 maio 2008.

THIBAUT, D.; BOCHER, P.; THOMAS, M. Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 4, p. 2195–2202, 2009. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013608004172>>. Acesso em: 2/6/2013.

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**. Materials Science and Engineering A, 527, p. 3210-3216, 2010

ZANETIC, S.; ALONSO-FALLEIROS, N. **DETERMINAÇÃO DO GRAU DE SENSITIZAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS PELO MÉTODO DL-ER**, 2001. Disponível em: <<http://bt.fatecsp.br/system/articles/133/original/trabalho22.pdf>>. Acesso em: 11/3/2014