

**PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ**

**CÉSAR AUGUSTO NEITZKE**

**MODIFICAÇÃO MICROESTRUTURAL DA CAMADA LIMITE  
EM AÇO CARBONO  
POR TOCHA PLASMA A ARCO ELÉTRICO TRANSFERIDO**

**CURITIBA**

**Dezembro - 2009**

**PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ**

**CÉSAR AUGUSTO NEITZKE**

**MODIFICAÇÃO MICROESTRUTURAL DA CAMADA LIMITE  
EM AÇO CARBONO  
POR TOCHA PLASMA A ARCO ELÉTRICO TRANSFERIDO**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Ciências Exatas e de Tecnologia, Pontifícia Universidade Católica do Paraná.

Orientador: Prof. Dr.Eng. Fred L. Amorim  
Co-Orientador: Prof. Dr.-Ing. Irionson A. Bassani

**CURITIBA**

**Dezembro - 2009**

**CÉSAR AUGUSTO NEITZKE**

**MODIFICAÇÃO MICROESTRUTURAL DA CAMADA LIMITE  
EM AÇO CARBONO  
POR PLASMA A ARCO ELÉTRICO TRANSFERIDO**

Dissertação apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Pontifícia Universidade Católica do Paraná, como requisito a obtenção do título de Mestre.

**COMISSÃO EXAMINADORA**

---

Prof. Dr.-Ing. Walter Lindolfo Weingaertner  
Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC

---

Prof. Dr. Carlos Mauricio Lepiensi  
Universidade Federal do Paraná - UFPR

---

Prof. Dr. Edival de Moraes  
Pontifícia Universidade Católica do Paraná- PUCPR

---

Prof. Dr.-Ing. Irionson Antônio Bassani  
Pontifícia Universidade Católica do Paraná - PUCPR

---

Prof. Dr. Eng. Fred Lacerda Amorim  
Pontifícia Universidade Católica do Paraná - PUCPR

## AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus pais pelas palavras de incentivo e ajuda financeira nos momentos difíceis.

Agradeço à minha querida Priscila pelos momentos de incentivo, carinho e apoio.

Agradeço aos alunos Henrique Testa e Karin Dagostim Camargo pela importante ajuda na preparação das amostras para metalografia.

Agradeço ao prof. Dr. Paulo Cesar Soares Júnior pela grande ajuda na realização dos ensaios, análises e discussões dos resultados.

Agradeço à profa. Dr. Viviana Cocco Mariani pela atenção dispensada e esclarecimento de dúvidas.

Agradeço ao prof. Dr. Fred Lacerda Amorim por ter aceito ser meu orientador nesta empreitada e ter me ajudado na conclusão deste trabalho.

Agradeço ao grande Prof. Dr. Bassani por ter me incentivado a fazer este curso, pela amizade e ajuda no desenvolvimento do trabalho e também à sua família por ter me acolhido como parte da família durante os meses iniciais de estudo.

Agradeço ao Prof. Dr. Ricardo Diego Torres pelos conhecimentos técnicos transmitidos.

Agradeço ao funcionário Júlio César, ao acadêmico César Oleinik Luzia pela ajuda preparação das amostras e ao Plínio pela confecção de dispositivos para este trabalho.

Agradeço também aos demais professores do curso de Mestrado da PUCPR, prof. Dr. João Elias Abdalla Filho, prof. Dr. Luís Mauro Moura e prof. Dr. Renato Barbieri, pelas aulas e conhecimentos que me foram transmitidos.

Agradeço à PUCPR pela disponibilização de recursos materiais e humanos tão importantes.

Agradeço à UFRGS pela contribuição na caracterização química do material.

Agradeço à CAPES pela bolsa de estudo cedida para a realização dos meus estudos.

*Mas não basta pra ser livre  
ser forte, aguerrido e bravo,  
povo que não tem virtude  
acaba por ser escravo.  
(Hino Riograndense)*

## RESUMO

A utilização de tratamentos térmicos em ligas ferrosas tem por função a modificação da microestrutura do material, a fim de promover propriedades adequadas às solicitações funcionais específicas de uma determinada peça. A têmpera de sólidos por resfriamento em fluidos altera a microestrutura do volume do material de acordo com a velocidade de resfriamento. A martensita formada é dura e frágil e, devido à variação da velocidade de resfriamento elevadas tensões residuais são verificadas no componente. Estas tensões residuais levam a distorções geométricas, podendo resultar em trincas e quebras de componentes. Os efeitos negativos da têmpera total podem ser diminuídos promovendo-se o endurecimento apenas na camada próxima à superfície, chamada de camada limite. Este processo é denominado têmpera de superfície, e se caracteriza, em particular, por manter uma dureza elevada na camada limite do material, assim como uma boa tenacidade no restante do volume. Na têmpera de superfície é aplicada uma energia altamente concentrada para endurecer a camada limite do material; neste caso a concentração de calor é usualmente promovida por fontes de indução, por chama e mais recentemente por Laser. Pelo princípio de que um arco elétrico é uma fonte de energia de elevada concentração, a aplicação de uma tocha plasma pode ser uma alternativa tecnológica viável para a realização da têmpera de superfície em ligas ferrosas. Este trabalho teve por objetivo investigar experimentalmente alguns parâmetros de controle de uma fonte de energia por tocha plasma a arco transferido e seus efeitos sobre a têmpera de superfície em um aço carbono AISI 1045. Os parâmetros independentes de entrada investigados foram a corrente elétrica, a velocidade de deslocamento da tocha e o afastamento da tocha em relação à superfície das amostras, utilizando-se os gases argônio e ar comprimido. Como variáveis dependentes de saída avaliou-se a geometria da camada limite modificada, bem como caracterizado seus microconstituintes através da análise metalográfica, da difração de raio x e da microdureza. De acordo com os resultados deste trabalho constatou-se que é possível a execução satisfatória de têmpera de superfície utilizando tocha plasma a arco transferido como fonte de energia. De modo mais específico foi observado que o gás argônio proporcionou a formação de camadas com profundidade modificada superior àquelas promovidas pelo gás ar comprimido. A análise metalográfica mostrou regiões completamente transformadas em martensita e regiões parcialmente transformadas em martensita. Foi constatado também, por difração de raio-x, a presença de fase martensita e de fase bainita.

Palavras-chave: Engenharia de superfície, plasma a arco transferido, têmpera de superfície, aço carbono.

## ABSTRACT

The use of heat treatments in ferrous alloys has the task of modifying the microstructure of the material in order to promote adequate properties to functional requirements of a specific part. The hardening by cooling of solids in fluids, altering the microstructure of the bulk of the material according to the cooling rate. The martensite formed is hard and brittle and due to the variation of cooling rate, high residual stresses are found in the component. These residual stresses lead to geometric distortions and may result in cracks and breakage of components. The negative effects of total time can be reduced to promoting the hardening only in a layer near the surface, called the boundary layer. This process is called hardening of the surface and is characterized in particular by maintaining a high hardness in the boundary layer of material and good toughness in the remainder of the volume. In surface hardening a highly concentrated source of energy is applied to harden the boundary layer of the material, in which case the concentration of heat sources is usually promoted by the induction, flame and most recently Laser. By the principle that an electric arc is a source of energy for high concentration, application of a plasma torch can be a viable alternative technology for the realization of surface hardening in ferrous alloys. This study aimed to investigate experimentally some control parameters of a source of energy for the transferred arc plasma torch and its effect on hardening of surface in a carbon steel AISI 1045. The parameters investigated were independent input electrical current, the speed of the torch and the torch away from the surface of the sample using the gases argon and compressed air. Output as dependent variables evaluated the modified geometry of the boundary layer and its microconstituents characterized by metallographic analysis, x-ray diffraction microhardness. According to the results of this study revealed that it is possible the satisfactory implementation of surface hardening using a transferred arc plasma torch as a source of energy. Specifically it was observed that the argon gas provided the formation of modified layers with depth greater than those promoted by the gas compressed air. The metallographic analysis showed regions completely transformed into martensite regions and partially transformed into martensite. It was also evidenced by X-ray diffraction, the presence of martensite phase and phase bainite.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Classificação geral dos processos de modificação das propriedades da superfície.....	18
Figura 2.2- Processo de têmpera de superfície por chama.. .....	20
Figura 2.3 - Representação esquemática da matéria no estado gasoso e plasma.....	21
Figura 2.4 - Classificação dos plasmas.. .....	22
Figura 2.5 – Classificação das tochas quanto ao tipo de arco plasma: a) Plasma de arco elétrico não transferido b) Plasma de arco elétrico transferido.. .....	23
Figura 2.6 - Representação esquemática da ignição do arco voltaico por contato.....	24
Figura 2.7 - Coluna do arco plasma típica formada pelo equipamento mostrando as regiões do arco elétrico.....	24
Figura 2.8 - Relação entre a corrente e a tensão do arco elétrico, para dois comprimentos distintos.. .....	25
Figura 2.9 - Eletrodo de cobre com inserto de háfnio (esquerda) e o inserto de tungstênio (direita).. .....	26
Figura 2.10 - Métodos de estabilização do arco plasma.. .....	27
Figura 2.11- Distribuição das isoterms em um arco elétrico.. .....	28
Figura 2.12 - Efeito da constrição do arco no perfil e na temperatura.....	29
Figura 2.13- Efeito do arco plasma na zona tratada termicamente para a) arco transferido e b) arco não transferido.. .....	30
Figura 2.14 - Efeito do tipo de corrente na solda TIG.....	31
Figura 2.15- Condutividade térmica em função da temperatura para os gases Ar e Argônio. ....	31
Figura 2.16 - Condutividade elétrica em função da temperatura para os gases ar atmosférico e Argônio.....	32
Figura 2.17 - Perfil típico de cordões de solda feitos com diferentes gases e misturas na soldagem MIG.....	32
Figura 2.18 - a) Percurso normal do arco transferido e b) Formação do arco duplo.....	33
Figura 3.1- Diagrama de fases Fe-C simplificado, ilustrando a microestrutura dos aços em função da temperatura e da composição.....	35
Figura 3.2- Possíveis transformações envolvendo a decomposição da austenita.. .....	37
Figura 3.3- Curva CCT do aço AISI 1045.....	38
Figura 3.4 – Exemplo de ferrita alotríomorfa.. .....	38
Figura 3.5- – Ferrita idiomorfa.....	39
Figura 3.6 - Micrografia ótica de várias morfologias bidimensionais: (a) placas laterais primárias, (b) dente de serra primário, (c) um contorno de grão idiomórfico, (d) placas laterais secundárias e	



(e) dente de serra secundário.....	39
Figura 3.7 - Variação da fração volumétrica da ferrita livre (ou proeutetóide) em função da taxa de resfriamento. ....	40
Figura 3.8 - A distorção de Bain.....	41
Figura 3.9 - Variação dos parâmetros de rede da austenita e martensita em função do teor de carbono.. ....	41
Figura 3.10- Comportamento da dureza em função do teor de carbono nos aços.....	42
Figura 3.11 - Temperaturas de início de transformação da martensita versus o teor de carbono. A faixa de composição em que os vários tipos de martensita existem é também apresentada.....	42
Figura 3.12 - - Martensita: (a) Ripa e (b )Placa.....	43
Figura 3.13- - (a) Microestrutura de um aço baixa liga arrefecido em água mostrando a martensita em ripas ( <i>lath</i> ) Ataque: 2% nital. 500x. (b) Microestrutura de um aço UNS G10800 arrefecido em água mostrando martensita em placas. A região clara entre as placas de martensita são austenita retida Ataque: 10% metabissulfito de sódio. ....	43
Figura 3.14 - Dureza em função da concentração de carbono para aços com microestruturas martensíticas e perlíticas. Bain.....	44
Figura 4.1 – Esquema experimental geral utilizados para a execução dos testes.....	46
Figura 4.2– Principais parâmetros que influenciam a qualidade da superfície modificada do material.....	47
Figura 4.3- Fonte da tocha plasma utilizada neste trabalho.....	49
Figura 4.4- Representação esquemática do aparato utilizado.....	49
Figura 4.5 – Sistema de movimentação x-y do utilizado nos experimentos.....	50
Figura 4.6- (a) Metalografia inicial do material analisado mostrando a região descarbonetada e (b) amostra posteriormente retificada.....	51
Figura 4.7- Dimensões da ZTA obtidas na medição.....	52
Figura 4.8- Microdurômetro marca Shimadzu utilizado para medição do perfil de microdureza ....	53
Figura 5.1- Comportamento da tensão em relação à altura da tocha e corrente elétrica para o gás argônio, apresentado os respectivos comportamentos dos arcos elétricos. ....	56
Figura 5.2- Comportamento da tensão em relação à altura da tocha e corrente elétrica para o gás ar comprimido, mostrando os respectivos comportamentos dos arcos elétricos. ....	57
Figura 5.3- Microestrutura inicial das amostras, sendo a parte clara uma ferrita proeutetóide alotriomorfa e a parte escuras lamelas de cementita, 2500x, Ataque: Nital 2%.....	58
Figura 5.4- Aspectos gerais da microestruturas formadas : (a) Zona fundida, (b) Zona Termicamente Afetada e (c) Amostras sem modificação da microestrutura. Ataque: Nital 2%. ....	59
Figura 5.5– Representação das Zonas Fundidas (ZF), Zonas Termicamente Afetadas (ZTA) e Amostras sem modificação da microestrutura (ASM) utilizando o gás argônio. ....	60

Figura 5.6- Representação das Zonas Fundidas (ZF), Zonas Termicamente Afetadas (ZTA) e Amostras sem modificação da microestrutura (ASM) utilizando o gás argônio.....	61
Figura 5.7- Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha $h$ para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente $i = 20$ A e gás ar comprimido.....	63
Figura 5.8 - Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha $h$ para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente $i = 35$ A e gás ar comprimido.....	64
Figura 5.9 - Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha $h$ para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente $i = 50$ A e gás ar comprimido.....	65
Figura 5.10 - Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha $h$ para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente $i = 20$ A e gás argônio. ....	66
Figura 5.11- Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha $h$ para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente $i = 35$ A e gás argônio. ....	67
Figura 5.12- Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha $h$ para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente $i = 50$ A e gás argônio. ....	68
Figura 5.13- Parâmetros: $i = 20$ A, $h = 25$ mm e $Vd = 1000$ mm/min. Amostra típica de uma microestrutura contendo (1) Zona completamente transformada, (2) Zona parcialmente transformada e (3) zona não afetada pelo calor.....	70
Figura 5.14- Perfil de microdureza para os parâmetros $i = 20$ A, $h = 25$ mm e $Vd = 1000$ mm/min, com gás argônio.....	71
Figura 5.15 - Perfil de microdureza para os parâmetros $i = 35$ A, $h = 30$ mm e $Vd = 1000$ mm/min, com gás argônio.....	72
Figura 5.16 - Perfil de microdureza para os parâmetros $i = 50$ A, $h = 40$ mm e $Vd = 2000$ mm/min, com gás argônio.....	73
Figura 5.17- Difratoograma do aço AISI 1045 sem tratamento.....	74
Figura 5.18- Difratoograma da amostra preparada com os parâmetros $i = 20$ A, $h = 25$ mm e $Vd = 1000$ mm/min.....	75

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 3.1- Tipos de carbetos na bainita. Fe, M/C é a razão entre o metal e os átomos de carbono.	45
Tabela 4.1- Parâmetros operacionais e seus respectivos valores .....	48
Tabela 4.2- Principais características da fonte de potência usada neste trabalho.....	48
Tabela 4.3- Parâmetros usados no ensaio de difração de raios X.....	54
Tabela 5.1 - Composição química do aço ABNT 1045.....	58

**LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS**

AISI – American Iron and Steel Institute

ASTM – American Society for Testing Materials

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

HRC – Dureza Rockwell C

HV – Dureza Vickers

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscopia Ótica

V – Volts

A – Amperes

ZTA – Zona Termicamente Afetada

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>15</b>
<b>2</b>	<b>PROCESSOS DE MODIFICAÇÃO DAS PROPRIEDADES DE SUPERFÍCIE.....</b>	<b>17</b>
<b>2.1</b>	<b>Visão geral dos processos de modificação das propriedades de superfície.....</b>	<b>17</b>
<b>2.2</b>	<b>Processos envolvendo têmpera de superfície .....</b>	<b>18</b>
<b>2.3</b>	<b>Tratamento térmico de superfície utilizando plasma arco transferido.....</b>	<b>21</b>
2.3.1	Histórico e conceitos do plasma.....	21
2.3.2	Classificação das tochas quanto ao tipo de arco.....	22
2.3.3	Ignição do arco plasma.....	23
2.3.4	Características da coluna do arco.....	24
2.3.5	Características do cátodo.....	26
2.3.6	Formas de estabilização do arco plasma pelo tipo de fluxo de gás.....	27
2.3.7	Distribuição de temperatura do arco plasma.....	28
2.3.8	Influência das variáveis no aquecimento da amostra.....	28
2.3.9	Defeitos do processo arco plasma.....	32
<b>3</b>	<b>MICROCONSTITUINTES FORMADOS EM AÇO AO CARBONO HIPOEUTETÓIDE .....</b>	<b>34</b>
<b>3.1</b>	<b>Microconstituintes formados em condições de equilíbrio.....</b>	<b>34</b>
<b>3.2</b>	<b>Microconstituintes formados com diferentes velocidades de resfriamento .....</b>	<b>36</b>
3.2.1	Ferrita.....	38
3.2.2	Perlita.....	40
3.2.3	Martensita.....	40
3.2.4	Bainita.....	44
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>46</b>
<b>4.1</b>	<b>Esquema experimental geral.....</b>	<b>46</b>
<b>4.2</b>	<b>Definição dos parâmetros .....</b>	<b>47</b>
<b>4.3</b>	<b>O equipamento .....</b>	<b>48</b>
<b>4.4</b>	<b>Preparação das amostras .....</b>	<b>50</b>
<b>4.5</b>	<b>Caracterização das amostras.....</b>	<b>51</b>
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>55</b>
<b>5.1</b>	<b>Desenvolvimento do processo .....</b>	<b>55</b>
5.1.1	Determinação das características físicas do arco.....	55
5.1.2	Análise da composição química e microestrutura inicial das amostras.....	58
5.1.3	Determinação das zonas fundidas e zonas sem fusão na superfície.....	58

<b>5.2</b>	<b>Influência dos parâmetros na geometria da ZTA.....</b>	<b>62</b>
5.2.1	Ar comprimido .....	62
5.2.2	Argônio .....	65
<b>5.3</b>	<b>Caracterização microestrutural das variáveis otimizadas .....</b>	<b>69</b>
5.3.1	Análise por microscopia ótica e eletrônica.....	69
<b>5.4</b>	<b>Análise da dureza em função da profundidade .....</b>	<b>70</b>
<b>5.5</b>	<b>Análise por difratometria de raios-X .....</b>	<b>73</b>
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>76</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÕES DE CONTINUIDADE .....</b>	<b>77</b>
<b>8</b>	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>78</b>
<b>9</b>	<b>ANEXOS.....</b>	<b>82</b>

# 1 INTRODUÇÃO

---

O tratamento térmico por têmpera é um processo utilizado para elevar a dureza de um aço. Este processo transforma a microestrutura do aço em martensita e o torna pouco tenaz. Esta fragilidade pode ser diminuída com um posterior revenimento do material que otimiza as propriedades de dureza e tenacidade conforme as solicitações do projeto.

Uma alternativa para endurecer o aço é temperar somente a região próxima à superfície da peça, chamada de camada limite, mantendo no restante do volume tenacidade para dificultar a propagação de trincas no material. Estes processos são chamados de têmperas de superfície. Na têmpera de superfície se utiliza uma fonte de energia térmica altamente concentrada que rapidamente promove o aquecimento e a austenitização da camada limite do material. Cessando o aquecimento, ocorre o rápido resfriamento do material tornando a microestrutura martensítica na camada limite, que é mais resistente ao desgaste, mantendo no restante do volume uma microestrutura com boa tenacidade, que dificulta a nucleação de trincas.

As principais vantagens dos processos de têmpera de superfície comparadas com a convencional estão na redução de energia total consumida, promover um aquecimento localizado da peça e a formação de tensões residuais compressivas na camada limite, características estas que dificultam a nucleação de trincas a partir da superfície. Neste caso, as fontes de energia de alta concentração fornecidas são normalmente por indução eletromagnética, por chamas de origem oxidante e mais recentemente por feixe laser.

Uma fonte alternativa para temperar a região próxima à superfície do material é a tocha de plasma elétrico, que por se tratar de uma fonte concentrada de energia permite aumentar localmente a temperatura do componente, obtendo assim o mesmo efeito das outras fontes.

A viabilidade da utilização de equipamentos capazes de formar arco elétrico constrito foi estudada por diversos pesquisadores tais como Berdnikov, Filipov e Studenk (1997), Bourithis, Tazedakis e Padimitriou (2002) e Yang (2007). Eles observaram que é possível tratar termicamente um material com uma tocha a arco elétrico transferido. Pashby (2007) relata algumas vantagens das tochas plasma, quando comparadas ao processo a laser, incluindo a relativa simplicidade, o baixo custo do equipamento utilizado e a não necessidade de revestimentos especiais para aumentar a absorvidade de calor na superfície do material.

Este trabalho tem por objetivo avaliar a possibilidade de endurecer a camada limite de um aço AISI 1045/50 com uma tocha plasma a arco elétrico transferido. Para atingir esse objetivo os principais parâmetros do processo foram estudados, sendo eles a velocidade de deslocamento da tocha em relação à peça  $v$ , a distância relativa entre o bocal da tocha e a superfície do material  $h$ , a corrente elétrica  $i$  e o tipo de gás plasma. Após as corridas, foram medidas a profundidade e largura

das camadas limite modificadas. Os microconstituintes das amostras foram determinados através da análise metalográfica e difração de raios X. A microdureza foi medida para correlacionar esta propriedade com a microestrutura formada.



## 2 PROCESSOS DE MODIFICAÇÃO DAS PROPRIEDADES DE SUPERFÍCIE

---

### 2.1 Visão geral dos processos de modificação das propriedades de superfície

Segundo Pillaca e Kostov (2007) a principal razão em pesquisar processos de modificação das propriedades de superfície está em tratar materiais que se adaptem aos meios e condições mais extremos e agressivos, como desgaste, corrosão, oxidação e fadiga.

Sankaran (1992) descreve os processos de modificação das propriedades da superfície que podem ser classificados em dois grandes grupos: os tratamentos de superfície e os revestimentos superficiais. Nos tratamentos de superfície, as propriedades do material na região próxima à superfície são modificadas e o núcleo mantém suas propriedades originais. Exemplos de tratamentos de superfície são apresentados na figura 2.1, como a têmpera de superfície, que modifica a microestrutura pela transformação de fase do material; os tratamentos termoquímicos, que modificam a microestrutura pela adição de novos elementos nos interstícios da microestrutura do metal hospedeiro; e os tratamentos mecânicos, onde ocorre o encruamento da camada limite do metal.

Nos revestimentos de superfície um material novo é depositado sobre um material-base. A figura 2.1 apresenta alguns processos de revestimento, como a eletrodeposição, a cromagem, que deposita um material na superfície por eletrólise e os processos de aspersão térmica que depositam materiais na superfície através da fusão parcial ou total de partículas e a projeção no material base.

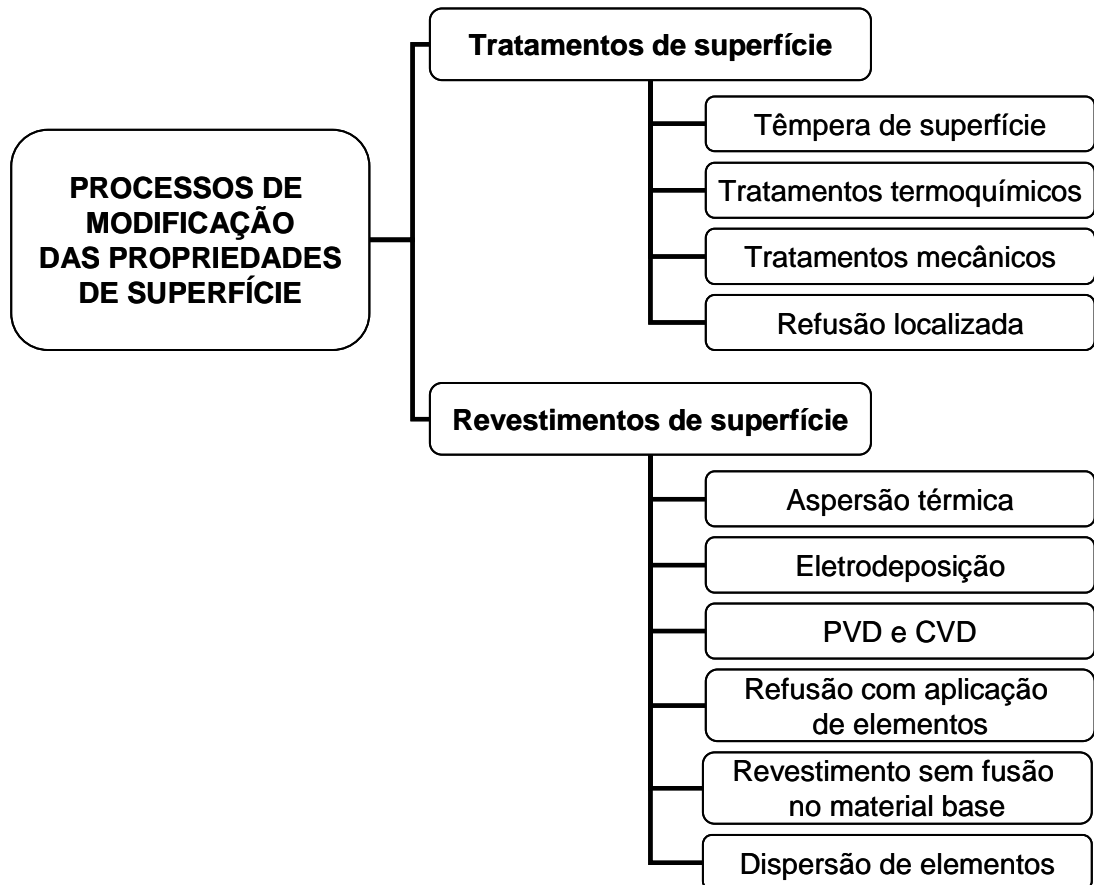


Figura 2.1 – Classificação geral dos processos de modificação das propriedades da superfície.

## 2.2 Processos envolvendo têmpera de superfície

Nos processos de tratamento térmico de superfície, o endurecimento da microestrutura é realizado utilizando-se fontes de energia altamente concentrada para aquecimento do material. De acordo com Kurochkin e Demin (2001), esses processos têm as seguintes características básicas:

**ii. A conversão direta** de energia elétrica em energia térmica para transformação de fase no material sob tratamento.

**ii. Alta concentração de energia** alimentadas na zona de ação, **localmente**, e **precisão dos tratamentos** em uma significativa redução no consumo total de energia. Isto permite uma redução do tamanho do equipamento, bem como combinar processos térmicos, químicos, mecânicos, magnéticos e de outros tipos de tratamento em um único ciclo.

**iii. Baixa inércia dos processos:** esta resulta da conversão direta de energia elétrica em energia térmica, quase ausência de instrumentos e, conseqüentemente, do seu desgaste, o que

garante mobilidade no controle e na possibilidade de um controle rigoroso das condições do tratamento em conjunto com a facilidade de localização e segurança das peças.

Esta característica gera grande margem para a utilização eficiente das tecnologias de tratamento com fluxos de energia concentrada (TCEF – *Treatment with Concentrated Energy Flux*) avançadas em equipamentos sofisticados como, máquinas-ferramentas, dispositivos robóticos, sistemas automatizados e flexíveis baseados em microprocessador técnica e adaptativas sistemas operacionais de computadores.

Algumas vantagens do tratamento térmico de superfície comparado ao tratamento térmico convencional são relacionadas abaixo:

**ii. Formação de tensões residuais compressivas.** Na têmpera por jato de plasma, a tensão estrutural surge devido ao aumento de volume que o material sofre como resultado da transformação austenita -> martensita. Segundo Somotugin (1997), tensões residuais compressivas são induzidas na camada de superfície martensítica e tensões residuais trativas no núcleo. Para Singh (1981), essas tensões compressivas causam um aumento de resistência à fadiga do material.

**ii. Redução da energia total consumida.** Kurochkin (2001) afirma que equipamentos de energia altamente concentrada alimentam o local de ação, com precisão de tratamento, diminuindo significativamente o total de energia consumida.

Conforme a ASM INTERNATIONAL (1991) os processos de têmpera de superfície podem ser realizados com três tipos de fontes: chama, indução ou laser.

A têmpera por chama consiste na austenitização da superfície de aço pelo aquecimento com uma tocha oxi-acetilênica ou oxi-hidrogênio e imediato resfriamento com água. O resultado é uma camada limite martensítica com o restante do volume mantendo-se ferrítico-perlítico. Conforme Pashby (2003), este processo tem a vantagem de ser barato, flexível e móvel. Como desvantagem ter uma baixa reprodutibilidade, resfriamento rápido inadequado, provável distorções na peça e problemas ambientais. A figura 2.2 apresenta um dispositivo em funcionamento do processo de têmpera por chama.



Figura 2.2- Processo de têmpera de superfície por chama. Lingehole (2009).

Na têmpera por indução, a austenitização do material é realizada através do aquecimento local devido a correntes induzidas na peça geradas por um campo eletromagnético variável originado por uma corrente alternada de alta frequência passando através de um indutor. Normalmente após o aquecimento a peça é resfriada por água.

Pashby (2003) descreve que a indução tem a vantagem de ter uma taxa de processamento rápido, e se a taxa for baixa, obter camadas profundas, baixo custo de investimento comparado ao laser e alta área de cobertura. Como desvantagem, necessita de fluido arrefecedor, fabricação de bobinas complexas para trabalhos específicos (aumento de custo), distorção das peças, depende um bom tempo para troca das bobinas e forças eletromagnéticas podem danificar a superfície.

Na têmpera por laser, um feixe de luz colimado e coerente com elevada densidade de potência é irradiado na superfície do material. De acordo com Lebedev (1998), necessidade de revestimentos especiais sobre a superfície da peça iluminada para aumentar sua absorção e medidas de segurança devem ser tomadas para proteger o pessoal contra a radiação laser

Segundo Pashby (2003), a têmpera por Laser tem a vantagem de obter peças com mínima distorção, têmpera seletiva, pode-se controlar a camada temperada e não há necessidade de fluido arrefecedor. Como desvantagens um alto custo de investimento e grande dimensão do equipamento, pequena área de cobertura e múltiplas trilhas causam um diminuição na dureza da martensita.

## 2.3 Tratamento térmico de superfície utilizando plasma arco transferido

Conforme Loshchinskii (1990), Kraposhin (1989), Chachin (1982), Lskhakova (1987), de todas as fontes de energia altamente concentrada o uso do arco plasma para tratamento térmico e deposição é o preferido do ponto de vista técnico e econômico, por elevar as propriedades operacionais da camada da superfície de uma peça pela têmpera. Neste tópico será abordado a descrição do plasma e a influência das variáveis.

### 2.3.1 Histórico e conceitos do plasma

Segundo Bellan (2004), a palavra grega  $\pi\lambda\alpha\sigma\mu\alpha$  (que significa “formado ou moldado”) foi introduzida na metade do século XIX pelo fisiologista theco Jan Evangelista Pukinge para denotar o fluido limpo que resta após a remoção do material corpuscular no sangue. Meio século depois, o cientista americano Irwing Languimuir propôs em 1922 que elétrons e íons em um gás ionizado poderiam ser similarmente considerados como um material corpuscular em algum tipo de meio fluido e chamado este meio de plasma.

O plasma é considerado o quarto estado da matéria. Conforme Eliezer e Eliezer (2001), um material no estado gasoso é normalmente um isolante térmico, isto é, a corrente elétrica não pode passar facilmente por ele. Entretanto por um aquecimento de um gás a uma apropriada temperatura, um gás isolante se torna um bom condutor de eletricidade. O gás transformado em plasma é constituído de elétrons livres: os transportadores da corrente elétrica. Este meio contém elétrons e íons carregados positivamente e pode encontrar átomos neutros e moléculas. A figura 2.3 apresenta uma representação gráfica do estado gasoso e do plasma, ilustrando o estado plasma com elétrons livres enquanto que no estado gasoso não há elétrons livres.

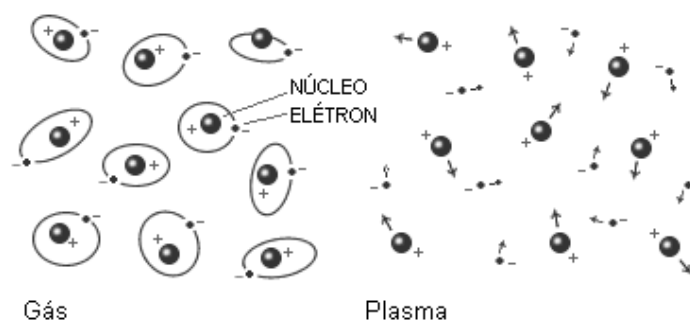


Figura 2.3 - Representação esquemática da matéria no estado gasoso e plasma. Instituto Max Planck (2009).

Silva (1993) descreve que o estado plasma pode ser dividido em dois grupos: os plasmas de

alta temperatura e os plasmas de baixas temperaturas. No primeiro para temperaturas superiores a 50.000 K e o segundo para temperaturas até 50.000 K. Os plasmas de baixa temperatura ainda podem ser subdivididos em plasmas frios e plasmas térmicos. O plasma frio é formado na temperatura ambiente, como exemplo o encontrado em lâmpadas fluorescentes de sistemas de iluminação comuns.

Em laboratório, os plasmas são gerados por descargas elétricas através de um gás. A figura 2.4 mostra uma representação esquemática da classificação dos plasmas. O plasma utilizado neste trabalho é considerado um plasma térmico, pois a temperatura chega a alcançar 24.000 K.

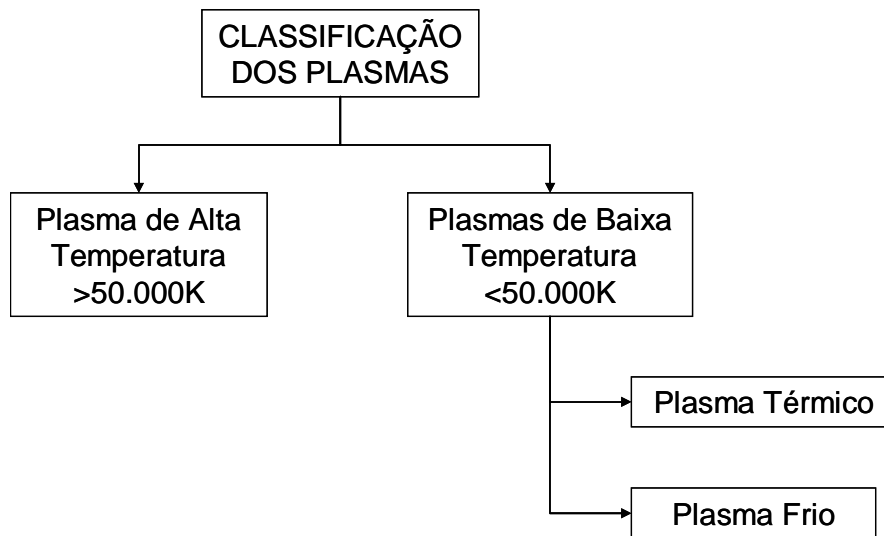


Figura 2.4 - Classificação dos plasmas. Silva (1993).

Segundo Machado (1996), o arco elétrico é caracterizado por uma descarga elétrica entre dois eletrodos em um gás, ou vapor metálico, com potencial no cátodo em torno de 9 V e corrente mínima de 0,1 A.

### 2.3.2 Classificação das tochas quanto ao tipo de arco

Conforme Tendo (2006), as tochas de plasma podem ser classificadas em dois tipos: Plasma de arco elétrico não transferido e plasma de arco elétrico transferido. No primeiro a manutenção do arco plasma é feita entre o eletrodo (Cátodo) e o bocal da tocha (Ânodo). No segundo a manutenção do arco plasma é feita entre o eletrodo da tocha e a peça (Ânodo). A figura 2.5.a apresenta uma representação esquemática de uma tocha arco não transferido e a figura 2.5.b apresenta uma tocha de arco transferido.

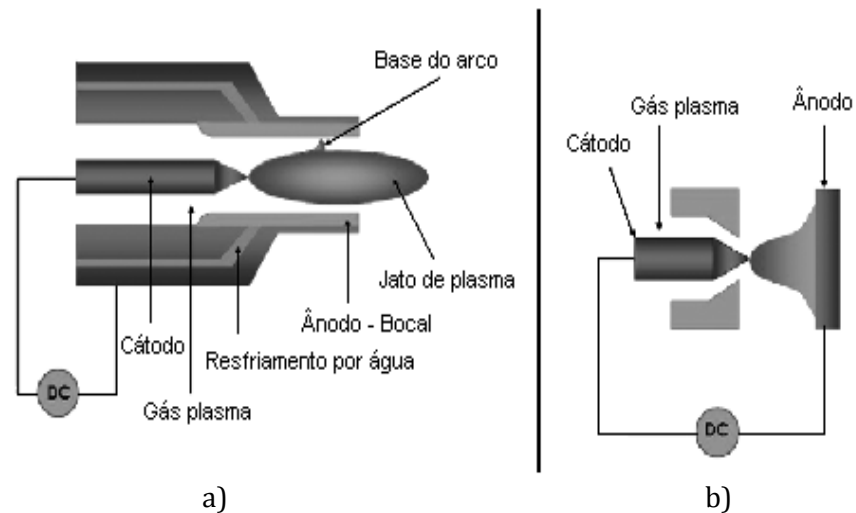


Figura 2.5 – Classificação das tochas quanto ao tipo de arco plasma: a) Plasma de arco elétrico não transferido b) Plasma de arco elétrico transferido. Tendero (2006).

### 2.3.3 Ignição do arco plasma

Enquanto que um gás neutro à temperatura ambiente é um excelente isolante, uma pequena porcentagem de partículas ionizadas pode ser suficiente para fazer um gás ser eletricamente condutor. Este processo é conhecido como ruptura dielétrica tendo diversas formas de ser realizado. A ruptura dielétrica de um gás originalmente não condutor estabelece um caminho de condução elétrica entre um par de eletrodos.

Segundo Pfender, Boulos e Fachais (1987), o plasma pode ser gerado pela passagem de corrente elétrica através de um gás. A partir do contato entre dois pólos eletricamente carregados e opostos, a corrente do curto-circuito aquece o ponto de contato entre os eletrodos suficientemente para uma emissão termiônica a partir do catodo. Ao mesmo tempo, o material do eletrodo é vaporizado e ionizado no ponto de contato fornecendo as partículas ionizadas requeridas para desenvolver um arco logo que os eletrodos são separados. A figura 2.6 ilustra o início do arco plasma por contato.

A passagem de uma corrente elétrica através de um gás ionizado leva há uma série de fenômenos, conhecida como descargas gasosas ou arco elétrico. Outras formas de geração de plasma não serão discutidas neste trabalho e podem ser consultadas em Feinman (1987) e Cambel (1963).

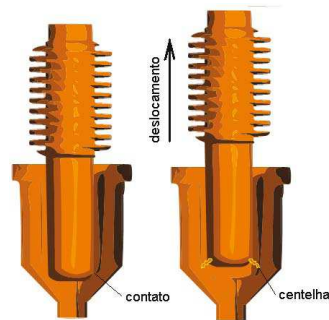


Figura 2.6 - Representação esquemática da ignição do arco voltaico por contato. Lima (2006).

### 2.3.4 Características da coluna do arco

A figura 2.7 mostra a coluna do arco plasma formada pelo equipamento utilizado no laboratório. O pólo negativo ou cátodo é a tocha e o pólo positivo ou ânodo é a peça.

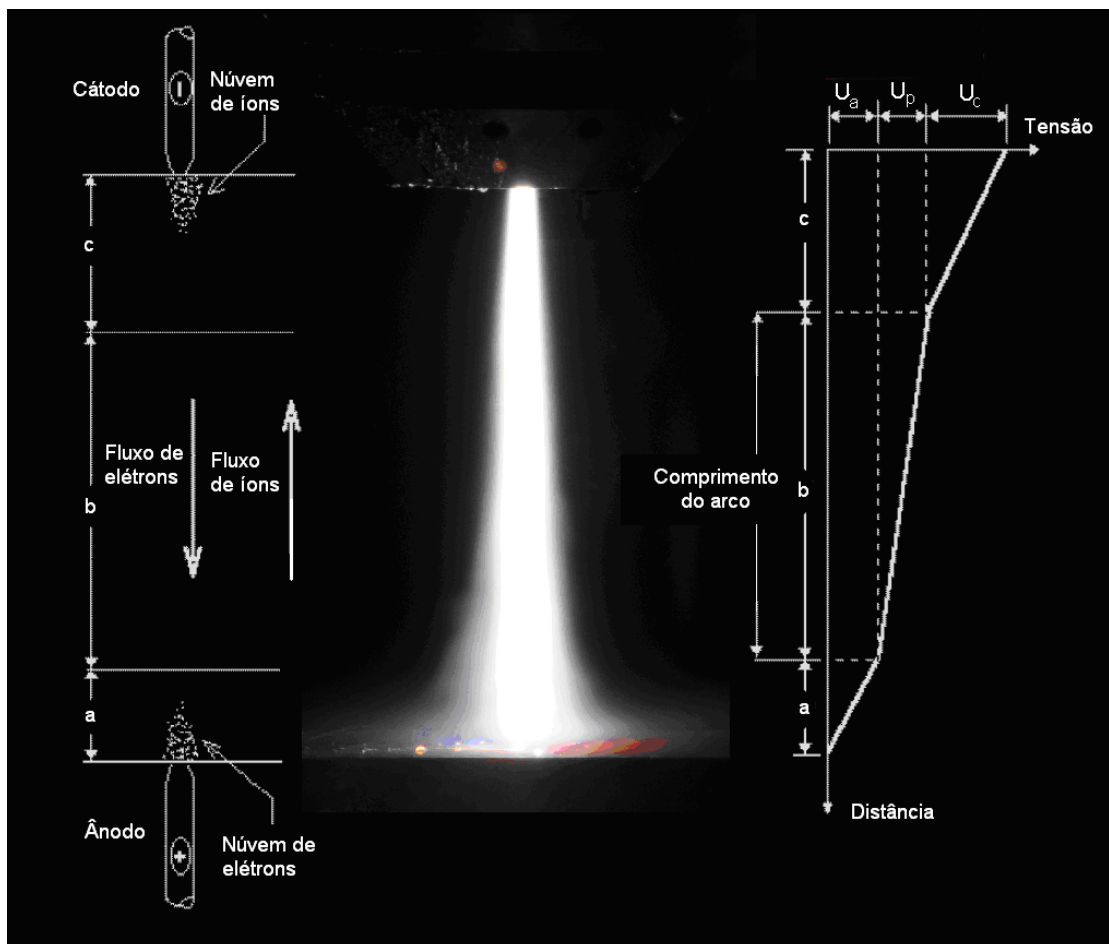


Figura 2.7 - Coluna do arco plasma típica formada pelo equipamento mostrando as regiões do arco elétrico.

A representação esquemática na figura 2.7 mostra o fluxo de elétrons do cátodo para o



ânodo e o fluxo de íons no sentido do ânodo para o cátodo. Segundo Machado (1996), o arco plasma apresenta três regiões bem definidas, que são:

- Região da queda de tensão catódica ( $U_c$ )
- Região da queda de tensão anódica ( $U_a$ )
- Região da coluna do arco ( $U_p$ )

A Região da queda de tensão catódica ( $U_c$ ) possui um gradiente de tensão aproximado de  $10^6$  V/mm, se estendendo por  $10^{-3}$  mm do arco elétrico. Isso se deve ao fato que os íons do plasma podem passar facilmente para o cátodo, enquanto que os elétrons devem vencer uma grande barreira de potencial para sair do eletrodo em direção ao gás.

Na região da queda de tensão anódica ( $U_a$ ) há acumulação de elétrons no ânodo e os elétrons podem penetrar no eletrodo livremente.

Segundo Machado (1996), na região da coluna do arco, os arcos considerados de altas temperaturas (como o TIG a 400A) perdem calor principalmente por radiação, enquanto que nos de “baixa temperatura” (eletrodo revestido) a perda é por condução.

Conforme Marques, Modenesi (1999), o aumento do comprimento do arco tende a aumentar a tensão para qualquer valor de corrente, quando este comprimento for maior que 1 mm. Nestas condições o comportamento da tensão em relação ao comprimento do arco é linear.

A figura 2.8 mostra uma curva característica do comportamento da tensão da tocha em relação à corrente elétrica no arco plasma. Verifica-se que o arco comporta-se como uma resistência não ohmica. Pode-se observar também que a tensão do arco aumenta com a elevação do comprimento do arco. Este comportamento depende da fonte utilizada.

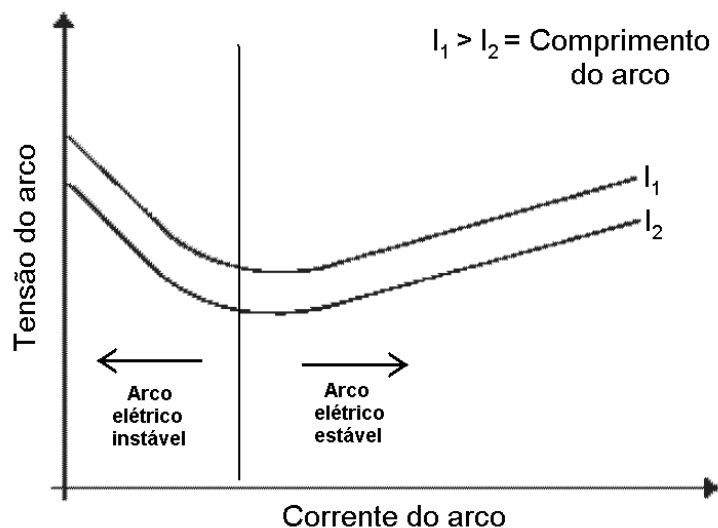


Figura 2.8 - Relação entre a corrente e a tensão do arco elétrico, para dois comprimentos distintos. Machado (1996).

### 2.3.5 Características do cátodo

Os eletrodos utilizados neste trabalho são construídos de cobre eletrolítico com inserto de Háfnio ou Tungstênio. Os insertos, também chamados de emissores, são colocados em peças de cobre para melhor transferência de calor. A figura 2.9 ilustra os eletrodos de cobre com inserto de Háfnio (à esquerda) e inserto de Tungstênio (à direita).

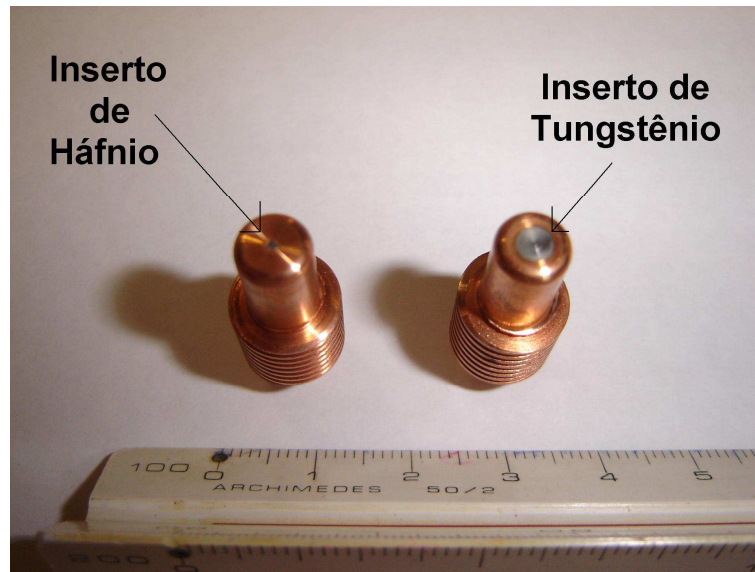


Figura 2.9 - Eletrodo de cobre com inserto de háfnio (esquerda) e o inserto de tungstênio (direita).

Conforme Nemchinsky e Severance (2006), para gases quimicamente inertes, como o Nitrogênio, Argônio e misturas de Hidrogênio-Argônio, o emissor de Tungstênio é utilizado. Para gases como o oxigênio e ar os emissores são de Háfnio ou Zircônio.

A erosão do cátodo de Tungstênio é relativamente baixa para gases inertes, mas desgastam rapidamente se usados em plasma de oxigênio ou ar. Apesar de o Háfnio erodir em um ambiente oxidante mais lentamente do que o Tungstênio, a taxa de erosão é muito maior do que o tungstênio em um gás inerte. Dado que a taxa de erosão aumenta com o aumento da corrente e também com o aumento da pressão do gás, a erosão relativamente alta do Háfnio o limita em aplicações de corte por arco plasma (PAC).

Segundo Nemchinsky e Severance (2006), muitos esforços têm sido realizados para achar o melhor emissor de elétrons para o corte com oxigênio. Entretanto até o momento o háfnio continua sendo o melhor emissor para este processo.

### 2.3.6 Formas de estabilização do arco plasma pelo tipo de fluxo de gás

Conforme Marotta (1991), a estabilização consiste em submeter o arco elétrico a uma força, radial ou longitudinal, de modo que o arco permaneça em determinada posição e de forçá-lo a retornar à essa posição quando de qualquer desvio, evitando, assim, que ocorra uma prematura ruptura do arco para as paredes metálicas do canal e, conseqüentemente, uma diminuição do comprimento do arco. A estabilização garante o funcionamento estável da tocha de plasma e pode contribuir para a diminuição da erosão dos eletrodos.

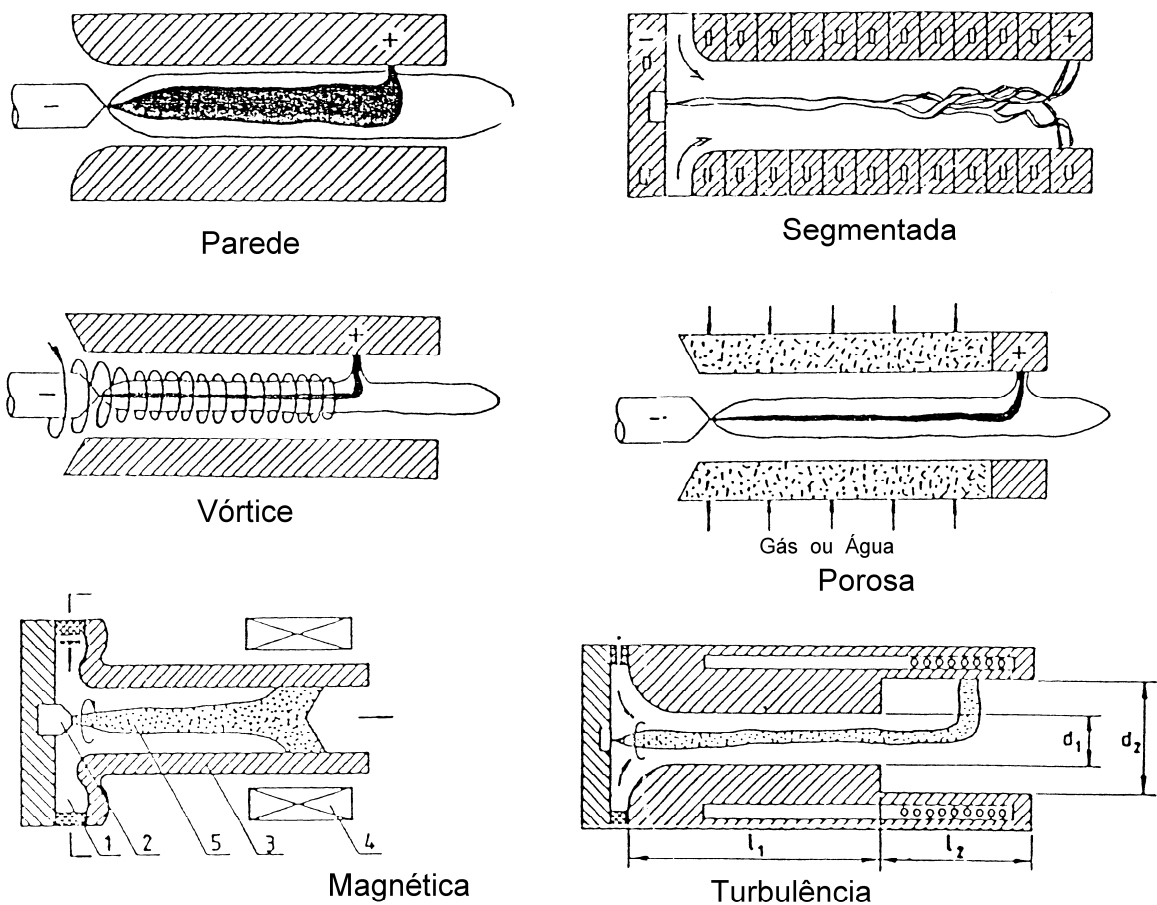


Figura 2.10 - Métodos de estabilização do arco plasma. Marotta (1991).

Marotta (1991) descreve diversos tipos de estabilização: por parede, por fluxo axial de gás, por fluxo em vórtice de gás, por parede segmentada, por transpiração através de parede porosa, ou por injeção radial de gás, por turbulência, por campo magnético. Os dois últimos tipos realizam a estabilização longitudinal, enquanto que as demais, estabilização radial. A figura 2.10 mostra diversos tipos de estabilização.

Para Silva (1993), o fluxo em vórtice tem as seguintes vantagens:

- Proporciona uma excelente estabilização do arco mesmo em tubos de grande diâmetro,
- Leva uma excelente proteção térmica da parede do tubo na qual o arco opera.
- A intensa interação do fluxo de gás com o arco provoca um aumento das forças de campo, ou seja, aquecedores a arco que usam fluxo em vórtice são dispositivos de alta tensão com alta eficiência.

Segundo Marotta (1991), a estabilização do fluxo de plasma por vórtice é o tipo mais comum nas tochas plasma. O vórtice produz um gradiente radial de pressão, obrigando o arco a permanecer no eixo da tocha plasma, onde a pressão é menor. Também proporciona menor desgaste no anodo.

### 2.3.7 Distribuição de temperatura do arco plasma

De acordo com Machado (1996), o arco encontra-se num estado quase de equilíbrio térmico. Na figura 2.11, constatamos que a coluna do plasma é simétrica e está em rotação, com a maior temperatura no centro e diminuindo à medida que vai para a periferia e também do cátodo até o ânodo.

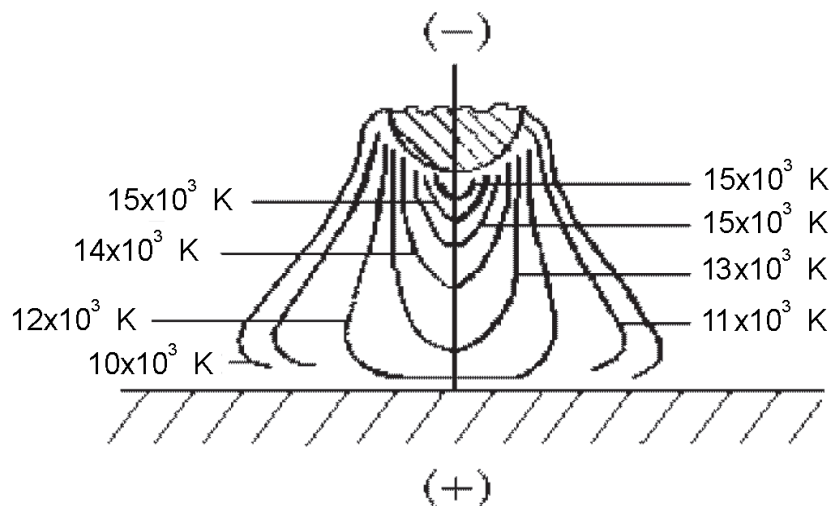


Figura 2.11- Distribuição das isotermas em um arco elétrico. Machado (1996).

### 2.3.8 Influência das variáveis no aquecimento da amostra

- **A constrição do arco**

Conforme Angeles (2003), pode-se também classificar o arco elétrico em livre (como no

processo TIG) ou confinado (processo plasma). No arco livre a troca de calor entre o arco e o gás ambiente se dá por convecção natural. Já no arco confinado, a troca de calor se dá por convecção forçada, mais eficiente que a natural.

A constrição do arco pode ser definida como sendo um fenômeno de colimação e estreitamento da sua coluna, que ocorre quando o fluxo de plasma passa forçadamente por um orifício de pequeno diâmetro, chamado de bico constritor. Reis e Scotti (2007) compararam o arco produzido com processo TIG e outro produzido com arco plasma para ilustrar o efeito da constrição. Na figura 2.12 é apresentado um comparativo entre esses processos.

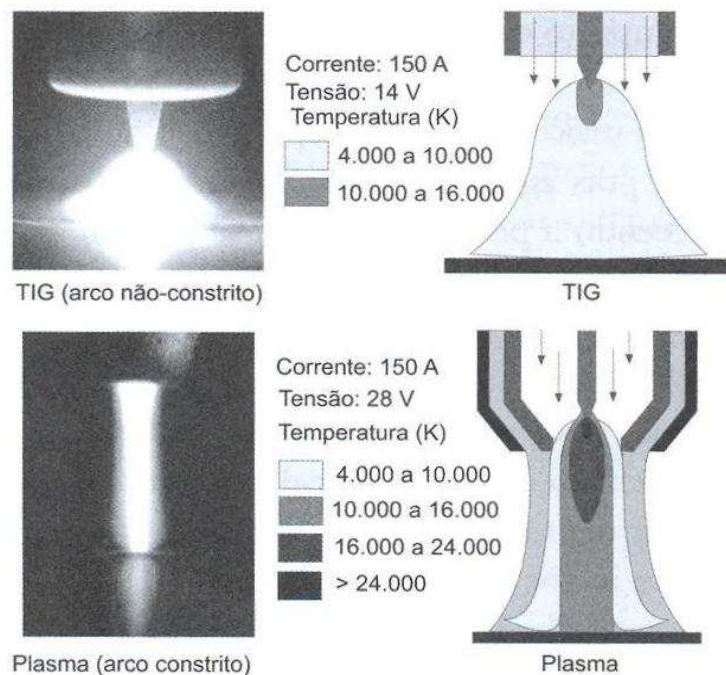


Figura 2.12 - Efeito da constrição do arco no perfil e na temperatura. Schwarz e Rudoz (1977)

Segundo Reis e Scotti (2007), é importante ressaltar que a alta temperatura não garante necessariamente calor elevado, i.e., alta energia. O calor é também em função das propriedades físicas e químicas do gás plasma, que governam a variação de entalpia para elevar a temperatura do mesmo até a ionização. Uma maior velocidade do jato plasma influencia também no aquecimento pelo fato do acúmulo de energia cinética.

- **Tipo de arco**

Conforme Marques, Modenesi e Bracarense (2005), a influência do tipo de tocha, em relação ao aquecimento da peça pode ser visualizada na figura 2.13. Conforme ilustrado, para arcos transferidos a Zona Termicamente afetada (ZTA) do material será mais profunda enquanto para arco não transferido a ZTA terá uma largura maior.

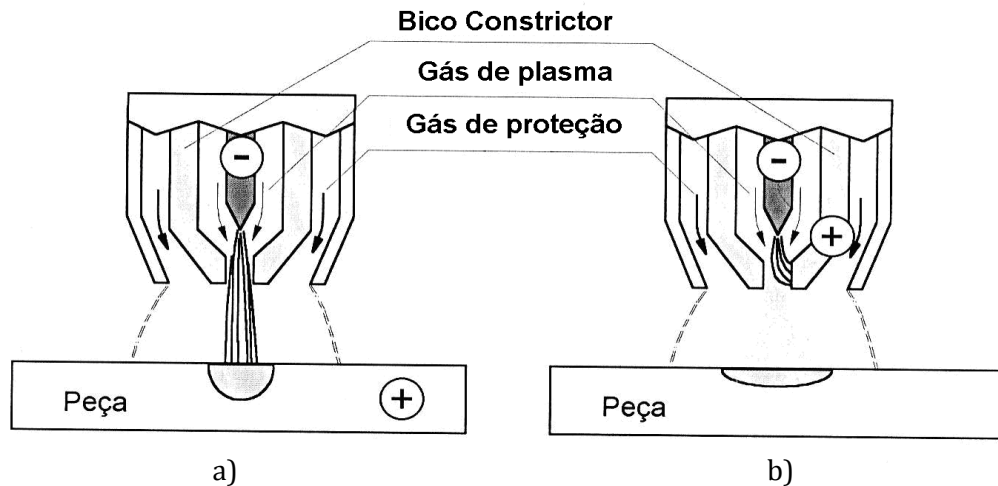


Figura 2.13- Efeito do arco plasma na zona tratada termicamente para a) arco transferido e b) arco não transferido. Marques, Modenesi e Bracarense (2005).

- **Polaridade da corrente elétrica**

Segundo Reis e Scotti (2007), na soldagem plasma a condução da corrente é feita predominantemente por elétrons, podendo-se desprezar a condução por íons.

A polaridade usada no equipamento é a corrente contínua direta (CC+), onde o eletrodo é conectado ao pólo negativo e a peça é conectada no pólo positivo. Nesta polaridade, a emissão e o fluxo de elétrons se dá do eletrodo para a peça. Este fenômeno é denominado emissão termiônica, que demanda pouca energia (baixa tensão, para uma dada corrente) e, conseqüentemente aquece o eletrodo.

A forma da corrente elétrica é também um fator que influencia na profundidade da zona termicamente afetada pelo plasma. Marques (2005), mostrou um estudo realizado com a soldagem TIG e constatou-se que a corrente contínua com polaridade negativa no eletrodo tem uma profundidade da ZTA maior do que uma polaridade negativa no eletrodo ou do que a corrente alternada, como mostra a figura 2.14. Isto se deve ao sentido dos elétrons que encontra resistência elétrica quando passa pela superfície da peça.

Tipo de Corrente:	CC-	CC+	CA
Polaridade do eletrodo	Negativa ou direta	Positiva ou inversa	Alternada
Fluxo de elétrons e íons			
Perfil do cordão			
Limpeza de óxido:	Não	Sim	Sim (meio ciclo)
Balanco de calor (aproximado):	70% na peça 30% no eletrodo	30% na peça 70% no eletrodo	50% na peça 50% no eletrodo
Penetração	Estreita e profunda	Rasa e superficial	Intermediária
Aplicações	Aço, Cu, Ag, Aços Inoxidáveis e ligas resistentes ao calor	Al, Mg (somente para baixas correntes e espessuras)	Al, Mg e suas ligas com maiores correntes e espessuras

Figura 2.14 - Efeito do tipo de corrente na solda TIG. Marques, Modenesi e Bracarense (1999).

- **Tipo de gás**

Machado (1996) descreve que a condutividade térmica do gás influencia nas características da distribuição de temperatura. Quanto maior a condutividade térmica do gás, “mais quente” será o arco elétrico. A figura 2.15 apresenta o comportamento da condutividade térmica em função da temperatura para os gases Argônio e Ar.

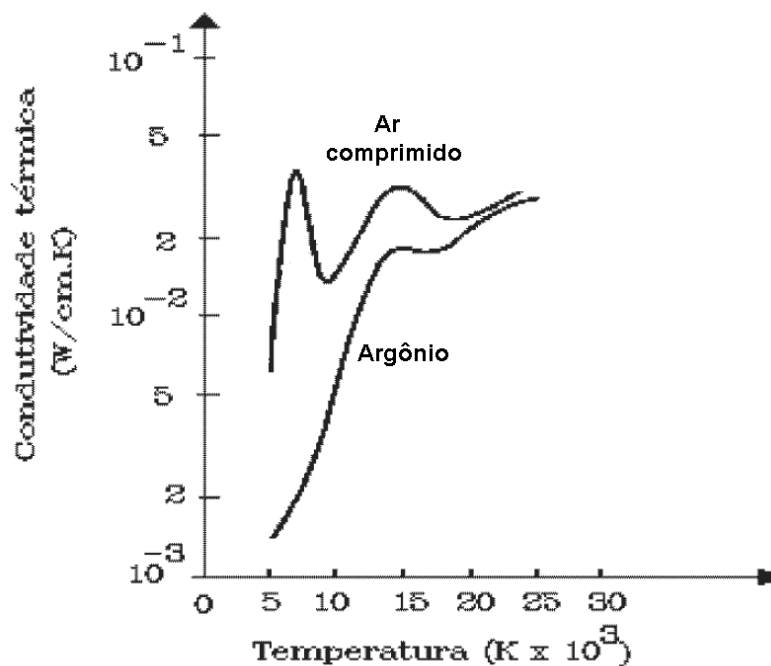


Figura 2.15- Condutividade térmica em função da temperatura para os gases Ar e Argônio. Adaptado de Machado (1996).

Segundo Machado (1996), quanto maior a condutividade elétrica do gás, maior a estabilidade do arco. A figura 2.16 mostra o comportamento da condutividade elétrica do gás em função da temperatura.

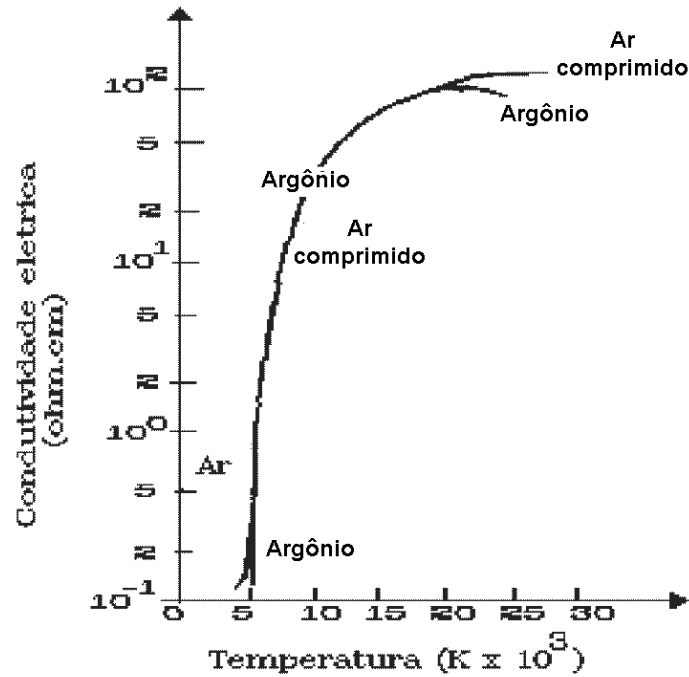


Figura 2.16 - Condutividade elétrica em função da temperatura para os gases ar atmosférico e Argônio (Adaptado de Machado, 1996).

Marques, Modenesi e Bracarense (1995), estudando o efeito do gás na soldagem MIG, foi verificado que o gás promove uma mudança significativa na geometria da zona termicamente afetada. O efeito comparativo de diversos gases no comportamento na geometria da ZTA está apresentado na figura 2.17.

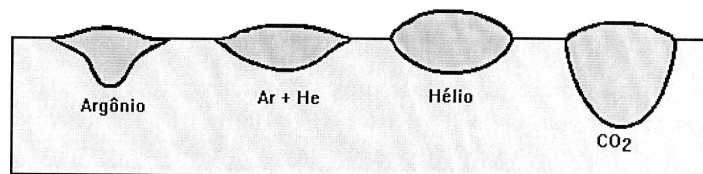


Figura 2.17 - Perfil típico de cordões de solda feitos com diferentes gases e misturas na soldagem MIG, Marques, Modenesi e Bracarense (2005).

### 2.3.9 Defeitos do processo arco plasma

- **Arco duplo**

O arco duplo é um desvio do caminho natural do arco plasma, onde o arco passa entre o eletrodo e o bico constritor e entre o bico constritor e a peça de trabalho, como mostra a figura 2.18.b.



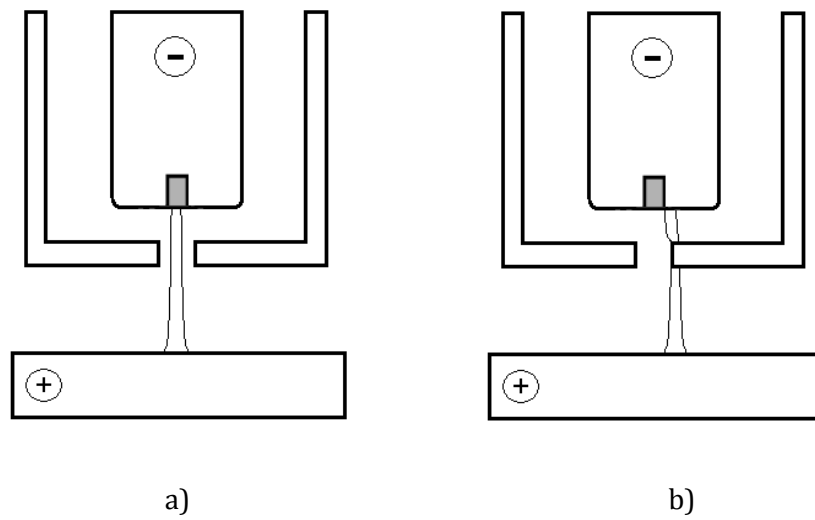


Figura 2.18 - a) Percurso normal do arco transferido e b) Formação do arco duplo. Adaptado de Reis e Scotti (2007).

Segundo Reis e Scotti (2007), arco duplo é formado quando há níveis elevados de corrente elétrica, que rompe o isolamento elétrico e térmico do gás na parede do bico constritor. Pode causar uma degradação rápida no bico, afetando a direcionalidade e constrição do arco.

## 3 MICROCONSTITUINTES FORMADOS EM AÇO AO CARBONO

### HIPOEUTETÓIDE

---

Neste tópico será abordada uma revisão bibliográfica sobre os microconstituintes formados na transformação de fase de um aço ao carbono hipoeutetóide. Inicialmente serão analisados os microconstituintes formados a partir do diagrama de equilíbrio Fe-C e posteriormente os microconstituintes formados em função da variação da velocidade de resfriamento.

#### 3.1 Microconstituintes formados em condições de equilíbrio

Antes de falarmos sobre os microconstituintes do aço ao carbono é necessário comentar sobre o diagrama ferro carbono. Diagramas de fases são gráficos construídos baseados em condições de equilíbrio, i.e., com velocidade de resfriamento muito lenta e em pressão atmosférica. Indicam a microestrutura formada em determinada temperatura e composição do material. Na figura 3.1 está apresentado um diagrama ferro carbono simplificado, ilustrando somente a região compreendida dos aços. Os microconstituintes formados em condições de equilíbrio no diagrama Fe-C são austenita, ferrita, cementita e ferro delta.

Quando um material é aquecido acima das linhas  $A_3$  e  $A_{cm}$  (figura 3.1), não ultrapassando a linha *solidus* transforma-se em uma nova fase chamada de austenita ( $Fe_\gamma$ ). Esta fase tem um arranjo atômico cúbico de face centrada (CFC) e conforme Chiaverini (1988), possui boa resistência mecânica, apreciável tenacidade e não é magnética.

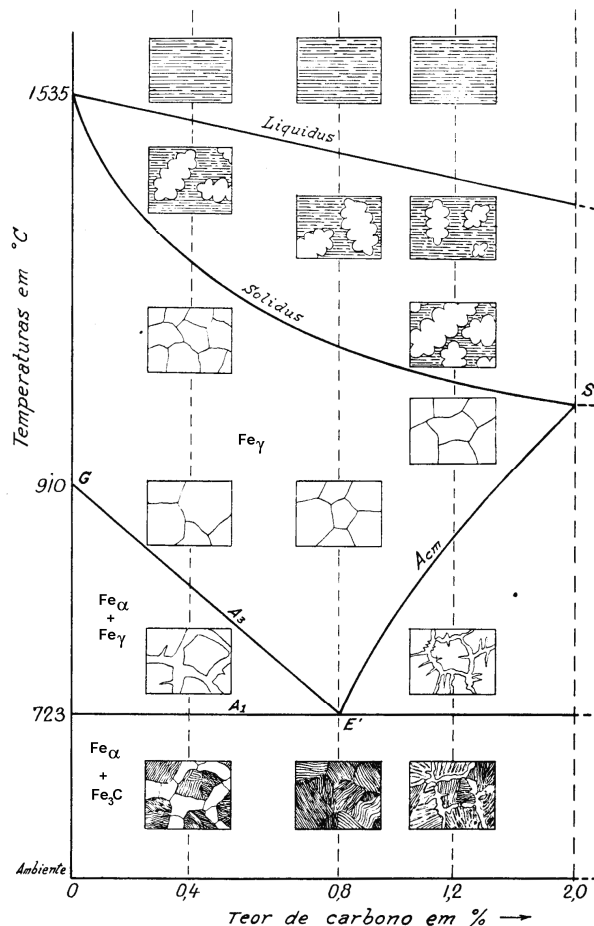


Figura 3.1- Diagrama de fases Fe-C simplificado, ilustrando a microestrutura dos aços em função da temperatura e da composição, COLPAERT (1974).

A ferrita é uma fase formada essencialmente por ferro puro ou por elementos como o carbono não ultrapassando o limite de solubilidade. Esta fase tem dureza bastante baixa comparada com outras fases formadas pela combinação de ferro e carbono.

A cementita é o carboneto de ferro  $Fe_3C$  contendo 6,67% de carbono. Tem arranjo atômico ortorrômbico e é caracterizada como responsável pela elevada dureza e resistência dos aços de alto carbono.

Segundo Chiaverini (1998) a perlita é uma mistura de fases com 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita. As propriedades mecânicas da perlita são intermediárias a ferrita e cementita. A proporção de perlita em um aço cresce de 0% para o ferro e até 100% para o aço eutetóide (0,77% de carbono).

Uma classificação importante do aço é em relação ao ponto eutetóide. Aços com teor de carbono abaixo dos 0,77%p são classificados como hipoeutetóide e aços com teor de carbono entre 0,77%p e 2,1%p são classificados como hipereutetóides. Aços hipoeutetóides têm a microestrutura formada por ferrita proeutetóide e perlita, enquanto aços hipereutetóides têm a microestrutura formada por cementita proeutetóide e perlita.

A fase austenita é formada a partir do aquecimento de um aço hipoeutetóide acima da linha

A<sub>1</sub> ou para um aço hipereutetóide acima da linha A<sub>cm</sub>. A partir do resfriamento lento da austenita pode-se formar a maioria dos microconstituintes do aço a temperatura ambiente, com exceção da martensita revenida, que se forma a partir do aquecimento da microestrutura martensítica mas não atingindo a zona crítica, e da cementita globulizada mantendo o aço perlítico a temperatura de 727°C.

Observando a figura 3.1, a fase completamente austenítica para uma liga de ferro com 0.4% de carbono compreende a faixa entre a linha *solidus* e a linha A<sub>3</sub>. Considerando que o material está nesta fase, resfriando-se lentamente a liga, inicia-se uma nova fase após cruzar a linha A<sub>3</sub>, esta fase se dá o nome de ferrita proeutetóide e forma-se no contorno de grão da austenita. Chama-se eutetóide, pois forma-se acima da linha A<sub>1</sub>. A austenita continua transformando-se em ferrita proeutetóide a medida que diminui a temperatura do material. Ultrapassando linha A<sub>1</sub> o restante da austenita transforma-se em perlita.

### 3.2 Microconstituintes formados com diferentes velocidades de resfriamento

Como descrito anteriormente, os diagramas de equilíbrio servem para representar microestruturas formadas com velocidades de resfriamento muito lento. Entretanto, é notório que se modificarmos a velocidade de resfriamento de um aço ao carbono que está inicialmente na fase austenita, irá formar novas microestruturas, diferenciadas em relação formas de resfriamento.

Segundo COLPAERT, 2008, a maioria dos tratamentos térmicos aquece-se acima da temperatura de formação da fase austenita e procedido de forma rápida. O resfriamento estático é a exceção. A figura 3.2 mostra as transformações obtidas nas velocidades de resfriamento comumente empregadas industrialmente. Para um resfriamento ao ar forma-se perlita e a ferrita proeutetóide. Num resfriamento em banho de sal forma-se a bainita e para o resfriamento em água ou óleo, forma-se a microestrutura martensítica. Reaquecendo a martensita a uma temperatura abaixo dos 727 °C, ocorre o revenimento da martensita, que consiste em otimizar as propriedades de dureza e tenacidade do material de acordo com a sua aplicação.

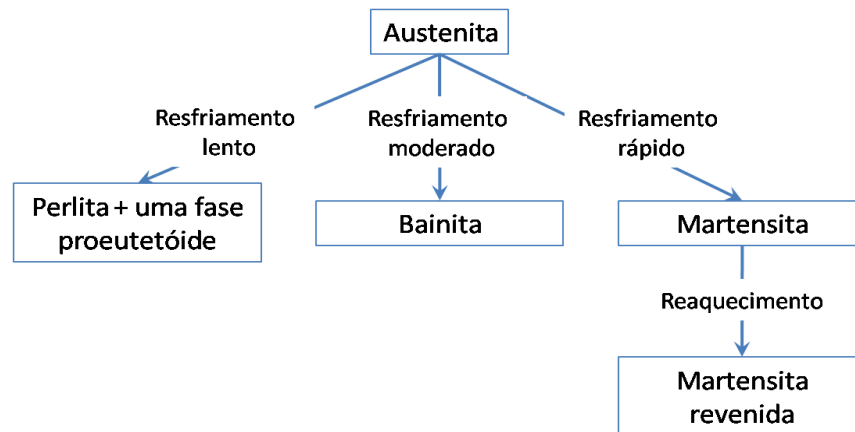


Figura 3.2- Possíveis transformações envolvendo a decomposição da austenita. Adaptado de Callister (2008).

Conforme Silva e Mei (2006), uma forma de prever o comportamento da microestrutura de um aço é através das curvas TTT (Transformação - Tempo - Temperatura). Estas curvas podem ser distinguidas por curvas ITT (Isothermal Time Transformation), que são microestruturas formadas a partir de transformações de fase que ocorrem com temperatura constante e as curvas CCT (Continuous Cooling Transformation), onde a microestrutura é transformada com uma taxa de resfriamento constante. Grande parte das microestruturas de interesse na engenharia não são formadas nas condições de equilíbrio, mas sim variando a taxa de resfriamento.

Segundo Colpaert (2008) os diagramas CCT podem ser divididos em dois formatos básicos: as curvas em que o eixo horizontal representa o tempo e as curvas em que o eixo horizontal representa a taxa de resfriamento, no qual este último está apresentado na figura 3.3.

A figura 3.3 ilustra um diagrama CCT para o aço AISI 1045, conforme observado verificamos as possíveis microestruturas: Austenita (A), Ferrita (F), perlita (P), Bainita (B) e martensita (M).

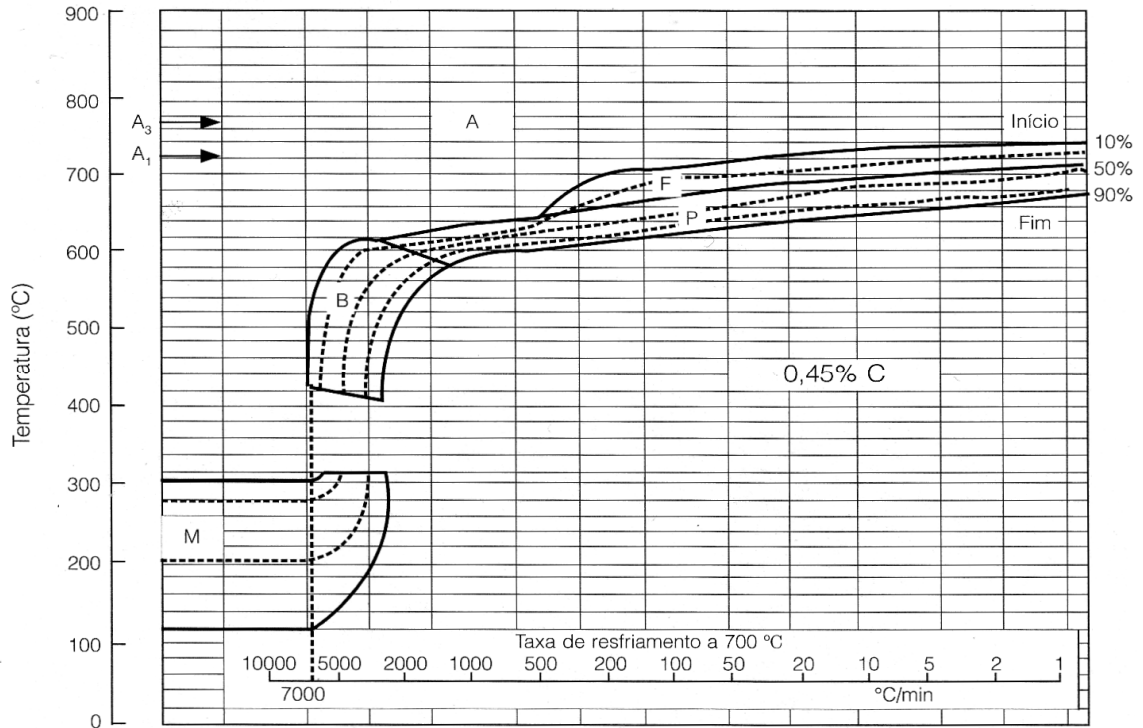


Figura 3.3- Curva CCT do aço AISI 1045, SILVA E MEI (2006).

### 3.2.1 Ferrita

A classificação das morfologias da ferrita feita por Dubé (1958), modificada por Aaronson (1962), está ilustrado na figura 3.4.

- **Ferrita Alotriomórfica**

Segundo Colpaert (2008), a ferrita alotriomórfica corresponde à ferrita equiaxial ou pró-eutectóide iniciando a formação no contorno de grão austenítico como mostra a figura 3.4.

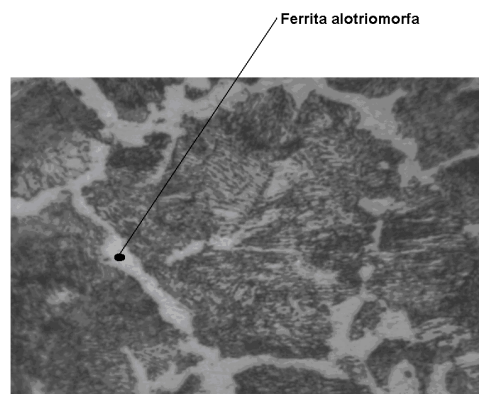


Figura 3.4 – Exemplo de ferrita alotriomorfa. Do autor.

- **Ferrita Idiomorfa**

O cristal idiomorfo, como mostra a figura 3.5 tendem a nuclear em inclusões não metálicas, sem influência do contorno de grão austenítico.

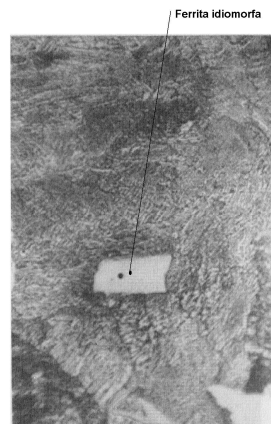


Figura 3.5- – Ferrita idiomorfa. Silva e Mei (2006).

- **Ferrita de Widmanstätten**

De acordo com Bhadeshia (1985), a formação da ferrita de Widmanstätten pode dar no arrefecimento de um aço aquecido entre as linhas  $A_1$  e  $A_3$  do diagrama de equilíbrio. Conforme Kral e Spanos (2005), a formação da ferrita de Widmanstätten pode ser distinguida em primárias e secundárias. A primária forma-se a partir do contorno de grão austenítico enquanto que a secundária a partir de outra forma de ferrita. Diversas formas da ferrita de podem ser vistas na figura 3.6.

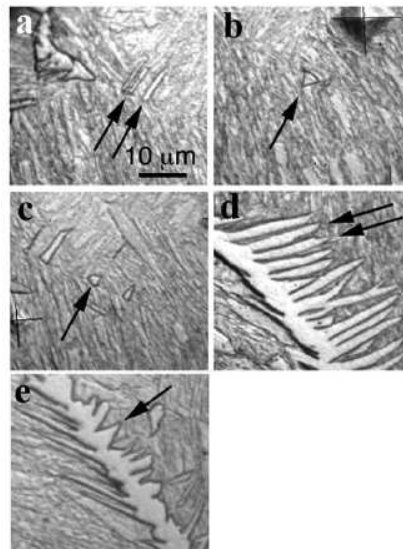


Figura 3.6 - Micrografia ótica de várias morfologias bidimensionais: (a) placas laterais primárias, (b) dente de serra primário, (c) um contorno de grão idiomórfico, (d) placas laterais secundárias e (e) dente de serra secundário. Kral e Spanos (2005)

Koval'chuk et al (1979), estudando o efeito da ferrita de Widmanstätten sobre algumas propriedades do aço hipoeutetóide concluiu que a precipitação da ferrita em forma de grandes

agulhas ou placas com uma orientação específica reduz a tenacidade à fratura do aço.

### 3.2.2 Perlita

A perlita é uma microestrutura formada pelas fases ferrita e cementita em forma de lamelas alternadas. Na figura 3.7 verifica-se que a fração volumétrica resultante da ferrita proeutetóide em função da taxa de resfriamento. Nota-se que à medida que aumenta a taxa de resfriamento, diminui-se o volume de ferrita proeutetóide.

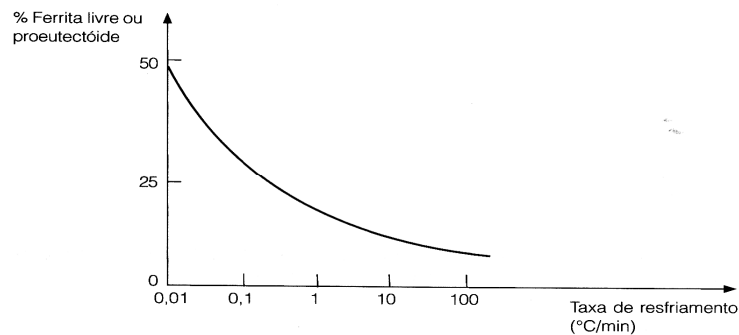


Figura 3.7 - Variação da fração volumétrica da ferrita livre (ou proeutetóide) em função da taxa de resfriamento. Silva e Mei (2006).

### 3.2.3 Martensita

A martensita é uma fase onde não ocorre a difusão do carbono por causa do resfriamento rápido do material na fase austenítica. Segundo Colpaert (2008) a martensita consiste em um arranjo atômico tetragonal de corpo centrado (TCC). A teoria mais aceita sobre a formação da martensita é a distorção de Bain, onde o átomo de carbono na fase austenita se encontra nos interstícios da fase cúbica de face centrada (CFC), após o resfriamento rápido impossibilita a migração do átomo de carbono ocorrendo a chamada “distorção de Bain”, onde a estrutura TCC é na verdade uma distorção da estrutura CCC. Na figura 3.8 mostra a estrutura cristalina da martensita formada a partir de duas estruturas CFC justapostas.



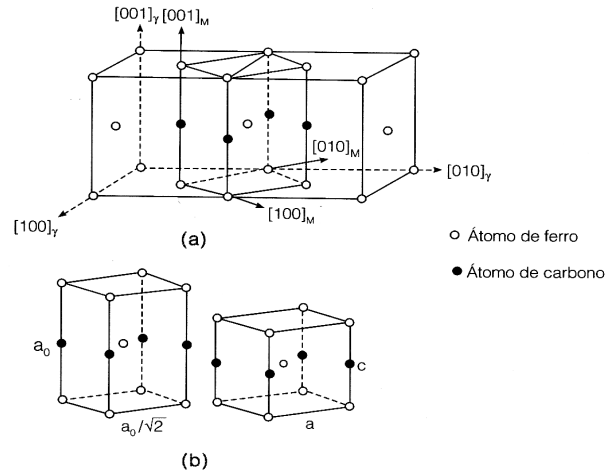


Figura 3.8 - A distorção de Bain. Silva e Mei (2006).

Conforme Silva e Mei (2006), a relação dos parâmetros de rede  $\frac{c}{a}$  da estrutura TCC varia de acordo com o teor de carbono e pode ser relacionada na seguinte equação:

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,045\% C \text{ (peso)} \quad (3)$$

As distâncias dos parâmetros de rede da austenita e da martensita são apresentadas na figura 3.9. Nota-se que a medida que aumenta o teor de carbono eleva-se o parâmetro de rede  $c$  e diminui-se o parâmetro de rede  $a$ .

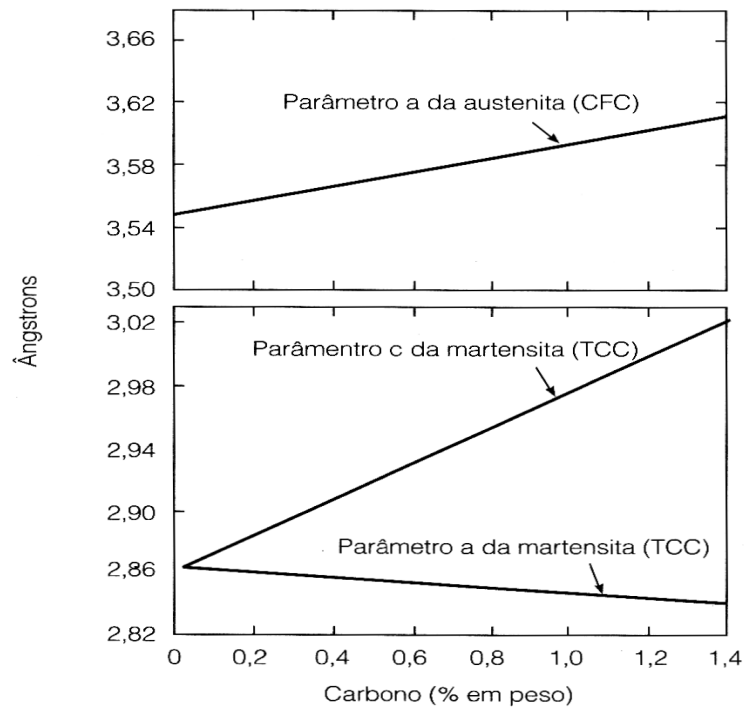


Figura 3.9 - Variação dos parâmetros de rede da austenita e martensita em função do teor de carbono. Silva e Mei (2006).

MEI e SILVA, 2007 apresentam o resultado de vários estudos que determinaram a dureza da martensita em função do teor de carbono. Observando a figura 3.10 verificamos que para um teor de carbono de 0,45% a dureza aproximada é de 700 HV.

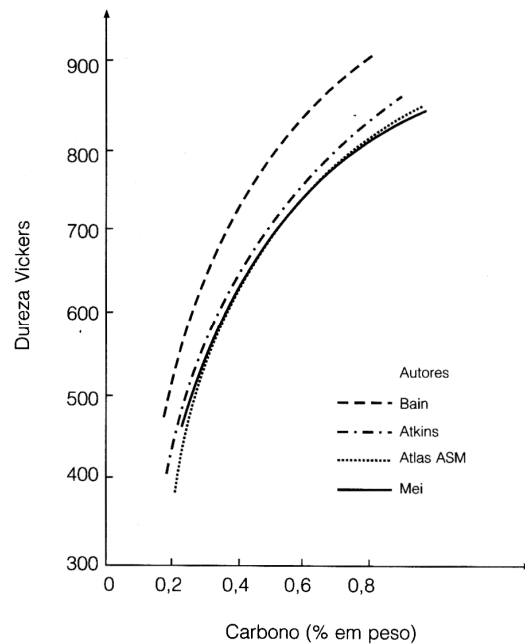


Figura 3.10- Comportamento da dureza em função do teor de carbono nos aços. Silva e Mei (2006).

A morfologia da martensita é afetada pelo teor de carbono. Conforme Colpaert (2008) e apresentado na figura 3.11, aços com teor de carbono até 0,6% apresentam a martensita em pacotes de ripas (*lath*), aços com teor de carbono acima de 1% apresentam a martensita em placas (*plates*), enquanto que valores entre 0,6% e 1,0% de carbono apresentam uma microestrutura mista.

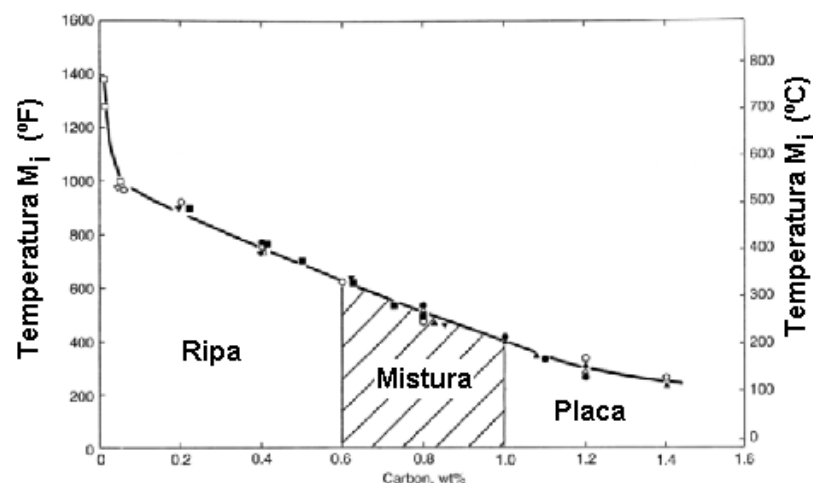


Figura 3.11 - Temperaturas de início de transformação da martensita versus o teor de carbono. A faixa de composição em que os vários tipos de martensita existem é também apresentada Adaptado de Krauss (1981).

Conforme apresentado na figura 3.12, quando a martensita ocorre em ripas, conjuntos

destes cristais paralelos ou quase paralelos entre si constituem um aglomerado chamado de “pacote” (*packet*). Martensita em placa forma um cristal lenticular, e é algumas vezes referido como martensita acicular ou martensita de alta liga.

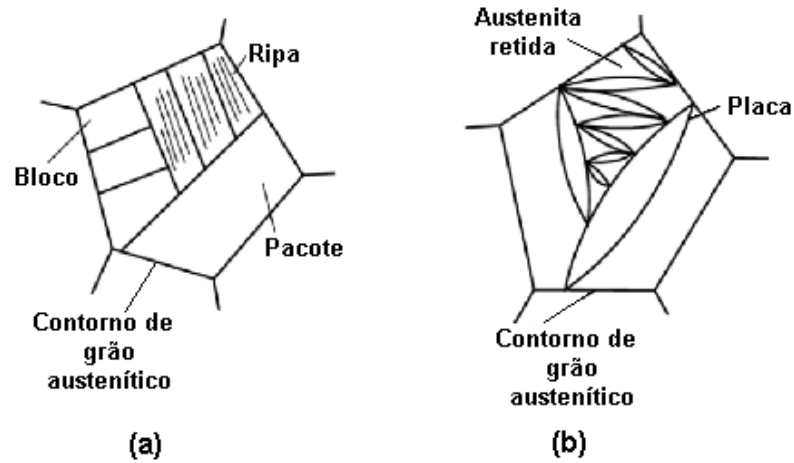


Figura 3.12 - - Martensita: (a) Ripa e (b) Placa. ASM INTERNATIONAL, Metallography and Microstructures (2004)

A figura 3.13.a mostra uma microestrutura de um aço de baixo teor de carbono, enquanto que a figura 3.13.b ilustra uma microestrutura com alto teor de carbono.

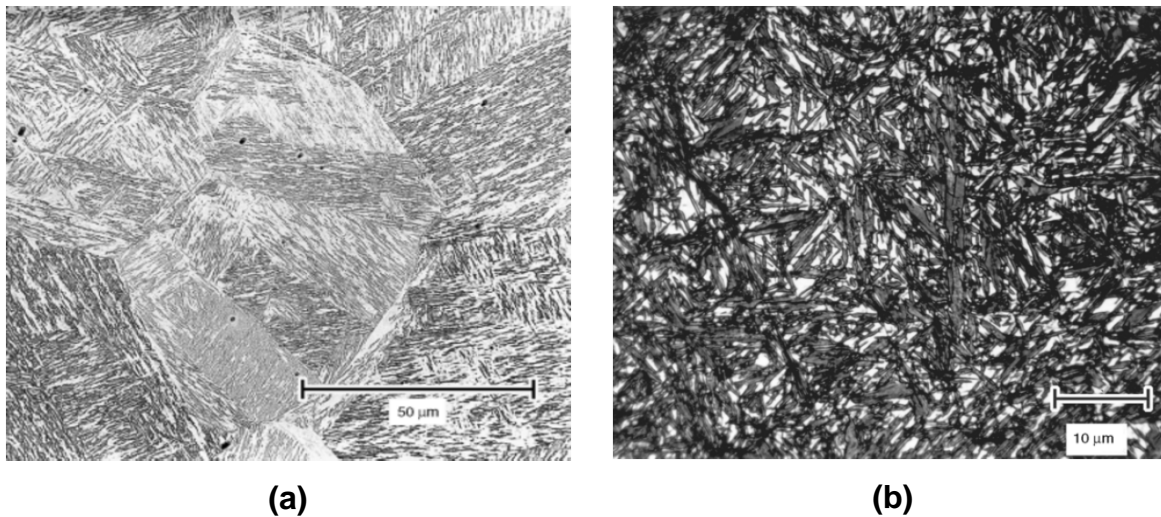


Figura 3.13- - (a) Microestrutura de um aço baixa liga arrefecido em água mostrando a martensita em ripas (*lath*) Ataque: 2% nital. 500×. (b) Microestrutura de um aço UNS G10800 arrefecido em água mostrando martensita em placas. A região clara entre as placas de martensita são austenita retida Ataque: 10% metabissulfito de sódio, ASM INTERNATIONAL, Metallography and Microstructures, (2004).

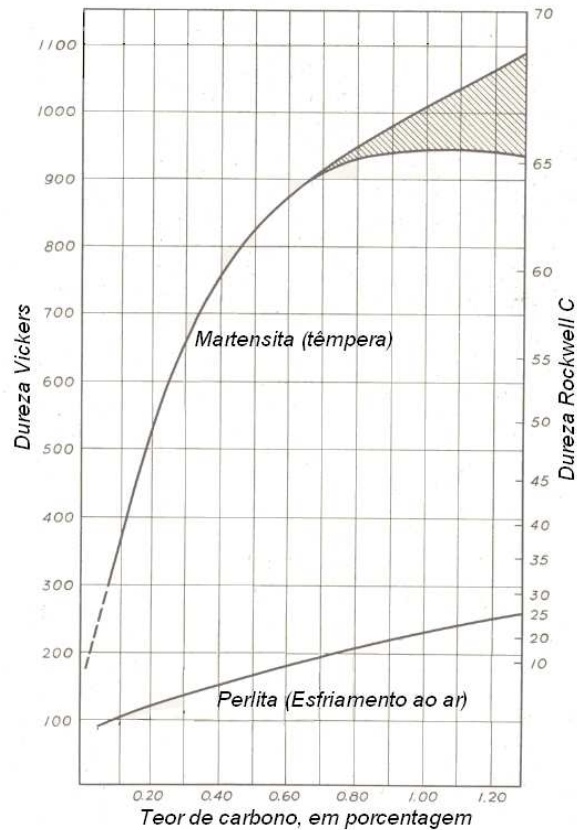


Figura 3.14 - Dureza em função da concentração de carbono para aços com microestruturas martensíticas e perlíticas. Bain (1939).

Conforme Bain (1939), teor de carbono influencia na dureza da microestrutura martensítica. A figura 3.14 apresenta a dureza em função do teor de carbono para aços martensíticos. Como comparativo é apresentado o comportamento da dureza de aços esfriados ao ar livre.

### 3.2.4 Bainita

Bainita descreve a microestrutura resultante nos aços da decomposição da austenita em ferrita e carbeto numa faixa de temperatura acima da transformação martensítica e abaixo da transformação perlítica. A tabela 1 mostra os tipos de carbeto formados na bainita.

Classifica-se a bainita em superior (*upper*) e inferior (*lower*). A primeira formada próxima ao cotovelo do diagrama TTT, enquanto que a segunda formada próxima à transformação martensítica.

Tabela 3.1- Tipos de carbeto na bainita. Fe, M/C é a razão entre o metal e os átomos de carbono.

Carbeto	Sistema Cristalino	Fe, M/C
$\kappa$	<b>Hexagonal</b> $a = 6.9 \text{ c} = 4.8 \text{ \AA}$	1.37
$\epsilon$	<b>Hexagonal</b> $a = 2.735 \text{ c} = 4.339 \text{ \AA}$	2.4–3
$\chi$	<b>Monoclinico</b> $a = 11.563 \text{ b} = 3.573 \text{ \AA}$ $c = 5.058 \text{ } \beta = 97.44^\circ$	2.2 or 2.5
$\eta$	<b>Ortorrombico</b> $a = 4704 \text{ b} = 4.318 \text{ \AA}$ $c = 2.830$	2
$Fe_3C$	<b>Ortorrombico</b> $a = 4.525 \text{ b} = 5.087 \text{ \AA}$ $c = 6.743$	3.0
$M_7C_3$	<b>Ortorrombico</b> $a = 4.526 \text{ b} = 7.010 \text{ \AA}$ $c = 12.142$	7/3
$(Fe, Si)C_x$	<b>Ortorrombico</b> $a = 8.8 \text{ b} = 9.0 \text{ c} = 14.4 \text{ \AA}$	
$(Fe, Si)C_x$	<b>Ortorrombico</b> $a = 6.5 \text{ b} = 7.7 \text{ c} = 10.4 \text{ \AA}$	
$(Fe, Si, Mn)C_x$	<b>Ortorrombico</b> $a = 14.8 \text{ b} = 11.4 \text{ c} = 8.5 \text{ \AA}$	
$M_{23}C_6$	<b>Cúbico de face centrada</b> $a = 10.621 \text{ \AA}$	23/6
$M_6C$	<b>Cúbico de face centrada</b> $a = 11.082 \text{ \AA}$	6
$c$	<b>Triclinico</b> $a = 6.38 \text{ b} = 5.05 \text{ c} = 4.59 \text{ \AA}$ $\alpha = 90.0^\circ \text{ } \beta = 70.1^\circ \text{ } \gamma = 84.7^\circ$	

Fonte: Adaptado de Bhadeshia (2001).

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo apresenta o planejamento geral elaborado para realização dos testes de têmpera de superfície utilizando fonte de calor por plasma a arco transferido, bem como as técnicas aplicadas para caracterização microestrutural e determinação da geometria da zona termicamente afetada das amostras.

### 4.1 Esquema experimental geral

A figura 4.1 apresenta esquematicamente o planejamento geral dos ensaios. Após a definição dos parâmetros operacionais, iniciou-se a execução das trilhas. Por fim foram caracterizadas as microestruturas e determinada a microdureza do material.

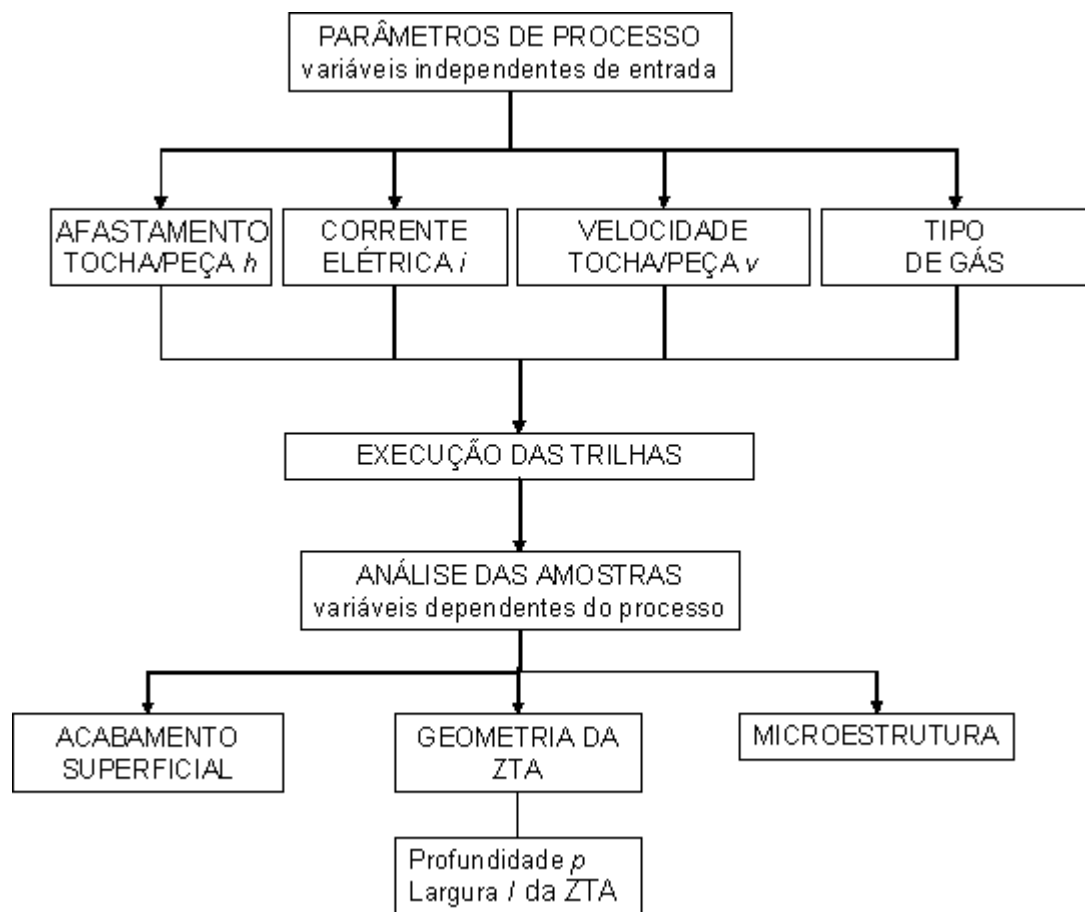


Figura 4.1 – Esquema experimental geral utilizados para a execução dos testes.

## 4.2 Definição dos parâmetros

A definição dos parâmetros foi realizada segundo trabalhos de pesquisadores e também observações do processo. Com isso foi elaborado o diagrama de Ishikawa, ferramenta usada para identificar possíveis causas sobre o efeito analisado. A figura 4.2 apresenta possíveis causas que podem influenciar na qualidade da superfície do material.

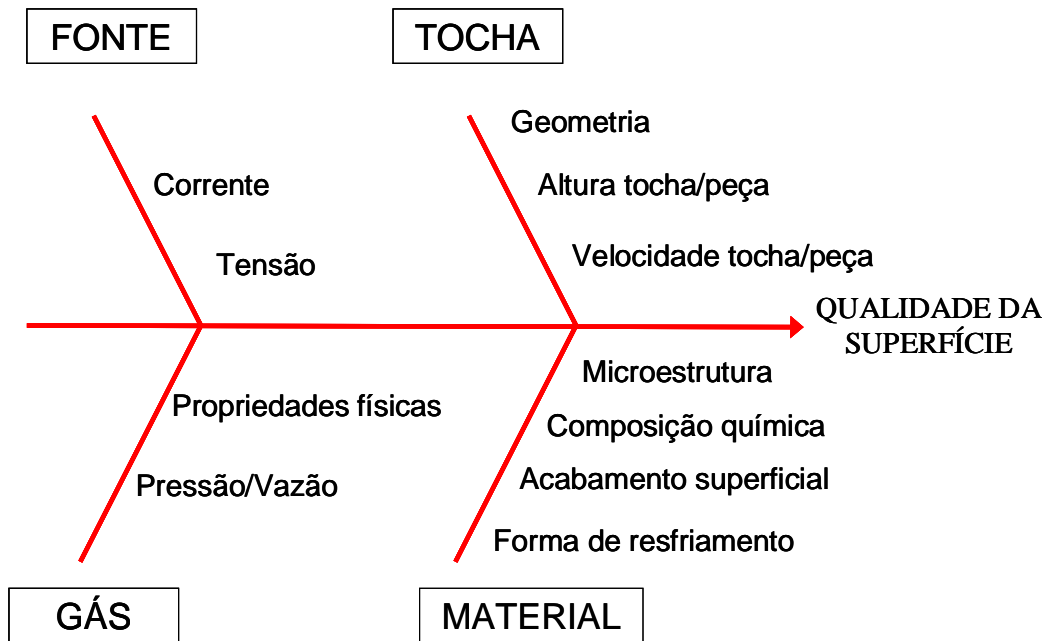


Figura 4.2– Principais parâmetros que influenciam a qualidade da superfície modificada do material.

Os parâmetros de utilizados neste trabalho são apresentados na Tabela 2. Os gases utilizados neste trabalho foram gases ar atmosférico e argônio. O gás argônio foi escolhido porque é um gás comumente usado na indústria para o processo de soldagem.

A escolha do ar comprimido foi por sua fácil disponibilização e também por ser muito utilizado em processos de corte a plasma.

O aço selecionado foi o AISI 1045 com dimensões de 60 x 12 x 12 mm. É um aço de baixo custo e fácil de encontrar no comércio. Levou-se também em consideração o fato de existir trabalhos semelhantes utilizando este material.

Na determinação da corrente, optou-se por variar a mínima (20 A) e a máxima (50 A) capacidade do equipamento, e também um valor intermediário de 35 A.

Tabela 4.1- Parâmetros operacionais e seus respectivos valores

Substrato	AISI 1045
Gás formador de plasma	Ar comprimido – Argônio
Corrente elétrica $i$ , (A)	20 – 35 – 50
Afastamento da tocha em relação à peça $h$ , (mm)	10 – 15 – 20 – 25 – 30 – 35 – 40
Velocidade da tocha em relação à peça $Vd$ (mm/min)	1000 – 2000 – 3000 – 4000 – 5000 – 6000

A velocidade da tocha em relação à peça foi definida em função das características do sistema de movimentação (1000 a 6000 mm/min), com intervalo de 1000 mm/min

Em relação à geometria da tocha, optou-se pelo bico constritor de 1 mm. Um aumento do diâmetro pode causar um maior desgaste no eletrodo (cátodo).

A pressão dinâmica do gás foi mantida a 4 bar. Esta pressão é a mínima permitida pela fonte. Abaixo desta pressão a fonte desliga automaticamente. Uma outra consideração para escolher a mínima pressão é que o seu aumento pode acarretar a turbulência do plasma causando a instabilidade do arco.

### 4.3 O equipamento

A execução das trilhas foi realizada no Laboratório de Soldagem do Curso de Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica do Paraná (PUCPR). Foi utilizada uma fonte de corte a plasma marca HYPERTHERM modelo Powermax 800, conforme apresentado na figura 4.3. As características principais da fonte são apresentadas na tabela 3.

Tabela 4.2- Principais características da fonte de potência usada neste trabalho.

Dimensões (mm)	590 x 260 x 19.6
Tensão em circuito aberto (VCC)	300
Corrente nominal de saída (A)	20 -50
Tensão nominal de saída (VCC)	120





Figura 4.3- Fonte da tocha plasma utilizada neste trabalho.

Durante a passagem do arco elétrico, as amostras foram imersas em água deixando somente a superfície a ser atacada fora da água. A geometria do eletrodo mostra que o tipo de estabilização do gás plasma neste equipamento é por vórtice.

A geometria da tocha faz com que tanto o gás do plasma quanto o gás de proteção sejam o mesmo. Não se pode controlar de forma independente o gás de proteção e o gás plasma.

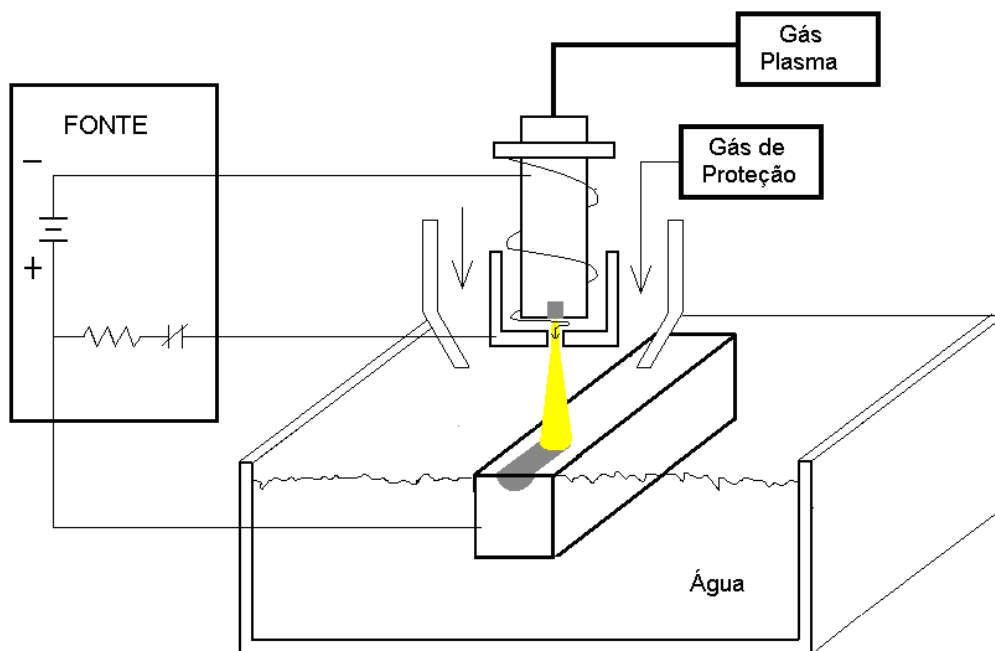


Figura 4.4- Representação esquemática do aparato utilizado.

Para o deslocamento da tocha plasma foi utilizado o sistema de movimentação X-Y modelo BURNY 3 CNC CONTROL, apresentado na figura 4.5.



Figura 4.5 – Sistema de movimentação x-y do utilizado nos experimentos.

#### 4.4 Preparação das amostras

As amostras foram preparadas a partir de uma barra de secção quadrada de tamanho  $\frac{1}{2}$  pol. Realizando a análise metalográfica constou-se uma região descarbonetada. Decidiu-se então retificar a superfície a ser atacada pelo plasma para não afetar os resultados do trabalho. A figura 4.6.a apresenta uma microestrutura da amostra com a região descarbonetada e a figura 4.6.b retificada sem a região descarbonetada.

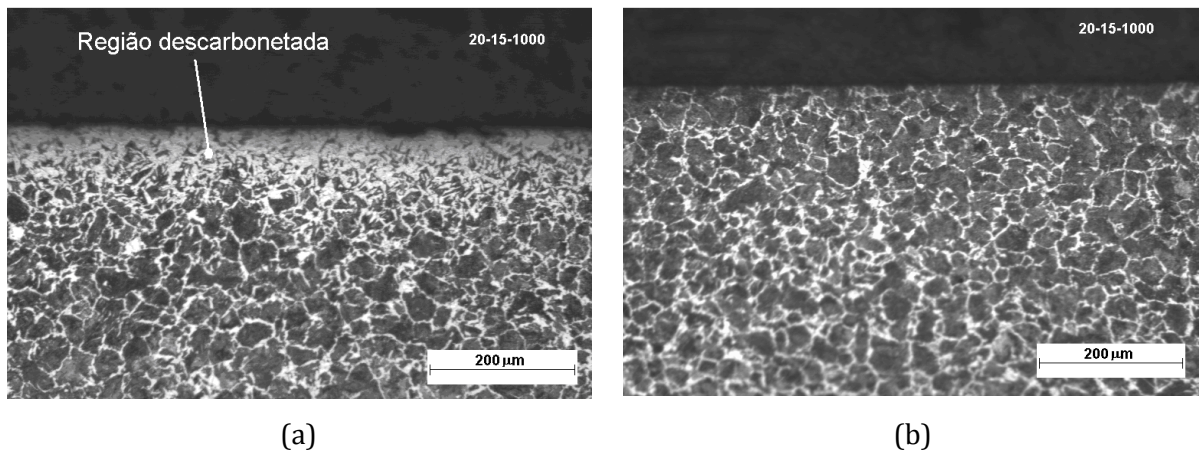


Figura 4.6- (a) Metalografia inicial do material analisado mostrando a região descarbonetada e (b) amostra posteriormente retificada.

#### 4.5 Caracterização das amostras

Os ensaios para caracterização microestrutural e análise das propriedades mecânicas das amostras foram:

- **Tensão e corrente do arco**

As medidas de tensão e corrente foram usadas com multímetro marca Icel modelo Md 6390. O objetivo é determinar a relação curva tensão x corrente para os gases utilizados, e com isso determinar a potência gerada no arco elétrico.

- **Análise química**

A análise química do material foi realizada no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).

O objetivo deste ensaio foi qualificar e quantificar os elementos presentes nas amostras.

- **Microscopia ótica**

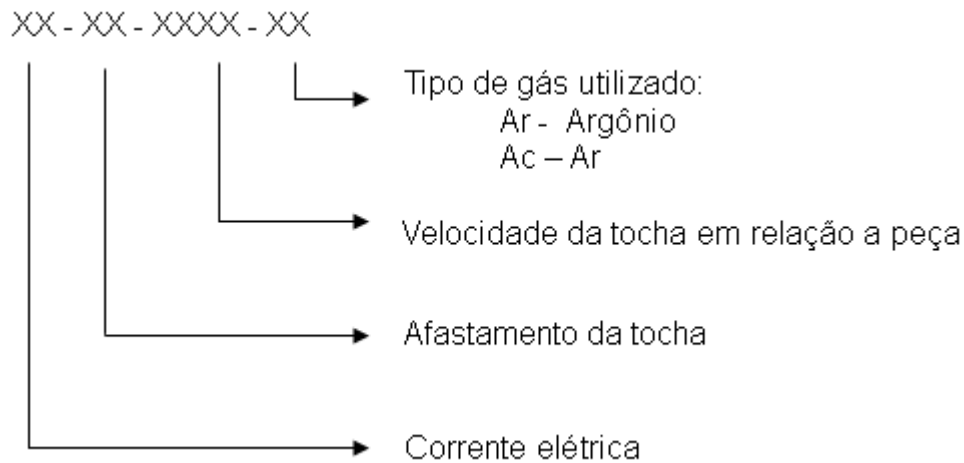
O objetivo do ensaio foi caracterizar as fases presentes nas microestruturas das amostras.

A microscopia ótica foi realizada no laboratório de metalografia da Pontifícia Universidade Católica do Paraná.

As amostras foram cortadas no sentido transversal à corrida do plasma, lixadas com lixas #200, #500, #800, #1000, polidas com alumina 3  $\mu\text{m}$  e atacadas com nital 2%.

As imagens micrográficas foram digitalizadas utilizando uma câmara CCD marca acoplada ao microscópio ótico marca Olympus modelo BX 40.

Todas as amostras tiveram sua microestrutura analisada. Convencionou-se identificar as amostras conforme a seqüência de valores apresentadas abaixo:



- **Análise geométrica da zona termicamente afetada**

As medições da largura e profundidade da ZTA foram realizadas utilizando o software livre UTHSCSA ImageTool, versão 3.0 para Windows, fornecido pela “Health Science Center” da Universidade do Texas, Estados Unidos. Tomou-se devido cuidado em relação à calibração das medições.

As medições realizadas foram da profundidade e a largura da zona termicamente afetada.

Das amostras foram medidas os valores Largura máxima da zona termicamente afetada  $l$ , Largura da zona fundida  $l_{fund}$ , Profundidade máxima da zona termicamente afetada  $p$  e a Profundidade da zona fundida  $p_{fund}$ . O objetivo das medições foi correlacionar os parâmetros com a profundidade da zona termicamente afetada pelo arco plasma.

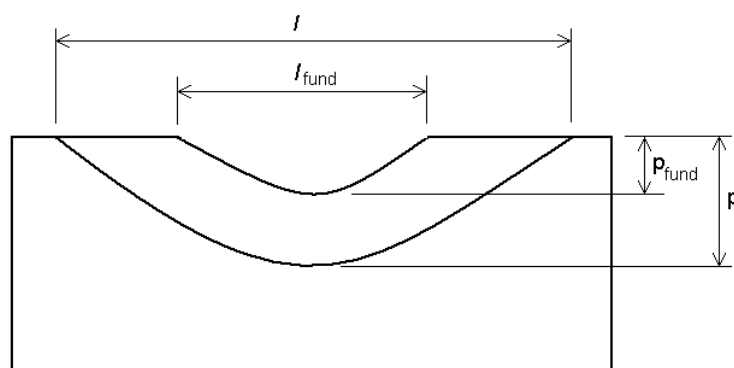


Figura 4.7- Dimensões da ZTA obtidas na medição.

Dados obtidos nas medições foram correlacionados para encontrar uma equação empírica relacionando a largura máxima e a profundidade máxima com os parâmetros operacionais variados neste trabalho.

- **Perfil de microdureza**

A medição do perfil de microdureza foi realizada no laboratório de microscopia ótica da Pontifícia Universidade Católica da Paraná.

Para determinação do perfil de microdureza das microestruturas, as amostras foram cortadas na seção transversal à trilha do arco plasma. Posteriormente foram embutidas utilizando baquelite, sendo lixadas com lixas grana 320, 500, 800 e 1000, polidas com alumina 3  $\mu\text{m}$  e atacadas quimicamente com nital 2%. Para determinação da microdureza foi utilizado microdurômetro marca Shimadzu, modelo SMV. O ensaio utilizado foi o Vickers com carga de 0.5Kg e tempo de 10 s. As distâncias entre as indentações foram de 40  $\mu\text{m}$ .



Figura 4.8- Microdurômetro marca Shimadzu utilizado para medição do perfil de microdureza

- **Microscopia eletrônica de varredura**

A análise de microscopia eletrônica de varredura foi realizada no Centro de Microscopia eletrônica da Universidade Federal do Paraná. O objetivo deste ensaio foi analisar a microestrutura modificada na região atacada pelo plasma. Para a análise as amostras foram preparadas utilizando o mesmo procedimento para a análise metalográfica.

- **Difração de raios X**

Os ensaios de difração de raios-X foram realizados no Laboratório Óptica de Raios X e Instrumentação da Universidade Federal Paraná. O equipamento utilizado foi um difratômetro de raios X marca Shimadzu modelo XRD-7000. Os parâmetros utilizados para difração estão relacionados na Tab. 3

Tabela 4.3- Parâmetros usados no ensaio de difração de raios X

Alvo	Tensão (kV)-	Corrente (mA)	Ângulo de Varredura (graus)	Passo (graus)	Velocidade (graus/min )
Cu	40	20	20-80	0.02	2

O objetivo do ensaio foi identificar as estruturas cristalinas formadas na zona termicamente afetada e no material base.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

---

Este capítulo trata da apresentação e discussão dos resultados deste trabalho, onde foi investigado o tratamento térmico (têmpera) por meio de tocha plasma a arco elétrico transferido. Inicialmente são apresentados os resultados referentes ao desenvolvimento do processo, em se tratando dos parâmetros de influência relacionados. Na sequência são discutidas a influência dos parâmetros na geometria das zonas termicamente modificadas e, por último, a caracterização das amostras em relação a microestrutura e estrutura cristalina obtidas.

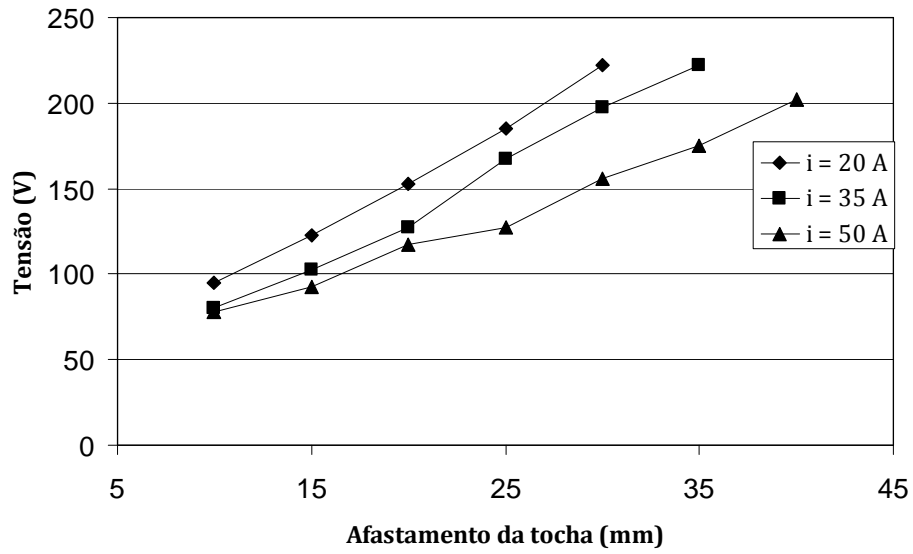
### 5.1 Desenvolvimento do processo

#### 5.1.1 Determinação das características físicas do arco

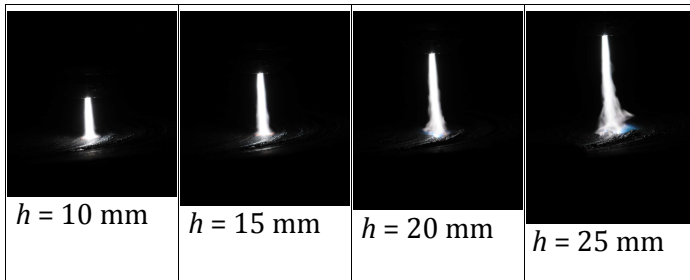
Tornou-se necessário obter o valor da tensão fornecida do arco plasma em função da altura e corrente. A importância deste se deve ao fato de calcular a potência gerada pelo arco. Entretanto para utilizar de forma segura a energia fornecida pelo arco, necessita-se mais ensaios para determinação da absorção térmica no material. Para cálculo da energia por unidade de comprimento fornecida pela fonte, foi medida a tensão em função da corrente elétrica e em função do afastamento da tocha para os dois gases estudados.

Observou-se que a tensão aumenta até um limite de aproximadamente 210 V, ultrapassando este valor, o arco se extingue. Este comportamento se deve à característica do equipamento, que permite esta tensão máxima por questões de segurança. A figura 5.1 mostra o comportamento da tensão em função da altura e corrente para o gás argônio. Pode-se observar o aumento da tensão à medida que aumenta a altura da tocha.

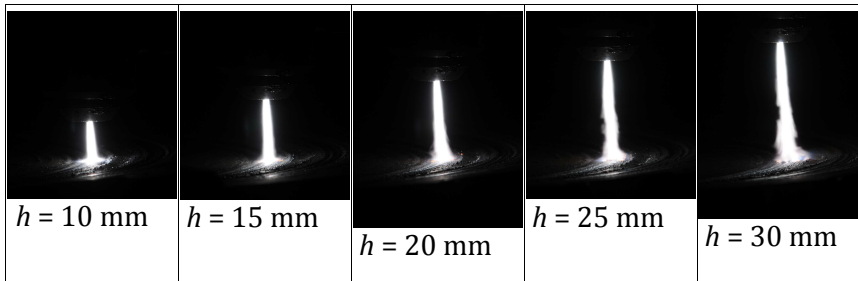
Apesar de o vórtice ser o melhor fluxo para estabilidade do arco, conforme Silva (1993), a figura 5.1 mostra uma instabilidade no arco para altura acima de 25 mm, independente da corrente elétrica. Isto é um limitador do processo, visto que se o arco não é estável, pode prejudicar a linearidade da trilha.



Argônio 20 A



Argônio 35 A



Argônio 50 A

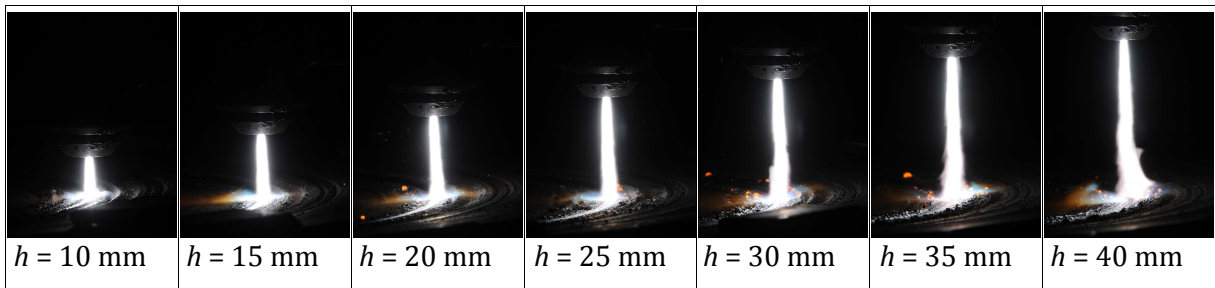
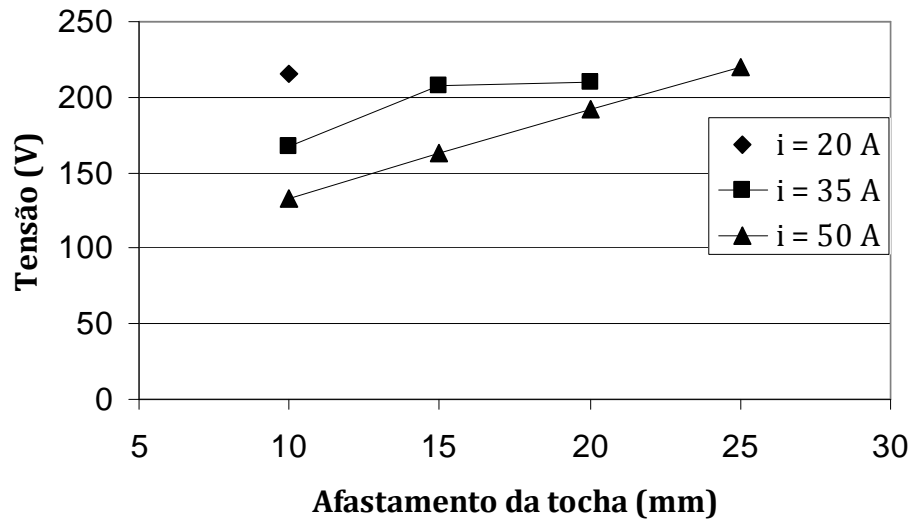
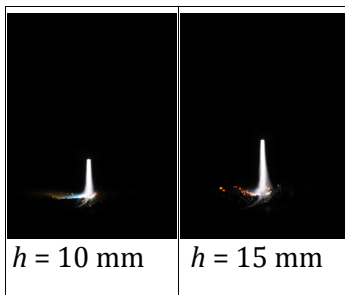


Figura 5.1- Comportamento da tensão em relação à altura da tocha e corrente elétrica para o gás argônio, apresentado os respectivos comportamentos dos arcos elétricos.

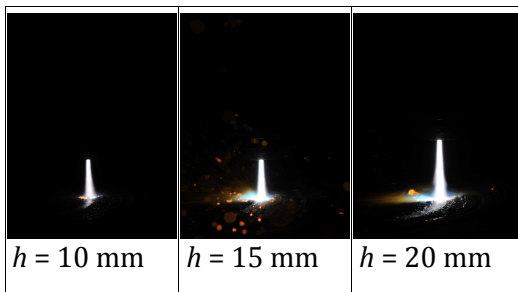




Ar comprimido 20 A



Ar comprimido 35 A



Ar comprimido 50 A

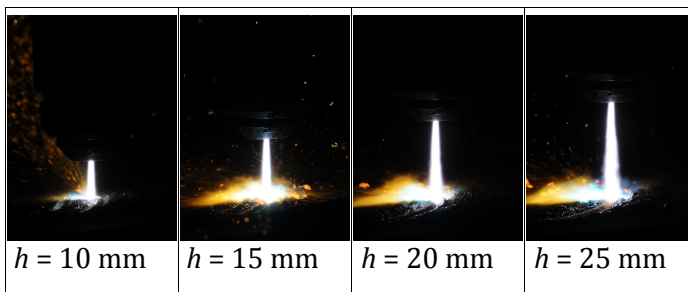


Figura 5.2- Comportamento da tensão em relação à altura da tocha e corrente elétrica para o gás ar comprimido, mostrando os respectivos comportamentos dos arcos elétricos.

A figura 5.2 mostra o comportamento da tensão elétrica em função da altura e corrente elétrica para o gás ar comprimido. Observa-se que ocorre um aumento na tensão à medida que

aumenta a altura da tocha e uma diminuição na tensão à medida que aumenta a corrente elétrica. Esse aumento da corrente provoca uma diminuição na tensão, que é um efeito típico da fonte.

Observa-se que a tensão máxima permitida para esse equipamento está na faixa de 210 V. Acima deste patamar de tensão a tendência é a extinção do arco, ocasionado pela capacidade de alimentação de tensão do equipamento.

### 5.1.2 Análise da composição química e microestrutura inicial das amostras

A tabela 4 apresenta os elementos químicos encontrados na amostra e seus respectivos teores. Observa-se que os valores estão dentro da classificação ABNT 1045/50.

Tabela 5.1 – Composição química do aço ABNT 1045

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al	%Co
0.4946	0.187	0.882	0.0452	0.0174	0.0138	0.005	0.0051	0.001	0.01

A figura 5.3 apresenta a microestrutura inicial das amostras. Conforme Colpaert (2009) classificamos os microconstituintes como ferrita alotriomorfa, sendo a parte clara e parte escura sendo perlita. Pela região de perlita e a análise química apresentada, verifica-se tratar de um aço ferrítico-perlítico submetido ao processo de normalização.

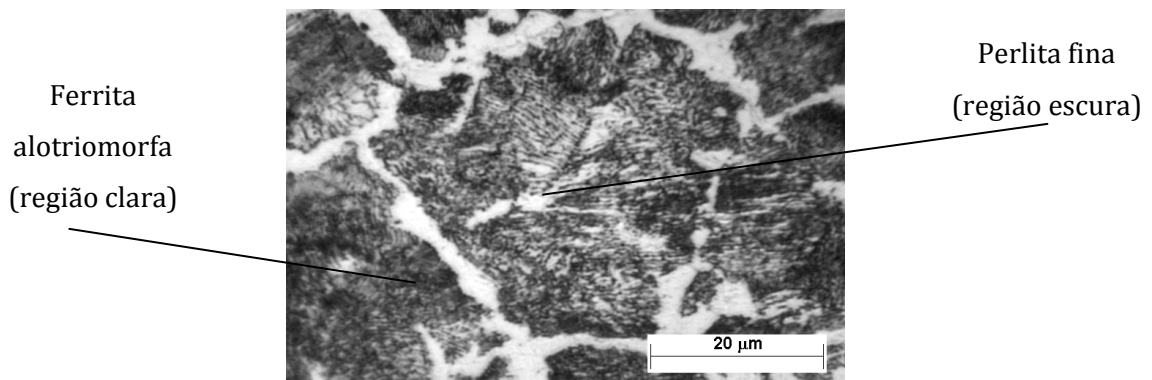


Figura 5.3- Microestrutura inicial das amostras, sendo a parte clara uma ferrita proeutetóide alotriomorfa e a parte escuras lamelas de cementita, 2500x, Ataque: Nital 2%.

### 5.1.3 Determinação das zonas fundidas e zonas sem fusão na superfície.

Na figura 5.4 são apresentados os aspectos gerais das microestruturas analisados neste trabalho. O primeiro aspecto, apresentado na figura 5.4.a mostra uma microestrutura com a

superfície fundida. Esta fusão foi ocasionada pela alta energia fornecida ao espécime, sendo o metal líquido expulso pela pressão do gás plasma.

O segundo aspecto, como mostra a figura 5.4.b, apresenta uma zona termicamente modificada sem fusão na superfície. As amostras que apresentaram esta microestrutura foram submetidas a medidas de largura e profundidade da ZTA.

O terceiro aspecto apresenta microestruturas sem modificação na superfície, apresentado na figura 5.4.c. Por não ter uma zona termicamente afetada, estas amostras foram descartadas.

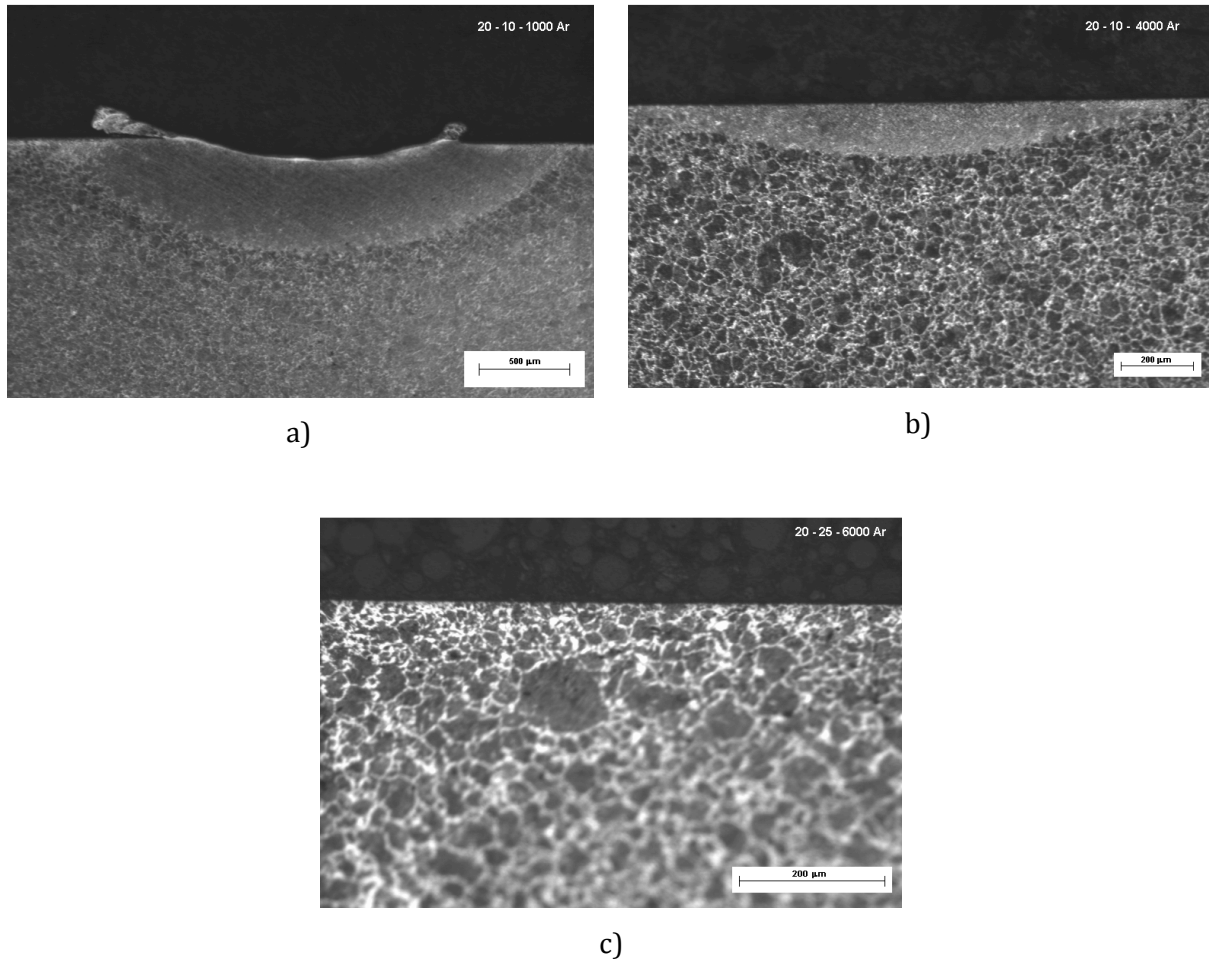


Figura 5.4- Aspectos gerais da microestruturas formadas : (a) Zona fundida, (b) Zona Termicamente Afetada e (c) Amostras sem modificação da microestrutura. Ataque: Nital 2%.

As figuras, 5.5 e 5.6 apresentam as condições para formação das zonas fundidas (ZF), zonas termicamente afetadas (ZTA) e para amostras sem modificação da microestruturas (ASM), parâmetros e suas respectivas microestruturas.

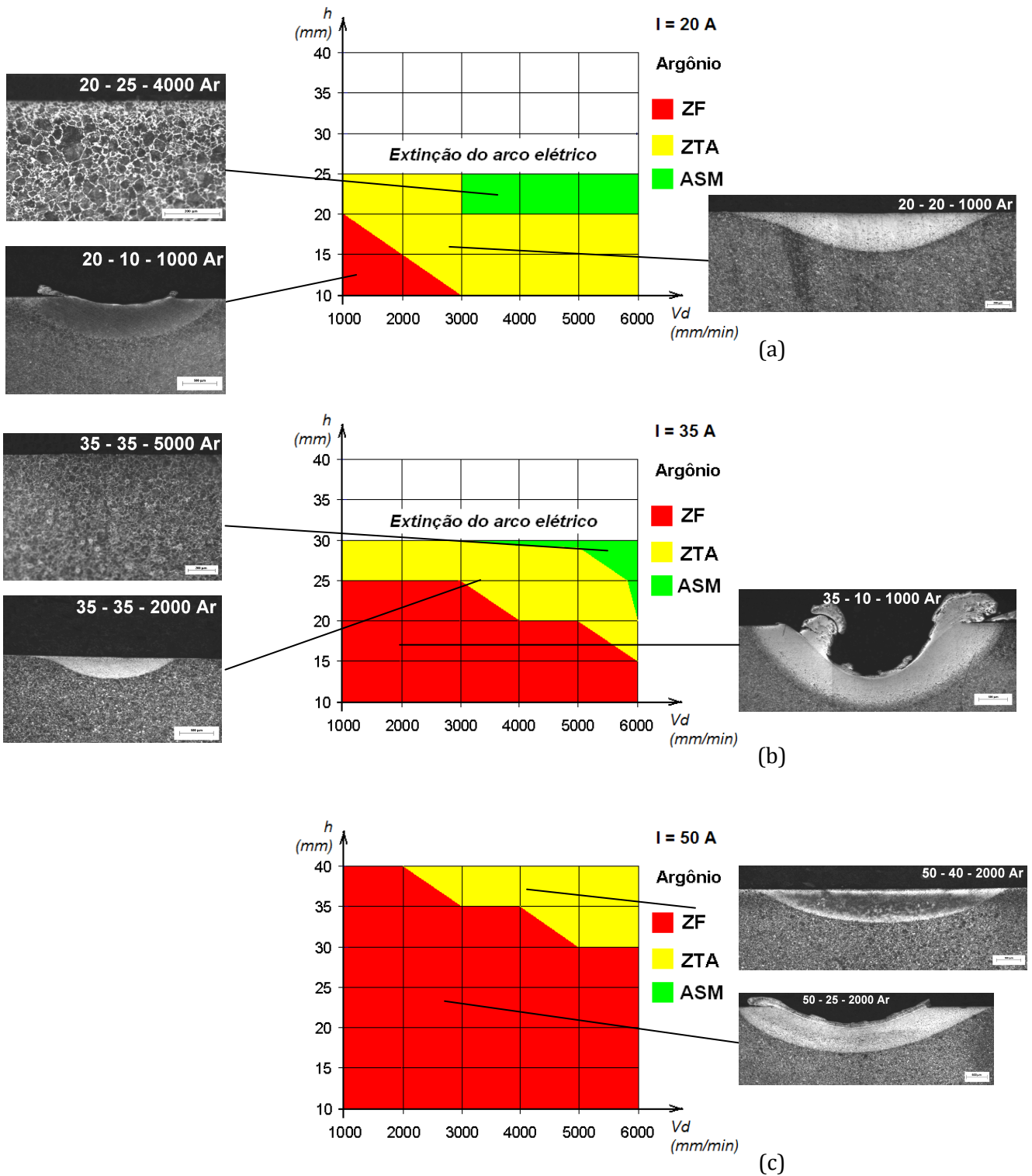


Figura 5.5- Representação das Zonas Fundidas (ZF), Zonas Termicamente Afetadas (ZTA) e Amostras sem modificação da microestrutura (ASM) utilizando o gás argônio.

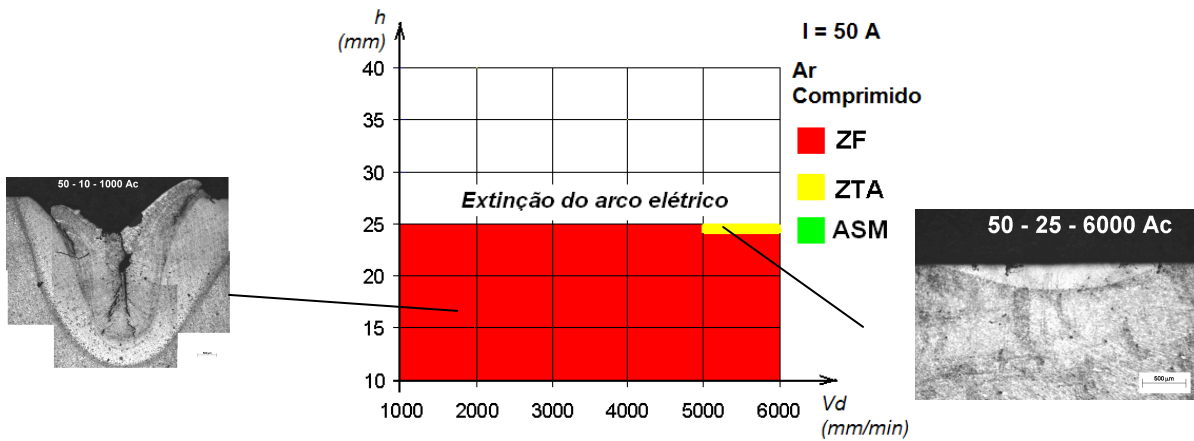
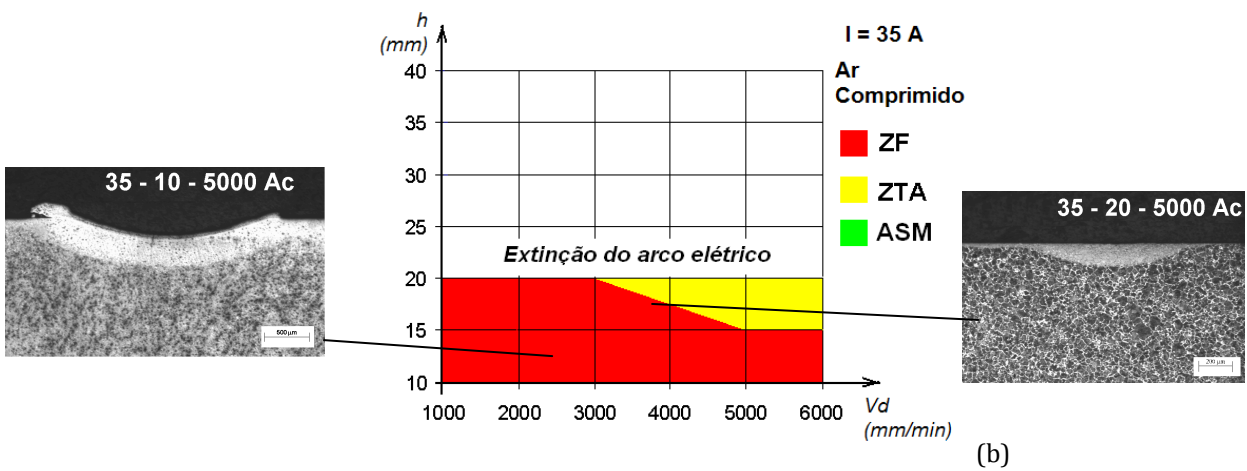
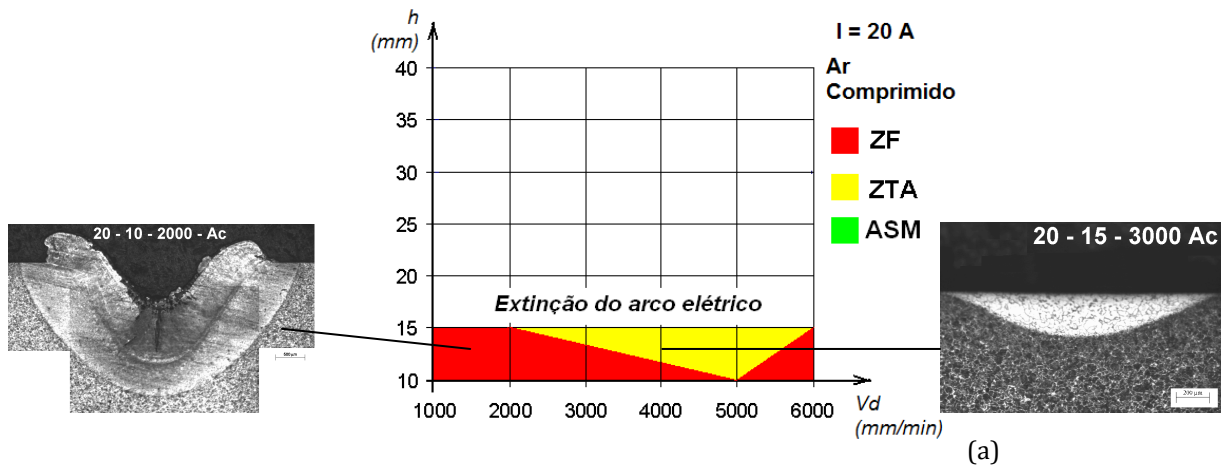


Figura 5.6- Representação das Zonas Fundidas (ZF), Zonas Termicamente Afetadas (ZTA) e Amostras sem modificação da microestrutura (ASM) utilizando o gás argônio.

## 5.2 Influência dos parâmetros na geometria da ZTA

O valor principal a ser discutido é a profundidade da zona termicamente afetada (ZTA), deixando a largura como fator secundário, isto porque é necessário obter uma camada mais profunda do que larga, sendo que a largura pode ser aumentada por múltiplos passes. Por isso o comportamento da largura da ZTA será apresentado com a maior profundidade atingida. São apresentados somente os dados das zonas que não sofreram refusão na superfície.

### 5.2.1 Ar comprimido

As figuras 5.7, 5.8 e 5.9 apresentam os resultados da influência dos parâmetros velocidade  $V_d$ , afastamento  $h$ , e corrente  $i$ , sobre profundidade e largura da ZTA utilizando gás ar comprimido.

Na figura 5.5 observa-se uma diminuição na profundidade máxima da ZTA a medida que aumenta a velocidade de deslocamento da tocha. Isto pode ser explicado pela diminuição da energia fornecida da peça à medida que se eleva a velocidade de deslocamento da tocha.

Outro comportamento observado é a diminuição na profundidade da ZTA à medida que eleva-se a altura da tocha. A explicação para isso é as perdas por convecção e radiação ocasionadas pelo maior tamanho da coluna do arco, provocando a dissipação de calor para o meio.

Na figura 5.7, verifica-se que para produzir uma ZTA sem refusão na superfície é necessário uma altura da tocha igual ou maior que 15 mm e velocidade igual ou superior à 2000 mm/min, sendo que fora destes valores forma-se uma região com refusão na superfície. O fator limitante para o aumento da altura é a tensão fornecida ao arco, aproximadamente 210 V, apresentada na figura 5.1, limitação esta causada pelas características construtivas do equipamento.

A profundidade máxima da ZTA sem refusão na superfície de 0.33 mm para os parâmetros  $h=15$  mm e  $V_d = 2000$  mm/min, sendo a largura máxima desta amostra o valor de 2.3 mm.

$i = 20 \text{ A} - \text{Ar comprimido}$

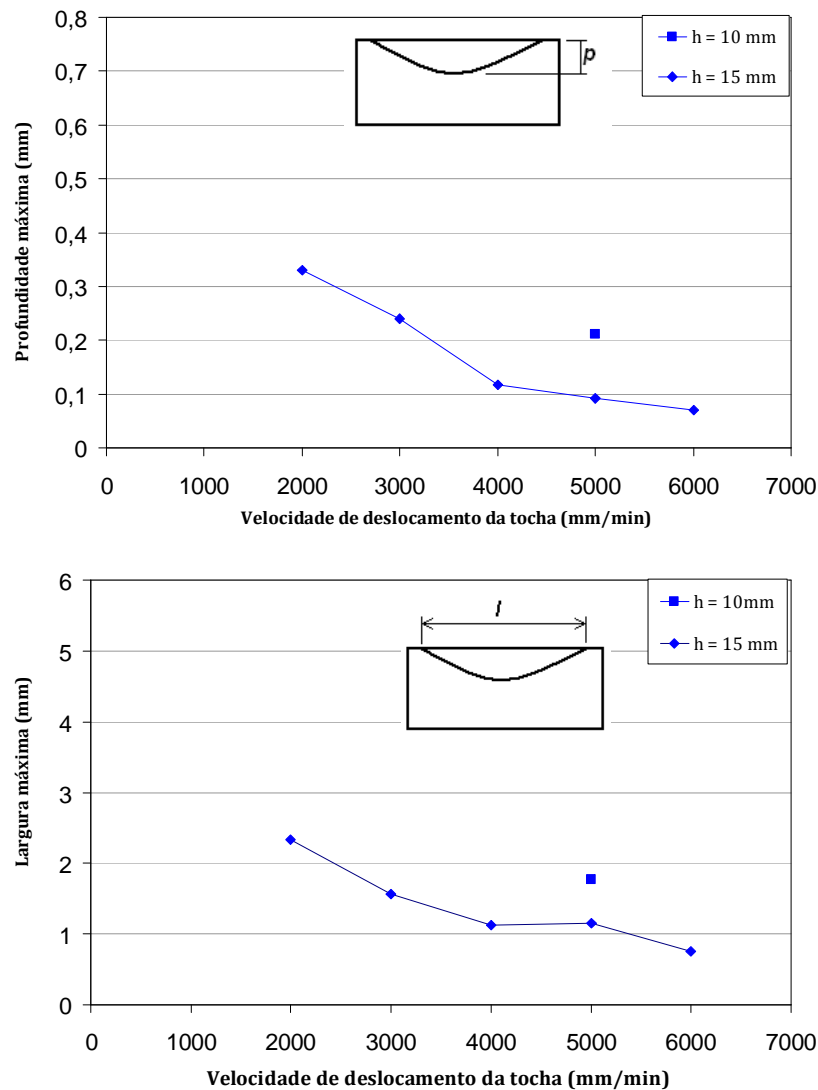


Figura 5.7- Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha  $h$  para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente  $i = 20 \text{ A}$  e gás ar comprimido.

Na figura 5.8, utilizando uma corrente de 35 A, observa-se o mesmo comportamento geral apresentado pela figura 5.5, ou seja, a medida que eleva-se a velocidade e também a altura da tocha, ocorre uma diminuição na profundidade e largura da região modificada pelo plasma. Sendo as causas já argumentadas anteriormente.

Na figura 5.8, observa-se que para temperar superficialmente sem refusão uma peça é necessário uma altura da tocha igual ou maior que 15 mm e velocidade igual ou superior à 3000 mm/min, sendo que fora destes valores forma-se uma região com refusão na superfície. Sendo o fator limitante para o aumento da altura é a tensão fornecida ao arco, aproximadamente 210 V.

Para  $i = 35 \text{ A}$ , a maior profundidade da ZTA sem refusão foi de 0.43 mm nos parâmetros  $h = 20 \text{ mm}$ ,  $Vd = 3000 \text{ mm/min}$ . A largura atingida foi de 3.1 mm.

### $i = 35 \text{ A}$ - Ar comprimido

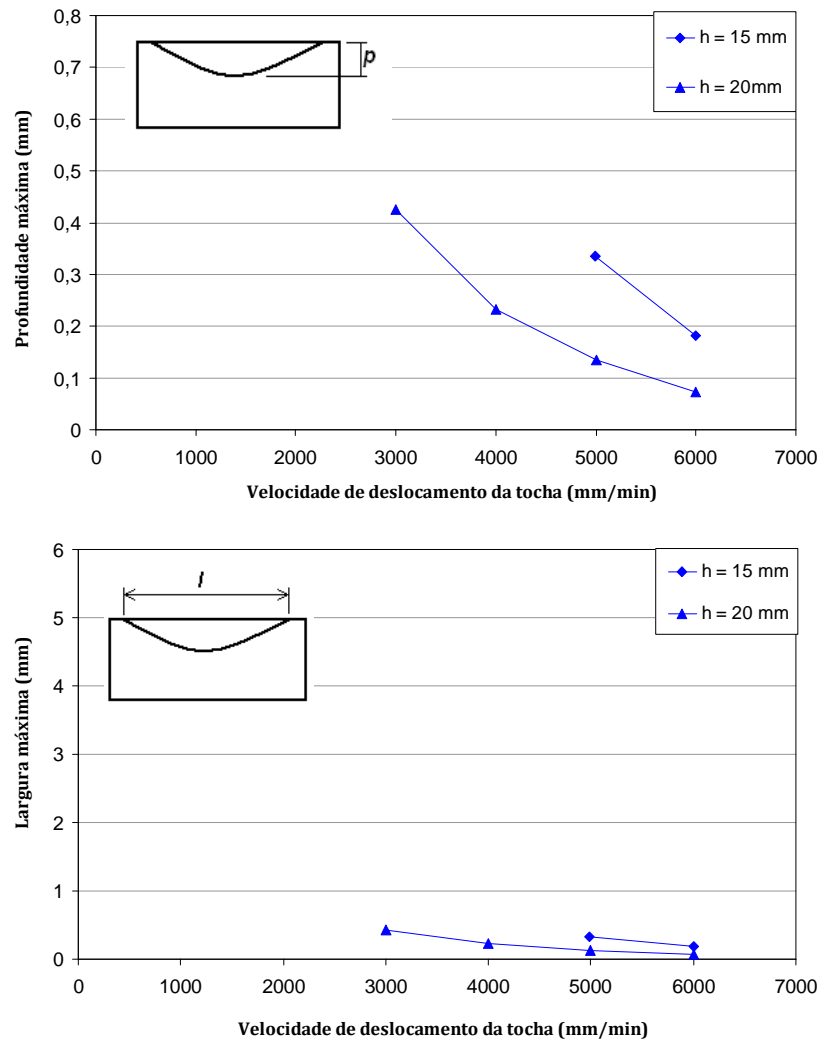


Figura 5.8 - Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha  $h$  para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente  $i = 35 \text{ A}$  e gás ar comprimido.

Observa-se na figura 5.9, que para a corrente de 50 A os parâmetros necessários para temperar superficialmente sem refusão uma peça são a altura da tocha igual ou maior que 25 mm e a velocidade igual ou superior à 5000 mm/min, sendo que fora destes valores forma-se uma região com refusão na superfície.

Na figura 5.9 observa-se que para  $i = 50 \text{ A}$ , a altura máxima da tocha em relação à peça foi de 25 mm. A maior profundidade da ZTA sem refusão foi de 0.36 mm nos parâmetros  $h = 25 \text{ mm}$ ,  $Vd = 4000 \text{ mm/min}$ .

Observa-se nas figuras 5.7, 5.8 e 5.9 um decréscimo da profundidade à medida que aumenta a velocidade da tocha. Este comportamento pode ser explicado pela diminuição do aporte térmico da coluna do plasma ocasionada pelo aumento da velocidade.



$i = 50 \text{ A} - \text{Ar comprimido}$

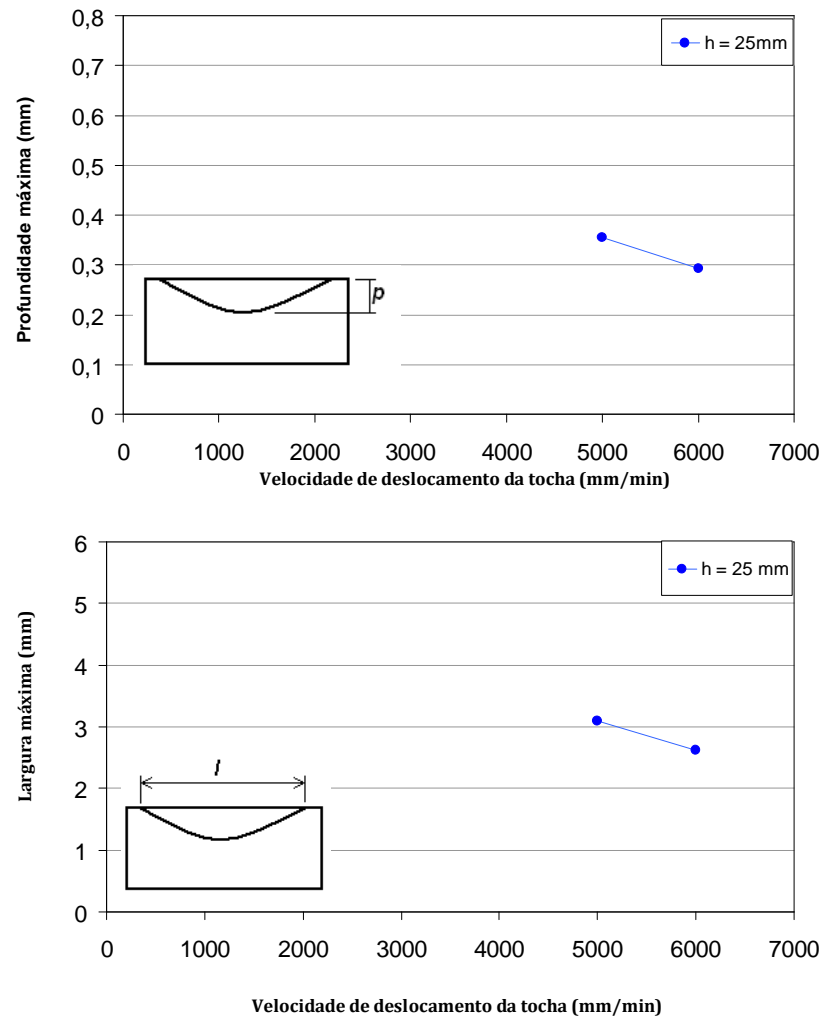


Figura 5.9 – Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha  $h$  para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente  $i = 50 \text{ A}$  e gás ar comprimido.

### 5.2.2 Argônio

As figuras 5.10 5.11 e 5.12 apresentam valores da profundidade máxima da zona termicamente afetada (ZTA) em função dos parâmetros corrente elétrica  $i$  (A), velocidade de deslocamento da tocha  $Vd$  [mm/min] e altura da tocha em relação à peça  $h$  (mm), utilizando gás argônio.

### $i=20\text{ A}$ - Argônio

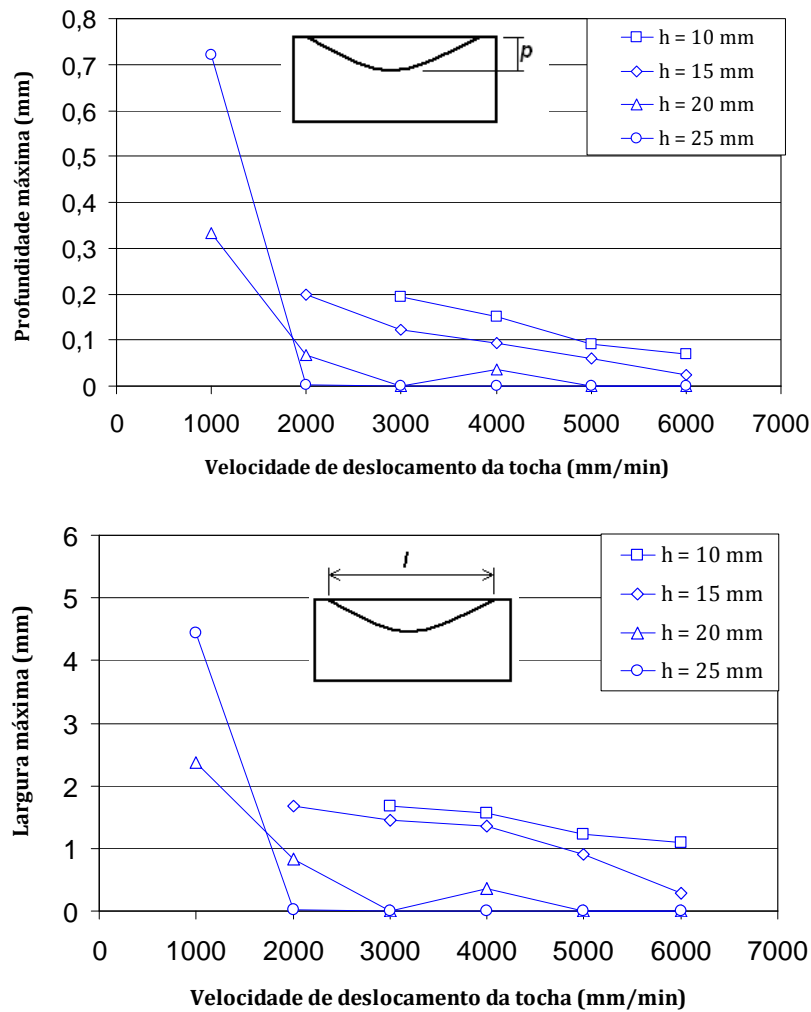


Figura 5.10 – Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha  $h$  para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente  $i = 20\text{ A}$  e gás argônio.

Na figura 5.10, verifica-se que para produzir uma ZTA sem refusão na superfície com  $i = 20\text{ A}$  e argônio é necessário uma altura da tocha igual ou maior que 15 mm e velocidade igual ou superior à 2000 mm/min, sendo que fora destes valores forma-se uma região com refusão na superfície. No entanto a maior profundidade foi obtida com os parâmetros  $i = 20\text{ A}$ ,  $h = 25\text{ mm}$  e  $V_d = 1000\text{ mm/min}$ . A distribuição da calor na coluna do arco atingiu uma situação ótima de velocidade, corrente e altura, sendo que nestes parâmetros ocorreu a maior profundidade e largura (4.4 mm) de todas as amostras. As razões para esse comportamento devem ser melhor investigadas.

### $i=35$ - Argônio

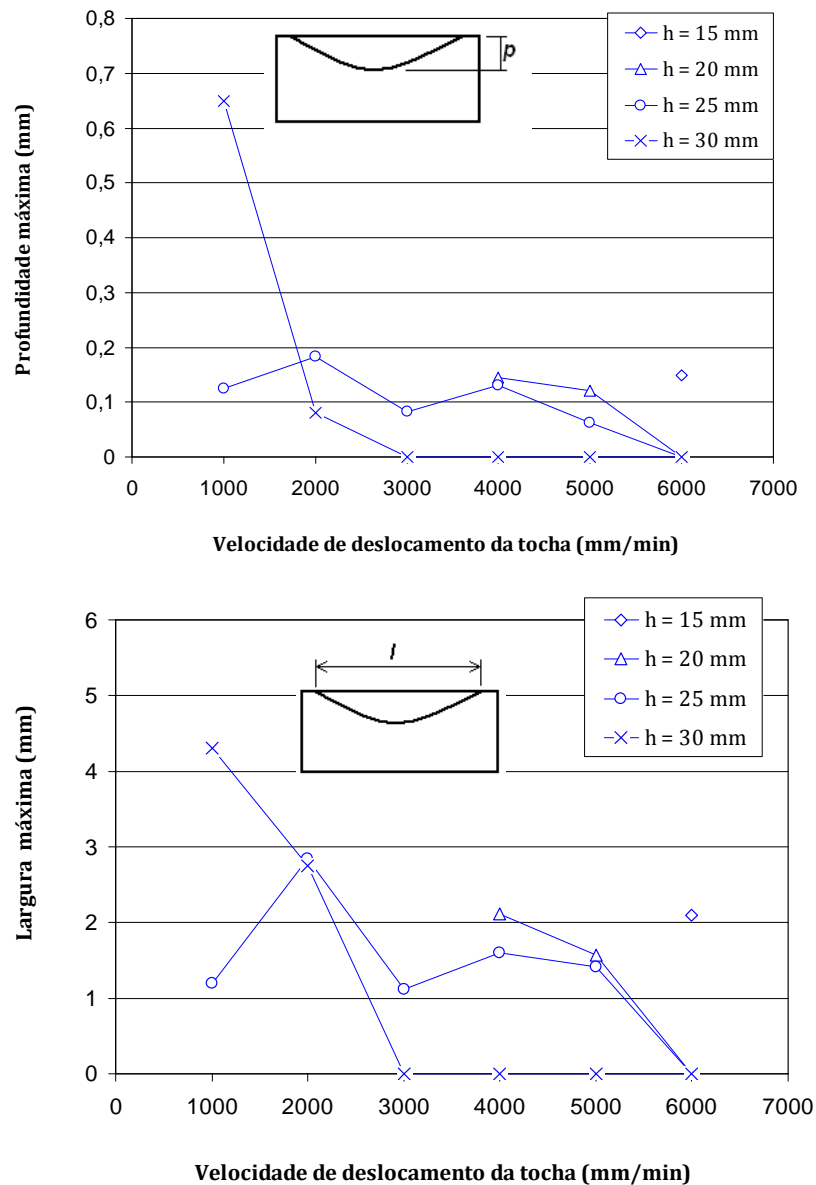


Figura 5.11- Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha  $h$  para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente  $i = 35$  A e gás argônio.

Na figura 5.11 apresenta os valores da profundidade da ZTA em função da velocidade de deslocamento da tocha e em função da altura da tocha, para uma corrente  $i = 35$  A. A maior profundidade sem refusão na superfície para foi observada os parâmetros  $h = 25$  mm e  $Vd = 1000$  mm/min. A profundidade para estes parâmetros foi de 0.72 mm e a largura de

Verifica-se na figura 5.11 que uma altura da tocha igual ou maior que 30 mm e velocidade igual ou superior à 1000 mm/min não produzem uma região com refusão na superfície.

### $i=50$ A – Argônio

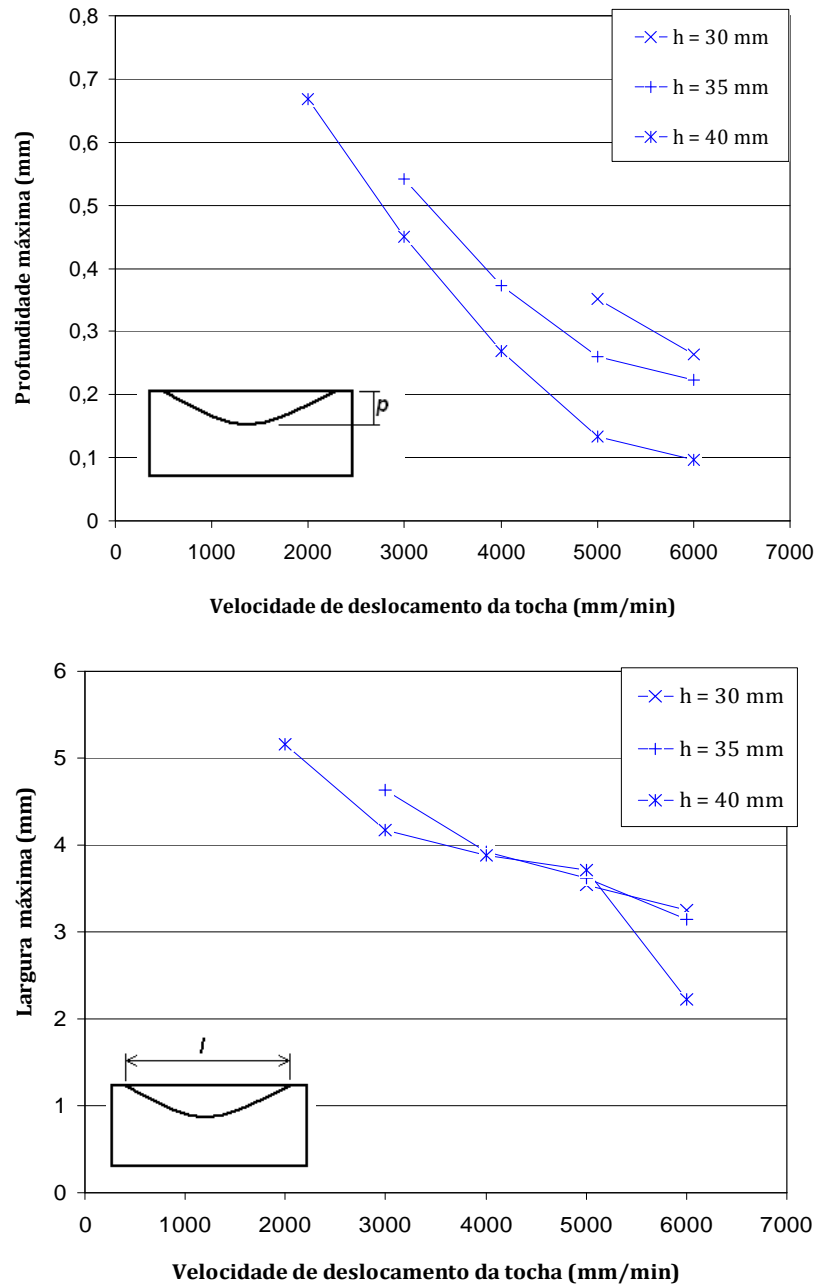


Figura 5.12- Profundidade e largura da camada limite afetada em função da variação do afastamento da tocha  $h$  para diferentes velocidades de deslocamento, para uma corrente  $i = 50$  A e gás argônio.

Na figura 5.10 observa-se que a maior profundidade da ZTA sem refusão para  $i = 50$  A foi de 0.67 mm, utilizando os parâmetros  $h = 40$  mm e  $Vd = 2000$  mm/min. A utilização destes parâmetros pode prejudicar a instabilidade do arco, visto que para  $h = 40$  mm, a tensão chega próxima da capacidade do equipamento.

Verifica-se na figura 5.12 que uma altura da tocha igual ou maior que 35 mm e velocidade igual ou superior à 3000 mm/min não produzem uma região com refusão na superfície. Conforme discutido anteriormente na seção 5.1, a utilização de alturas maiores que 25 mm pode influenciar

de forma negativa na linearidade da trilha, portanto esses parâmetros devem ser desconsiderados.

Observa-se nas figuras 5.10, 5.11 e 5.12 para uma mesma corrente elétrica tem-se o aumento da profundidade da ZTA à medida que aumenta a altura da tocha em relação à peça.

Comparando o comportamento geral dos gases ar comprimido e argônio, observa-se de uma forma geral, regiões fundidas maiores para o gás ar comprimido do que o argônio para mesmos parâmetros. Exemplificando, para parâmetros  $i = 50$  A,  $h = 10$  mm e  $Vd = 1000$  mm/min, a profundidade fundida com ar comprimido é 4.5 mm, enquanto para o argônio foi de 2.5 mm. Este comportamento pode ser explicado por dois fatores. O primeiro é o fato da condutividade térmica do ar comprimido ser maior (Machado, 1996), o que transfere maior energia térmica para a peça. O outro é fato é da potência cedida para o gases. Enquanto que a potência com gás argônio foi de 3750 W, o ar comprimido obteve uma potência de 6250 W. Esta potência se deve ao fato da tensão ser para o gás argônio.

O aumento da altura também faz aumentar o diâmetro de contato do arco causando uma distribuição maior da potência e diminuindo a possibilidade de fusão. Valores completos da geometria de todas as amostras estão relacionadas nos anexos 1 e 2.

### 5.3 Caracterização microestrutural das variáveis otimizadas

#### 5.3.1 Análise por microscopia ótica e eletrônica

Na figura 5.13 observa-se uma microestrutura típica uma amostra de amostra com modificação microestrutural. Na zona (1) observa-se uma microestrutura completamente transformada. Esta microestrutura foi causada pela uma transformação total da fase ferrítica e perlítica para a fase austenítica. Na zona (2) observa-se uma zona parcialmente afetada, causada pela incompleta austenitização do material. Na zona (3) a microestrutura do material não afetada pelo calor.

Na figura 5.13.a observa-se uma microestrutura martensítica em ripas. Esta microestrutura é observada devido ao baixo teor de carbono (0.49%). Ela se forma pela completa austenitização do material e posterior resfriamento rápido daquela região. A profundidade medida desta fase é de 0.5 mm. Esta observação está de acordo com outras investigações como realizadas por Yang (2001) e Berdnikov L al (1997).

Na figura 5.13.b observa-se uma camada fundida na superfície da amostra de

aproximadamente 6  $\mu\text{m}$ .

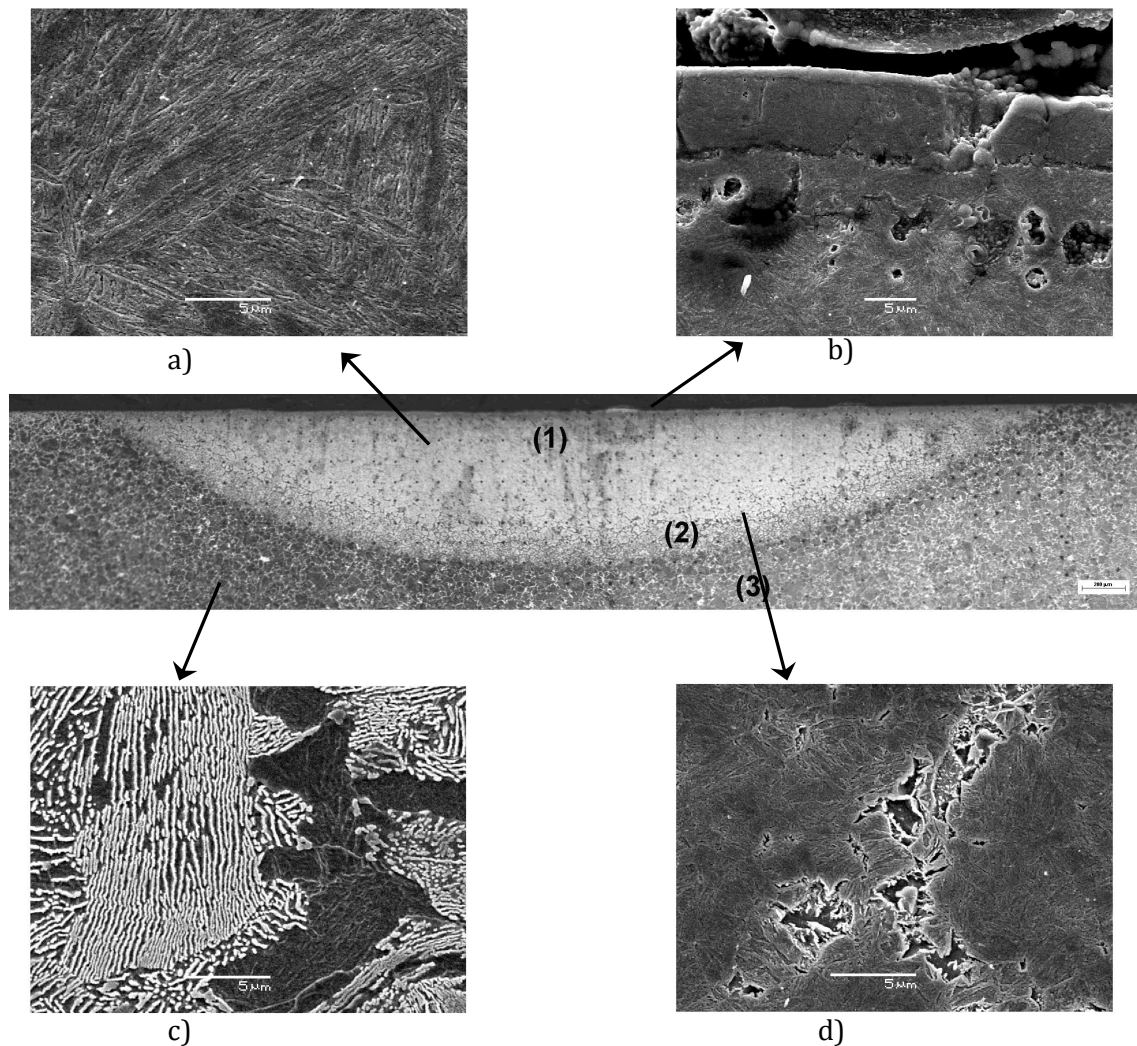


Figura 5.13- Parâmetros:  $i = 20 \text{ A}$ ,  $h = 25 \text{ mm}$  e  $Vd = 1000 \text{ mm/min}$ . Amostra típica de uma microestrutura contendo (1) Zona completamente transformada, (2) Zona parcialmente transformada e (3) zona não afetada pelo calor.

Na figura 513.c observa-se a microestrutura ferrítica-perlítica do substrato. Esta região não sofreu modificação pelo aquecimento da amostra. Na figura 513.d verifica-se uma microestrutura ferrítica e martensítica em ripas. Esta é uma zona de incompleta transformação austenítica. Nesta região o material não ultrapassou a linha  $A_3$ . A medida da profundidade é de aproximadamente 0.2 mm. Os valores completos da microestrutura estão relacionados no anexo II do apêndice.

#### 5.4 Análise da dureza em função da profundidade

A figura 5.14 apresenta um perfil de microdureza para os parâmetros  $i = 20 \text{ A}$ ,  $h = 25 \text{ mm}$  e  $Vd = 1000 \text{ mm/min}$ . A amostra apresenta claramente três regiões. A primeira compreende em uma

região com dureza em torno de 700-800 HV, que na figura 5.13.a representa uma microestrutura martensítica e com profundidade de 0.53 mm a partir da superfície. A segunda região apresenta um decaimento na dureza de 750 HV para 350 HV. Esta região compreende a zona com incompleta transformação austenítica apresentada na figura 5.13.d e isto justifica o alto desvio padrão observado no gráfico.

A terceira região da figura 5.14 possui uma dureza de aproximadamente 350 HV e caracteriza-se pela dureza da microestrutura inicial ferrítica-perlítica do substrato.

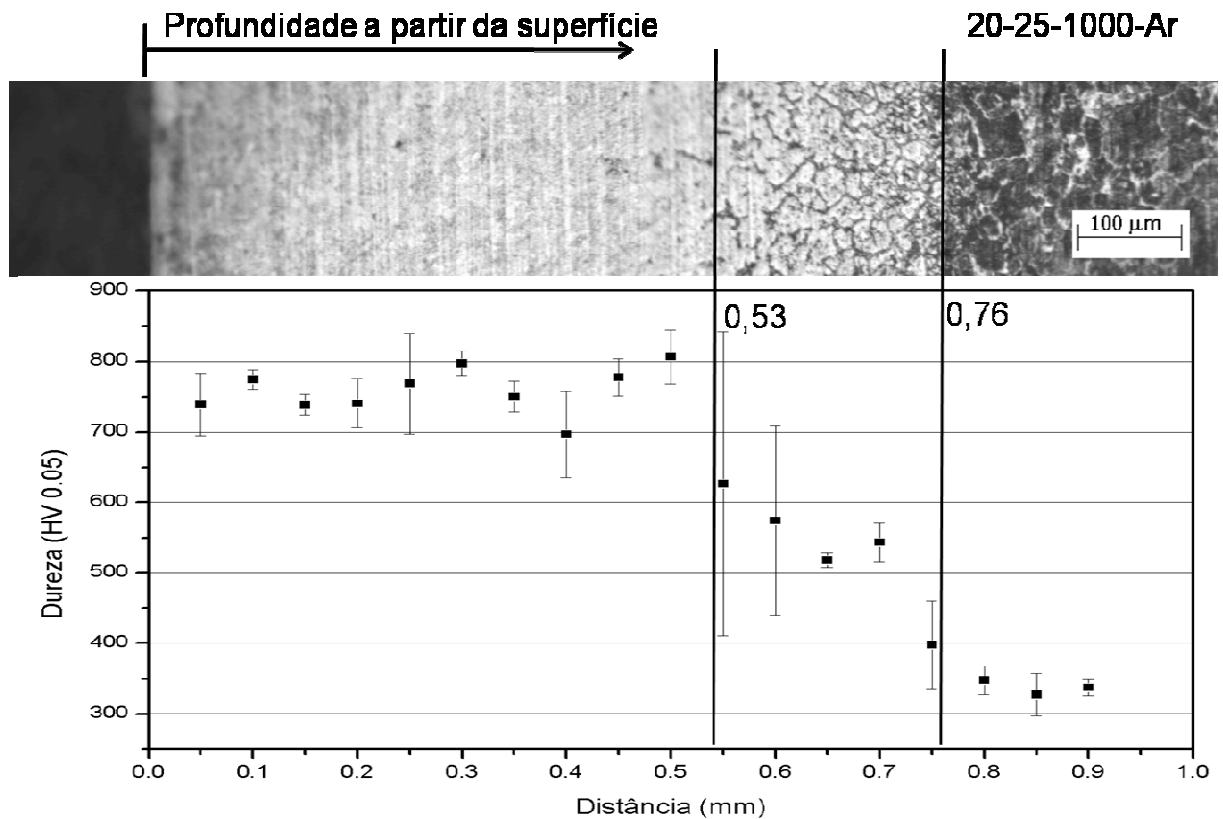


Figura 5.14- Perfil de microdureza para os parâmetros  $i = 20$  A,  $h = 25$  mm e  $Vd = 1000$  mm/min, com gás argônio.

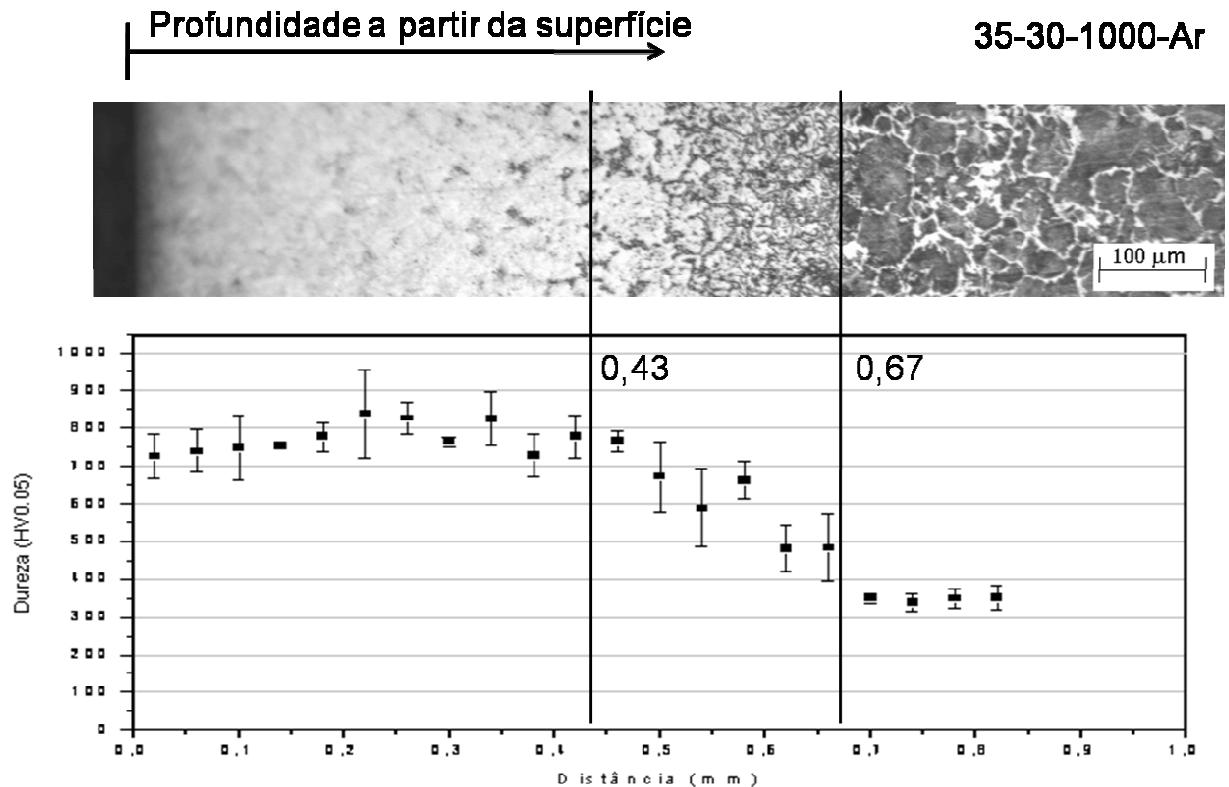


Figura 5.15 - Perfil de microdureza para os parâmetros  $i = 35$  A,  $h = 30$  mm e  $Vd = 1000$  mm/min, com gás argônio.

Nas figuras 5.15 e 5.16 apresenta a dureza e microestrutura respectiva para os parâmetros  $i = 35$  A,  $h = 30$  mm e  $Vd = 1000$  mm/min e para os parâmetros  $i = 50$  A,  $h = 40$  mm e  $Vd = 2000$ . Observa-se nestes gráficos a presença das mesmas microestruturas apresentadas da figura 5.14., sendo uma região completamente austenitizada, uma região parcialmente austenitizada e o material base.

Na região completamente austenitizada formou-se uma microestrutura completamente martensítica, que pode ser afirmada pela alta dureza apresentada (750 - 850 HV). Esta microestrutura é de especial interesse pois aumenta a resistência ao desgaste do material. A região parcialmente austenitizada apresenta um gradiente de dureza (700 - 350 HV) que pode ser explicado pelo gradiente térmico produzido no arco plasma.

Comparando as figuras 5.15 e 5.16, observa-se nas micrografias óticas e comprovada pela dureza que para correntes diferentes (35 e 50 A), pode ser obtido uma camada endurecida com semelhante profundidade. O fato de elevar a altura do arco pode explicar a não transmissão de energia térmica para o material, sendo este calor perdido para o meio através da convecção e radiação da coluna do arco.

Um outro fator que pode ser relevante é a energia produzida pelo arco, calculada em função da potência do arco, apresentada na figura 5.1, e a velocidade da tocha. Calculando a energia



observa-se que para os parâmetros  $i = 35$  A,  $h = 30$  mm e  $Vd = 1000$  mm/min a energia gerada no arco elétrico foi 415 J/mm, e para os parâmetros  $i = 50$  A,  $h = 40$  mm e  $Vd = 2000$  mm/min, a energia gerada no arco de 303 J/mm. A mesma profundidade modificada termicamente apresentada nestes dois casos pode ser respondida pelas perdas de calor por convecção e radiação em função da elevação do arco elétrico em 5 mm.

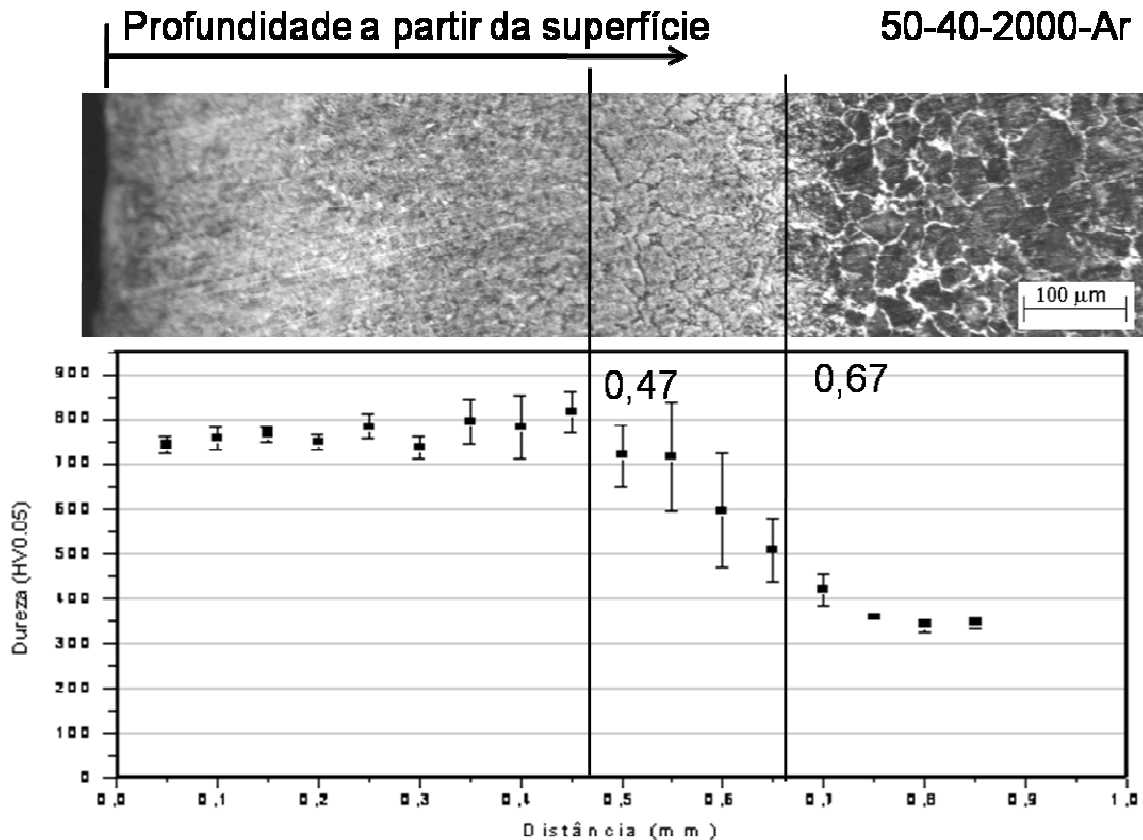


Figura 5.16 - Perfil de microdureza para os parâmetros  $i = 50$  A,  $h = 40$  mm e  $Vd = 2000$  mm/min, com gás argônio.

## 5.5 Análise por difratometria de raios-X

A análise realizada com ajuda do software Crystallographica Search-Match em conjunto com a análise química permitiu a identificação das fases presentes. A figura 5.17 apresenta um difratograma de uma amostra sem tratamento. Após a avaliação pelo software, o padrão compatível foi o JCPDS 06-0696, indicando a presença de ferro alfa. Foram calculados os planos de difração para este difratograma.

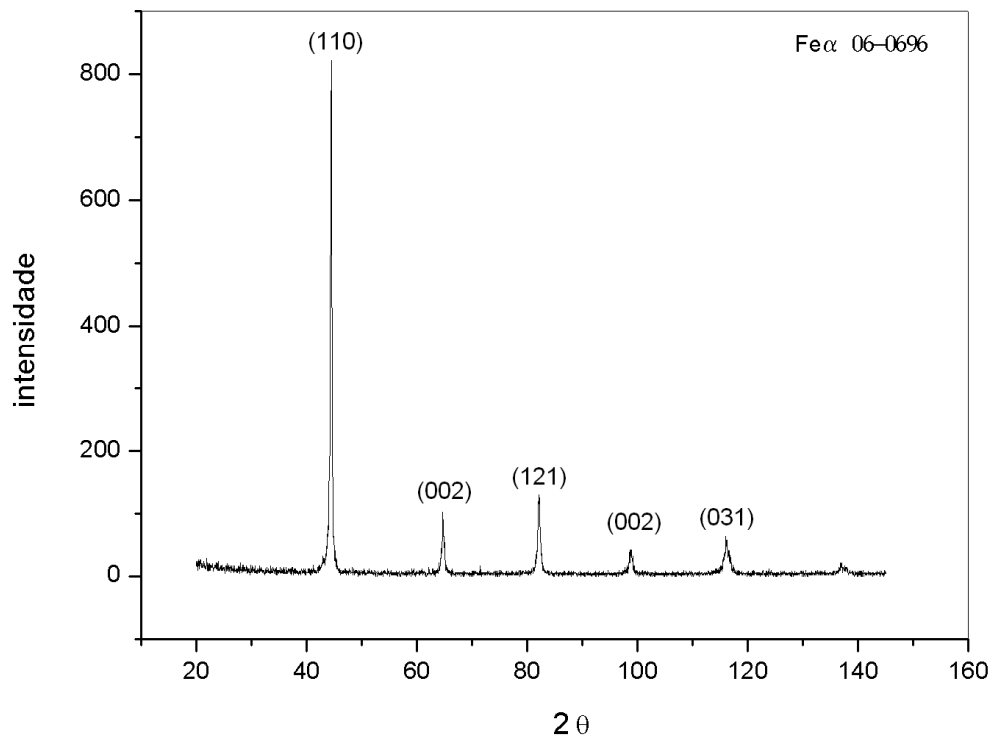


Figura 5.17- Difratoograma do aço AISI 1045 sem tratamento.

A figura 5.18 mostra um difratograma para os parâmetros  $i = 20$  A,  $h = 25$  mm e  $Vd = 1000$  mm/min. Através da difração de Raio-X se observa a formação de fases ferrita ( $Fe_{\alpha}$ ), cementita ( $Fe_3C$ ), martensita ( $Fe_{\alpha'}$ ) e bainita ( $Fe_2C$ ). Estes microconstituintes se caracterizam a formação em diferentes velocidades de resfriamento a partir da fase austenita. A formação destes microconstituintes está previsto no diagrama de resfriamento contínuo apresentado na figura.3.3.

Os ensaios de Difração do Raio X revelaram-se importantes para a identificar os microconstituintes das camadas superficiais. O alcance da penetração dos raios X sendo de apenas poucos microns não diz muito sobre a região da camada transformada acima de  $50 \mu\text{m}$ , mas ao determinar o tipo de estrutura formada na região mais superficial, ela permite estudar os efeitos e resultados oriundos da absorção da energia térmica do plasma.

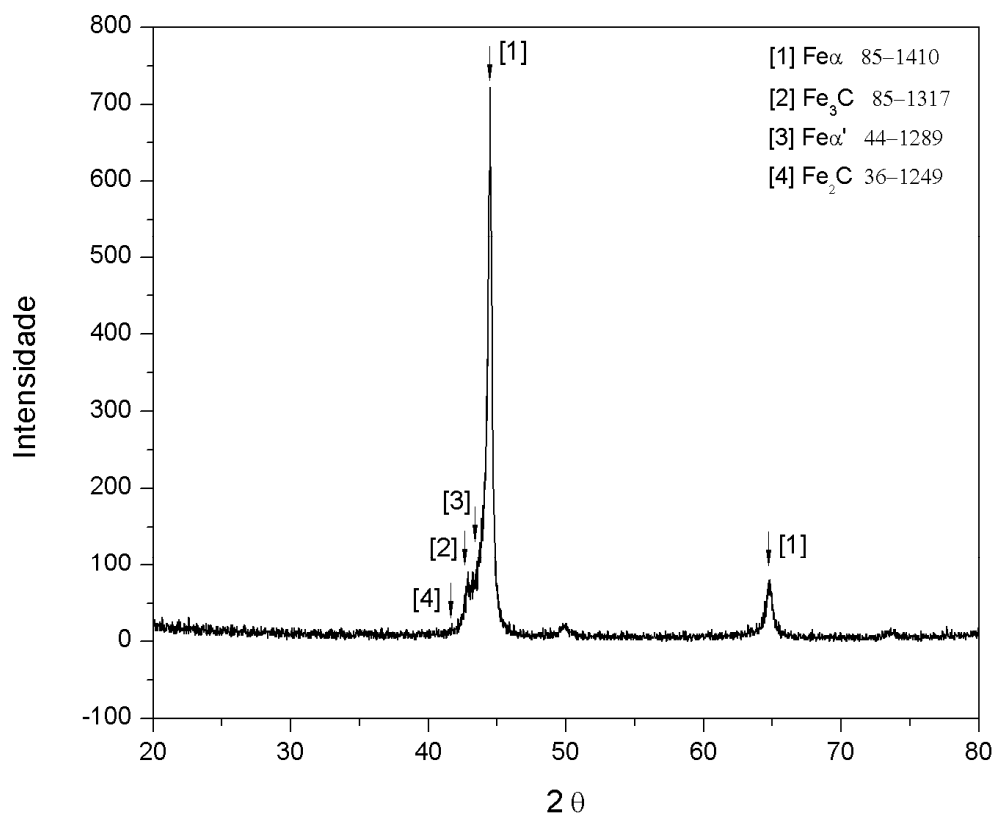


Figura 5.18- Difratoograma da amostra preparada com os parâmetros  $i = 20$  A,  $h = 25$  mm e  $Vd = 1000$  mm/min.

## 6 CONCLUSÕES

---

Este trabalho teve por objetivo a investigação sobre parâmetros de controle de uma fonte de energia por tocha plasma a arco elétrico transferido e seus efeitos sobre a têmpera superficial em um aço carbono AISI 1045. Em função dos resultados obtidos as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

(i) Os parâmetros corrente elétrica, velocidade de deslocamento da tocha e altura da tocha em relação a superfície das amostra utilizando-se os gases argônio e ar comprimido influenciam na modificação microestrutural das amostras, sendo possível a execução satisfatória de têmpera de superfície utilizando plasma a arco transferido como fonte de energia.

(ii) Alturas da tocha plasma a arco transferido acima de 25 mm promove uma instabilidade no fluxo laminar do arco. Este fato pode gerar uma trilha não linear sobre a superfície da amostra, que por sua vez pode acarretar em dificuldade de execução de múltiplas trilhas sobrepostas.

(iii) Em se tratando dos gases utilizados foi observado que o gás argônio proporcionou a formação de camadas com profundidade modificada superiores àquelas promovidas pelo gás ar comprimido.

(iv) A análise da microestrutura e dureza das principais amostras sem refusão mostrou duas regiões distintas além do material base. Uma região completamente martensítica demonstrada por uma dureza média de 750 HV; e uma outra região parcialmente austenitizada apresentando uma microestrutura com diversos microconstituintes.

## 7 SUGESTÕES DE CONTINUIDADE

---

Em função dos resultados obtidos no desenvolvimento do presente trabalho é possível, neste momento, apresentar algumas sugestões para futuros trabalhos de pesquisa que possam contribuir no sentido de refinar aqueles aqui obtidos. Para tanto, as seguintes sugestões podem ser apresentadas:

- Uma investigação aprofundada sobre a utilização de múltiplas trilhas aplicadas sobre as amostras, a fim de obter informações mais significativas sobre a resistência a abrasão do material modificado.
- Neste trabalho estudou-se apenas os gases argônio e ar comprimido. Em função dos resultados obtidos, sugere-se investigar a influência de outros gases como, por exemplo, o nitrogênio e o dióxido de carbono na modificação da microestrutura de aços.
- Investigação do efeito de um campo magnético externo sobre o comportamento da coluna do arco plasma.
- Estudos sobre a quantificação de tensões residuais, em particular as do tipo compressivas, sobre o material modificado.
- Investigação sobre a aplicação de tocha plasma a arco transferido sobre o comportamento de outros materiais mais nobres, tais como os aços-ferramenta e os ferros fundidos.
- Avaliar a possibilidade de utilização do presente processo na têmpera de superfície de peças cementadas, pelo fato de se poder evitar a formação de ferrita de widmanstatten.

## 8 REFERÊNCIAS

---

ANGELES, P. J., **“Estudo de tochas plasma através da teoria da similaridade”**, 2003, 100 f. Dissertação (Mestrado em física) - Universidade Estadual de Campinas, Instituto de física “Gleb Wataghin”, Campinas - SP, 2003.

BELLAN, P. M.; **“Fundamentals of Plasma Physics”**, Cambridge University Press, 2004.

BERDNIKOV, A. A., FILIPPOV, M. A. e STUDENOK, E.S **“Structure of hardened carbon steels after plasma heating of the surface”** Metal Science and Heat Treatment, Volume 39, Number 6 / Junho, 1997.

BHADESHIA, EDMONDS, **“The Mechanism of Bainite Formation in Steels”**, Acta Metallurgica, volume 28 (1980) 1265-1273.

BOURITHIS, E; TAZEDAKIS, A.; PAPANIMITRIOU, G.; **“A study on the surface treatment of “Calmax” tool steel by a plasma transferred arc (PTA) process”**, Journal of Materials Processing Technology 128 (2002) 169-177

BRADLEY, J. R., KIM, S.; **“Laser Transformation Hardening of Iron-Carbon and Iron-Carbon-Chromium Steels”**, Metallurgical Transactions A, Volume 19, No. 8 /Agosto 1988.

BROVER A. V.; **“Combined Hardening of Steel by Concentrated Energy Fluxes”**, Russian Engineering Research, Vol. 27, No. 6, 2007.

CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G., **“Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução”**. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CAMBEL, Ali Bulent. **“Plasma physics and magnetofluidmechanics”** New York: McGraw-Hill Book Company, 1963.

CHACHIN V. I.; BONDARENKO L. I.; e GORSHUNOV V. I., **“A study of the process of plasma surface hardening”** Tekhnol. Organiz. Proizv., No. 4, 48 – 49 1982.

COLPAERT, Hubertus. **“Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns”**. 3 ed. São Paulo: E. Blücher, 1974.

COLPAERT, H. **“Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns”**; revisão técnica André

Luiz V. da Costa e Silva – 4ª edição, Editora Edgard Blucher, São Paulo, 2008.

ELIEZER, S.; ELIEZER Y.; **“The Fourth State of Matter: An Introduction to Plasma Science”**, Institute of Physics Publishing Bristol and Philadelphia, 2ª ed.(2001).

FEINMAN, J.; **“Plasma technology in metallurgical processing”**. Warrendale: Iron and Steel Society Staff, 1987.

HIDDEN, S., et. Al., **“The Great Debate: Plasma or Oxyfuel?”** *Welding Journal* v. 84 no. 3, Março, 2005.

Hino Riograndense <http://www.estado.rs.gov.br/>, acessado em 21 de junho de 2009.

JANKOV, I.R et al.; **“Modification of electrode materials for plasma torches”** *Surface & Coatings Technology* 200 (2005) 254–257

KOVAL'CHUK, G. Z.; GEICHENKO, V. N. ;V. N. YARMOSH E PODOBEDOVA, L. V. ; **“Effect of Widmanstätten ferrite on some properties of hypoeutectoid steel”** *Metal Science and Heat Treatment*, Volume 21, Number 2 / February, 1979.

KRAL, M.V. e SPANOS, G. **“Three-Dimensional Analysis and Classification of Grain-Boundary–Nucleated Proeutectoid Ferrite Precipitates”**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 36a, 2005.

KRAPOSHIN V. S.; A. V. Bobrov, and O. S. Gaponenko, **“Surface hardening of steel 9KhF heated by the heat of a plasma torch”**, *Metalloved. Term. Obrab. Met.*, No. 11, 13 – 17 ,1989.

KUROCHKIN, V.; DEMIN, N.; **“Technology for surface hardening of parts by treatment with concentrated energy flux”**, *Chemical and Petroleum Engineering*, Vol. 37, Nos. 7–8, 2001.

LOSHCHINSKII, L. K.; SAMOTUGIN, S. S.; PIRCH. I. I. et al., **“Plasma Surface Hardening”** [em Russo], Tekhnika, Kiev (1990).

LSKHAKOVA G. A.; RAKHIMYANOV, Kh. M., **“A study of the microstructure and mechanical properties of steel 45 after plasma hardening”**, *Elektron. Obrab. Mater.*, No. 5, 24 – 27 (1987).

MACHADO, I.; **“Soldagem e técnicas conexas:processos”**, Porto Alegre: editado pelo Autor, 1996. 477 p.:p.

MAROTTA, A. **“Tochas de Plasma: Questões Básicas”**; Primeiro Congresso Brasileiro de Físicas de Plasma Anais, Vol.1, pag. 228-241,1991.

NEMCHINSKY, V. A.; SEVERANCE, W S; **“What we know and what we do not know about plasma arc cutting”**, Journal of Physics D: Applied Physics, 39, R423–R438, (2006).

NIKOLAOU, J., BOURITHIS, L., PAPADIMITRIOU, G.; **“Selective case hardening of plain steel by carbon alloying with a plasma transferred arc (PTA) technique”**, Journal of Materials Science 38 (2003) 2883 – 2891.

PFENDER, E; BOULOS, M.; FAUCHAIS, P.; **“Methods and Principles of Plasma Generation”**, Warrendale: Iron and Steel Society Staff, 1987.

PILLACA, E.J.D.M.;K.G.Kostov. **“Estudo do processo de implantação iônica por imersão em placas com campo magnético externo”**. Revista Brasileira de Aplicações do vácuo, v.26,n.2,69-73, 2007.

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

RIOS, P. R; PADILHA, A. F. **“Transformações de fase”** Artliber Editora, São Paulo, 2007.

SANKARAN, V. **“Advances in materials technology”** monitor, n. 24/25. P. 1-39, Feb. 1992.

SCHWARZ, H; RUDOZ, A. **“Plasma: ein schweiß- und Schneidverfahren mit zukunft”**. **Pasta de informações Nr 4002.**

SILVA, A. L. V. C; MEI, P. R. **“Aços e ligas especiais”**, Editora Edgard Blücher, São Paulo, 2006.

SOARES, E. J. F.; **“Tratamento superficial a laser dos aços AISI 1045 e AISI 4340: transformações microestruturais e propriedades”**. Tese apresentada a Universidade Estadual de Campinas, São Paulo: 2005.

VANDER VOORT, G. F; **“Atlas of time-temperature diagrams for  $\alpha$ ptim and steels”**. ASM International, 1991. 766 p.

YANG, L.J; **“Plasma surface hardening of ASSAB 760 steel specimens with Taguchi  $\alpha$ ptimization of processing parameters”**, Journal of materials Processing Tecnology, No 113,



521-526, 2001.

YANG L.J.; **“The effect of specimen thickness on the hardness of plasma surface hardened ASSAB 760 steel specimens”**, Journal of Materials Processing Technology 185,113–119, 2007.

Instituto Max Planck. Disponível em:

<http://www.ipp.mpg.de/ippcms/eng/pr/fusion21/plasma/index.html> Acesso em: 03 de maio de 2009.

ASM MATERIAL INFORMATION, HEAT TREATING. Disponível em:

<http://products.asminternational.org.w10001.dotlib.com.br/hbk/index.jsp> Acesso em: 08 de maio de 2009.

*Alloy Digest*, Filing code cs44 Copyright ASM International. Disponível em:

<http://products.asminternational.org.w10001.dotlib.com.br/datasheets/navigate.do?record=2764&search=TTT%20%201045> Acesso em: 21 de maio de 2009.

## 9 ANEXOS

### ANEXO 1 - Valores referentes à geometria das amostras para o gás ar comprimido

$i$ (A)	$h$ (mm)	$Vd$ (mm/min)	$p_{fund}$ ( $\mu\text{m}$ )	$p_{ZTA}$ ( $\mu\text{m}$ )	$p_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	$L_{fund}$ ( $\mu\text{m}$ )	$L_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )
20	10	1000	3372	467	3839	4130	5567
20	10	2000	1720	551	2271	3325	4796
20	10	3000	1618	509	2127	2872	4008
20	10	4000	762	458	1220	3000	4771
20	10	5000	0	211	211	0	1778
20	10	6000	21	254	275	1012	1991
20	15	1000	34	652	686	1992	3552
20	15	2000	0	330	330	0	2331
20	15	3000	0	240	240	0	1560
20	15	4000	0	117	117	0	1126
20	15	5000	0	92	92	0	1155
20	15	6000	0	71	71	0	752
35	10	1000	1389	670	2059	4262	6677
35	10	2000	669	483	1152	3466	5390
35	10	3000	406	407	813	2805	4593
35	10	4000	262	382	644	2423	3898
35	10	5000	224	305	529	2262	3398
35	10	6000	208	257	465	1997	2991
35	15	1000	610	813	1423	4382	6653
35	15	2000	169	602	771	2635	4576
35	15	3000	59	500	559	1796	4203
35	15	4000	38	373	411	1576	3402
35	15	4990	0	335	335	0	2440
35	15	6000	0	182	182	0	2165
35	20	1000	177	924	1101	3966	5560
35	20	2000	38	563	601	1809	4059
35	20	3000	0	425	425	0	3186
35	20	4000	0	233	233	0	1991
35	20	5000	0	134	134	0	1151
35	20	6000	0	73	73	0	1275
50	10	1000	3805	655	4460	4466	5678
50	10	2000	2309	559	2868	3830	4906
50	10	3000	1364	568	1932	3440	4644
50	10	4000	919	492	1411	3355	4745
50	10	5000	860	317	1177	2932	4237
50	10	6000	610	364	974	2567	4127

50	15	1000	2656	738	3394	5975	9559
50	15	2000	771	440	1211	4516	7016
50	15	3000	449	517	966	3873	5561
50	15	4000	406	433	839	3398	5466
50	15	5000	338	356	694	2932	4822
50	15	6000	220	407	627	2330	4030
50	20	1000	1423	814	2237	5886	9154
50	20	2000	716	635	1351	4508	6593
50	20	3000	440	517	957	3687	5704
50	20	4000	59	568	627	3084	5536
50	20	5000	262	390	652	2983	4460
50	20	6000	72	394	466	2127	3860
50	25	1000	483	877	1360	5708	7423
50	25	2000	101	780	881	3101	6466
50	25	3000	33	602	635	1983	4796
50	25	4000	29	450	479	1593	4076
50	25	5000	0	355	355	0	3097
50	25	6000	0	292	292	0	2614

**ANEXO 2 - Valores referentes à geometria das amostras para o gás argônio**

$i$ (A)	$h$ (mm)	$Vd$ (mm/min)	$p_{fund}$ ( $\mu\text{m}$ )	$p_{ZTA}$ ( $\mu\text{m}$ )	$p_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	$L_{fund}$ ( $\mu\text{m}$ )	$L_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )
20	10	1000	93	517	610	1246	2843
20	10	2000	8	365	373	580	2309
20	10	3000	0	194	194	0	1676
20	10	4000	0	151	151	0	1554
20	10	5000	0	90	90	0	1223
20	10	6000	0	69	69	0	1084
20	15	1000	25	547	572	940	2860
20	15	2000	0	198	198	0	1679
20	15	3000	0	122	122	0	1444
20	15	4000	0	94	94	0	1362
20	15	5000	0	61	61	0	901
20	15	6000	0	24	24	0	282
20	20	1000	0	332	332	0	2366
20	20	2000	0	67	67	0	833
20	20	3000	0	0	0	0	0
20	20	4000	0	36	36	0	360
20	20	5000	0	0	0	0	0
20	20	6000	0	0	0	0	0
20	25	1000	0	720	720	0	4440
20	25	2000	0	3	3	0	10
20	25	3000	0	0	0	0	0
20	25	4000	0	0	0	0	0
20	25	5000	0	0	0	0	0
20	25	6000	0	0	0	0	0
35	10	1000	940	585	1525	2940	4551
35	10	2000	351	466	817	2372	3860
35	10	3000	151	378	529	1568	3278
35	10	4000	84	322	406	1398	2928
35	10	5000	88	293	381	1309	2813
35	10	6000	16	263	279	593	2436
35	15	1000	610	652	1262	3093	5026
35	15	2000	254	483	737	2203	3856
35	15	3000	84	407	491	1389	3220
35	15	4000	33	390	423	868	3156
35	15	5000	4	301	305	512	2754
35	15	6000	0	148	148	0	2093
35	20	1000	415	748	1163	3046	5116
35	20	2000	100	533	633	1735	3742
35	20	3000	36	408	444	1072	3294

35	20	4000	0	144	144	0	2114
35	20	5000	0	120	120	0	1568
35	20	6000	0	0	0	0	0
35	25	1000	0	124	124	0	1196
35	25	2000	0	182	182	0	2839
35	25	3000	0	82	82	0	1117
35	25	4000	0	130	130	0	1595
35	25	5000	0	63	63	0	1414
35	25	6000	0	0	0	0	0
35	30	1000	0	650	650	0	4307
35	30	2000	0	80	80	0	2750
35	30	3000	0	0	0	0	0
35	30	4000	0	0	0	0	0
35	30	5000	0	0	0	0	0
35	30	6000	0	0	0	0	0
50	10	1000	1898	559	2457	3610	5973
50	10	2000	957	500	1457	3118	4915
50	10	3000	610	406	1016	2851	4856
50	10	4000	419	386	805	2644	4542
50	10	5000	334	305	639	2360	4152
50	10	6000	241	288	529	2072	3906
50	15	1000	1644	737	2381	3872	6500
50	15	2000	805	534	1339	3559	5516
50	15	3000	525	432	957	3135	5339
50	15	4000	364	373	737	3055	4754
50	15	5000	266	352	618	2457	4398
50	15	6000	203	309	512	2144	4296
50	20	1000	1474	836	2310	4525	7415
50	20	2000	694	560	1254	3855	6203
50	20	3000	364	483	847	3228	5432
50	20	4000	211	424	635	2754	4872
50	20	5000	173	356	529	2542	4508
50	20	6000	131	322	453	2161	3847
50	25	1000	1093	762	1855	4678	7500
50	25	2000	491	585	1076		6050
50	25	3000	262	483	745	2796	4991
50	25	4000	127	423	550	2288	4220
50	25	5000	49	401	450	1773	3811
50	25	6000	15	349	364	1164	3519
50	30	1000	788	915	1703	4919	8606
50	30	2000	262	678	940	3296	5593
50	30	3000	101	534	635	2177	4737
50	30	4000	12	437	449	1042	3992
50	30	5000	0	352	352	0	3536
50	30	6000	0	263	263	0	3250

50	35	1000	419	890	1309	4767	8402
50	35	2000	72	700	772	2350	5575
50	35	3000	0	542	542	0	4627
50	35	4000	0	372	372	0	3919
50	35	5000	0	261	261	0	3616
50	35	6000	0	223	223	0	3149
50	40	1000	93	1034	1127	3246	6941
50	40	2000	0	669	669	0	5161
50	40	3000	0	450	450	0	4169
50	40	4000	0	269	269	0	3878
50	40	5000	0	134	134	0	3705
50	40	6000	0	97	97	0	2223