



**I Curso de Especialização em Engenharia da Soldagem  
Turma 2011 - CTA DEMEC-TC/UFPR**

**SERGIO LUIZ HENKE**

**EFEITO DA REFUSÃO POR TOCHA PLASMA NA RESISTÊNCIA À  
FADIGA DE UM AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO**

**CURITIBA-PR**

**2013**

**SERGIO LUIZ HENKE**

**EFEITO DA REFUSÃO POR TOCHA PLASMA NA RESISTÊNCIA À  
FADIGA DE UM AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO**

Monografia apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Especialista em Engenharia da Soldagem do curso de Especialização em Engenharia da Soldagem da Universidade Federal do Paraná, na área de concentração fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes.

**CURITIBA**

**2013**

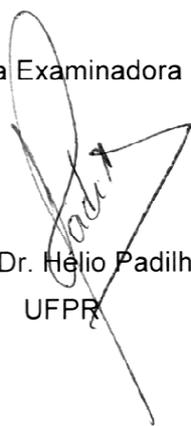
**TERMO DE APROVAÇÃO**

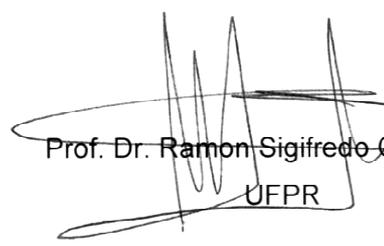
SÉRGIO LUIZ HENKE

**EFEITO DA REFUSÃO POR TOCHA PLASMA NA RESISTÊNCIA À  
FADIGA DE UM AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO**

Monografia aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Especialista em Engenharia da Soldagem, área de concentração Fabricação, no Curso de Especialização em Engenharia da Soldagem, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

Banca Examinadora :

  
Prof. Dr. Hélio Padilha  
UFPR

  
Prof. Dr. Ramon Sigifredo Cortés Paredes  
UFPR

  
Prof. Dr. Paulo Cesar Okimoto  
UFPR

Curitiba, 31 de outubro de 2013.

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

## **AGRADECIMENTOS**

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

Ao Prof. Ramón Sigifredo Cortés Paredes pela orientação na realização deste trabalho.

Ao Prof. Paulo C. Okimoto, pela oportunidade de participação no Curso de Especialização.

Ao LACTEC pelo apoio na realização dos experimentos.

Ao aluno de Iniciação Científica Matheus Müller pelo apoio na preparação dos corpos de prova de fadiga.

À Eletroço Altona em especial ao Sr. John Schultz pelo fornecimento de amostras de aço inoxidável para a realização deste trabalho.

## RESUMO

Este trabalho teve como objetivo avaliar o efeito produzido pela refusão superficial por meio de uma tocha plasma na resistência à fadiga de um aço inoxidável martensítico macio utilizado na fabricação de rotores de turbinas hidráulicas. As refusões foram efetuadas na superfície deste tipo de aço utilizando corrente convencional e pulsada sendo os ensaios de fadiga realizados por meio de flexão em quatro pontos nas tensões de 750, 850 e 1000 MPa. Foi constatado um melhor desempenho da condição refundida em relação ao material sem este tratamento não havendo diferenças significativas de desempenho à fadiga entre os dois processos de refusão. A presença de tensões residuais compressivas decorrentes da transformação martensítica em parte justifica o melhor desempenho da condição refundida. Análises microscópicas complementares revelaram que o menor desempenho à fadiga do material base estava associado também à presença de defeitos (microrechupes) provenientes do processo de fundição os quais promoviam à nucleação de trincas de fadiga junto aos mesmos. A presença de ferrita delta em conjunto com ripas de martensita orientadas a 45° em relação à direção de carregamento, promoveu a nucleação das trincas de fadiga nos corpos de prova com tratamento de refusão superficial.

**PALAVRAS CHAVE:** Aço inoxidável martensítico. Soldagem plasma. Fadiga. Ferrita delta.

## ABSTRACT

This study aimed to evaluate the effect produced by remelting surface by a plasma torch in the fatigue resistance of a soft martensitic stainless steel used in the manufacture of hydraulic turbine rotors. The remelts were taken from the surface of this type of steel using conventional current and pulsed with the fatigue tests performed by bending at four points at 750, 850 and 1000 MPa stresses. It was found better performance of the remelted condition in relation to cast material without this treatment and no significant differences in fatigue performance between the two remelted processes. The presence of compressive residual stresses resulting from the martensitic transformation partly explains the better performance of the remelted condition. Microscopic analysis further revealed that the lower the fatigue performance of the base material was also associated with the presence of defects (microshrinkage) from the casting process which promoted the nucleation of fatigue cracks next to them. The presence of delta ferrite together with martensite laths oriented at 45° to the loading direction, promoted fatigue cracks nucleation in specimens with surface remelted treatment.

KEYWORDS: Martensitic stainless steel. Plasma welding. Fatigue. Delta-ferrite.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 - Curva $\sigma \times N$ (CALLISTER, 2008, adaptado).....	15
Figura 2.2 – Curvas $\sigma \times N$ com um (a) ou até mesmo dois patamares de limite de resistência à fadiga. Adaptado de CHAN <i>et al.</i> , 2010. ....	16
Figura 2.3 - Trinca de fadiga com nucleação em inclusão não metálica (HENKE, 2010). ....	18
Figura 2.4 – (a) Nucleção de trincas em ripas de martensita bem como bloqueio desta em contorno de grão. (b) Mudança de direção de propagação da trinca de um grão para o outro. – MEYERS <i>et al.</i> 2003. ....	18
Figura 2.5 - Configuração do bocal e parâmetros empregados no processo Plasma. ....	23
Figura 2.6 - Parâmetros da corrente contínua pulsada. ....	24
Figura 2.7 – Bandas de ferrita delta (zonas claras) no interior da zona fundida de um aço inoxidável supermartensítico após refusão pulsada (HENKE, 2010). ....	<b>Erro! Indicador não definido.</b>
Figura 3.1 - Microestrutura do material base utilizado nos experimentos. Predomínio de Martensita revenida com ilhas de ferrita delta. Ataque: Vilella + Sulfúrico. ....	28
Figura 3.2 – Equipamento utilizado nas refusões.....	29
Figura 3.3 - Equipamento de ensaio de fadiga.....	30
Figura 3.4 – Dispositivo para ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos. ....	30
Figura 3.5 – Refusão obtida sobre a placa e o esquema representando posicionamento para retirada de corpos de prova longitudinais ao cordão para o ensaio de fadiga. ....	31
Figura 4.1 – Diagrama Tensão x Número de ciclos obtido nos ensaios de fadiga. ....	33
Figura 4.2 - Medidas de microdureza realizadas nas superfícies refundidas e material base. ....	34
Figura 4.3- seção transversal revelando profundidade de refusão. ....	35
Figura 4.4- Descontinuidades encontradas no Material Base na forma de microrechupes revelando a nucleação de trincas sobre as mesmas após ensaio de fadiga. Ataque: Vilella. Direção de carregamento .....	36
Figura 4.5 – Trinca com nucleação de trinca junto às ripas de martensita. Ataque: Sulfúrico + Vilella. Direção de carregamento.....	37
Figura 4.6 – Microestrutura típica após refusão. Martensita, rede de ferrita delta e porosidades globulares. Imagem (b) corresponde à imagem (a) com maior ampliação. Ataque: sulfúrico + Vilella.....	37
Figura 4.7 – Análise metalográfica da superfície refundida com pulsação de corrente revelando bandas de ferrita delta (áreas escuras). Ataque: Sulfúrico e Vilella. ....	38
Figura 4.8 – Análise metalográfica da superfície refundida com pulsação de corrente revelando a presença de trincas (setas) posicionadas no interior das bandas de ferrita delta (áreas escuras). Ataque: Sulfúrico e Vilella. Direção de carregamento .....	39
Figura 4.9 – Análise metalográfica da superfície refundida com pulsação de corrente revelando a presença de trinca posicionada no interior das bandas de ferrita delta (áreas escuras). Ataque: Sulfúrico e Vilella. Direção de carregamento.....	39
Figura 4.10 – Exemplos de nucleação de trincas junto à ferrita delta. Ataque: sulfúrico. Direção de carregamento:.....	40
Figura 4.11 – Trinca de fadiga nucleada paralelamente às ripas ( <i>laths</i> ) de martensita. Ataque: sulfúrico + vilella. Direção de carregamento .....	41
Figura 4.12 – Imagem obtida via MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova ensaiados revelando a origem da fratura no canto superior direito da mesma. ....	42
Figura 4.13 - Imagem obtida sobre a região de propagação da trinca por fadiga de um dos corpos de prova ensaiados revelando fratura trangranular.....	43

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química do material base utilizado para obtenção da superfície refundida - % em peso.....	27
Tabela 3.2 - Parâmetros de soldagem utilizados para obtenção dos cordões por meio de fusão com plasma.....	29
Tabela 3.3 - Formulações e procedimentos utilizados na revelação dos reativos metalográficos utilizados – (CARROUGE, 2002).....	32

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>10</b>
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>12</b>
2.1	A FALHA POR FADIGA .....	12
2.1.1	<i>Introdução</i> .....	12
2.1.2	<i>Ensaio de fadiga por nucleação de trinca</i> .....	13
2.1.3	<i>Fatores que afetam o comportamento à fadiga</i> .....	17
2.2	Aços inoxidáveis martensíticos macios .....	19
2.2.1	<i>Características gerais</i> .....	19
2.2.2	<i>A Microestrutura dos AIMM</i> .....	19
2.2.3	<i>Soldabilidade dos aços AIMM</i> .....	20
2.2.4	<i>Comportamento à fadiga dos AIMM</i> .....	22
2.3	Refusão com tocha plasma .....	22
2.3.1	<i>Aspectos gerais</i> .....	22
2.3.2	<i>Refusão com corrente contínua pulsada</i> .....	23
2.3.3	<i>Efeitos Metalúrgicos da Pulsação de Corrente</i> .....	24
<b>3</b>	<b>DESENVOLVIMENTO</b> .....	<b>27</b>
3.1	obtenção da superfície refundida .....	27
3.1.1	<i>Material utilizado</i> .....	27
3.1.2	<i>Condições de refusão</i> .....	28
3.2	Ensaio de fadiga .....	29
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>33</b>
4.1	Ensaio de Fadiga .....	33
4.2	Análise microestrutural .....	34
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO</b> .....	<b>44</b>
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	<b>45</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A falha de componentes de engenharia é quase sempre um evento indesejável por diversos motivos que incluem vidas humanas colocadas em risco, perdas econômicas e a interferência com a disponibilidade de produtos e serviços. Dentre os diferentes modos de falha, a falha por fadiga representa aproximadamente entre 50 a 90 % de todas as falhas dos materiais metálicos.

Uma das formas de melhorar a resistência à fadiga destes componentes/materiais envolve a realização de tratamentos superficiais os quais resultem num aumento da resistência e também na criação de tensões residuais de compressão nesta região. Uma forma de obtenção envolve a realização da fusão superficial onde por meio de transformações, seja esta durante a solidificação (refino da granulação) ou de estado sólido (formação de martensita), têm-se a expectativa de melhora nas propriedades voltadas ao desempenho à fadiga.

Dentre as diferentes formas de promover a fusão superficial, pode-se destacar o uso do arco elétrico. Desde que protegido por uma atmosfera inerte e por meio do controle adequado dos parâmetros empregados em soldagem, é possível a obtenção um tratamento superficial similar a um depósito de solda, porém, sem a necessidade de utilização de um metal de adição.

Baseado nesta concepção, o uso da tocha empregada na soldagem plasma, constitui uma alternativa interessante. Devido às características intrínsecas deste processo, o mesmo possibilita a refusão de forma eficiente permitindo ainda o uso de variações (ex. corrente pulsada) que possam resultar em melhorias frente ao desempenho à fadiga.

Com relação aos componentes que falham por fadiga, os rotores de turbinas hidráulicas, fabricados em aços inoxidáveis martensíticos, tem exigido esforços na melhoria de desempenho de forma a evitar a indisponibilidade dos mesmos comprometendo o suprimento de energia.

Nestes rotores, além da ocorrência de trincas por fadiga em regiões altamente tensionadas, ocorre o desgaste pela ação de cavitação sendo necessário em ambos os casos efetuar reparos de soldagem. Tais reparos exigem procedimentos de soldagem que garantam a integridade estrutural e resultem em baixo nível tensão residual. Tais características nem sempre são alcançadas haja vista a soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos envolverem alterações microestruturais que dificultam em alcançar os objetivos necessários.

Por outro lado, a alta temperabilidade deste tipo de material, permite que após refusão seja desenvolvida após resfriamento estrutura martensítica a qual, em princípio, resulta em melhor desempenho à fadiga.

Neste sentido, este trabalho teve com o objetivo avaliar o efeito da refusão sobre um aço inoxidável martensítico utilizado na fabricação de rotores de turbinas hidráulicas de forma a implementar tal procedimento ampliando assim a resistência à fadiga quando da utilização destes componentes na geração de energia.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 A FALHA POR FADIGA

O objetivo desta seção é apresentar aspectos básicos relacionados à falha por fadiga bem como formas de avaliar um determinado material com relação a esta propriedade.

#### 2.1.1 Introdução

A falha por fadiga é considerada a forma de falha mais severa haja vista a mesma poder ocorrer em condições normais de serviço e de carregamento sem a apresentação de sinais para a ocorrência da mesma. Obviamente que condições anormais de carregamento bem como na existência de ambiente corrosivo, a possibilidade de ocorrer fadiga é ainda maior.

Estima-se que entre 50 a 90 % dos casos de falha ocorram por fadiga (FUCHS e STEPHENS, 1980). Tal número elevado é resultado em grande parte da dificuldade de prever todas as variáveis que comprometem o desempenho do componente sob condições de carregamento cíclico. Em muitos casos, um defeito inicial de pequenas proporções, na condição de fadiga, evolui para um tamanho crítico e consequentemente resulta na fratura do componente.

Na Alemanha durante os anos de 1850 e 1860, August Wöhler realizou ensaios de fadiga em laboratório buscando entender o mecanismo de falha em eixos de locomotiva. Wöhler, com base nestes ensaios, desenvolveu a curva Tensão ( $\sigma$ ) x número de ciclos (N) constatando que a vida de fadiga diminuía com o aumento da amplitude de tensão aplicada e que abaixo de determinada amplitude o corpo de prova não fraturava.

No final do século 19, Gerber e Goodman investigaram a influência da tensão média na resistência à fadiga sendo seus nomes associados aos diagramas utilizados atualmente envolvendo tais tensões sobre tensões cíclicas. Em 1929 Haigh apresentou a influência da presença de entalhes na resistência à fadiga de aços de baixo carbono tomando como base a deformação desenvolvida na presença de um concentrador de tensão. Durante a segunda guerra mundial, o uso deliberado de tensões de compressão tornou-se comum no projeto de aeronaves e carros de combate visando aumentar a vida útil destes. Em 1954, O COMET, primeiro avião a jato de passageiros,

caiu no mar Mediterrâneo sendo a causa da queda decorrente de fadiga na fuselagem exigindo maior atenção nos projetos aeronáuticos a partir de então. Nesta mesma época, técnicas como o uso de equipamentos eletrohidráulicos e da microscopia eletrônica permitiram uma melhor simulação dos esforços e ainda um maior entendimento dos princípios básicos do processo de fadiga no interior dos materiais.

Em 1960, a relação entre deformação plástica e vida de fadiga foi caracterizada por Coffin-Manson sendo esta a base para o entendimento da fadiga de baixo ciclo desenvolvida no fundo de um entalhe. Ainda nos anos sessenta, Paris revelou a existência de uma relação entre a taxa de crescimento de trinca  $da/dN$  e o fator de intensidade de tensão  $\Delta K$  e com isto a possibilidade de prever a vida de fadiga a partir de determinado tamanho de defeito até um tamanho de defeito crítico com base nas propriedades do material. Tal conceito foi a base do método de *tolerância ao dano* introduzido no início da década de 70 e aplicado até os dias de hoje.

### 2.1.2 Ensaios de fadiga por nucleação de trinca

Ensaios de fadiga realizados em laboratório podem ser classificados como de nucleação de trinca ( curva  $\sigma \times N$ ) e de propagação de trinca (curva  $da/dn \times \Delta K$ ). Nos ensaios de nucleação de trinca, corpos de prova são submetidos a tensões cíclicas de forma que ocorra a nucleação da trinca após um determinado número de ciclos e em seguida fratura. No ensaio de propagação de trinca, métodos envolvendo mecânica da fratura são utilizados de forma a determinar a taxa de crescimento desta em função do número de ciclos.

A maioria dos ensaios de nucleação de fadiga é realizada sob condições de esforços axiais de tração/compressão ou ainda flexão rotativa. Tais ensaios são realizados entre uma carga máxima e mínima podendo no caso da condição axial ser realizada envolvendo apenas esforços de tração.

Outra forma de execução de ensaios de nucleação é por meio de flexão em três ou quatro pontos. Neste caso, a parte inferior do corpo de prova é submetida a esforços trativos sendo a tensão máxima, na condição de flexão em quatro pontos calculada com base Equação 1.1 apresentada na Norma ASTM E 855-90.

$$\sigma_{\text{máx.}} = 3P(L - t)/(wh^2) \quad (\text{Equação 1.1})$$

Onde:

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

Um parâmetro comumente utilizado nos ensaios de nucleação de trinca por fadiga é o parâmetro denominado *razão de tensões* R o qual é simplesmente a razão entre as tensões mínima e máxima. Destaca-se que tensões compressivas são classificadas como negativas.

Além do parâmetro R, a *tensão média*  $\sigma_m = (\sigma_{\text{máx.}} + \sigma_{\text{mín.}})/2$  e a *amplitude de tensão*  $\sigma_a = (\sigma_{\text{máx.}} - \sigma_{\text{mín.}})/2$  são normalmente parâmetros utilizados na apresentação dos resultados de ensaios de fadiga por nucleação de trinca.

Os resultados do ensaio de nucleação de trinca por fadiga geralmente são apresentados com base na tensão máxima, tensão mínima ou ainda amplitude de tensão em relação ao número de ciclos N até a fratura. A tensão é apresentada na forma logarítmica ou linear e o número de ciclos em escala logarítmica. O resultado final gera uma curva conhecida como Tensão x Número de ciclos ( $\sigma \times N$ ).

Na Figura 2.1 é apresentada uma típica curva  $\sigma \times N$  onde pode ser constatado que quanto maior a tensão, menor será o número de ciclos que o material será capaz de suportar antes da falha. Para algumas ligas ferrosas e de titânio a curva se torna horizontal para os valores de N mais altos; ou existe um nível de tensão limites chamado Limite de Resistência à Fadiga (LRF), abaixo do qual a falha por fadiga não irá ocorrer.

Embora uma grande quantidade de dados de fadiga tem sido publicada na forma de curvas  $\sigma \times N$ , a mesma limita os resultados em até  $10^7$  ciclos. MARINES *et al*, 2003 revelam que mesmo acima deste valor ocorre a fratura por fadiga para qualquer metal e que o LRF pode reduzir cerca de 100 ou até mesmo 200 MPa entre  $10^6$  e  $10^9$  ciclos.

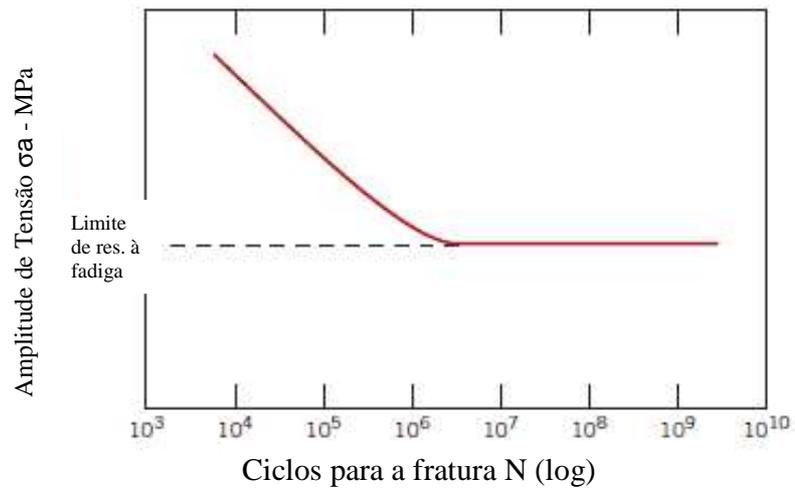


Figura 2.1 - Curva  $\sigma \times N$  (CALLISTER, 2008, adaptado).

CHAN *et al.*, 2010 afirma que dependendo o tipo de descontinuidade nucleante para origem da fadiga (porosidade, inclusão, marcas de ferramentas) estas podem resultar em curvas  $\sigma \times N$  sem, com um ou até mesmo dois patamares de limite de resistência à fadiga (Figura 2.2).

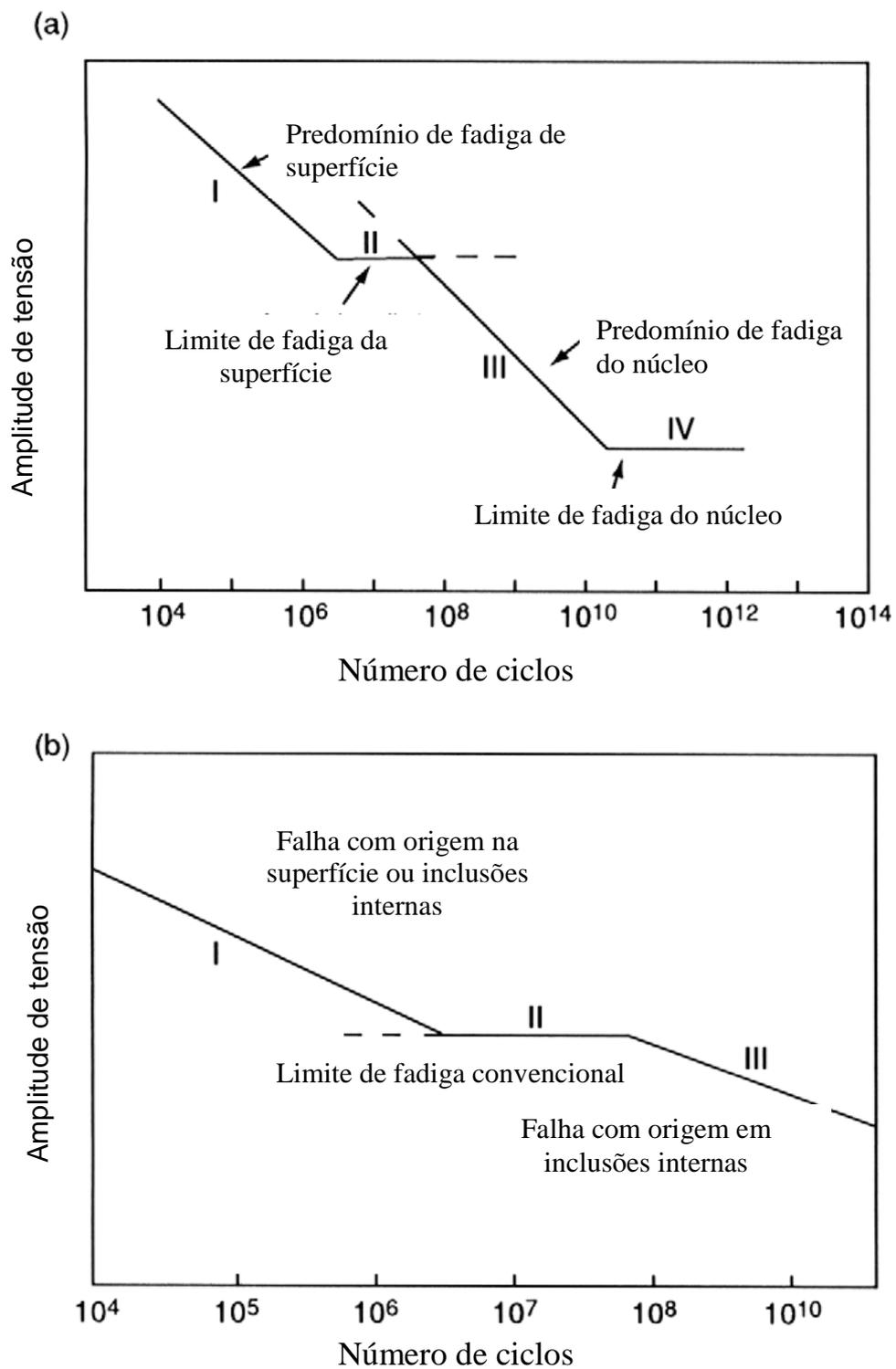


Figura 2.2 – Curvas  $\sigma \times N$  com um (a) ou até mesmo dois patamares de limite de resistência à fadiga. Adaptado de CHAN *et al.*, 2010.

### 2.1.3 Fatores que afetam o comportamento à fadiga.

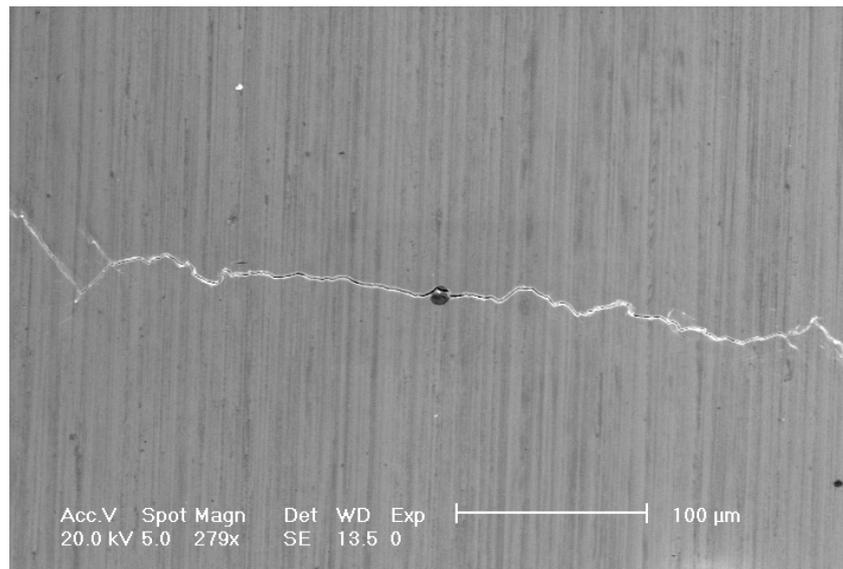
O comportamento à fadiga dos materiais é altamente sensível a diversos fatores. Alguns desses fatores incluem o nível médio de tensão, o projeto geométrico, efeitos de superfície e variáveis metalúrgicas. Neste trabalho será dada maior atenção a aspectos relacionados às variáveis metalúrgicas haja vista as mesmas se enquadrarem nos objetivos anteriormente mencionados.

Um dos métodos mais eficazes para se aumentar o desempenho à fadiga consiste na imposição de tensões residuais de compressão na superfície dos materiais. Tais tensões podem ser decorrentes de tratamentos de deformação plástica, como jateamento com granalha, endurecimento por tratamentos termoquímicos como cementação ou nitretação e ainda tratamentos térmicos obtidos por têmpera superficial ou refusão.

A melhoria das propriedades de fadiga resulta do aumento da dureza da superfície, assim como das desejadas tensões residuais de compressão. HWANG e FUNG, 1986, citam em seu trabalho que tensões residuais compressivas são criadas após refusão com feixe de elétrons em um aço SAE 4340 devido à expansão volumétrica da transformação martensítica. Por outro lado, a presença de imperfeições decorrentes destes tratamentos, como por exemplo, inclusões, microtrincas e fases indesejáveis constituem pontos preferenciais para a nucleação de trincas por fadiga.

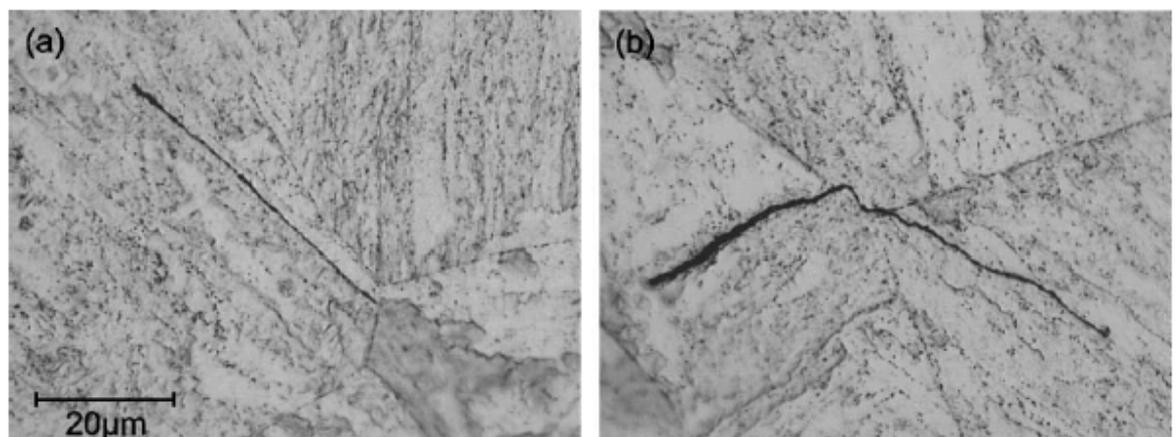
UMEZAWA E NAGAI, 1998, ao estudarem o efeito de inclusões de óxido na resistência à fadiga de aços inoxidáveis austeníticos destacam que a fraca adesão entre a matriz metálica e as inclusões resulta na criação de concentradores de tensões acelerando a nucleação de trincas. RHO *et al*, (2000), ao submeterem um aço inoxidável austenítico AISI 304L ao ensaio de fadiga de baixo ciclo, verificaram que a presença de ferrita delta reduz a resistência à fadiga neste aço haja vista a mesma propiciar o início da fratura na interface com a matriz.

HENKE, 2010 constatou a nucleação de trincas por fadiga em inclusões não metálicas presentes na ZTA de um aço inoxidável supermartensítico (Figura 2.3) sendo esta nucleação preponderante em relação à presença de bandas de ferrita delta na zona fundida. Supõe-se que tal preponderância tenha a ver com presença de tensões residuais trativas na ZTA e tensões compressivas na zona fundida.



**Figura 2.3 - Trinca de fadiga com nucleação em inclusão não metálica (HENKE, 2010).**

MEYER *et al.* 2003, revelam que a nucleção de microtrincas por fadiga nos aços martensíticos, quando da ausência de defeitos como inclusões, porosidades, etc., ocorre preferencialmente em precipitados secundários presentes no interior das ripas (*laths*) de martensita sendo que os contornos de grão atuam como barreiras à propagação de tais trincas (Figura 2.4). Tais ripas quando orientadas a  $45^\circ$  em relação ao eixo de carregamento apresentam prevalência não somente na nucleação, mas também na propagação das trincas em relação às demais orientações haja vista a maior tensão de cisalhamento (fator de Schmid igual a 0,5) imposta sobre as mesmas (MEYER *et al.* 2003; BRÜCKNER-FOIT e HUANG 2006).



**Figura 2.4 – (a) Nucleação de trincas em ripas de martensita bem como bloqueio desta em contorno de grão. (b) Mudança de direção de propagação da trinca de um grão para o outro. – MEYERS *et al.* 2003.**

## 2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS MACIOS

### 2.2.1 *Características gerais*

Os Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios - AIMM surgiram no final de 1950 a partir da necessidade de melhorar a soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais. Por meio da redução do teor de carbono, contrabalanceada com a adição de níquel é possível obter uma martensita de menor dureza (“macia”) a qual reduz a ocorrência de trincas a frio bem como apresenta maior tenacidade em relação às ligas convencionais.

Tais aços são geralmente selecionados em aplicações envolvendo a necessidade de aliar resistência à corrosão e elevada resistência mecânica. Os rotores de turbinas hidráulicas se enquadram com relação a estas necessidades sendo o uso de tais aços nestes componentes uma tecnologia eficientemente consagrada.

Tais aços são considerados *temperáveis ao ar* e, mesmo apresentando melhor soldabilidade em relação aos convencionais, ainda assim exigem cuidados durante a soldagem. De forma comparativa, a soldabilidade de tais aços é similar à dos aços baixa liga alta resistência (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os AIMM apresentam teores de cromo próximo a 13 %p, níquel 4%p, molibdênio 1%p sendo o percentual de carbono limitado em 0,06%p. A boa tenacidade destes aços é resultante, além da formação da martensita revenida, da austenita formada entre 550 e 600 °C a qual distribue-se de forma refinada no interior da microestrutura sendo sua identificação somente possível via difratometria de raios-x (BILMES, 1997).

### 2.2.2 *A Microestrutura dos AIMM*

A fase predominantemente desejável nos aços inoxidáveis martensíticos é a martensita haja vista ser o microconstituente responsável pela resistência mecânica. Nos AIMM a martensita formada é do tipo em ripas (*lath*) e por apresentar teores de carbono abaixo de 0,06%p a dureza da mesma é considerada baixa. Mesmo assim, a fim de aliar resistência mecânica e tenacidade, há a necessidade da realização do tratamento de revenido o qual é realizado a temperaturas pouco acima da temperatura de início de formação da austenita -  $A_{c1}$  (aproximadamente 550 °C).

A austenita retida, formada durante o revenido de tais aços entre 550 e 600 °C, é também considerada uma fase desejável haja vista a mesma promover o aumento da

tenacidade a qual sob deformação transforma-se em martensita absorvendo energia. A expansão volumétrica devido a esta transformação tende a criar tensões de compressão na ponta da trinca inibindo a propagação desta (BILMES *et al*, 2001). BRUZZONI *et al*, (2004), afirmam que a austenita retida atua como gente armazenador de hidrogênio e desta forma minimiza a fragilização provocada por este elemento.

Segundo CARROUGE, 2002 a austenita pode permanecer retida na microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos em decorrência da incompleta transformação a partir do campo austenítico ocasionado pelo abaixamento da temperatura  $M_s$  e da estabilidade da austenita quando da realização do revenido um pouco acima ( $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) de  $A_c1$ . A austenita formada até esta temperatura é rica em elementos como níquel, carbono e nitrogênio. Tal enriquecimento reduz a temperatura  $M_s$  e conseqüentemente a austenita permanece estável após o resfriamento.

A fase considerada indesejável na microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos é a da ferrita delta haja vista a mesma abaixar a temperatura de transição dúctil-frágil (CARROUGE, 2002).

WANG *et al*, 2010, afirmam que em função da baixa resistência mecânica e ao cisalhamento da ferrita delta, ocorre a formação de trincas dúcteis no interior desta fase as quais “engatilham” a formação de fratura frágil na matriz de martensita revenida.

Com relação à influência da ferrita delta na resistência à fadiga, a literatura é escassa. Conforme já citado RHO *et al*, 2000 verificaram que a presença desta fase reduz a resistência à fadiga do material haja vista a mesma propiciar o início da fratura na interface ferrita delta com a matriz de austenita para um aço AISI 304L. SANCHES-CABRERA *et al*, (2007), verificaram que a presença de ferrita delta na ZTA de um aço inoxidável foi a responsável pela baixa resistência à propagação de trincas por fadiga. Tal desempenho, segundo estes autores, estaria relacionado à susceptibilidade desta fase sofrer fragilização por hidrogênio.

Com relação à quantidade desta fase na zona fundida dos aços inoxidáveis martensíticos, a mesma está condicionada às condições de resfriamento impostas a partir da temperatura  $A_c4$  do diagrama Fe-Cr. Quanto maior for taxa de resfriamento, maior a quantidade desta fase (HOFFMEISTER E MUNDT, 1981),

### 2.2.3 Soldabilidade dos aços AIMM

Como citado anteriormente, a maior vantagem dos AIMM, com relação aos inoxidáveis martensíticos convencionais, é a sua soldabilidade.

A formação de uma martensita de baixo carbono “macia e tenaz”, tanto na solda como na zona termicamente afetada (ZTA) aliada à presença de uma austenita residual a qual reduz a tendência de fissuração a frio, são os principais fatores que proporcionam a melhor soldabilidade de tais aços (FOLKHARD, 1988).

Apesar destas características, os seguintes procedimentos para que obtenha uma maior garantia da qualidade durante a soldagem de tais aços são recomendados (FOLKHARD, 1988):

- Soldagem com eletrodo similar, contendo no máximo 0,04 %p de carbono resultando num máximo de ferrita delta.
- Eletrodos revestidos e fluxos devem ser previamente aquecidos conforme orientações de fabricantes ou mínimo a 300 °C de forma a eliminar fontes de hidrogênio.
- Componentes com espessura superior a 20 mm devem se pré-aquecidos a aproximadamente 100 °C.
- Efetuar soldagem abaixo da temperatura Ms com temperatura de interpasse de 100 a 150 °C.
- Para obtenção de altos valores de resistência ao impacto, tenacidade à fratura e resistência à fadiga, faz-se necessário a realização de tratamento térmico posterior à soldagem como revenido ou têmpera e revenido.

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

#### 2.2.4 Comportamento à fadiga dos AIMM

Segundo a literatura consultada (KÜPFER, 1968; NIEDERAU, H, 1977; BREZINA, 1980; GASSNER, 1980; IWABUCHI; Y; 2003) a mesma revela que o valor do Limite de Resistência à Fadiga dos AIMM obtido no ensaio de flexão rotativa varia entre 200 e 450 MPa. Esta disparidade de valores estaria associada a diferentes características do material bem como da presença de descontinuidades oriundas do processo de fabricação. Materiais forjados são os que apresentam maior resistência à fadiga enquanto que fundidos e soldados menor. NIEDERAU, 1977, AKHTAR e BRODIE, 1979, relatam problemas de trincas por fadiga e redução da tenacidade à fratura estariam relacionados a reparos de soldagem como, por exemplo, em componentes de turbinas hidráulicas quando da ocorrência de trincas ou até mesmo desgaste por cavitação. THIBAUT *et al*, 2008, afirmam que a formação de microtrincas a frio ocasionada durante a soldagem de aços 13Cr-4Ni, as quais não são possíveis de serem detectadas por métodos convencionais de ensaios não destrutivos, associada à tensões residuais de soldagem resultam em trincas por fadiga. Os mesmos afirmam ainda que tais tensões estariam diretamente ligadas não só às transformações microestruturais de estado sólido (austenita–martensita), mas também seriam função do procedimento de soldagem adotado.

Grande parte dos ensaios de fadiga dos AIMM apresentados na literatura está voltada para a determinação da taxa de crescimento de trinca em função do número de ciclos, ou seja,  $da/dN \times \Delta K$ . Tal ensaio não se enquadra no escopo do presente trabalho.

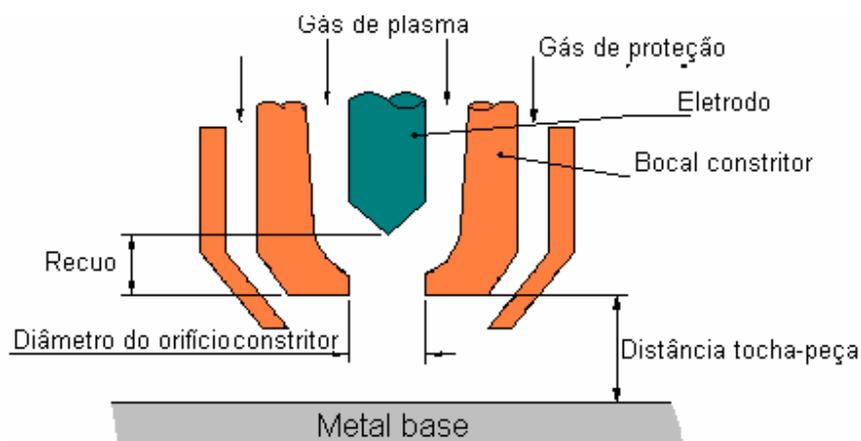
### 2.3 REFUSÃO COM TOCHA PLASMA

#### 2.3.1 Aspectos gerais

A tocha plasma pode ser considerada uma evolução da tocha utilizada no processo TIG (*tungsten inert gas*) sendo que o arco elétrico obtido apresenta-se de forma constricta ou colimada promovendo maior densidade de energia sobre a peça. Neste tipo de tocha o gás formador do plasma é separado do gás de proteção e o arco colimado produz uma maior eficiência térmica de fusão, resultando em soldas de menor volume, em menores níveis de tensões residuais (ou distorções) e em zonas afetadas pelo calor mais estreitas (REIS e SCOTTI, 2007).

A configuração básica da tocha plasma é mostrada na Figura 2.5, sendo também indicados os parâmetros empregados no processo.

Com base nesta configuração, a constrição garante que a área da seção transversal do arco não sofra variação ao longo de sua extensão, desde a sua saída do orifício constritor até o material base, mesmo que ocorram pequenas variações na distância tocha-peça.



**Figura 2.5- Configuração do bocal e parâmetros empregados no processo Plasma.**

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

### 2.3.2 Refusão com corrente contínua pulsada

A refusão com corrente contínua pulsada se caracteriza por variar a amplitude de corrente, e conseqüentemente a energia, entre um valor mínimo (corrente de base  $I_b$ ) e um valor máximo (corrente de pulso  $I_p$ ), durante tempo de pulso ( $t_p$ ) e tempo de base

( $t_b$ ), respectivamente, Figura 2.6. O período correspondente a  $I_p$  representa aquele em que normalmente ocorre a fusão do metal de base.

A corrente e o tempo de base são ajustados de maneira que se mantenha um aquecimento minimizado do substrato.

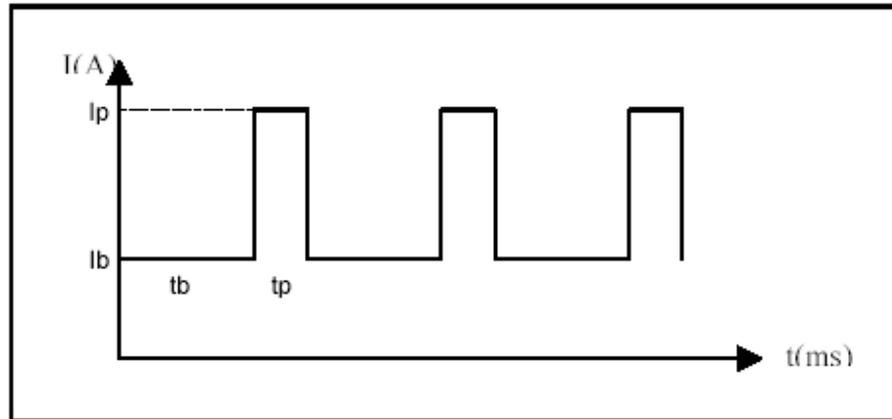


Figura 2.6 - Parâmetros da corrente contínua pulsada.

A corrente média  $I_m$ , pode ser obtida pela Equação (2.2).

$$I_m = \frac{I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b}{t_p + t_b} \quad (\text{Equação 2.2})$$

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

### 2.3.3 Efeitos Metalúrgicos da Pulsação de Corrente

Vários autores (KOU, 2003; MOHANDAS *et al*, 1997; SUNDARESAN *et al*, 1999; KOTESWARA *et al* 2005; WANG *et al*, 2006; KUMAR, 2008; MOUSAVI, 2008 e BABU *et al*, 2008; BALASUBRAMANIAN *et al*, 2008) utilizando diferentes processos como TIG, MIG/MAG, PLASMA e LASER afirmam que a técnica de pulsação de corrente

promove o refino do grão na zona fundida e no modo do crescimento de colunar para equiaxial.

A pulsação de corrente atua no grau de agitação da poça de fusão e na redução do calor aportado. No primeiro caso, a agitação da poça irá promover a fragmentação das dendritas e o destacamento dos grãos na zona parcialmente fundida.

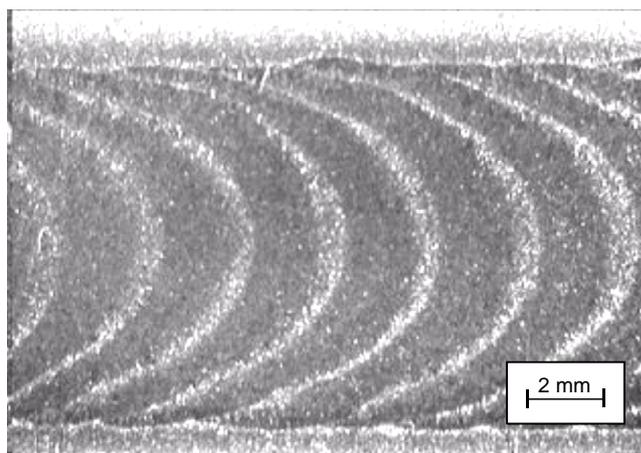
Para o caso da redução do calor aportado haverá uma influência sobre os valores do gradiente térmico  $G$  e da taxa de solidificação  $R$ , isto é, pelo fato da pulsação de corrente reduzir o calor aportado e elevar a taxa de resfriamento, haverá um acréscimo na relação  $G.R$  e, com isso, tendendo-se a um refinamento dos espaçamentos entre os ramos dendríticos..

O efeito cumulativo do calor de soldagem aportado o qual terá efeito na redução do gradiente de temperatura ao longo do cordão e conseqüentemente redução na relação  $G/R$  resultará uma alteração da forma de crescimento colunar em favorecimento ao crescimento equiaxial dendrítico.

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

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

Ainda com relação aos efeitos da pulsação de corrente na microestrutura, HENKE, 2010 constatou a formação de bandas de ferrita delta no interior da zona fundida de um aço inoxidável supermartensítico (Figura 2.7) sendo o espaçamento entre tais bandas inversamente proporcional à frequência de pulsação.



**Figura 2.7– Bandas de ferrita delta (zonas claras) no interior da zona fundida de um aço inoxidável supermartensítico após refusão pulsada (HENKE, 2010).**

Dentre os fatores que influem na resistência à fadiga de regiões soldadas, seja na etapa de nucleação ou da propagação desta, aspectos microestruturais como, por exemplo, o efeito do tamanho da granulação e do nível de tensão residual, têm merecido destaque em publicações relacionadas ao tema (LEE *et al*, 2000; HEITKEMPER *et al*, 2003; KUSKO *et al*, 2004; AKITA *et al*, 2006; MAGUDEESWARAN *et al*, 2008; PANG *et al*, 2008; TABAN *et al*, 2009; TSENG e CHOU, 2002; BALASUBRAMANIAN *et al*, 2008).

TSENG e CHOU, 2002 exploraram o efeito da soldagem TIG com corrente pulsada no nível de tensão residual de aços inoxidáveis austeníticos. Os resultados obtidos revelaram uma pequena vantagem em termos de tensão residual (~50 MPa) do uso da corrente pulsada frente à convencional e que quanto maiores, a frequência de pulsação, a amplitude ( $I_b/I_p$ ) entre as correntes, o espaçamento entre pulsos e a duração ( $t_b/t_p$ ), menores as tensões residuais no interior da zona fundida destes aços.

Ao efetuarem a soldagem de ligas de alumínio AA7075 BALASUBRAMANIAN *et al*, 2008 concluíram que ambas as soldas produzidas pelos processos TIG e MIG pulsado apresentam superior resistência ao crescimento de trinca por fadiga em comparação aos processos convencionais. As razões deste desempenho estariam associadas ao refino da microestrutura resultando em melhores propriedades mecânicas.

### 3 DESENVOLVIMENTO

Este capítulo descreve os procedimentos utilizados a fim de avaliar o efeito da refusão obtida com tocha plasma nas condições pulsada e convencional envolvendo um AIMM. Para tal foram efetuadas análises e ensaios envolvendo caracterização microestrutural e ensaios de fadiga sob flexão em quatro pontos.

#### 3.1 OBTENÇÃO DA SUPERFÍCIE REFUNDIDA

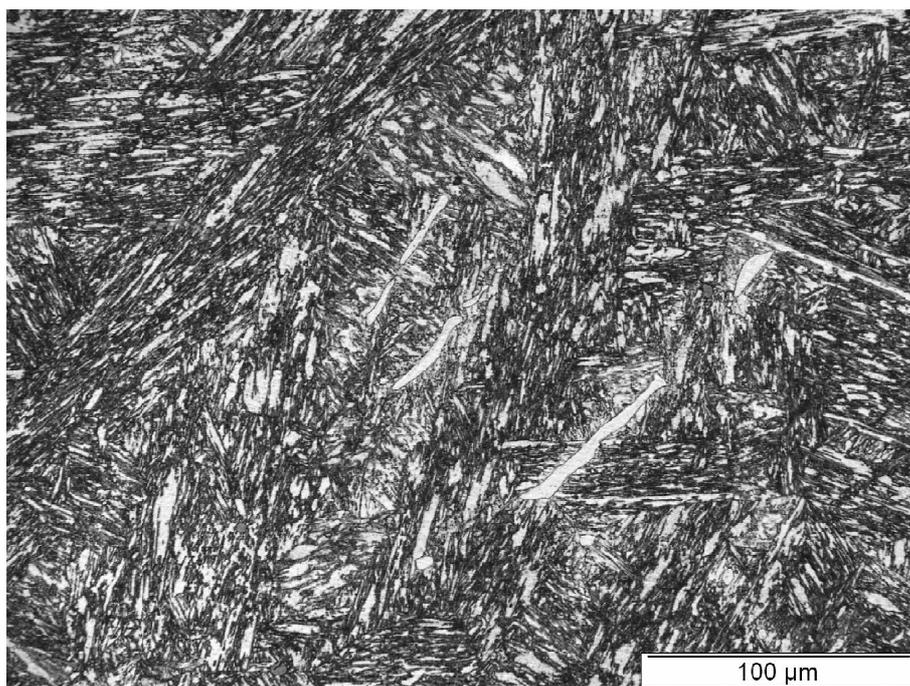
##### 3.1.1 *Material utilizado*

A Tabela 3.1 e a Figura 3.1 apresentam respectivamente a composição química e a microestrutura do material base utilizado para a execução da refusão superficial.

Tal material base foi fornecido pela empresa Eletro Aço Altona S.A. na condição temperada e revenida com dureza de 295 HV0,3 após fundição em molde de areia.

**Tabela 3.1 - Composição química do material base utilizado para obtenção da superfície refundida - % em peso.**

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Ti	Nb	P	S
0,011	0,47	0,99	13,02	4,19	0,36	0,04	0,024	<0,05	<0,01	0,026	0,016



**Figura 3.1 - Microestrutura do material base utilizado nos experimentos. Predomínio de Martensita revenida com ilhas de ferrita delta. Ataque: Villela + Sulfúrico.**

### 3.1.2 Condições de refusão

As condições de refusão adotadas são apresentadas na Tabela 3.2. As mesmas foram realizadas com tocha plasma nas condições de corrente contínua e polaridade direta (CC<sup>-</sup>). Foram efetuadas refusões nas condições de corrente convencional e pulsada, sendo esta última realizada com frequência de 5 Hz. A escolha desta frequência foi baseada nos trabalhos de SUNDARESAN *et al*, 1999 KOTESWARA *et al*, 2005 os quais obtiveram redução do tamanho de grão e no trabalho de HENKE, 2010 o qual obteve um bandeamento de ferrita delta. A sobreposição entre um passe e outro foi de aproximadamente 20 %. Demais parâmetros foram baseados em testes preliminares de forma a obter maior estabilidade de arco e qualidade de cordão.

As refusões foram realizadas de forma automatizada utilizando-se uma fonte de soldagem multiprocesso e uma tocha plasma refrigerada marca *Deloro Stellite* modelo 300M, (Figura 3.2). A velocidade de deslocamento da tocha plasma foi de 100 mm/min. Como gás de plasma e de proteção foi utilizado argônio nas vazões de 1.0 e 11 l/min respectivamente. Um eletrodo de tungstênio-toriado tipo EWTh-2 foi utilizado com recuo de 0,8 mm do bocal da tocha. A distância bocal-peça foi de 10 mm.

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

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

*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



**Figura 3.2 – Equipamento utilizado nas refusões.**

### 3.2 ENSAIO DE FADIGA

Os ensaios de fadiga foram realizados em corpos de prova submetidos a esforço cíclico por flexão em quatro pontos sendo utilizada em máquina de ensaios com acionamento servohidráulico marca INSTRON, modelo 8502 *plus* (vide Figuras 3.3 e 3.4).

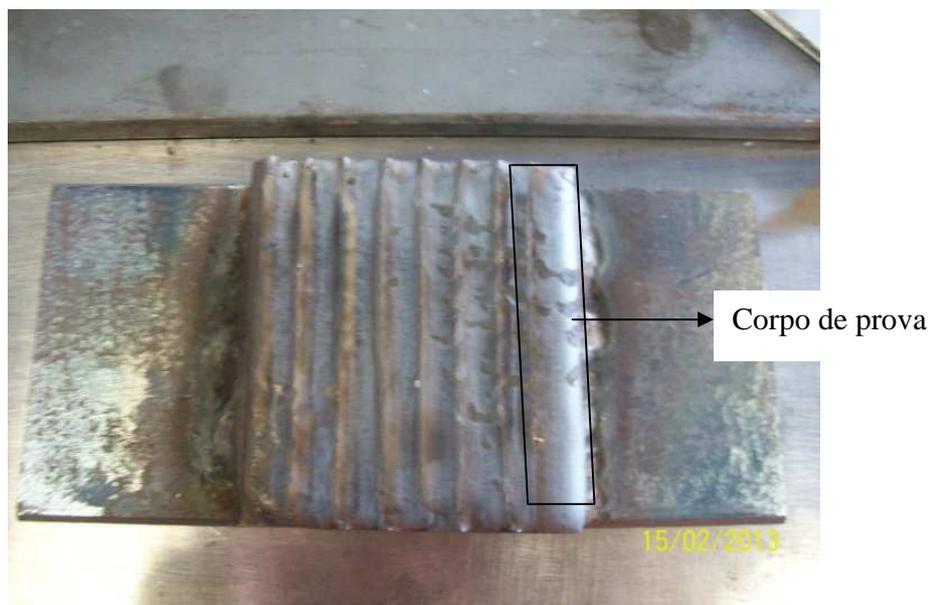


**Figura 3.3 - Equipamento de ensaio de fadiga.**



**Figura 3.4 – Dispositivo para ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos.**

Os corpos de prova para ensaio de fadiga foram obtidos a partir das refusões realizadas conforme condições da Tabela 3.2. A Figura 3.5 ilustra a refusão ao longo de uma placa e a localização da retirada dos corpos de prova sobre a mesma.



**Figura 3.5 – Refusão obtida sobre a placa e o esquema representando posicionamento para retirada de corpos de prova longitudinais ao cordão para o ensaio de fadiga.**

As dimensões dos corpos de prova foram aproximadamente 100x10x8 mm de forma que se possibilitasse submeter aos esforços cíclicos a superfície refundida. A retirada foi efetuada por meio de operação de corte mecânico sendo a superfície submetida ao esforço cíclico lixada e polida em alumina com 1  $\mu\text{m}$ . De forma comparativa foram efetuados ensaios de fadiga em corpos sem refusão, ou seja, sobre o material base como fornecido.

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

As tensões máximas aplicadas para os corpos de prova foram de 750, 850 e 1000 MPa sendo estas calculadas conforme Equação 1.1 apresentada na Norma ASTM E 855-90.

Os resultados obtidos foram representados em um gráfico tensão máxima x número de ciclos para ocorrência de falha em escala semi-logarítmica. Foi considerada vida infinita de fadiga o corpo de prova que suportasse um milhão de ciclos.

Depois de ensaiados, os corpos de prova foram avaliados via análise metalográfica e MEV/EDS a fim de serem obtidas informações a respeito do ponto de início da fratura.

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

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

Reativo	Formulação	Procedimento	Objetivo
Sulfúrico	20 ml H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> 0.01 g NH <sub>4</sub> CNS 80 ml H <sub>2</sub> O	Ataque eletrolítico a 4 v por 20 s.	Revela ferrita-delta mas não martensita.
Villela	1 g C <sub>4</sub> H <sub>3</sub> OH(NO <sub>2</sub> ) <sub>3</sub> 5 ml HCl 100 ml C <sub>2</sub> H <sub>6</sub> OH	Imersão da amostra por 60 s	Revela martensita.

Em complemento à análise metalográfica, foram efetuadas medidas de microdureza Vickers com 300 g de carga ao longo das superfícies refundidas e também do material base. As medições foram realizadas longitudinalmente sendo indicado o valor médio obtido após medição de três perfis de microdureza. Os ensaios foram conduzidos segundo orientações norma ASTM E384-97, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 ENSAIO DE FADIGA

A Figura 4.1 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga obtidos nas condições com refusão convencional, refusão pulsada e ainda no material base sem refusão. Com base nos resultados, constata-se inicialmente um melhor desempenho do material refundido em relação ao material sem refusão. Para uma tensão de 850 MPa, o número de ciclos para a fratura no material base situa-se próximo a 160.000 enquanto que para o material refundido este valor estaria em aproximadamente 225.000 ciclos.

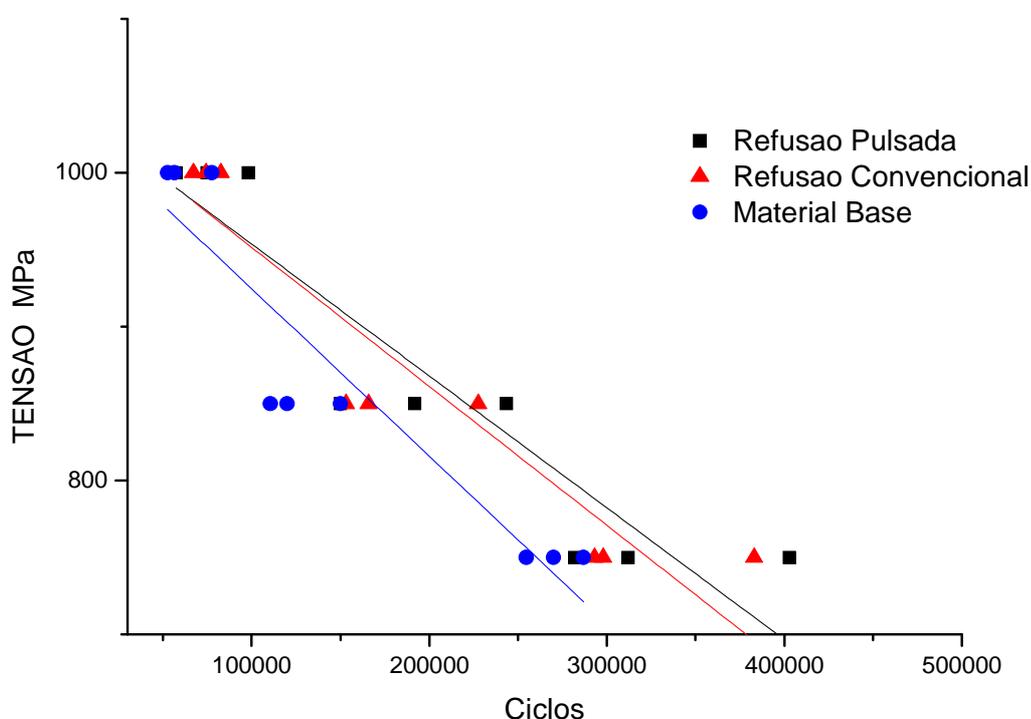


Figura 4.1 – Diagrama Tensão x Número de ciclos obtido nos ensaios de fadiga.

Tal desempenho estaria associado à presença de tensões residuais compressivas decorrentes da transformação martensítica após solidificação e resfriamento as quais minimizam as tensões na superfície impostas durante o ensaio. Tal desempenho também foi observado no trabalho de Heitkemper et al, 2003 ao realizar tratamento térmico com LASER em aços inoxidáveis martensíticos para ferramentas.

Observa-se ainda que o melhor desempenho à fadiga para as superfícies refundidas foi melhor para os níveis de tensão de 850 e 750 MPa e praticamente o

mesmo para a tensão de 1000 MPa. Tal comportamento estaria relacionado ao fato das tensões compressivas minimizarem a ampliação das tensões junto às imperfeições microestruturais, ou seja, para a tensão de 1000 MPa a tensão compressiva existente seria pouco efetiva em inibir a nucleação da trincas nas extremidades dos defeitos. Medidas de microdureza realizadas nas superfícies refundidas revelaram valores médios de 350 HV, ou seja, superiores ao material base como fornecido comprovando a ocorrência da formação de martensita após refusão (Figura 4.2).

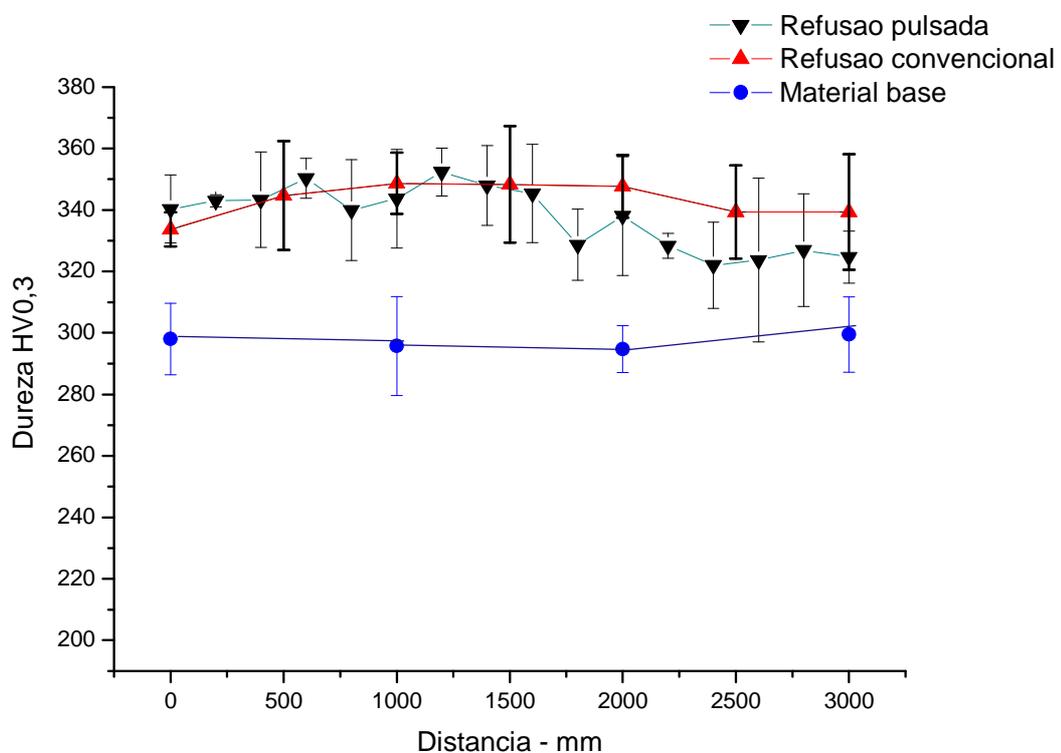
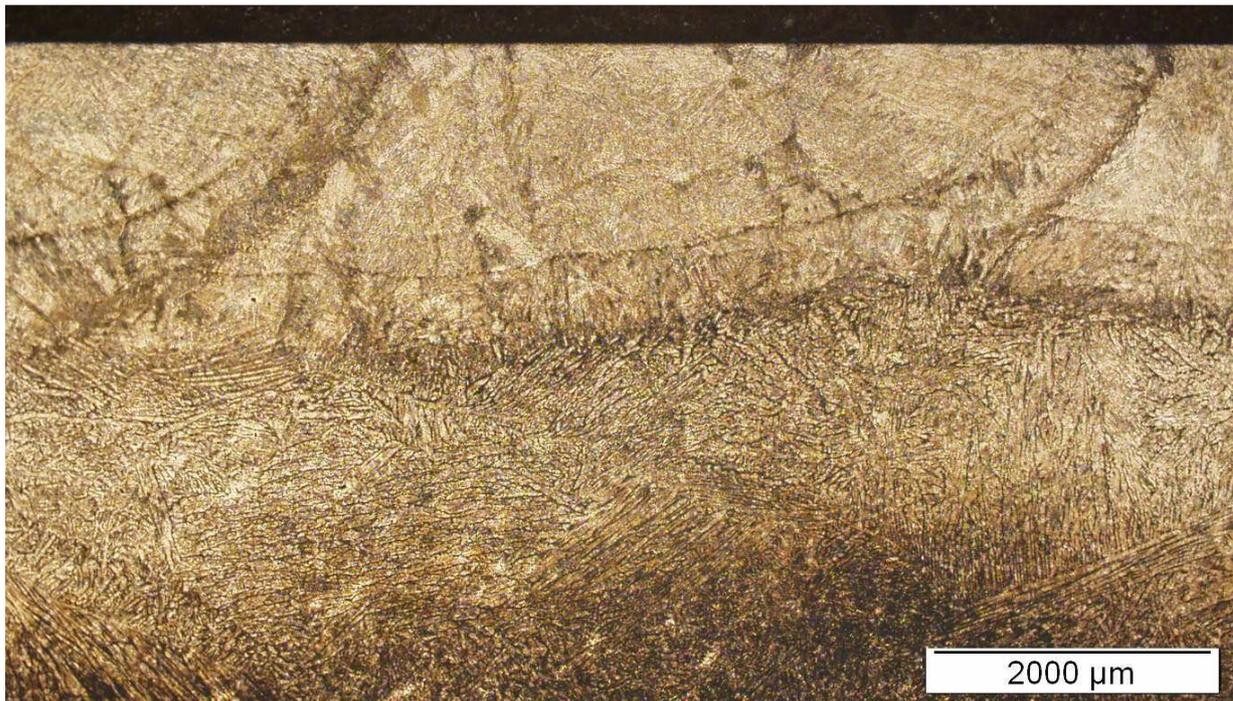


Figura 4.2 - Medidas de microdureza realizadas nas superfícies refundidas e material base.

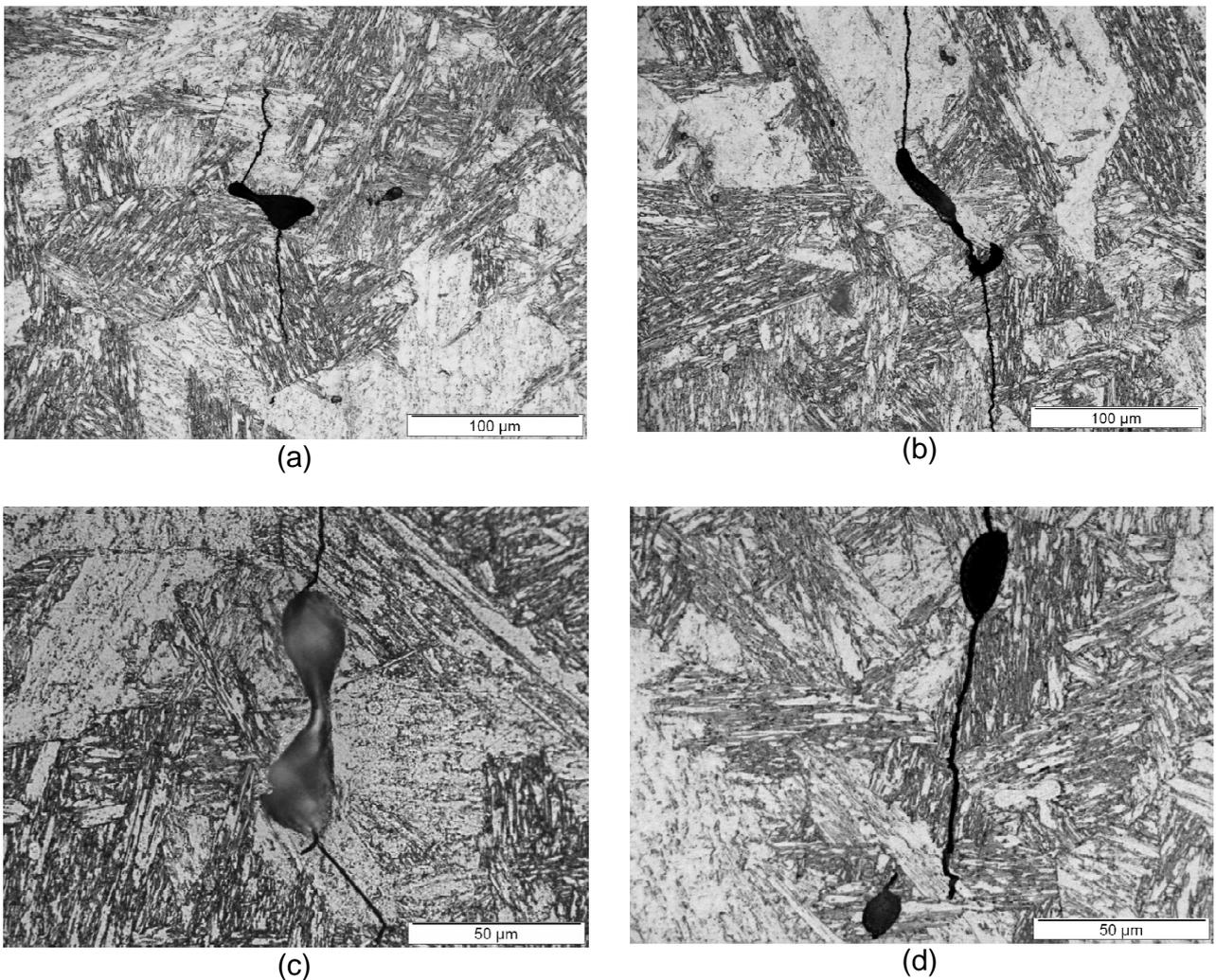
## 4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A análise metalográfica realizada na seção transversal de um dos corpos de prova refundidos revela que a profundidade média de refusão atingiu aproximadamente dois milímetros (Figura 4.3).



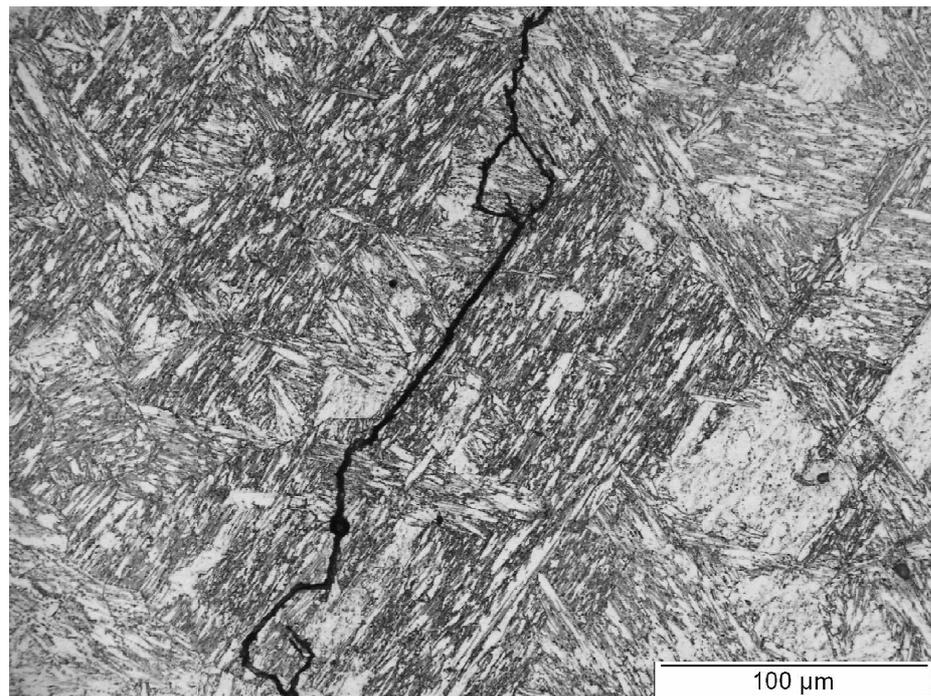
**Figura 4.3- seção transversal revelando profundidade de refusão.**

A análise metalográfica realizada na superfície dos corpos de prova sem tratamento com refusão, revelou que a nucleação das trincas ocorre principalmente em defeitos provenientes do processo de fundição, especificamente microrechupes (Figura 4.4). A mesma análise quando efetuada nos corpos de prova refundidos não identificou a presença de tais defeitos com tamanho avantajado o que permite afirmar que a refusão é uma forma eficiente de redução volumétrica destas discontinuidades. HEITKEMPER *et al.* (2003) ao executarem ensaios de fadiga em um aço inoxidável martensítico estimaram com base na mecânica da fratura linear elástica que o valor crítico de defeito para a nucleação de trincas neste tipo de aço situa-se entre 8 e 30 μm. Os valores de tamanho de defeitos encontrados material base corrobora tal estimativa.



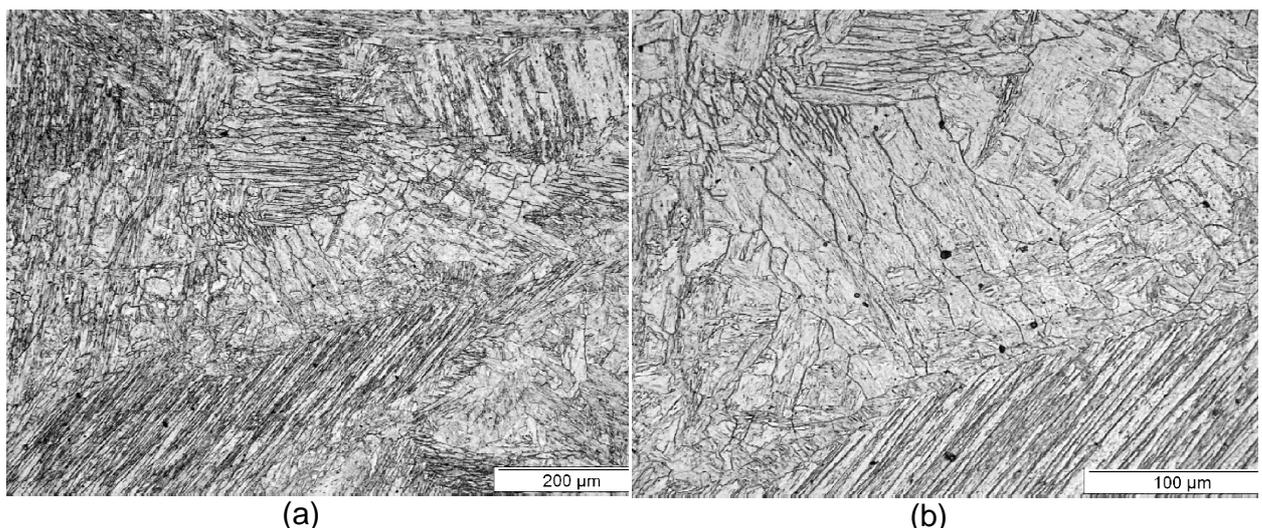
**Figura 4.4- Descontinuidades encontradas no Material Base na forma de microrechupes revelando a nucleação de trincas sobre as mesmas após ensaio de fadiga. Ataque: Vilella. Direção de carregamento ←→**

Como previsto por MEYER *et al.* (2003) foram identificadas, porém em menor número, trincas nucleadas paralelamente às ripas (*laths*) de martensita com uma inclinação aproximada de 45° entre a trinca e sentido de aplicação do esforço (Figura 4.5). Supõe-se que haja prevalência da formação de trincas junto aos microrechupes em relação às ripas de martensita.



**Figura 4.5 – Trinca com nucleação de trinca junto às ripas de martensita. Ataque: Sulfúrico + Vilella. Direção de carregamento ←→**

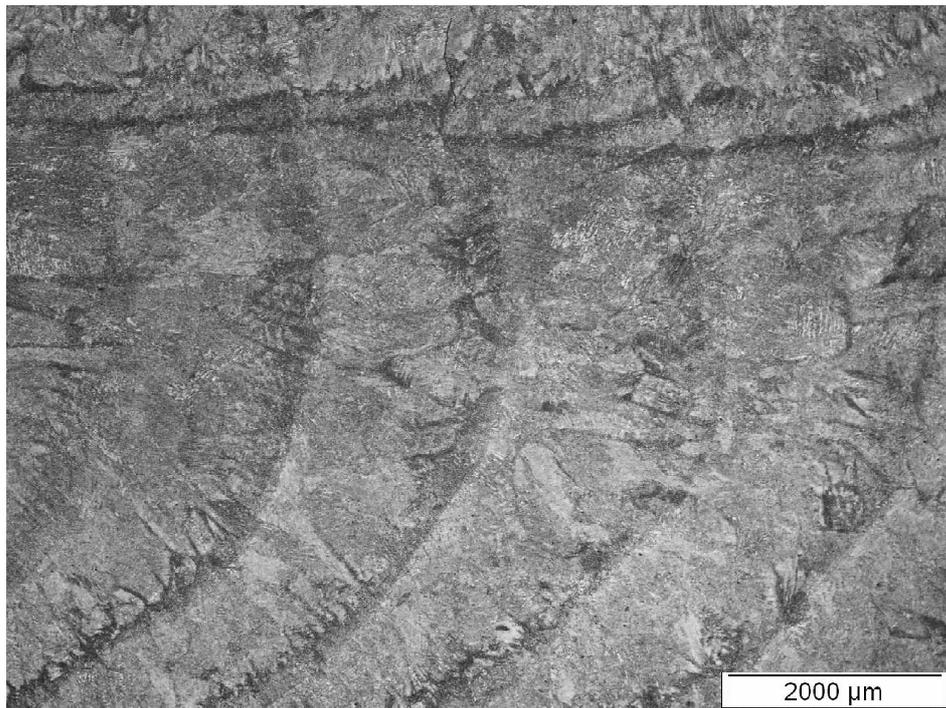
Com relação aos desempenhos obtidos com a refusão convencional e a refusão pulsada, pode-se constatar que estes resultaram de forma semelhante. Ao serem analisados metalograficamente ambos os processos resultaram em microestrutura constituída de martensita, rede de ferrita delta e porosidades globulares (Figura 4.6).



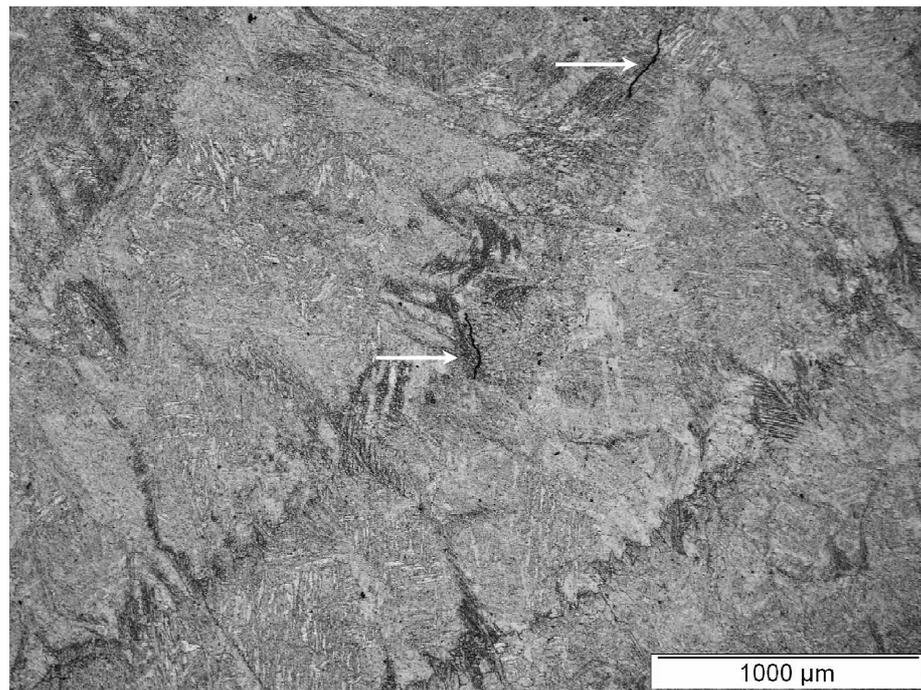
**Figura 4.6 – Microestrutura típica após refusão. Martensita, rede de ferrita delta e porosidades globulares. Imagem (b) corresponde à imagem (a) com maior ampliação. Ataque: sulfúrico + Vilella.**

Como previsto, a refusão pulsada promoveu a formação de ferrita delta na forma de bandas (Figura 4.7). Além da pulsação, foi constatado que a sobreposição entre um

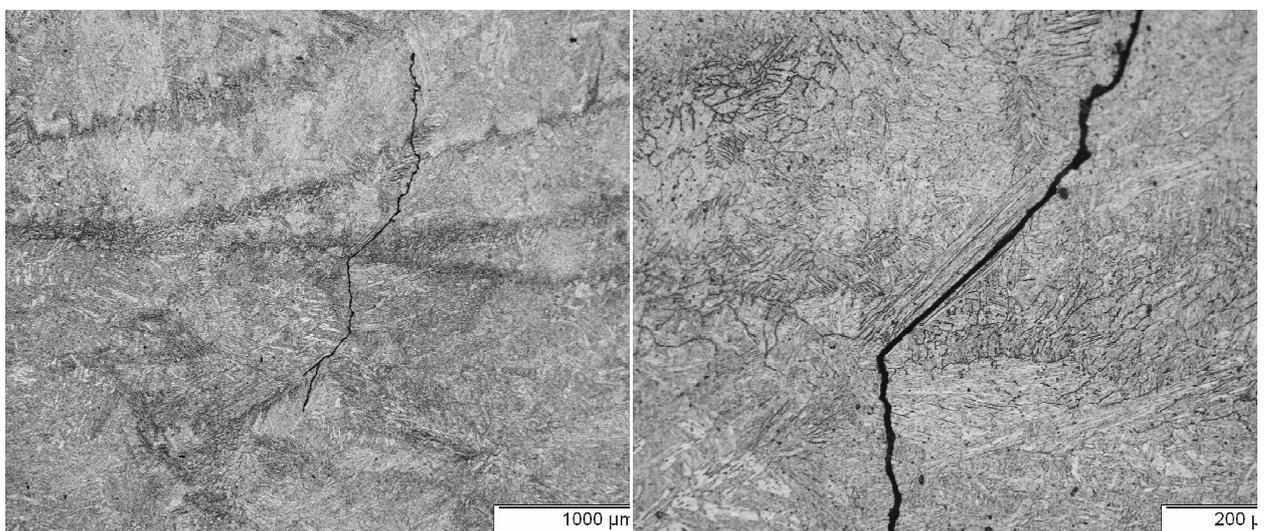
passage e outro também resultava na formação de regiões contínuas de ferrita delta. Após serem ensaiadas por fadiga e analisadas metalograficamente, foi constatada a nucleação de trincas no interior destas regiões (Figura 4.8 e Figura 4.9). A nucleação de trincas em regiões contendo ferrita delta também foi constatada em corpos de prova sem pulsação (Figura 4.10). RHO et al. 2000 ao estudarem o efeito da ferrita delta na ocorrência de trincas em aços inoxidáveis 304 L, constataram que a interface desta fase com a matriz austenítica atuava como agente de nucleação de trincas.



**Figura 4.7 – Análise metalográfica da superfície refundida com pulsação de corrente revelando bandas de ferrita delta (áreas escuras). Ataque: Sulfúrico e Vilella.**



**Figura 4.8 – Análise metalográfica da superfície refundida com pulsação de corrente revelando a presença de trincas (setas) posicionadas no interior das bandas de ferrita delta (áreas escuras). Ataque: Sulfúrico e Vilella. Direção de carregamento ←→**



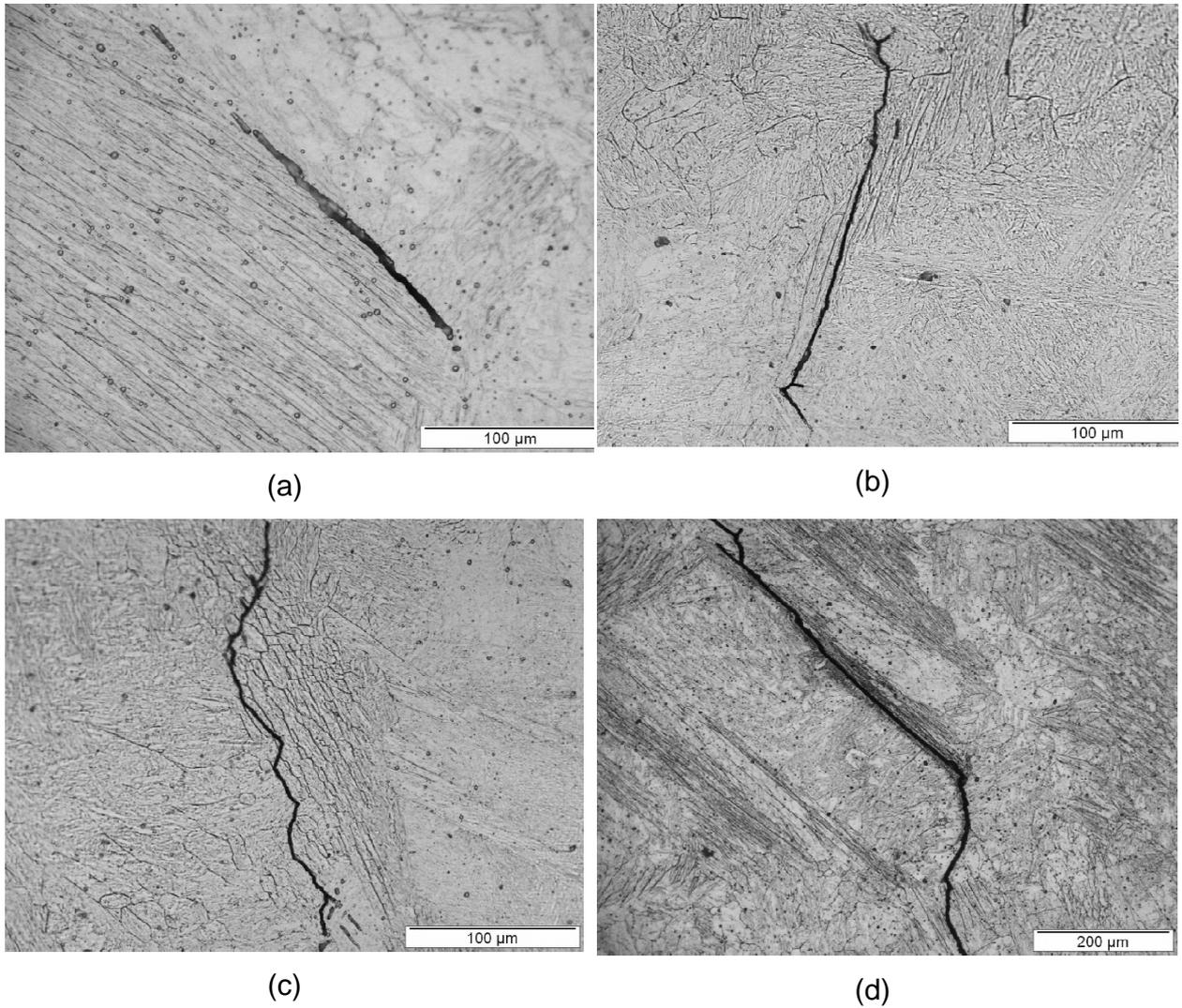
(a)

(b)

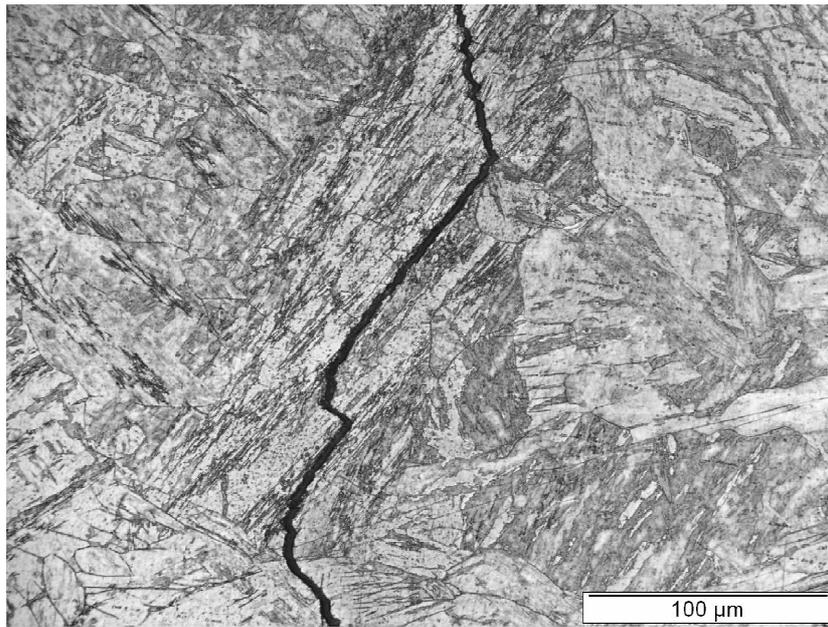
**Figura 4.9 – Análise metalográfica da superfície refundida com pulsação de corrente revelando a presença de trinca posicionada no interior das bandas de ferrita delta (áreas escuras). Ataque: Sulfúrico e Vilella. Direção de carregamento ←→**

Assim como no material base, foram constatadas nucleações de trincas junto às ripas de martensita (Figura 4.11). Acredita-se que haja um efeito sinérgico entre a

presença de ferrita delta e as ripas de martensita a 45° o qual favoreça a nucleação das trincas junto a estas regiões.

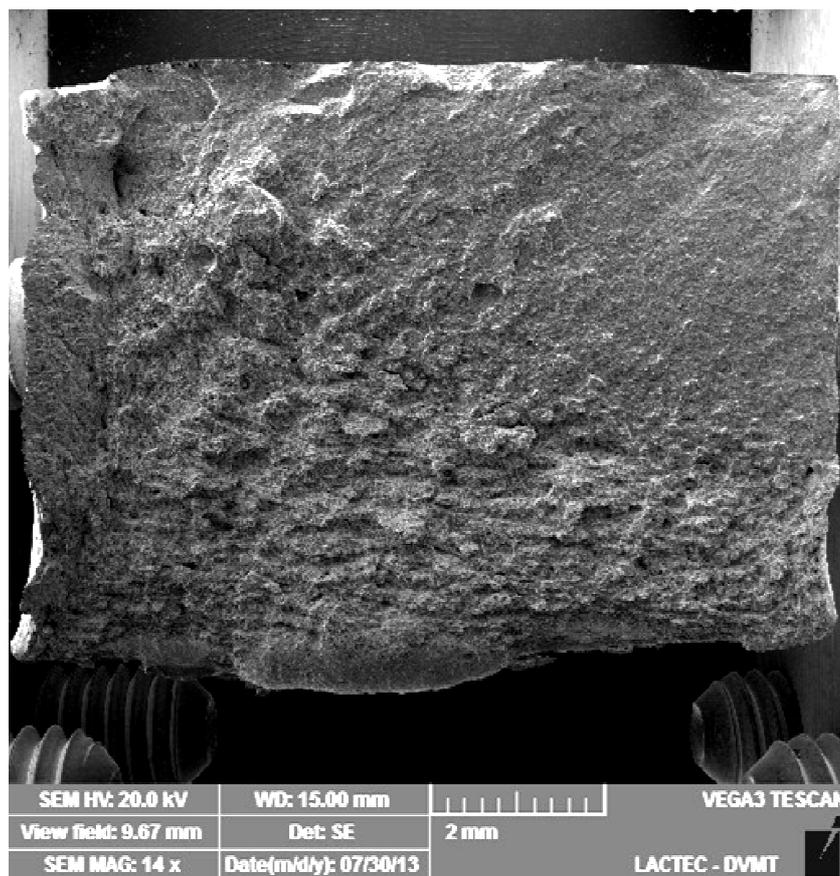


**Figura 4.10 – Exemplos de nucleação de trincas junto à ferrita delta. Ataque: sulfúrico. Direção de carregamento: ←→**



**Figura 4.11 – Trinca de fadiga nucleada paralelamente às ripas (*laths*) de martensita. Ataque: sulfúrico + vilella. Direção de carregamento ←→**

Na Figura 4.12 é apresentada imagem obtida via MEV representando a superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados. Constata-se a origem da fratura no canto superior direito da mesma comprovando a nucleação junto à superfície. Na Figura 4.13 é revelada a morfologia da superfície da fratura desenvolvida na região de propagação da trinca. Conforme previsto, a propagação é transgranular favorecida pela orientação das ripas de martensita.



**Figura 4.12 – Imagem obtida via MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova ensaiados revelando a origem da fratura no canto superior direito da mesma.**

Observa-se que a propagação ocorreu preferencialmente de forma transgranular descartando a hipótese de ocorrência de fragilização nos cotornos dos grãos.

Apesar de sofrer desvios entre um grão e outro, a propagação da fratura também ocorre preferencialmente junto às ripas de martensita. Tal constatação também é citada no trabalho de MEYER *et al*, 2003.

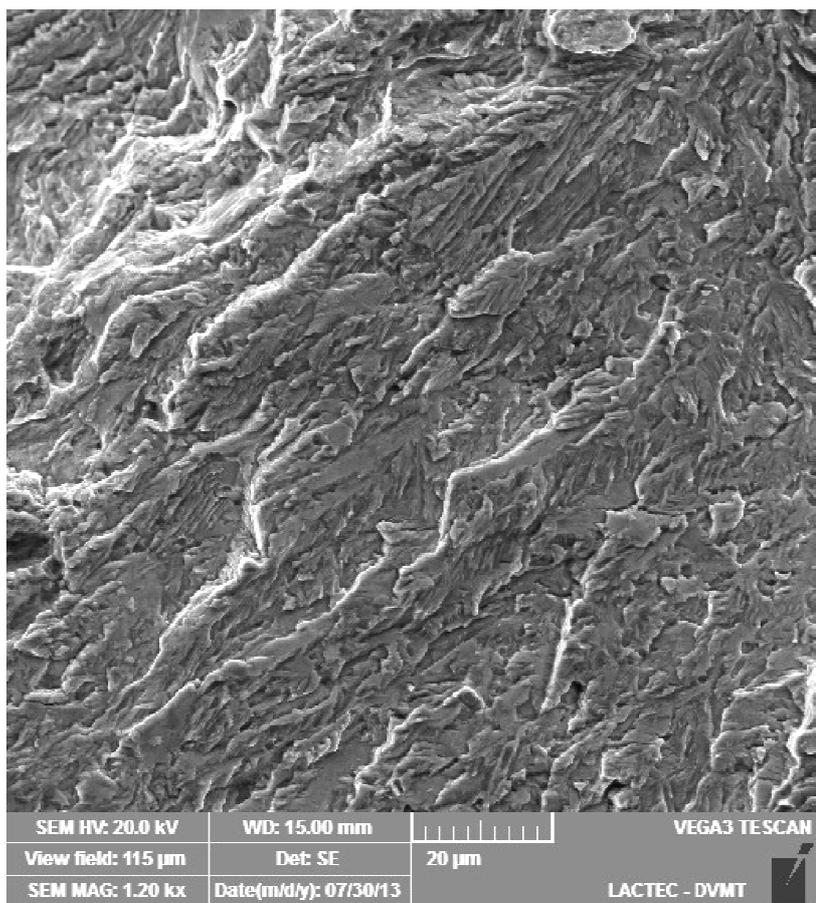


Figura 4.13 - Imagem obtida sobre a região de propagação da trinca por fadiga de um dos corpos de prova ensaiados revelando fratura trangranular.

## 5 CONCLUSÃO

Com base no estudo realizado é possível destacar o seguinte:

- O tratamento de refusão superficial produzida por tocha plasma resultou em uma maior resistência à fadiga quando comparado ao material sem este tratamento. Tal aumento se deve em parte à presença de tensões compressivas decorrentes da transformação martensítica desenvolvida sobre a região refundida.
- Além da presença de tensões compressivas, a refusão tende a promover a eliminação de defeitos existentes no material base sob forma de microrechupes os quais atuam como agentes nucleantes de trincas.
- Com relação à obtenção de um incremento na vida de fadiga produzido pelo processo de pulsação frente ao modo convencional, o mesmo foi considerado pouco significativo.
- As análises efetuadas sobre os corpos de prova ensaiados revelaram que a nucleação do processo de fadiga na condição refundida ocorria em regiões contendo ferrita delta em associação à presença de ripas de martensita orientadas a 45° em relação à direção de sollicitação de esforços.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

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

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

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

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

BILMES, P. Microestruturas y propiedades de metals de soldadura de aceros inoxidables soft martensiticos. *Congresso ABM, São Paulo*, 1997.

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

BREZINA, P.; Martensitic Cr/Ni steels with low carbon content. *Escher Wyss*. 1980.

BRÜCKNER-FOIT, A.; e HUANG, X.; Numerical simulation of micro-crack initiation of martensitic steel under fatigue loading. *International Journal of Fatigue*. 2006.

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

CALLISTER, W. D. Jr; *CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS - UMA INTRODUÇÃO*. 7ª EDIÇÃO, EDITORA LTC. São Paulo, 2008.

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

CHAN, K. S.; Roles of microstructure in fatigue crack initiation. *International Journal of Fatigue*. 2010.

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

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

- FUCHS, H. O.; STEPHENS, R. I.; METAL FATIGUE IN ENGINEERING, JOHN WILEY & SONS, New York, 1980.
- GASSNER, E.; OSTERMANN, H.; Fatigue and corrosion of stainless steel runners. Water Power & dam Construction. Mar/1980.
- HENKE, S. L.; EFEITO DA SOLDAGEM PLASMA PULSADA NA MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA À FADIGA DE UM AÇO INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICO. TESE, UFPR PGMEc. 2010.
- HEITKEMPER M., BOHNE C., PYZALLA A., FISCHER A.; Fatigue and fracture behaviour of a laser surface heat treated martensitic high-nitrogen tool steel. International Journal of Fatigue, 25, 2003, p101-106.
- HOFFMEISTER, H.; MUNDT, R.; Untersuchungen zum Einfluß des Kohlenstoffs und des Stickstoffs auf die  $\delta$ - $\gamma$  Umwandlung ferritisch-austenitischer Chrom-Nickel-Stähle. Arch. Eisenhüttenwes, 52:159–164, 1981.
- HWANG J-R.; FUNG, C-P; Effect of electron beam surface hardening on fatigue crack growth rate in AISI 4340 steel. Surface and Coatings Technology 80, 1996, 271-278.
- IWABUCHI, Y.; Factors affecting on mechanical properties of soft martensitic stainless steel castings. JSME International Journal. Vol. 46, Nr 3. 2003.
- KOTESWARA RAO, S.R.; MADHUSUDHANA REDDY G., KAMARAJ, M.; PRASAD RAO, K; Grain refinement through arc manipulation techniques in Al-Cu alloy GTA welds. Mat. Science and Engineering A (404) 2005 227-234.
- KOU, S., Welding metallurgy. Book, John Wiley & Sons. 2003.
- KUMAR A, SUNDARRAJAN S, Optimization of pulsed TIG welding process parameter on mechanical properties of AA 5456 aluminum alloy weldments, Mater. Design (2008), doi: 10.1016/j.matdes.2008.06.055.
- KÜPFER, W.; Ein neuer stahlgusswerkstoff für hydraulische maschinen. Werkstatt un Betrieb. 1968.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D.J.; WELDING METALLURGY AND WELDABILITY OF STAINLESS STEEL. John wiley & Sons, New Jersey, 2005.
- MARINES, I; BIN, X.; BATHIAS, C.; An understanding of very high cycle fatigue of metals. International Journal of Fatigue, 25, 2003.
- MEYER, S.; BRUCKNER-FOIT, A. MOSLANG, A.; A stochastic simulation model for microcrack initiation in a martensitic steel. Computational Materials Science 26 (2003) 102–110
- MOHANDAS T., MADHUSUDHAN REDDY G. A comparison of continuous and pulse current gas tungsten arc welds of an ultra high strength steel. Journal of Materials Processing Technology 69, 1997, p222-226.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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