

**ESTUDO DA VIABILIDADE DE ENDURECIMENTO DE AÇOS
UTILIZANDO UMA TOCHA DE PLASMA COMO FONTE ENERGETICA.**

JOÃO LOHOCA

**ESTUDO DA VIABILIDADE DE ENDURECIMENTO DE AÇOS
UTILIZANDO UMA TOCHA DE PLASMA COMO FONTE ENERGETICA**

Dissertação à apresentar ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba, CAMPUS II, como requisito parcial à obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

Orientador: Prof. Dr. Walman Benício de Castro.

DEM-UFPB/PPGEM

Co-Orientador: Prof. Dr. Clodomiro Alves Júnior.

DFTE/UFRN - LabPlasma/PPGEM

CAMPINA GRANDE - PB

2001

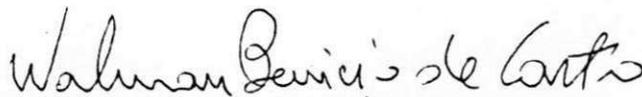


L833e	<p>Lohoca, João.</p> <p>Estudo da viabilidade de endurecimento de aços utilizando uma tocha de plasma como fonte energética / João Lohoca. - Campina Grande, 2001.</p> <p>81 f.</p> <p>Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, Centro de Ciências e Tecnologia, 2001.</p> <p>"Orientação : Prof. Dr. Waldemar Benício de Castro, Prof. Dr. Clodomiro Alves Júnior".</p> <p>Referências.</p> <p>1. Endurecimento de Aço - Engenharia Mecânica. 2. Tocha de Plasma - Fonte Energética. 3. Aços - Tratamento Térmico. 4. Dissertação - Engenharia Mecânica. I. Castro, Walman Benício de. II. Alves Júnior, Clodomiro. III. Universidade Federal da Paraíba - Campina Grande (PB). IV. Título</p> <p>CDU 621:669-155.4(043)</p>
-------	---

JOÃO LOHOCA

ESTUDO DA VIABILIDADE DE ENDURECIMENTO SUPERFICIAL DE AÇOS
UTILIZANDO UMA TOCHA DE PLASMA COMO FONTE ENERGÉTICA

Dissertação Aprovada em 08/6/2001



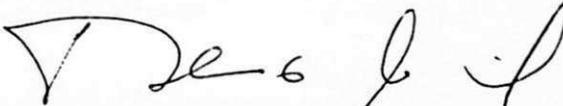
PROF. Dr. WALMAN BENÍCIO DE CASTRO – ORIENTADOR
Universidade Federal da Paraíba



PROF. Dr. CLODOMIRO ALVES JÚNIOR – ORIENTADOR
Universidade Federal do Rio Grande do Norte



PROF. Dr. SEVERINO JACKSON GUEDES DE LIMA - MEMBRO
Universidade Federal da Paraíba



PROF. Dr. THEOPHILO MOURA MACIEL – MEMBRO
Universidade Federal da Paraíba

CAMPINA GRANDE – PB
JUNHO/2001

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus saudosos pais e irmãos, ao meu filho Gutemberg A. Lohoca e a Marinalda B. da Silva.

AGRADECIMENTOS.

A DEUS,

Por ter permitido chegar onde cheguei. Por ser o que sou, pela dádiva que me concedeu, a vida.

Aos **meus saudosos pais**, talvez eu não fosse a maior alegria, o maior orgulho em suas vidas, mas eu estou muito orgulhoso e envaidecido de vosso exemplo, de vosso esforço que talvez eu nem saiba exprimir à altura. Finalmente o sonho se materializou. Obrigado.

À **minha saudosa tia (mãe) Severiana Tchitunda** por tudo.

Aos **meus irmãos presentes e ausentes**, Luzia, Vasco, Ernesto Pacheco e Agostinho presenças permanentes na angústia, na incerteza, na certeza, no sofrimento, na saudade e nas esperanças, nunca faltaram com a sua amizade e incentivos verdadeiramente sinceros.

Aos professores Dr. Clodomiro A. Junior e Dr. Walman B. de Castro pela orientação e profissionalismo.

A Marinalda B. da Silva por sua compreensão pelas horas que ficou privada da minha companhia e pela amizade.

Ao meu país (**ANGOLA**) e ao **Povo ANGOLANO** sofrido, cansado de guerras fratricidas, aos que lutaram e tombaram pela independência e soberania que regaram com o próprio sangue os brotos da esperança de um povo e nação valentes.

Àqueles que me quiseram bem, meu sincero perdão aqueles que, por motivos alheios a minha vontade não me compreenderam, meu abraço.

Ao companheiro e co-autor deste trabalho João Toscano dos Santos Jr. por tudo.

Aos alunos de iniciação científica Cláudio, Adolfo, Michael, Josimar e o Eng. Sandro Jean Silva da Costa pelo desprendimento, dedicação e amizade, a turma do Labplasma.

A secretária de da Pós- Graduação Lúcia Márcia Donato Quirino, pelo carinho, amizade presteza, enfim por tudo.

A professora Dulce, do departamento de química , pela cessão dos reagentes.

A CAPES pelo financiamento da bolsa de estudos para execução deste trabalho.

A Siderurgia Aços Villares SA e a Usiminas pelo fornecimento do aço para a preparação das amostras.

Finalmente a todos aqueles que de uma forma direta ou indireta, no anonimato ou não, contribuíram para a realização deste sonho.

SUMARIO

	INDICE DE ASSUNTOS	Pagina
AGRADECIMENTOS		V
LISTA DE FIGURAS		viii
LISTA DE TABELAS		x
LISTA DE SÍMBOLOS		xi
RESUMO		xiv
ABSTRACT		xv
1	Introdução	1
1.1	Objetivo	3
2.0	Revisão bibliográfica	4
2.1	O plasma – A tocha de plasma	4
2.2	Balanço térmico	10
2.3	Diagrama de equilíbrio Fé-C	12
2.4	Conceito de temperabilidade de aços	14
2.2.4	Efeitos dos elementos de liga no Diagrama TTT	21
2.2.5	Efeitos da velocidade de resfriamento	22
3.0	Tratamentos microestruturais	23
4.0	Técnicas de endurecimento de aços	28
4.1	Endurecimento por Indução	28
4.2	Endurecimento por Chama	33
4.3	Endurecimento a Laser	35
4.4	Endurecimento por Feixe de Elétrons	38
5.0	Materiais e Métodos	40
5.1	Materiais	40
5.2.1	Características do Equipamento - MicroPlasma 20mpa	42
5.2.2	Painel Frontal do Equipamento MicroPlasma 20mpa	42
5.3	Sistema de Aquisição de Dados	44
5.4	Procedimento Experimental	45
5.4.1	Perfil Térmico	45
5.4.2	Aparato Experimental	46

5.4.3	Tempera Superficial	47
5.5	Caracterização das Amostras	50
5.5.1	Ensaio de Microdureza	51
6.0	Resultados e Discussões	53
6.1	Perfis Térmicos	53
6.2	Tempera Superficial com Tocha de Plasma Pulsado	69
7.0	Conclusões	75
8.0	SUGESNDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	76
9.0	ANEXO	77
10.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

LISTA DE FIGURAS

Fig	Resumo	Pág
2.1	Curva característica da voltagem x corrente entre dois eletrodos, numa descarga elétrica em gases.	5
2.2	Representação esquemática do plasma com arco transferido	8
2.3	Representação esquemática do plasma com arco não transferido	8
2.4	Bocal constritor do plasma	9
2.5	Corte longitudinal do maçarico de plasma com arco transferido	9
2.6	Diagrama de Equilíbrio Fé-C	12
2.7	Condutividade térmica da ferrita, perlita, martensita e austenita.	16
2.8	Difusividade térmica de varias estruturas.	17
2.9	Variação da temperatura com o tempo de uma peça sendo resfriada em sucessivos estágios de resfriamento.	18
2.10	Os dados da figura 2.9 replotados para mostrar as taxas de resfriamento em vez de tempos de resfriamento	19
2.11	Algumas bobinas de indutor e padrões típicos de aquecimento resultantes	31
2.12	Endurecimento progressivo com chama	34
2.13	Endurecimento progressivo giratório	34
2.14	Tratamento térmico a laser resultado padrão devido a vários feixes óticos: (a) feixe desfocado, passagem única. (b) feixe desfocado, passagens sobrepostas. (c) feixe oscilante, passagem única.	37
5.1	Equipamento de MicroPlasma e Sistema de Refrigeração	41
5.2	Painel frontal do MicroPlasma 20mpa do LabPlasma com as teclas de ajuste das variáveis.	43
5.3	Representação esquemática do aparato de aquisição de dados.	46
5.4	Motor elétrico de corrente continua (DC) e cilindro de bronze e porta amostras.	47
5.5	Destaque da Tocha de plasma e acessórios acoplados em operação.	48
5.6	Representação esquemática do procedimento de aquecimento das amostras do aço inox SAE 420.	48
5.7	Representação esquemática do procedimento de aquecimento das amostras do aço SAE 4340.	49

6.1	Perfis Térmicos de 18 A, 1A, $f=100$ Hz, $t=5$ s e $tp/T = 90\%$.	54
6.2	Perfis Térmicos de 18 A, 1A, $f=100$ Hz, $t=5$ s e $tp/T = 50\%$.	55
6.3	Derivadas dos perfis de 18 A, 1A, $f=100$ Hz, $t=5$ s $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% .	55
6.4	Perfis Térmicos de 18 A, 1A, $f=100$ Hz, $t=5$ s $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.	56
6.5	Perfis Térmicos 18 A, 1A, $f=1$ kHz, $t=5$ s $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.	57
6.6	Perfis Térmicos de 18 A, 1A, $f=10$ kHz, $t=5$ s $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.	58
6.7	Perfis Térmicos de 20 A, 1A, $f=100$ Hz, $t=5$ s $tp/T = 50\%$.	59
6.8	Derivadas dos perfis de 20 A 1A, $f=100$ Hz, $t= 5$ s $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% .	59
6.9	Perfis Térmicos de 20 A, 1A, $f=100$ Hz, $t=5$ s $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.	60
6.10	Perfis Térmicos de 20 A, 1A, $f=1$ kHz, $t=5$ s $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.	61
6.11	Perfis Térmicos de 20 A, 1A, $f=10$ kHz, $t=5$ s $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.	62
6.12	Perfis térmicos, T_{max} x Fator de energia para 18 A.	66
6.13	Perfis térmicos, T_{max} x Fator de energia para 20 A.	66
6.14	Taxa _{resfriamento} / T_{max} em função do fator de energia para $I=18$ A.	67
6.15	Taxa _{resfriamento} / T_{max} em função do fator de energia para $I=20$ A.	68
6.16	Perfil térmico da aplicação direta da tocha sobre o termopar ($f=1$ kHz, $I=2$ A).	68
6.17	Microestrutura da camada temperada aço inox SAE 420.	69
6.18	Microestrutura do material original aço 4340.	72
6.19	Microestrutura da camada temperada.aço 4340.	73
6.20	Amostra do aço SAE 4340, apresentando superfície temperada	74
6.21	Perfil de microdureza, seção transversal, para o aço SAE 4340	74

LISTA DE TABELAS

2.1	Parâmetros de processos, propriedades, e aplicações estruturais de tratamentos térmicos.	27
2.2	Valores típicos de casos de profundidades em varias frequências e níveis de potencia introduzida durante o endurecimento por indução.	30
2.3	Temperaturas para endurecimento por indução e dureza esperada para vários metais ferrosos	32
5.1	Composição nominal do aço inox SAE 420 e. SAE 4340.	41
5.2	Variáveis de aquecimento, corrente, frequência, tempo e razão cíclica.	46
5.3	Variáveis de aquecimento, corrente, frequência, tempo e razão cíclica.	50
6.1	Varição da (temperatura, taxa de aquecimento e taxa de resfriamento) máximas com o aumento da razão cíclica para a corrente de 18 amperes.	63
6.2	Varição da (temperatura, taxa de aquecimento e taxa de resfriamento) máximas com o aumento da razão cíclica para a corrente de 20 amperes.	64
6.3	Condições de tratamento e durezas resultantes aço inox SAE 420.	71
6.4	. Condições de tratamento e durezas resultantes aço SAE 4340.	73
9.1	Condições de tratamento e durezas gerais resultantes.aço inox SAE 420	77

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

S.A.E	Society Automotive Engineer
ρ	Densidade
φ	Ângulo φ
α	Ângulo α
μm	Micrometro
A	Ampere
A/D	Analógico Digital
AISI	América
C	Carbono
C	Graus Celsius
C.N.T.P	Condições Normais de Temperatura e Pressão
c.v	Cavalo Vapor
C_1 e C_2	Constantes
Cm	Centímetro
CO_2	Dióxido de Carbono
Cr	Cromo
D	Distancia
d_c	Profundidade a frio
DC	Direct current (Corrente continua)
ddp	Diferencial de potencial
d_h	Profundidade a quente
F	Graus Faranhat
FeC	Ferro Carbono
H	Poder de Resfriamento
HB	Hardness Brinel (Dureza Brinel)
HBC	Hardness Brinel C (Dureza Brinel C)
HCl	Acido Clorídrico
HRC	Hardness Rockwell C (Dureza Rockwell C)

HV	Hardness Vickers (Dureza Vickers)
Hz	Hertz
I	Corrente elétrica (A)
In	Polegada
K	Condutividade térmica do metal
Kg	Kilograma
Khz	Kilohertz
KV/cm	Kilovolt por centimetro
KW	Kilowatt
Mi	Início da Martensita
ml	Mililitro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
P	Pressão
P	Fósforo
Q	Carga aplicada
rpm	Rotação por minuto
S	Enxofre
Si	Silício
t	Tempo
T	Período
TI	Transformação Isotérmica
TIG	Tungstênio Inert Gás
t _{off}	Tempo desligado
t _{on}	Tempo ligado
t _{it}	Tempo de incidência da tocha
Torr	Torriceil (pressão)
t _p	Tempo de pulso
t _p /T	Razão cíclica

TTT	Transformação Tempo Temperatura
V	Vanadio
V_b	Tensao de ruptura
$V_{b\text{mín.}}$	Tensao de ruptura mínima
W	Watt

RESUMO

O presente trabalho apresenta fundamentalmente o estudo da possibilidade e viabilidade de endurecimento superficial de aços empregando como fonte energética uma tocha de plasma pulsado.

O trabalho ora desenvolvido se divide em duas etapas: i) Levantamento dos perfis térmicos de aquecimento e resfriamento traçados a partir dos dados de tempo e temperatura, objetivando quantificar a taxa de aquecimento e resfriamento, bem como a temperatura em que as amostras foram submetidas. ii) Análise qualitativa dos efeitos da ação de uma tocha de plasma sobre as microestruturas dos aços SAE 420 e SAE 4340. Na primeira etapa verificou-se que para uma mesma energia da tocha há modificações do gradiente térmico quando se varia o tempo ligado, i.e., a razão cíclica (t_p/T). As temperaturas máximas aumentaram com o fator energia, bem como as taxas de resfriamento.

Na segunda etapa foi constatado que após o aquecimento e subsequente resfriamento os testes de microdureza indicaram aumento significativo na dureza superficial. A condição de trabalho originou durezas mais significativas que foi ($I=18$ A; $I_b=2$ A; $f=10$ kHz e tempos que variaram de 5 a 25 segundos).

O equipamento de plasma usado em nosso laboratório (LabPlasma - Laboratório de Processamento de Materiais por Plasma/UFRN) possui uma fonte de tensão pulsada com grande versatilidade, através de controles eletrônico/digital, podemos controlar vários parâmetros do plasma: corrente, frequência, tempo ligado (ton), tempo desligado (toff), entre outros.

ABSTRACT

The present work presents fundamentally the study of the possibility and viability of superficial hardening of steels using as energy source a torch of pressed plasma.

The work for now developed if it divides in two stages: i) Rising of the thermal profiles of heating and cooling traced starting from the data of time and temperature, aiming at quantize the heating rate and cooling, as well as the temperature in that the samples were submitted. ii) qualitative Analysis of the effects of the action of a plasma torch on the microstructures of the steels SAE 420 and SAE 4340.

In the first stage it was verified that there are modifications of the thermal gradient for a same energy of the torch when this linked time is varied. The maximum temperatures increased with the factor energy, as well as the cooling rates.

In the second stage it was consisted that after the heating and subsequent cooling the tests of hardness indicated significant increase in the superficial hardness. The work condition that originated more significant hardness than it was ($I=18$ A; $I_b=2$ A; $f=10$ kHz and times that varied from 5 to 25 seconds).

The plasma equipment used in our laboratory (LabPlasma - Laboratory of Processing of Materials for Plasma/UFRN) it possesses a tension source pulsed with great versatility, through electronic/digital controls, we can control several parameters of the plasma: current, frequency, tied up time (t_{on}), turned off time (t_{off}), among others

1. INTRODUÇÃO

Atualmente, existe uma grande preocupação com o desenvolvimento de novos materiais assim como na melhoria das propriedades dos materiais já existentes. Essa preocupação tem-se acentuado mais devido às altas exigências de novos componentes que compõem as máquinas modernas [O.P Solonenko and M.F Zhukov, 1994]. Tais máquinas utilizam elevadas rotações e altos carregamentos em relação às máquinas de gerações anteriores. A superfície de um componente de engenharia deve exibir boas propriedades mecânicas e tribológicas e que sejam adequadas para a aplicação particular [Wells T. C, 1978]. Ou seja, para cada aplicação pode-se desenvolver uma superfície apropriada que lhe dê a resistência ao desgaste, fadiga e corrosão, convenientes. Este tipo de estudo denomina-se engenharia de superfície. A mudança da superfície de um componente mediante tratamento térmico provê uma solução neste sentido. A última década foi marcada por uma riqueza de inovações em todos esses campos, como na indústria, buscando melhorar a qualidade dos produtos, conservar energia, melhorar aspectos de segurança de operar as técnicas de tratamentos e contenção de custos. Ainda dessas necessidades, estão se desenvolvendo novos métodos para a melhoria das propriedades mecânicas, tais como: limite de resistência, resistência ao desgaste, resistência à fadiga, etc [Hick A J. Dec. 1979].

Dentre estes novos métodos há aqueles que utilizam o plasma como fonte energética. A nitretação iônica, cementação iônica, ion plating e aspersão térmica por plasma são alguns exemplos. A principal vantagem do plasma é sua alta temperatura

eletrônica e sua versatilidade com relação ao tipo de espécies que podem interagir com uma superfície. Associado a estas vantagens está o fato dele ser quase sempre ambientalmente limpo. Com o surgimento de novos componentes na microeletrônica e eletrônica de potência, como os IGBT'S, que são elementos chaveadores de corrente elétrica, houve condições para o desenvolvimento de fontes de tensão pulsadas. Estas fontes são capazes de produzir o plasma por arcos elétricos. Esses arcos podem ser controlados com precisão através da largura do pulso (t_{on}) e tempo de repetição (t_{off}). Com um plasma produzido por uma fonte como esta é possível, assim, produzir pequenas regiões espacialmente localizadas que estejam num elevado gradiente térmico com sua vizinhança. Deste modo, o resfriamento da região aquecida será realizado naturalmente por esta vizinhança. O presente trabalho apresenta fundamentalmente o uso de uma nova técnica, com um custo extremamente competitivo, quando comparado com o tratamento a laser, para o tratamento superficial de materiais. Em princípio, ela consistiu na exposição de uma superfície a uma tocha de plasma, durante um intervalo de tempo pré-estabelecido. Ou seja, como o aquecimento é bem concentrado (1 a 2 mm), serão então formadas ilhas de aquecimento. Após esse tempo a tocha era retirada ou mudada de posição. Durante este período o material era resfriado rapidamente pelo próprio material circundante. Dessa forma esperava-se a obtenção da estrutura martensítica, que por sua vez confere ao aço uma dureza significativamente elevada.

1.1. Objetivo:

O presente trabalho tem como principal objetivo:

- O desenvolvimento e estudo de uma nova alternativa tecnológica extremamente competitiva, acessível e ambientalmente limpa no tratamento térmico superficial dos aços utilizando uma tocha de plasma como fonte energética.

2. - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – Plasma – A Tocha de Plasma.

Langmuir e colaboradores foram os primeiros a estudar fenômenos em plasma no início de 1920 enquanto trabalhavam no desenvolvimento de tubos de vácuo para grandes correntes, e foi Langmuir que em 1929 usou o termo “plasma” pela primeira vez [Einspruch, N. G., and D. M. Brown, 1984] para descrever gases ionizados.

De um modo mais rigoroso, o plasma pode ser definido como um gás quase neutro de cargas e partículas neutras caracterizadas por um comportamento coletivo.

O plasma é produto da ionização de um gás. Ele pode ser obtido através da aplicação de uma diferença de potencial entre dois eletrodos. Quando o potencial atinge um valor denominado de tensão de ruptura, surge então uma luminescência no gás que chamamos de plasma. Nestas condições estabelece-se um caminho para a condução de elétrons através dos eletrodos. A tensão de ruptura de um gás é a mínima diferença de potencial aplicada entre dois eletrodos separados de uma distância de 1 centímetro, na qual começará a se estabelecer uma condução de corrente elétrica. Esta tensão de ruptura é válida para uma determinada pressão. Por exemplo, a tensão de ruptura do ar nas C.N.T.P é de aproximadamente 30 KV/cm. A tensão de ruptura em uma descarga do tipo DC é determinada pela descarga do gás, pressão do gás e as dimensões da câmara. Esta dependência pode ser expressa pela seguinte equação 2.1 [Alfred Grill, 1993]:

$$V_b = \frac{C_1(pd)}{C_2 + \ln(pd)} \quad (2.1)$$

Onde:

d = à distância entre eletrodos dada em *cm*;

C_1 e C_2 = constantes que mudam de acordo com a natureza do gás, e p a pressão em Torr.

De acordo com a equação (2.1), para valores de pd grandes a tensão de ruptura é proporcional ao produto (pd). Esta dependência é chamada a lei de Paschen a qual reflete a dependência na realidade da descarga luminescente em DC dos elétrons secundários.

Uma curva característica tensão x corrente existe para diferentes pressões do gás. A figura 2.1 mostra uma curva obtida numa pressão determinada.

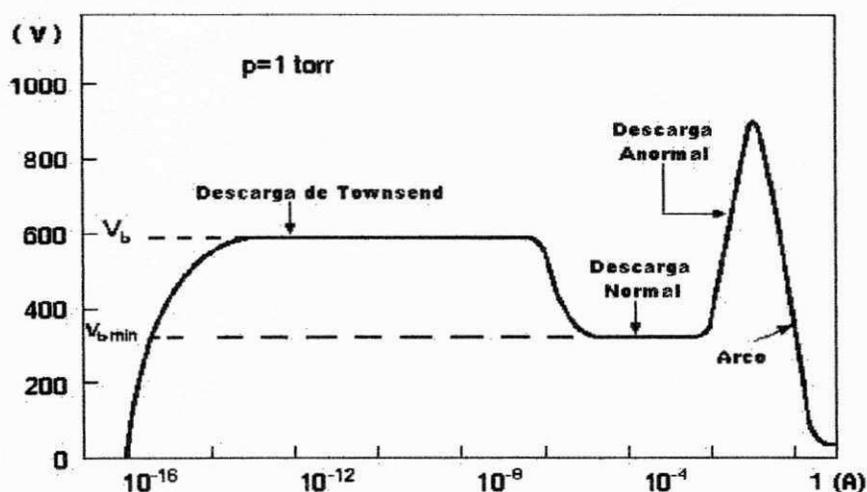


Figura 2.1 Curva característica da voltagem x corrente entre dois eletrodos, numa descarga elétrica em gases.[Alfred Grill, 1993]

Nesta curva distinguem-se algumas regiões: na primeira região, descarga de Townsend, a corrente é muito baixa e é apenas proporcional à velocidade com que os

íons e elétrons podem mover-se para os eletrodos. O gás se comporta como um condutor ôhmico, cuja condutividade depende da velocidade de produção de íons e elétrons, do coeficiente de recombinação e da mobilidade das cargas. Aumentando-se mais a tensão, atinge-se uma situação onde todos os íons e elétrons alcançam os eletrodos antes que tenham tempo de recombinar-se, gerando assim uma corrente de saturação. Uma avalanche de cargas é então produzida e uma tensão de ruptura V_b surge como resposta do circuito externo a esta variação brusca de corrente. Nestas condições, surge o que se denomina de descarga normal, onde íons, fótons e partículas neutras começam a bombardear o cátodo, produzindo elétrons secundários que vão tornar a descarga auto-sustentada. Esses elétrons são então acelerados, colidem com os átomos ou moléculas do gás residual produzindo novos íons que são acelerados para o catodo, produzindo novos elétrons secundários. Este processo continua até que uma descarga auto-sustentada surge. Nesse instante, o gás começa a brilhar e, devido à impedância do sistema, haverá uma queda de potencial até um valor mínimo, $V_{b_{\min}}$, e a corrente aumenta bruscamente. Nesta região, denominada de descarga anormal, a densidade de corrente torna-se uma função da voltagem para uma pressão constante. Esta região é usada em processos de deposição por plasma, por ter maior densidade de corrente e, portanto maior eficiência, além de proporcionar um tratamento superficial uniforme [Edenhofer, B 1974]. Esta descarga é auto-sustentada porque o íon gerado por um elétron secundário poderá gerar outros elétrons sem a necessidade de energia suplementar externa.

O arco elétrico surgirá quando os valores de corrente forem superiores ao valor máximo da descarga anormal, o catodo será aquecido a uma temperatura onde a emissão termiônica contribuirá sensivelmente para o aumento da corrente, fazendo

com que a descarga seja mantida pela produção de íons positivos [Edenhofer, B 1974]

Esta ruptura elétrica é fortemente dependente dos seguintes fatores:

- Potencial de ionização e pressão do gás;
- Dimensões da câmara e geometria dos eletrodos;
- Intensidade e frequência do campo elétrico aplicado.

No caso de uma tocha de plasma que é o principal objeto deste trabalho, a tensão de ruptura é gerada por duas formas distintas: Variando-se a distância entre eletrodos ou aplicando uma alta tensão entre os eletrodos. O arco produzido por esta última forma denomina-se de arco piloto. Este arco é gerado na região situada entre a ponta do eletrodo e o bocal constritor devido a uma ddp ($V_a - V_b$), conforme ilustrado na figura 2.2 utilizando-se uma alta frequência. O arco piloto é responsável pela manutenção da ionização. Daí então um fluxo de gás contínuo (argônio) é fornecido e passa por entre os dois eletrodos, saindo em direção ao ânodo. O arco principal ou de trabalho é gerado a partir de outra diferença de potencial (ddp) ($V_a - V_c$) conforme ilustrado na figura 2.2 entre o ânodo e o cátodo (cerca de 58 V em vazio) [Machado, I. G. 1996].

Dois tipos de arcos podem ser produzidos que atendem diferentes necessidades. No tipo arco transferido, mostrado na figura 2.2, o circuito é formado entre o eletrodo e a peça, enquanto que no não-transferido da figura 2.3, o circuito ocorre através do eletrodo e o bocal, com o plasma sendo impulsionado até a peça [Machado, I. G. 1996].

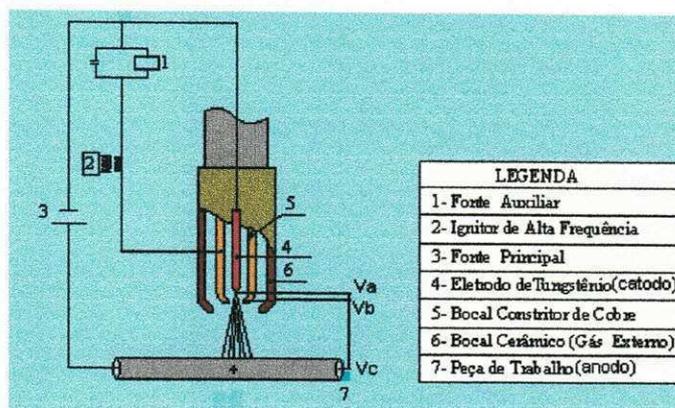


Figura 2.2. Representação esquemática do Plasma com Arco Transferido [Machado, I. G. 1996]

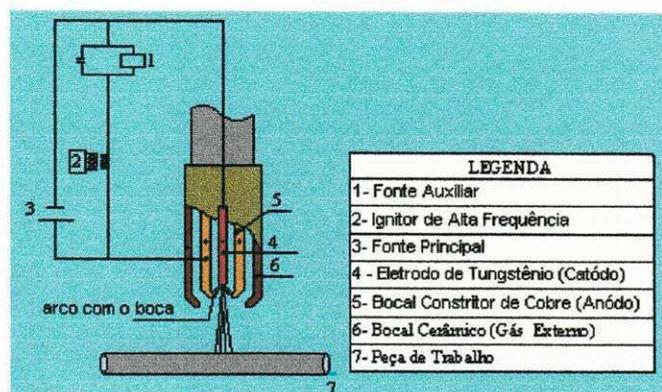


Figura 2.3. Representação esquemática do Plasma com Arco Não Transferido [Machado, I. G. 1996]

O primeiro sistema (arco transferido) cede uma grande parcela da energia gerada para a peça, mas só pode operar se a mesma for condutora de eletricidade, sendo mais utilizado em solda e corte de metais. O segundo modo (arco não-transferido) geralmente é empregado para pulverização térmica – processo de recobrimento protetor de superfícies ou corte de outros materiais não condutores de eletricidade [Machado, I. G. 1996.].

Em geral, nos dois casos, o arco é iniciado por descarga de alta frequência entre o eletrodo e o bocal. O gás flui, sofre ionização no orifício e emerge como um jato de plasma. Em ambas figuras, um eletrodo refratário não consumível (similar ao TIG) é conectado ao pólo negativo da fonte, com curva característica corrente

constante. Em torno desse eletrodo encontram-se dois bocais concêntricos por onde flui gás, geralmente inerte [Machado, I. G. 1996.]. Este bocal é mostrado na figura 2.4.

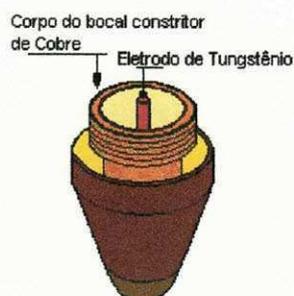


Figura 2.4. Bocal constritor do plasma.[Machado, I. G. 1996]

A este dispositivo, capaz de transformar energia elétrica diretamente em calor na forma de gases a altas temperaturas, dá-se o nome de maçarico [Machado, I. G. 1996]. A figura 2.5 ilustra um maçarico para plasma típico, usado comercialmente.

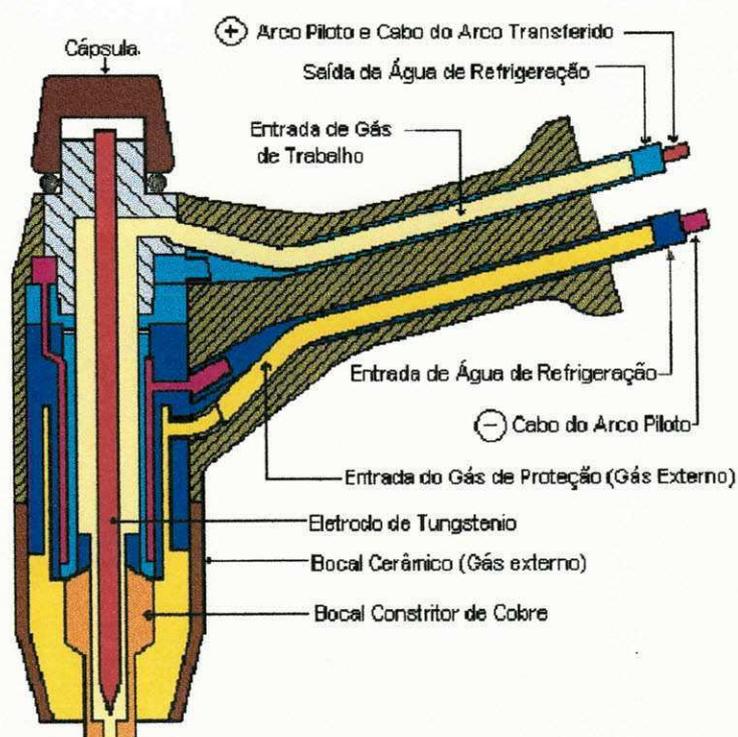


Figura 2.5 –Corte Longitudinal do Maçarico de Plasma com Arco Transferido [Machado, I. G. 1996]

Maçaricos para plasma são atraentes para pesquisa e aplicações devido à alta temperatura que se pode alcançar, o que não ocorre com processos comuns de combustão. As altas temperaturas são devidas ao fato de se ter um arco estabilizado por uma parede fria. Qualquer gás pode ser aquecido sem que haja contaminação com impurezas do combustível ou comburente, o que permite gerar atmosferas controladas e também reduzir a poluição. Os maçaricos de plasma têm muitas aplicações incluindo processos químicos e de materiais. Estão sendo usados com grande sucesso na metalurgia, sinterização de pós, revestimento de superfícies, tratamento refratário, corte e solda.

Existindo apenas o gás de orifício, se forma na periferia do eletrodo uma camada relativamente fria (envolvendo a coluna) que se desloca em alta velocidade aumentando o diâmetro do plasma sobre a peça. Se essa coluna for envolvida por outro gás, as conseqüências são dispersão da camada de gás frio e maior constrição do plasma [Machado, I. G. 1996.].

2.2 - Balanço Térmico

O balanço energético do plasma envolve a potência gerada; sua distribuição e rendimento.

A potência é o produto da tensão total do arco pela corrente. Por sua vez, a tensão é conseqüência de diversos fatores, entre os quais: (a) Características geométricas da tocha, sobressaindo-se o diâmetro do orifício de constrição; (b) Corrente; (c) Tipo e vazão do gás. Dessa forma, a potência do arco é consumida em: (a) Aquecimento do cátodo; (b) Perdas para o ambiente; (c) Aquecimento do bocal; (d) Aquecimento da peça. Importante observar que no arco não-transferido, ao

aquecimento do ânodo (a peça, no arco transferido) é adicionado o aquecimento que normalmente ocorre no bocal. Logo, as perdas de energia ficam assim distribuídas:

-No cátodo: o material sendo o tungstênio, o consumo será cerca de 4 W e no caso do material ser zircônio, em torno de 6 W por Ampère;

-No ânodo: as perdas chegam a aproximadamente 11 W por Ampère;

-No bocal: entre 10% e 25% da energia gerada nas regiões de pré-construção e de construção do gás. Para o arco não-transferido, a energia perdida no ânodo deve ser adicionada a essa;

Ambiente: grande parte da energia gerada na coluna (10% a 25%) é transferida para as camadas externas;

-Energia transferida para a peça: para o tipo arco transferido, alcança até cerca de 75%; no não transferido, essa eficiência diminui aproximadamente para 30%.

Os ciclos térmicos a que são submetidos os aços, durante a têmpera, são de fundamental importância com relação às propriedades mecânicas da superfície tratada. Os ciclos térmicos influenciam diretamente nas propriedades resultantes [Wainer, E. 1992].

O ciclo térmico pode ser descrito através da taxa de aquecimento, da temperatura máxima atingida, do tempo de permanência acima de 1000°C e do tempo ou taxa de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura.

Estas variáveis do ciclo térmico são dependentes dos parâmetros do fluxo do plasma, ou seja, da corrente, tensão e velocidade com que a fonte varre a superfície, da espessura, geometria e propriedades físicas (condutividade e difusividade térmica,

calor específico e densidade) do material a ser temperado [Maciel, 1994, Kohno, 1978, Ronviket al., 1992, Leal et al., 1996].

2.3. Diagrama de Equilíbrio Fe-C.

A melhor compreensão das propriedades dos aços e dos tratamentos térmicos a que são comumente submetidos obtem-se pelo estudo do diagrama de equilíbrio ferro-carbono, apresentado na figura 2.6.

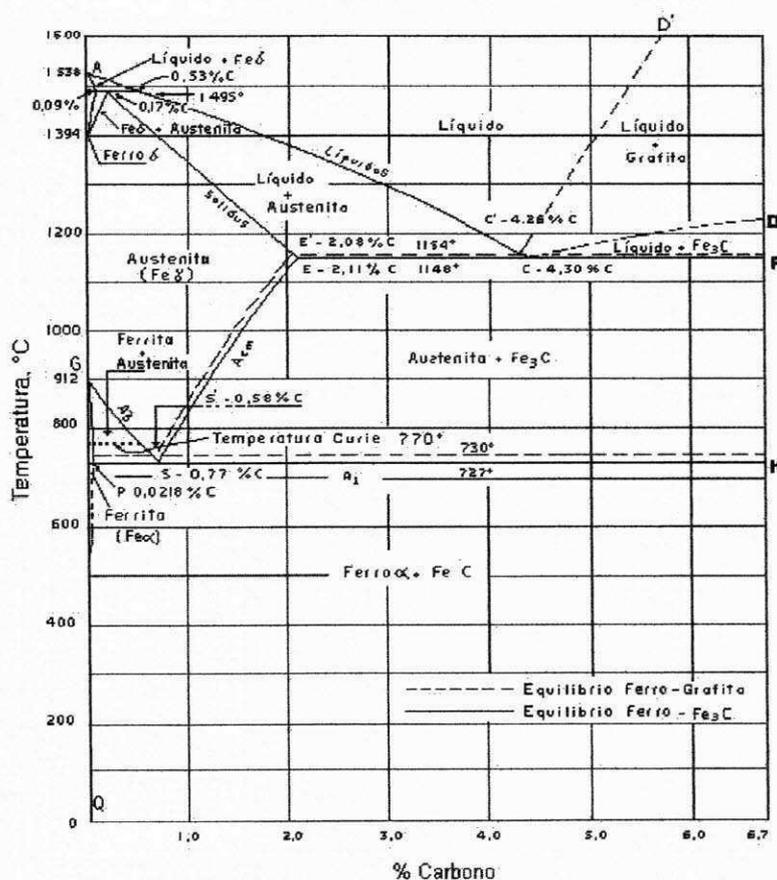


Figura 2.6. Diagrama de Equilíbrio Fe - Fe₃C

A posição das linhas de transformação do diagrama Fe-C é afetada por diversos fatores, tais como:

A posição das linhas A_3 , A_2 e A_{cm} corresponde a resfriamento lento. Para aquecimento, as mesmas reações que levam as modificações estruturais ocorrem em sentido inverso. Entretanto, a posição das linhas é diferente, ficando as mesmas ligeiramente deslocadas para cima.

Presença de elementos de liga. Os elementos de liga usuais – Mn e Si, e aqueles que são propositalmente adicionados para alterar as propriedades dos aços, tais como: Ni, Cr, Mo, W, Ti etc., atuam diferentemente nas duas formas alotrópicas que caracterizam o ferro e, na posição das linhas de transformação, ou seja, na zona crítica e na zona austenítica.

O carbono cria uma faixa de temperaturas onde as duas formas alotrópicas alfa e gama podem existir. Deste mesmo modo atuam certos elementos de liga. Elementos como: Mn, Ni e Co alargam a faixa de temperaturas para austenita estável; por outro lado o Si, Cr, Mo, Ti entre outros, estreitam a faixa de temperaturas de austenita estável.

A maioria dos elementos de liga (Ti, W, Mo, Si, Ni, Mn, Cr, uns mais que os outros), tendem a deslocar o eutetoide para a esquerda, ou seja, diminui o seu teor de carbono. Os elementos de liga influenciam igualmente sobre a temperatura e a composição do eutetoide.

Quanto a temperatura do eutetoide, com exceção do Mn e do Ni, que diminuem essa temperatura, os outros elementos mais comuns tais como: Cr, W, Si, Mo e Ti tendem a aumentá-la. Na faixa de composições correspondentes aos ferros fundidos, o efeito mais importante é o do silício. A tendência grafitizante desse elemento altera totalmente as propriedades desses materiais.

As propriedades das ligas ferro-carbono são influenciadas pelas suas estruturas. Estas dependem das reações que ocorrem no diagrama de equilíbrio, onde os elementos de liga atuam diretamente nas linhas de transformação, na faixa austenítica e na temperatura e composição do eutetóide, no caso dos aços, e na capacidade grafitizante ou estabilizadora da cementita.

2.4 - Conceito de Temperabilidade de Aços

A temperabilidade dos aços despertou muito interesse nos engenheiros a mais de meio século. A temperabilidade é normalmente definida como sendo a capacidade de um aço para transformar parcialmente ou completamente a austenita para alguma porcentagem de martensita, a uma dada profundidade, quando resfriado sob determinadas condições [J. B. Austin, 1942]. A temperabilidade é, então, dependente da nucleação e crescimento dos produtos não martensíticos, do tamanho de grão da austenita que afeta os sítios de nucleação e do efeito dos elementos de liga na nucleação e crescimento.

A temperabilidade dos aços através da austenitização e resfriamento envolve um processo de transferência de calor do aço no estado instável e remoção do calor na superfície do aço com um meio de resfriamento. A transferência de calor da interface do aço para o meio de resfriamento é um processo complexo que depende, principalmente, da emissividade do aço (ou a taxa à qual a superfície do aço irradia o calor) e das correntes de convecção dentro do meio de têmpera que removem o calor da interface.

O processo de fluxo de calor é influenciado também pelo fato de que o calor específico, a condutividade térmica e a difusividade variam com as fases presentes no aço. O calor é transferido da superfície para o meio de resfriamento. A taxa de transferência depende da diferença de temperatura entre a superfície do aço e o meio de resfriamento e do coeficiente de transferência de calor na interface (metal/meio).

O problema da extração completa de calor foi considerado por vários pesquisadores [J. B. Austin 1942] fazendo as mesmas suposições, isto é:

- 1) a condutividade térmica " k " do metal é uma constante acima da faixa de temperatura considerada,

- 2) a difusividade térmica " α " do metal é constante na temperatura acima da faixa da temperatura considerada, e;

- 3) o poder do banho de resfriamento " H " permanece constante durante o resfriamento completo do metal.

Isto também foi confirmado por Sinnott e Shyne para o banho de resfriamento de salmoura de um aço baixo-carbono 17% de Cr, e por Carmen, Armiento, e Markus em aços temperáveis de baixa-liga resfriados em sal fundido a 205°C.

A variação da condutividade térmica com a temperatura para os aços temperáveis é mostrada na figura 2.7.

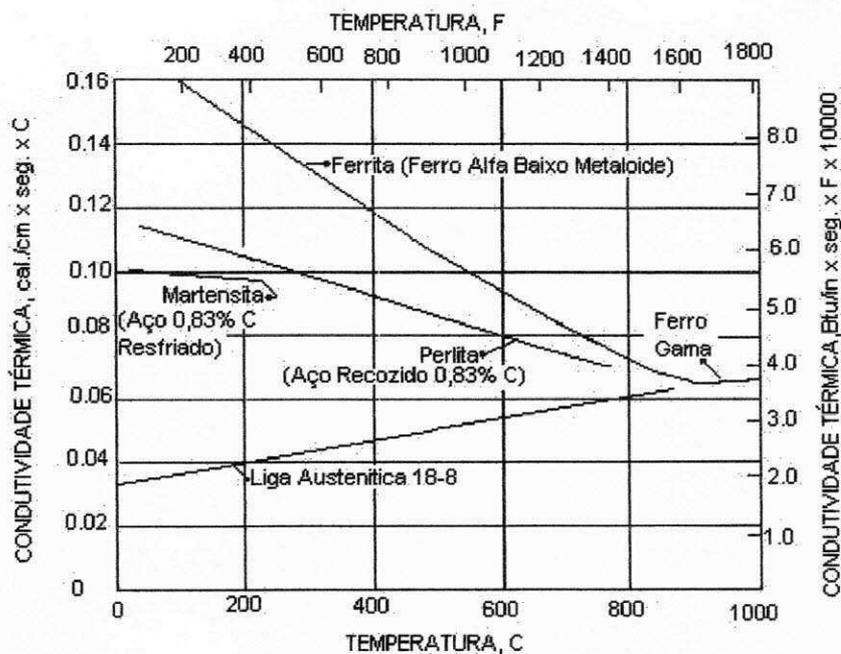


Figura 2.7. Condutividade térmica da ferrita, perlita, martensita e austenita (*Austin, 1942*).

É evidente que há uma diferença significativa entre a condutividade térmica da austenita e seus produtos de transformação.

A curva da austenita é para um aço contendo 18% de Cr – 8% de Ni. O elemento de liga afeta a condutividade térmica do ferro gama, mas uma extrapolação da porção da curva do ferro gama puro para temperaturas baixas coincide razoavelmente com a curva da austenita ligada, demonstrando dessa forma a considerável diferença de condutividade entre fases na região de temperatura mais baixa.

A mudança na difusividade com a temperatura é mostrada na Figura 2.8. As curvas se assemelham com as curvas da condutividade térmica.

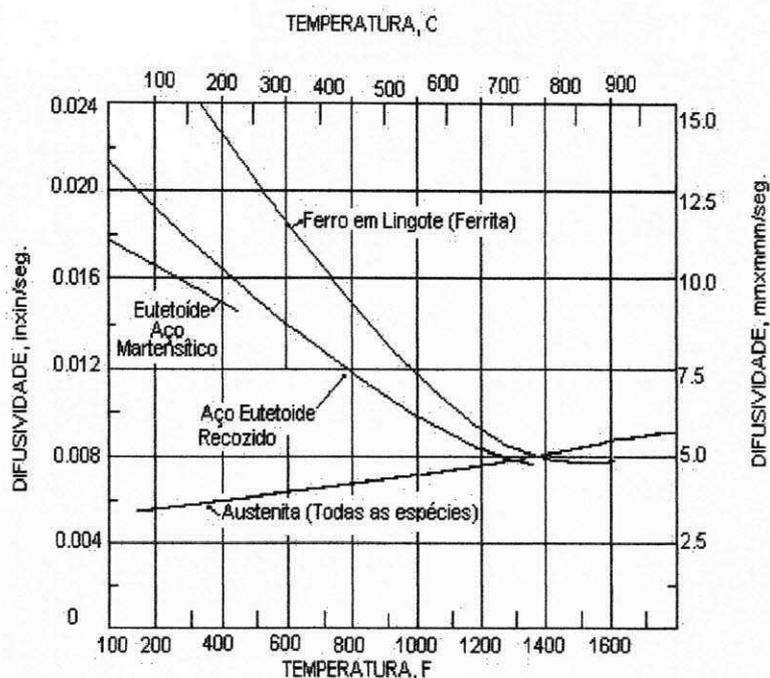


Figura 2.8. Difusividade térmica de várias estruturas (*Austin, 1942*).

Isto não é surpreendente desde que " a ", a difusividade térmica, é definida como:

$$a = \frac{k}{S\rho} \quad (2.2).$$

Onde:

k é a condutividade térmica;

S é o calor específico da massa, e;

ρ é a densidade do material.

Um dos problemas nas considerações de temperabilidade foi à escolha de um valor constante de " a " que satisfizesse melhor os dados experimentais sob estudo ao tentar determinar " H ", o poder refrigerante do banho.

O poder do banho de resfriamento, H , é definido como:

$$H = \frac{C}{2k} \quad (2.3).$$

Onde:

C é o coeficiente de transferência de calor da interface metal-meio resfriante e;

k é a condutividade térmica.

Dados práticos no resfriamento do aço, inclusive métodos e equipamentos para obter curvas de resfriamentos, e dados obtidos durante o resfriamento em vários meios, foram resumidos por French [H. J. French, 1930]. Pilling e Lynch [N. B. Pilling and T. D. Lynch, 1920] que determinaram a curva de resfriamento no centro de um cilindro de liga de níquel de 1/2 polegada (13 mm) de diâmetro, contendo 5% Si usando água como meio de têmpera conforme, mostrado na figura 2.9.

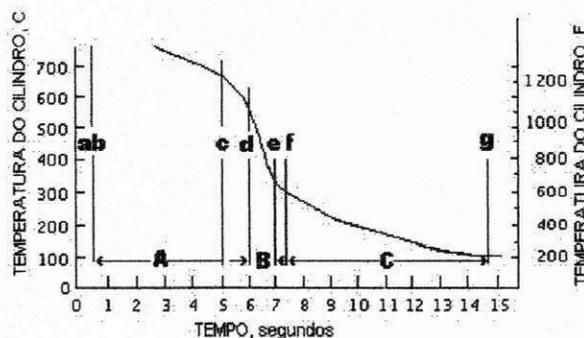


Figura 2.9. Variação da temperatura com o tempo de uma peça sendo resfriada em sucessivos estágios de resfriamento (*Pilling e Lynch 1930*).

A curva pode ser dividida nas três fases seguintes:

- 1 - (b-c) - a fase onde o metal é rodeado por uma manta de vapor;
- 2 - (d-e) - a fase quando o líquido molha a superfície momentaneamente e então evapora, e;

3 - (f-g) - a fase quando a temperatura da superfície cai abaixo do ponto de vaporização do líquido, e o filme do líquido controla o resfriamento.

É preciso lembrar que a curva de resfriamento é para o centro do cilindro de 1/2-polegada (13 mm) e só reflete o que está acontecendo na superfície. A figura 2.10 é uma replotagem dos dados da figura 2.9 e que mostra que a taxa máxima de resfriamento é de aproximadamente $450^{\circ}\text{C}/\text{s}$ que está dentro da fase "d-e" de resfriamento.

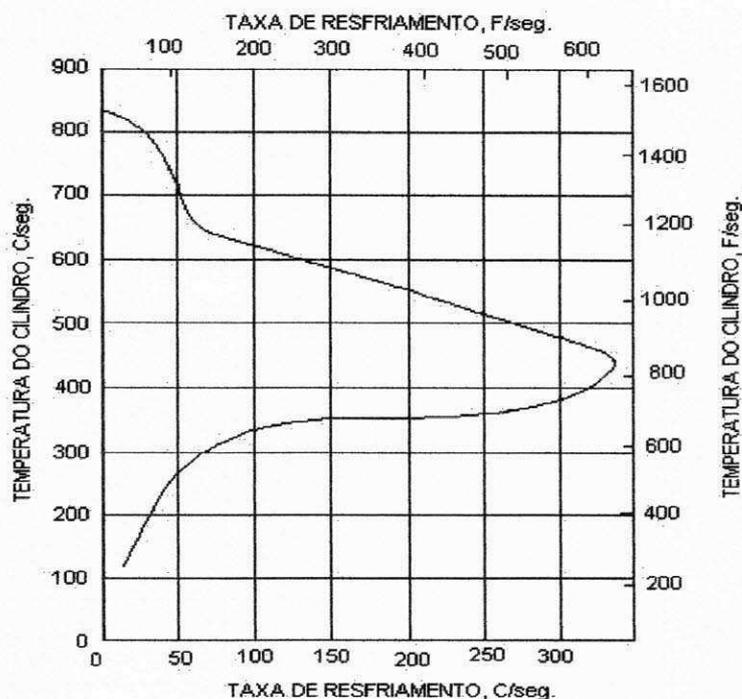


Figura 2.10 - Os dados da figura 2.9 replotados para mostrar as taxas de resfriamento em vez de tempos de resfriamento (*Pilling e Lynch 1930*).

É óbvio que H não pode ser constante durante o histórico inteiro do resfriamento da peça. Um valor de H calculado da curva de resfriamento do centro de um cilindro de diâmetro pequeno será maior do que aquele calculado da curva de resfriamento do centro de um cilindro de diâmetro maior do mesmo metal por causa

da proporção do calor total extraído na fase, "d-e" será maior para o cilindro pequeno.

Determinações das velocidades de resfriamento do centro de pequenas esferas quando resfriadas em vários meios mostraram que a velocidade máxima de resfriamento ocorre em diferentes taxas de temperaturas. A máxima taxa de resfriamento alcançado foi maior na água que no óleo, mas a temperatura na qual a taxa máxima ocorreu foi mais baixa na água do que no óleo [A. Rose, 1940].

Várias publicações anteriores trataram da solução do complexo problema de transferência de calor do estado instável baseado na suposição de que "a" e "H" são constantes, e as soluções foram apresentadas em forma de gráfico e/ou em forma de tabela. Entre estas publicações está o gráfico de Grober [H. Grober and S. Erik, 1933] e a tabela de Russell [T. F. Russell, 1936].

A primeira aproximação para colocar todos os aços em uma base comum para propósitos de temperabilidade foi publicada por Grossmann, Asimow e Urban em 1939 [A. Rose, 1940]. A contribuição deles pode ser resumida como segue:

Suposições:

- 1.- que as difusões térmicas "a" eram constantes;
- 2.- que o poder do banho de resfriamento "H" era constante;
- 3.- que se o tempo para meia temperatura (meia vida entre a temperatura de resfriamento e a temperatura do banho) era o mesmo em duas posições diferentes em dois diâmetros diferentes do mesmo aço, as microestruturas seriam as mesmas, e então a dureza também seria a mesma.

2.2.4 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NO DIAGRAMA TTT

O carbono é o elemento mais importante nos aços, seu teor geralmente varia de 0,3 a 1,5%. Porém para alcançar propriedades específicas, outros elementos ou combinações de elementos são adicionados para se obter o material com as propriedades desejadas [John M. Heberling, 1992].

O teor de carbono pode modificar sensivelmente a posição das linhas de início e de fim de transformação das curvas TTT. Os elementos de liga apresentam tendência diversa durante o resfriamento na zona crítica, alguns tendem a ficar dissolvidos no ferro na forma alotrópica alfa e outros tendem a formar carbonetos [John M. Heberling, 1992]. Entre os elementos que apresentam tendência de ficar dissolvidos estão o alumínio, o silício e o níquel. Por outro lado entre os que apresentam tendência pronunciada de formar carbonetos, aparecem o titânio, o nióbio e o vanádio; o tungstênio e o molibdênio, também apresentam igualmente forte tendência, embora menor que os anteriores; finalmente, o cromo tem tendência moderada para formar carbonetos e o manganês apresenta tendência fraca, a maior parte dele se dissolve na ferrita. Os elementos de liga, no esfriamento ao entrarem na zona crítica, procuram se acomodar de acordo com a sua tendência [Bain, E. C. e Paxton, H. W., 1961].

Essas reações, tanto numerosas e complexas quanto maior o número de elementos presentes, requerem tempo apreciável para se iniciarem e também para, se completarem, causando o deslocamento das curvas de início e de fim de transformação para a direita retardando o início e o fim da transformação da austenita. O deslocamento e o retardamento nas transformações resulta na maior

facilidade de obtenção, por resfriamento rápido, da estrutura martensítica. Dependendo dos elementos de liga presentes, pode obter-se quase que somente a formação da martensita mesmo com resfriamento lento [Chaverini, Vicente, 1996].

2.2.5 - Efeito da Velocidade de Resfriamento

A velocidade de resfriamento é um dos fatores mais importantes que influenciam a posição das linhas de transformação, ou seja, a própria transformação da austenita.

A formação da ferrita, da perlita e da cementita requer a mudança do reticulado cristalino do ferro, bem como o movimento de átomos por difusão, através da austenita sólida [Chaverini, Vicente, 1996]. Tais modificações demandam tempo.

Aumentando a velocidade de resfriamento da austenita não haverá tempo hábil para uma completa movimentação atômica e as reações de transformação da austenita se modificam ou deixam de formar-se os constituintes normais, como: a perlita, surgindo novos constituintes de grande importância para aplicação dos aços.

Em velocidades maiores que a velocidade crítica de esfriamento só se verifica a formação da martensita.

Abaixo da zona A_1 , onde a velocidade de transformação é baixa, forma-se a perlita lamelar de granulação grosseira e de baixa dureza. No cotovelo à medida que a temperatura decai a perlita que se forma adquire textura mais fina. Na faixa de temperatura ($550^{\circ}\text{C} - 200^{\circ}\text{C}$) para que a transformação se inicie é necessário um tempo maior. O aspecto produto resultante, varia, desde um agregado de ferrita em forma de pena e Fe_3C muito fino (a 450°C) até um constituinte em forma de agulha,

escuro (em torno de 200°C) – bainita de elevada dureza. Na faixa de temperaturas de (200°C – 100°C) forma-se um novo constituinte, diferente dos anteriores. Sua formação depende exclusivamente da temperatura – é a martensita, com um reticulado tetragonal e com dureza muito elevada.

Esta dureza é atribuída a:

Precipitação de partículas submicroscópicas de Fe_3C da solução da austenita;

Distorção do reticulado; tensões internas; tamanho de grão muito fino; homogeneidade.

3.0 - Tratamentos Microestruturais.

Da necessidade de superfícies duras, ao longo do tempo, foram desenvolvendo-se diversas técnicas para endurecimento de aços. Dentre as diferentes técnicas, existem aquelas denominadas de tratamento microestruturais que consistem em modificar a microestrutura superficial com o uso de tratamentos térmicos e/ou mecânicos. Exemplos destas técnicas é o endurecimento por chama, indução, elétrons e laser;

O processo por chama é o mais antigo e conhecido. Este método apresenta vários inconvenientes: contaminação da superfície (oxidação, etc) e elevadas distorções geométricas;

No processo por indução além de ser muito caro, existe ainda o problema da não uniformização de aquecimento, necessitando de um grande número de bobinas para a redução desse inconveniente;

O processo por elétrons também apresenta um custo bastante elevado e só pode ser executada em baixíssimas pressões. Esta condição limita o processo ao uso em pequenas peças;

O processamento por laser é semelhante ao por plasma proposto neste trabalho. Este processo apresenta bons resultados, porém seu elevado custo (equipamento) ainda o inviabilizam a nível comercial.

Na maioria dos tratamentos microestruturais, uma fina camada superficial de metal (por exemplo, aço) é aquecida rapidamente à uma temperatura acima do ponto crítico (A_3) de forma que ocorram mudanças na microestrutura do retículo cristalino do aço, da ferrita (ccc), para um retículo, austenita (cfc). O resfriamento rápido do aço transforma a austenita cúbica para uma estrutura tetragonal de corpo centrado, martensita, mas deixando o núcleo da peça na sua forma original. Em contraste, as transformações causadas pelo esfriamento lento, com passagens pelas temperaturas limites correspondentes, a pearlita, bainita, e martensita, com a existência da estrutura da ferrita na composição dos três, resultando num aço dúctil [Thelning, 1984]. Assim para se obter camadas duras, os resfriamentos devem ser muito rápidos e efetivos de forma que isto evite as primeiras duas fases de transformação e transforme diretamente a austenita em martensita (uma fase com elevada dureza). Desse modo as peças tratadas normalmente são revenidas a uma temperatura intermediária (150 a 200°C) para melhoria da ductilidade, com um compromisso de dureza elevada e resistência ao desgaste. O resfriamento rápido de um aço não só aumenta a dureza superficial, mas também produz uma distribuição favorável das tensões residuais de compressão na superfície. Entretanto, são estas tensões, junto

com o aumento da rigidez, que aumentam grandemente a resistência à fadiga do aço tratado.

A transformação da microestrutura dos aços para a fase martensítica pode ser alcançada por várias aproximações e processos. O processo de tratamento térmico pode ser controlado efetivamente variando a energia introduzida e cronometrando o tempo para se obter uma profundidade e estrutura dura satisfatórias.

Para todas as formas de endurecimento superficial, a profundidade de endurecimento depende da condução de calor e para os aços pode ser deduzida aproximadamente de:

$$d \sim k\sqrt{t} \quad (2.4)$$

e $k \sim 0.2 \quad (2.5)$

Onde k é uma constante que representa a penetração no primeiro segundo a uma temperatura, d é a profundidade em milímetros, e t é o tempo de aquecimento em segundos [Thelning, 1984].

Durante o tratamento térmico, tem que se considerar que o núcleo do material deverá permanecer frio e assim um sistema mais rápido e eficiente de resfriamento é requerido. Normalmente, são recomendados banhos de têmpera moderados como polímeros e óleos para aços alto-carbono.

Os processos para tratamentos microestruturais são adequados para componentes onde o endurecimento seletivo é preferível, tais como dentes de engrenagens, onde fatores geométricos favorecem a um tratamento térmico heterogêneo. Eixos, veios, hastes, lanças, que podem empenar durante o tratamento

térmico, são geometricamente ideais para endurecimento superficial. Estes processos podem ser usados também em componentes grandes como barramentos de tornos mecânico, eixos sem fim, etc.

Algumas técnicas antigas de endurecer superfícies, tais como coquilhamento e encruamento junto com técnicas de endurecimento por indução, por chama, por laser, e por feixe de elétrons - são descritos na subseção seguinte. A Tabela 2.1 compara as características de vários processos de endurecimento baseados em mudanças estruturais.

Tabela 2.1 - Parâmetros de Processos, Propriedades, e Aplicações Estruturais de Tratamentos Térmicos [Thelning, 1984].

Tratamento	Substancia Favorável	Temperatura de Tratamento °C	Profundidade μm	Dureza HV Máxima (kgmm^{-2})	Vantagem / Desvantagem	Aplicações
Indução	Med. C, C-Mn, Cr-Mo, Aços-Ni-Cr-Mo, Fe-Fund. Cinza, Fe-Fund. Perlítico maleável, Fe-Fun. Nodular	850-1100b	250-5000	500-750	Rápido, grande profundidade. Porem, custo elevado e não pode tratar certas formas.	Excêntricos, girantes, lanças, eixos, guias de maquinas, articulação giratória, válvulas e superficies de apoio.
Chama	Med. C, C-Mn, Cr-Mo, Aços-Ni-Cr-Mo, Fe-Fund., Fe-Fund. Perlítico/ maleável, Fe-Fund., nodular	750-1000	250-5000	400-650	Simples, barato, flexível. Porem, falta de controle do processo.	Seções grandes, por ex., rolos, esteiras de maquinas, matrizes, moldes, corrimões de rasto, rodízio, roldanas de aço.
Laser	Aços, Ferros fundidos.	1000-1300	1-100	600-750	Permite aquecimento local, profundidade rasa p/ menor distorção do componente; permite tratar formas complexas.	Camisas de cilindros, caixa de direção, engrenagens, eixos de manivela.
Feixe de Elétrons	Aços-C Simples, Aço-Médio C.	1200-1300	1000-3000	600-750	Rápido, grandes profundidades. Porem muito caro.	Caixa de embreagem de transmissão do carro.
Coquilhamento	Ferros fundidos	-	-	500	Simples, caro. Porem, pode ser usado apenas em limitados ferros fundidos.	Eixos de comando de válvulas
Trabalho Frio	Aços C-Mn (ex., 1%C, 1.2% Cr, 13% Mn).	20°C ou Inferior	-	600	Processo de endurecimento suplementar. Caro e demorado	Equipamentos de terraplanagem, calhas, e barras de pistão.

Os processos de tratamento superficial podem ser classificados em duas categorias:

1) Aqueles em que só a superfície é mudada através de meios térmicos ou mecânicos tais como: endurecimento por indução, endurecimento por chama, endurecimento a laser; endurecimento por bombardeamento com feixe de elétrons, e encruamento (trabalho a frio).

2) Aqueles em que a composição superficial e a estrutura são mudadas por difusão ou implantação de íons tais como: carbonetação, carbonitretação, nitretação, nitrocarbonetação.

4.0 - Técnicas de Endurecimento de Aços.

4.1 - Endurecimento por Indução

O endurecimento por indução é o processo mais extensivamente usado para endurecimento de superfícies. Este processo explora o princípio de indução eletromagnética, i.e., a passagem de uma corrente elétrica por um condutor que cria um campo eletromagnético ao redor deste que, por sua vez, induz uma corrente em outro condutor colocado dentro deste campo [Guthrie and Archer, 1975; Morgan, 1971; Reinke and Gowan, 1978; Stevens, 1981; Thelning, 1984].

(Como alta frequência (500 a 15×10^6 Hz) alternando fluxos de correntes através do indutor ou bobina de trabalho, um campo magnético altamente concentrado e, alternando rapidamente é estabelecido dentro da bobina). O campo magnético assim estabelecido induz um potencial elétrico na parte a ser aquecida, e como a peça representa um circuito fechado, a voltagem induzida causa o fluxo de corrente. A resistência da peça para o fluxo de corrente induzida causa o

aquecimento. (A profundidade de penetração do calor é influenciada pela densidade de potência (10 a 20 W/mm²) da superfície aquecida, pela frequência (10 a 500 kHz) de corrente alternada aplicada na bobina do condutor (frequência mais alta, menor a profundidade), do tempo de aplicação da corrente, e da resistividade e permeabilidade do componente de aço que variam com a temperatura. As relações entre a profundidade de penetração do calor da corrente induzida e a frequência para o aço até a temperatura de endurecimento podem ser calculadas como:

$$\text{Profundidade no estado frio (20°C),} \quad d_f = \frac{20}{\sqrt{f}} \quad (2.6)$$

$$\text{Profundidade no estado quente (800°C),} \quad d_q = \frac{500}{\sqrt{f}} \quad (2.7)$$

Onde d é a profundidade de penetração em milímetros e f é a frequência de potência suprida em hertz. Assim uma densidade de potência elevada, com uma alta frequência e curto tempo de aquecimento são usados para casos de profundidades rasas, e uma potência de densidade mais baixa com uma frequência mais baixa e longo tempo de aquecimento são preferidas para casos de maiores profundidades. Na Tabela 2.2 estão listados os valores típicos de profundidades para várias frequências e níveis de potências introduzidas [Thelning, 1984].

Devido à condução de calor no material durante o aquecimento, a profundidade global de penetração alcançada pelo calor é maior. É possível calcular a profundidade adicional devido à condução de calor da equação (2.4). A profundidade total de penetração é obviamente dada pela aplicação das equações. (4) e (2.5) ou (2.6).

Tabela 2.2-Valores típicos de profundidades em várias frequências e níveis de potência aplicadas durante o endurecimento por indução.

Potência introduzida, W mm ⁻²	Frequência, kHz.	Profundidade de endurecimento, mm.
15-19	450	0.5-1.1
8-12	450	1.1-2.3
15-25	10	1.5-2.3
15-23	10	2.3-3.0
15-22	10	3.9-4.0
23-26	3	2.3-3.0
22-25	3	3.0-4.0
15-22	3	4.0-5.0

Adaptada por Guthrie e Archer (1975).

A aparelhagem para o endurecimento por indução consiste de três elementos básicos, i.e., um gerador de alta-frequência, um indutor ou bobina, e meios para manipular os componentes enquanto estão sendo aquecidos e resfriados. Para altas frequências até frequências de rádio (450 kHz), são usadas válvulas termiônicas industriais, as baixas frequências (3 a 10 kHz) são produzidas por um motor ou inversor do estado-sólido (tristores). A bobina do indutor normalmente é feita com material de baixa resistividade elétrica, por exemplo, tubo de cobre que pode ser resfriado com água. A figura 2.11 ilustra vários tipos de bobinas de indutor empregadas para endurecimento por indução [Thelning, 1984].

Dependendo da área a ser tratada, o componente pode ser mantido estacionário, embora possa ser girado para obter uniformidade de penetração do calor ou, alternativamente, para componentes tais como eixos, lança longa e bancada de máquinas, o indutor pode ser movido lentamente ao longo do componente.

O resfriamento depende da composição da liga e/ou pode ser alcançado submergindo a parte aquecida em um tanque ou borrifá-la depois que o aquecimento

for completado. No endurecimento por indução os aços são austenitizados rapidamente por causa dos tempos de aquecimento serem extremamente curtos. Uma dispersão uniforme de carbonetos finos dissolverá mais rapidamente do que carbonetos grossos, i e., a martensita austenitizará rapidamente enquanto que uma estrutura esferoidizada grossa representa uma microestrutura pobre para endurecimento por indução. Aços liga nos quais carbonetos estáveis se formam, devem ser aquecidos a temperaturas de têmpera mais altas para austenitização do que os aços carbono. Aços médio carbono contendo de 0.3 a 0.5 % de C são freqüentemente endurecidos por indução.

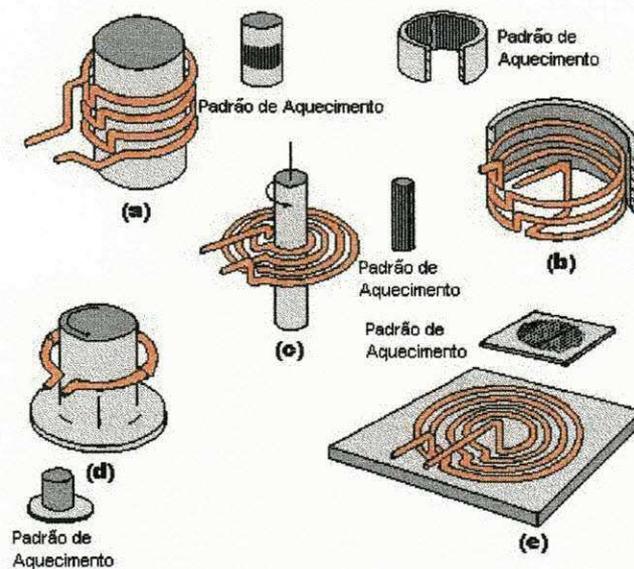


Figura 2.11 Algumas bobinas típicas de indutor e padrões de aquecimento resultantes [Adaptada por Guthrie e Archer (1975)].

Teores mais elevados de carbono aumentam consideravelmente o risco de fissuramento. Com controle cuidadoso, podem ser endurecidos também com sucesso aços com alto teor de carbono. Devido a uma elevada taxa de aquecimento no endurecimento por indução, na ordem de (100°C/s), a transformação da austenita em

perlita ocorre em altas temperaturas. Os aços normalmente são resfriados em água ou óleo. Em certos casos, os aços podem ser resfriados por meio de uma emulsão de óleo. Aço completamente recozido não é muito recomendável, porque normalmente o tempo necessário para dissolução dos carbonetos é mais longo do que o tempo normal de aquecimento. A tabela 2.3 lista as temperaturas de endurecimento e os valores da dureza estimada dos aços e ferros fundidos.

Tabela 2.3 Temperaturas para endurecimento por Indução e Dureza Esperada para Vários Metais Ferrosos.

Metais.	Temperatura de têmpera, °C	Resfriamento. Banho de têmpera	Dureza, HRC (HV).
Aços liga			
0.30% C	900 – 925	Água	50 (513)
0.35% C	900	Água	52 (544)
0.40% C	870 – 900	Água	55 (595)
0.45% C	870 – 900	Água	58 (653)
0.50% C	870	Água	60 (697)
0.60% C	845 – 870	Água Óleo	64 (800) 62 (746)
Ferros fundidos			
Ferro cinzento.	870 – 925	Água	45 (446)
Ferro Perlítico/ maleável	870 – 925	Água	48 (484)
Ferro Nodular	900 – 925	Água	50 (513)
Aços inoxidáveis.			
Tipo 420.	1095 – 1150	Óleo ou ar	50 (513)

Fonte: Adaptado por Stevens (1981)

Depois de serem endurecidos por indução, os aços são normalmente rea aquecidos em temperaturas de 150 a 200°C ou mais elevadas, se uma dureza mais baixa for desejada. As peças que serão esmerilhadas/retificadas devem ser recozidas pelo menos a 160°C. Se as peças são recozidas em temperaturas mais baixas há risco considerável de fissurarem durante a retificação.

O endurecimento por indução tem numerosas vantagens em relação aos métodos convencionais de endurecimento como:

- Alto rendimento devido ao endurecimento localizado reduzindo consideravelmente as exigências de potência ou de energia;
- Pequenos ciclos de tempos para endurecimento (1 a 30 s) permitindo aumentar consideravelmente a produtividade;
- Aquecimentos sem praticamente a ocorrência de descamação, oxidação superficial, formação de carepa de forma que a tolerância, diferença admissível (no peso e nas dimensões) do metal para usinagem subsequente ser reduzido;
- O processo é passivo de automatização completa.

Algumas limitações do endurecimento por indução são: alto custo dos equipamentos e aplicabilidade do processo ser restrito a certas formas geométricas. As aplicações incluem excêntricos, eixos, veios, guias, cavilhas, pinos e guias de articulações, engrenagens, válvulas, e superfícies de sustentação.

4.2 - Endurecimento por Chama

O aquecimento com chama é feito com o emprego direto de uma chama de alta-temperatura ou com a alta-velocidade da combustão de gases. Os gases usados para aquecer são uma mistura de gases combustíveis (gás natural, propano, ou acetileno) com ar ou oxigênio. A mistura oxigênio-acetileno dá uma taxa de aquecimento mais rápida e é usada para os casos em que se deseja profundidades rasas ou aplicações que requerem uma zona de transição mínima. Nesse processo

procura-se apenas endurecer uma fina camada da superfície da peça, e manter o núcleo na estrutura original. A espessura da camada endurecida pode variar desde apenas uma casca superficial até cerca de 10 mm. Depois do aquecimento, o resfriamento é feito por borrifamento com água ou óleos solúveis em água sobre a superfície ou submergindo o componente num tanque com um meio refrigerante [Anonymous, 1981; Elliott, 1984; Thelning, 1984].

O tratamento térmico com chama é muito simples - podendo ser comparado ao uso manual de uma tocha de soldagem exigida para aquecer a área ao rubro, e em seguida resfriar com água. Pode ser aplicado no repuxamento de um componente (por exemplo, roda de engrenagem) no mandril em rotação aquecendo a periferia. O endurecimento progressivo também é possível usando um queimador com um sistema de borriço resfriador, conforme ilustrado na figura 2.12 e 2.13.

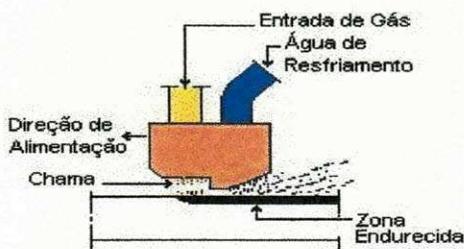


Figura 2.12. Endurecimento Progressivo com chama. [Adaptado de Thelning (1984)]

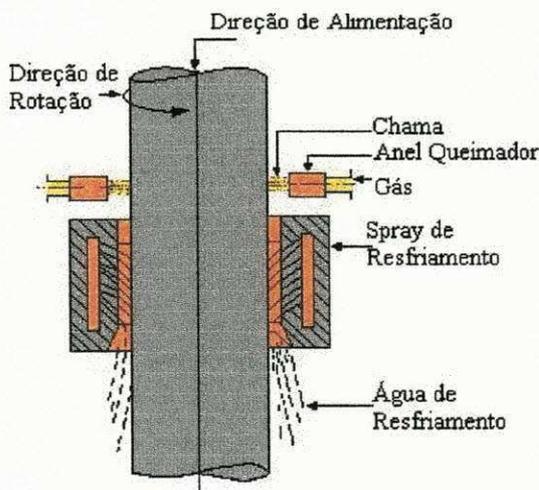


Figura 2.13. Endurecimento Progressivo giratório [Adaptado de Thelning (1984)].

A taxa de endurecimento é relativamente baixa, de 50 a 200 mm min⁻¹ e depende do tamanho do queimador, e a profundidade exigida para endurecimento é influenciada pela distância entre o queimador, a superfície, e a duração de aquecimento, normalmente distância pequena, resulta em endurecimento mais profundo.

Os aços comumente endurecidos por chama possuem em média, teores de 0.3 a 0.6% de C variando de liga para aplicação satisfatória. O endurecimento por chama é particularmente útil para componentes que seriam muito grandes para fornos de indução convencionais, por exemplo, rolos, esteiras, suportes de máquinas, e matrizes [Thelning, 1984]. A principal vantagem de endurecer com chama é a sua simplicidade. Algumas desvantagens deste processo incluem manchas do superaquecimento e endurecimento não uniforme, profundidade de endurecimento rasa, fissuramentos ou distorção dos componentes grandes, e descamação, formação de carepa, oxidação superficial excessiva.

4.3 - Endurecimento a Laser

Lasers industriais (tipicamente 1 a 15 KW de CO₂) são usados para tratamento de endurecimento superficial. No endurecimento a laser, um feixe de laser (que pode ser esquadrihado) irradia, partes de sua energia é transformada em calor na superfície. Se a densidade de potência é suficientemente alta, o calor será gerado na superfície a uma taxa mais elevada do que a condução de calor no interior pode remover, e a temperatura na camada superficial aumentará rapidamente. Num espaço de tempo muito pequeno, uma fina camada de superfície terá alcançado a temperatura de austenitização, considerando que o interior da peça ainda esteja frio.

O auto-esfriamento acontece quando o interior frio da peça constitui um absorvedor de calor suficientemente grande para promover o esfriamento, com taxas tão grandes quanto 10^{11}°C s^{-1} , da superfície quente por condução de calor para o interior a uma taxa bastante alta para permitir a martensita se formar na superfície. Movendo o feixe de laser em cima da superfície da peça, um ponto na superfície no caminho do feixe fica rapidamente aquecido com as passagens do feixe. Esta área é resfriada em seguida, rapidamente, através da condução de calor para o interior depois da passagem do feixe. Assim podem ser endurecidas áreas grandes. No endurecimento com laser, pode ser retida uma larga variedade de substâncias químicas e estados de microestruturas por causa do resfriamento rápido.

Um laser é um dispositivo para produzir um feixe coerente, radiações monocromáticas com comprimentos de onda nas porções ópticas e infravermelhas do espectro eletromagnético. Em outras palavras, um laser é uma fonte de energia finamente controlada que, quando em contato com o material, produz uma grande quantidade de calor. Considerando que o diâmetro do feixe é pequeno, a potência ou densidade de energia obtida de um laser é alta (até 10^2 Wcm^{-2}). O último efeito desta energia depende do material e do tempo de absorção durante a interação. A profundidade de endurecimento é controlada pela duração e nível de potência do feixe de laser. A densidade de potência está tipicamente no alcance de 1 a 2 KWcm^{-2} . Obtém-se endurecimentos em tempos menores (fração de um segundo) com laser do que com indução e chama, e há menos efeitos de calor nas adjacências e menos distorção (empenamentos). A fig. 2.14 mostra alguns perfis típicos de padrões de calor produzidos por vários feixes óticos.

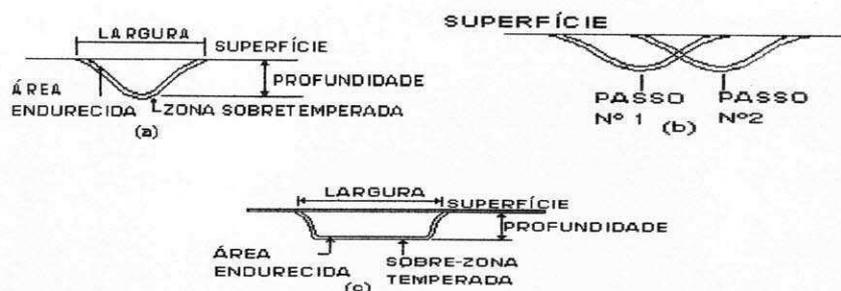


Figura 2.14. Tratamento térmico à Laser resultado padrão devido a vários feixes óticos: (a) feixe desfocado, passagem única. (b) feixe desfocado, passagens sobrepostas. (c) feixe oscilante, passagem única. [Adaptado de Gilbert (1978)]

O processo de endurecimento com laser normalmente é aplicado em peças acabadas ou superfícies de sustentação. A formação de energia é muito rápida e bem controlada. Não são requeridas operações posteriores de tratamentos térmicos tais como desempenar ou retificar como na maioria dos casos de têmpera superficial. As inúmeras vantagens deste processo incluem a capacidade para tratar componentes com características que não são favoráveis ao processo de endurecimento por indução, por exemplo, peças de calibres pequenos e formas complexas. Como regra geral, não precisa de resfriamento posterior, qualquer componente que requer regiões da superfície com dureza elevada localizadas o endurecimento a laser é um sério candidato, que concorre com outros processos térmicos e químicos. Uma das desvantagens importantes a serem levadas em consideração é o elevado custo.

Este processo foi adaptado para várias aplicações como aumento da resistência ao desgaste de carris de linhas férreas e esteiras de tratores, em peças de calibre interno pequeno de cilindros (por exemplo, caixa de direção mecânica de ferro ferrítico, maleável, e liga de ferro fundido) em que a distorção é um problema fundamental. Os outros componentes que podem ser tratados à laser: são dentes de engrenagens, eixos de manivela, mancais, diâmetro interno do cilindro, e pistões.

4.4 - ENDURECIMENTO POR FEIXE DE ELÉTRONS.

Neste processo, a superfície do componente é aquecida rapidamente por bombardeio direto, colisão ou por um fluxo acelerado de elétrons. Em ciclos de tratamento de 0,5 a 2,5 s, o fluxo de elétrons pára abruptamente para permitir ao componente que está sendo processado auto-esfriar e formar uma estrutura martensítica na área da superfície endurecida. Tal como o endurecimento a laser, este processo normalmente é adaptado para superfícies acabadas e/ou superfícies de sustentação porque a formação de energia é muito rápida e bem concentrada, e isto dispensa a necessidade de tratamentos térmicos posteriores como retificar e desempenar [Carley, 1977b; Fiorletta, 1981; Gilbert, 1978; Schiller et al., 1982].

O endurecimento com feixe de elétrons é um processo muito eficiente cerca de (90%) se comparado com o endurecimento a laser cuja eficiência é de apenas (10 %). Além de que, o custo operacional do endurecimento com feixe de elétrons é metade comparado ao processo de endurecimento a laser por causa do custo mais baixo do equipamento e dos consumíveis. Porém, a profundidade de penetração de um feixe de elétrons é significativamente maior que a de um feixe de laser. O processo de endurecimento com feixe de elétrons é levado a cabo no vácuo (0.5×10^{-2} Pa ou $\sim 10^{-4}$ torr). O feixe de elétrons é produzido por um canhão de feixe de elétrons [Schiller et al., 1982]. O feixe de elétrons atravessa pontos de uma área seletiva à endurecer. Canhões de feixe de elétrons que possuem um bom controle de ajuste podem alargar o feixe de energia com o tempo (i.e., voltagem e corrente), enfocar e varrer qualquer ponto estão comercialmente disponíveis. A potência do feixe de elétrons pode ser controlado por um programa, de forma que a energia do feixe de elétrons é alto

quando o componente está frio e reduz a energia conforme o componente é aquecido. Uma relação típica entre a profundidade, e a temperatura superficial, é a potência introduzida como uma função do tempo de tratamento. As temperaturas são contínuas abaixo dos pontos de fusão e ajustadas para produzir uma profundidade satisfatória ou exigida.

O processo de endurecimento com feixe de elétrons oferece várias vantagens como:

- Fluxos rápidos de energia e área restrita de aquecimento e consideráveis economias em energia comparando ao processo de endurecimento por indução e por chama;
- Distorção mínima devido ao rápido aquecimento e controle fino do feixe de elétrons;
- Devido ao processo de auto-resfriamento, a austenita dúctil forma a martensita dura da sub-superfície para a superfície.
- Mais eficiente que o endurecimento a laser e a profundidade geralmente é maior que no endurecimento à laser.

As principais desvantagens ou limitações deste processo são:

- Restrição no tamanho e formas dos componentes;
- O processo de endurecimento com feixe de elétrons é comercialmente usado para alguns componentes de precisão como excêntricos de embreagem de transmissão automática que não podem ser endurecidos por indução por causa da distorção (empenamento).

5.0-MATERIAIS E MÉTODOS.

5.1-Materiais.

A parte experimental deste trabalho foi dividida em duas etapas, assim denominadas: 1) Determinação do perfil térmico; 2) Análise qualitativa dos efeitos da tocha de plasma sobre a microestrutura. Para a etapa 1 foi utilizada uma amostra com dimensões de 20x20 e 10 milímetros de altura, obtida a partir de chapa de aço SAE 420, fornecida pela ACESITA S.A. Para a etapa 2, foram utilizadas amostras com dimensões de 20x20 e h=2,0 mm, do aço inox SAE 420 e discos de 38,1 mm de diâmetro e 10 mm de altura, obtidos de tarugos de aço SAE 4340, fornecidos pela Siderúrgica Aços Villares SA. O aço SAE 420 é aço-cromo, inoxidável martensítico, temperável, magnético, possui boa resistência mecânica até a temperatura de 550°C.

Em geral, o aço SAE 420 é utilizado para peças que devem resistir à corrosão atmosférica, ácidos fracos e ácido nítrico de concentração inferior a 60%, como cutelarias, instrumentos cirúrgicos e dentários, réguas, medidores, engrenagens, eixos, bolas de moinhos, turbinas a gás, válvulas cônicas, etc. Geralmente, aplicável onde se necessita de resistência mecânica, ductilidade e resistência à corrosão. O aço SAE 4340 encontra uso em virabrequins de aviões, tratores, caminhões e automóveis; bielas, engrenagens, eixos sujeitos a grandes esforços e peças que necessitam de boas características mecânicas em seções grandes.

As respectivas composições químicas são apresentadas na tabela 5.1.

Tabela 5.1. Composição nominal do aço inox SAE 420 e. SAE 4340.

Aço	Composição Química %					
	C	Si	Mn	P	S	Cr
Inox SAE 420	0,17	-	-	-	-	12,00
	0,25	1,00	1,00	0,040	0,030	14,00
SAE 4340	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr
	0,38	0,15	0,60	1,65	0,20	0,70
	0,43	0,35	0,80	2,00	0,30	0,90

5.2 – Equipamento - MicroPLASMA 20mpa.

O equipamento de microplasma consiste basicamente de três módulos, a saber: fonte de potência, refrigeração e maçarico. A fonte possui um sistema de micro-processamento analógico, com o uso de tiristores. Essa característica permite ao equipamento trabalhar com correntes pulsadas, de intensidades entre 0,1 e 20A, com frequências variando entre 0,1 a 20 KHz. A relação entre pulso ligado e o período (t_p/T) pode variar de 10 a 100%. Opera com gás argônio com grau de pureza mínimo de 99,995%. A figura 5.1 mostra esta fonte juntamente com o sistema de refrigeração e o maçarico.

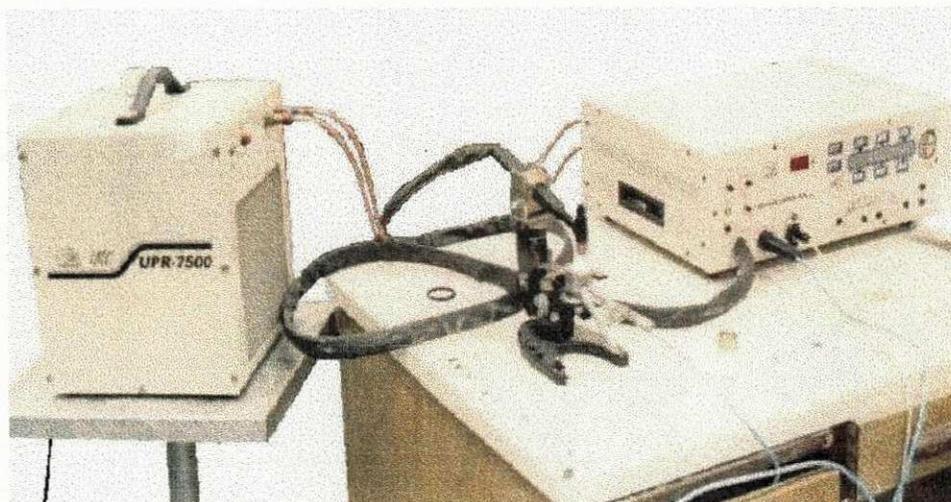


Figura 5.1. Equipamento de Microplasma e Sistema de Refrigeração.

5.2.1 - CARACTERÍSTICAS DO EQUIPAMENTO - MicroPLASMA 20mpa.

Dimensões: (largura: 514; profundidade: 387; altura: 172) mm;

Peso: 31 kg (incluindo tocha, pedal e cabo terra);

Circuito de arrefecimento: água destilada.

Gás externo: Argônio “Standard”.

Gás interno: Argônio 99,995% de pureza ou superior.

Potencia máxima consumida: 1300 W.

5.2.2 - Painel Frontal do Equipamento de MicroPlasma 20mpa.

Neste painel encontram-se os elementos necessários ao ajuste da máquina para uma dada condição de operação.

Para comunicação com o usuário o equipamento conta com teclado de membrana e display de cristal líquido onde todas as grandezas disponíveis para ajuste foram distribuídas em diferentes telas de acordo com a sua prioridade de utilização. Abaixo deste encontra-se um oscilograma que mostra um ciclo inteiro de trabalho com a indicação das grandezas conforme aparecem no display, o que facilita muito o uso do equipamento.

O incremento é feito selecionando-se a variável desejada (I_i , I_f , I_p , t_s , t_d , f ,...) pela tecla correspondente e pressionando-se as teclas +, -, +, -. As vermelhas têm incremento/decremento maior que as amarelas. A figura 5.2 mostra em destaque o painel frontal do MicroPLASMA 20mpa com as teclas de ajuste das variáveis.



Figura 5.2. Painel frontal do MicroPlasma 20mpa do LabPlasma com as teclas de ajuste das variáveis.

Todo o procedimento de ajuste parte da tela inicial:

CONFIGURAR	HAB. SOLDA	VARIAVEIS
	TESTAR GAS.	

Na opção CONFIGURAR estão colocadas as opções utilizadas com menor frequência.

Ao apertar a tecla correspondente a esta opção tem-se:

$I_i=01.0$ A	PEDAL: DES	PRÉ-GÁS = 1.0 s
$I_f=00.5$ A	Faixa Freq.	PÓS-GÁS = 1.0 s

Para alterar uma das variáveis I_i , I_f , PRÉ-GÁS e PÓS-GÁS, basta apertar a tecla correspondente e atuar nas teclas de incremento e decremento.

Ainda nesta tela tem-se a opção para mudar-se a faixa de frequência, através da tecla Faixa Freq. Que seleciona a seguinte tela:

(10 a 20) kHz	(1 a 10) kHz	(100 a 1000) Hz
(10 a 100) Hz	(1 a 10) Hz	(0.1 a 1) Hz

Esta permite ao usuário selecionar a faixa de frequência na qual irá trabalhar. A frequência específica, dentro desta faixa, pode ser ajustada na opção VARIÁVEIS.

Uma vez selecionada, basta pressionar a tecla VOLTAR para passar a tela imediatamente anterior ou a tecla INÍCIO que voltará diretamente a tela inicial.

Voltando a tela inicial, se for desejável alterar as variáveis de maior influencia deve-se pressionar a tecla VARIÁVEIS. Esta chamará a seguinte tela:

ts=01 s	td=01 s	tp/T=0.50
f=100 Hz	Ip=10.0 A	Ib=02.0 A

Para alterar os valores basta selecionar a variável e pressionar as teclas de incremento e decremento. Toda alteração será automaticamente salva, não sendo perdida ao desligar a fonte.

5.3 – Sistema de Aquisição de Dados.

Para determinação do perfil térmico, utilizou-se um sistema para aquisição de temperatura. Ele era composto de uma placa conversora analógico/digital (A/D) de 8 canais, dos quais foram utilizados 4 para medida de temperatura. As leituras eram gravadas em forma de tabela e depois processadas num programa gráfico apropriado.

Os sensores de temperatura foram termopares de cromel-alumel.

5.4 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

5.4.1 – Perfil Térmico

O pulso era ajustável através da razão entre o tempo de pulso (t_p) e o tempo total (T), ou seja, t_p/T razão cíclica. Inicialmente termopares cromel-alumel foram inseridos em orifícios abertos nas faces laterais e um na face inferior da amostra do aço inox SAE 420, medindo 20x20 e h=10 mm aproximadamente. Os (4) quatro orifícios foram feitos a uma profundidade de 2 mm da superfície, todos concorrentes para o centro da peça. Para permitir maior contato entre a amostra e os termopares, e eliminar a folga, este espaço foi preenchido com pó de cobre. Os termopares estavam conectados a uma placa de interface analógica digital A/D, conectada a um microcomputador. Em seguida, a tocha de plasma pulsado (com arco piloto) foi posicionada a uma distância de 2 mm da superfície da amostra e, após ajustes dos parâmetros como tempo, frequência de pulso, corrente e razão cíclica (t_p/T), era disparada (arco principal ou de trabalho). Os valores das temperaturas e tempo captados pela placa da interface de aquisição de dados eram registrados e posteriormente com a ajuda do programa Origin, traçados os perfis térmicos.

O equipamento de plasma utilizado possui uma fonte de tensão pulsada com grande versatilidade. Através de controles eletrônicos/digitais, pode-se controlar vários parâmetros do plasma: corrente, frequência, tempo ligado (ton), tempo desligado (toff), entre outros. O trabalho experimental foi desenvolvido no Laboratório de Processamento de Materiais Por Plasma – LabPlasma do

Departamento de Física Experimental e Teórica (DFET) da Universidade Federal do Rio Grande do Norte (UFRN)

Os parâmetros utilizados para o levantamento dos perfis térmicos estão listados na tabela 5.2.

Tabela 5.2. Variáveis de aquecimento, corrente, frequência, tempo e razão cíclica.

Corrente (A)	Frequência (Hz)			Tempo (seg.)	Razão Cíclica t_p/T (%)			
	100	1000	10000		50	70	80	90
18	100	1000	10000	5	50	70	80	90
20	100	1000	10000	5	50	70	80	90

5.4.2 – Aparato Experimental

O aparato experimental utilizado para o levantamento dos perfis térmicos é ilustrado esquematicamente na figura 5.3:

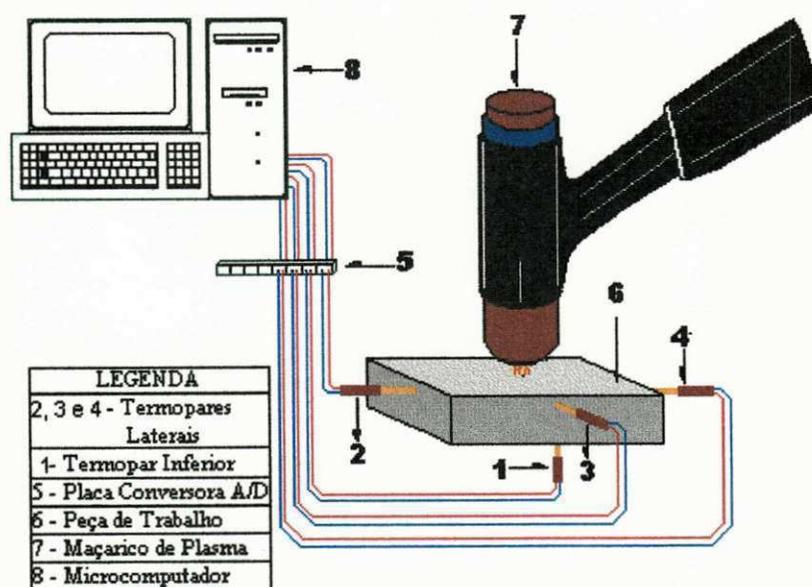


Figura 5.3. Representação esquemática do aparato de aquisição de dados.

5.4.3 - TÊMPERA SUPERFICIAL

A têmpera superficial consiste em aquecer o material temperável até a temperatura de austenitização e resfriar rapidamente. A taxa de resfriamento é geralmente rápida o suficiente para proporcionar um endurecimento ocasionado pela formação da estrutura martensítica, estrutura com elevada dureza.

Ao aparato descrito anteriormente, figura 5.1, foi acoplado um motor elétrico de corrente contínua (DC), com velocidade controlável entre 100 a 2000 rpm. Ao eixo deste motor colocou-se um cilindro de bronze com 60 mm de diâmetro para servir como absorvedor de calor. Na base superior deste cilindro foi colocado um parafuso para fixação das amostras. A figura 5.4 mostra, esquematicamente, o conjunto completo e a figura 5.5 ilustra o sistema em operação.

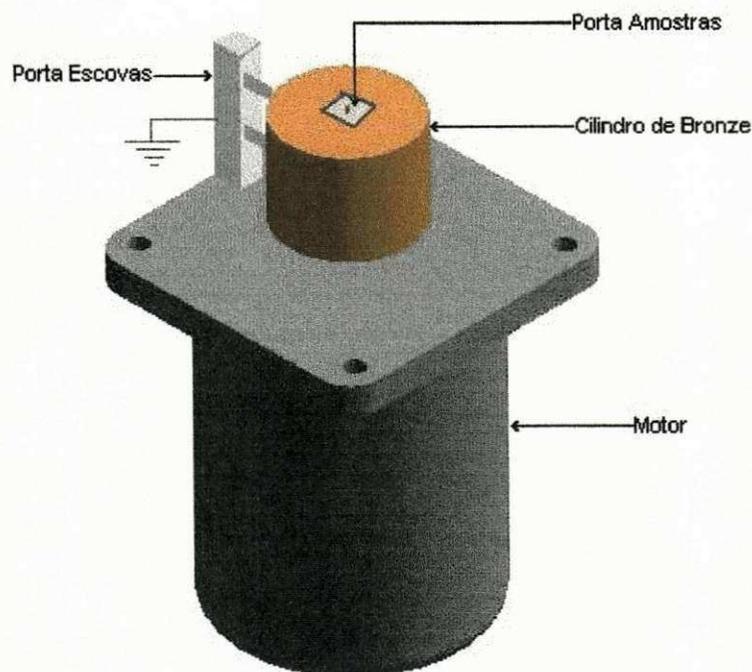


Figura 5.4. Motor elétrico de corrente contínua (DC) com cilindro de bronze e porta amostras.

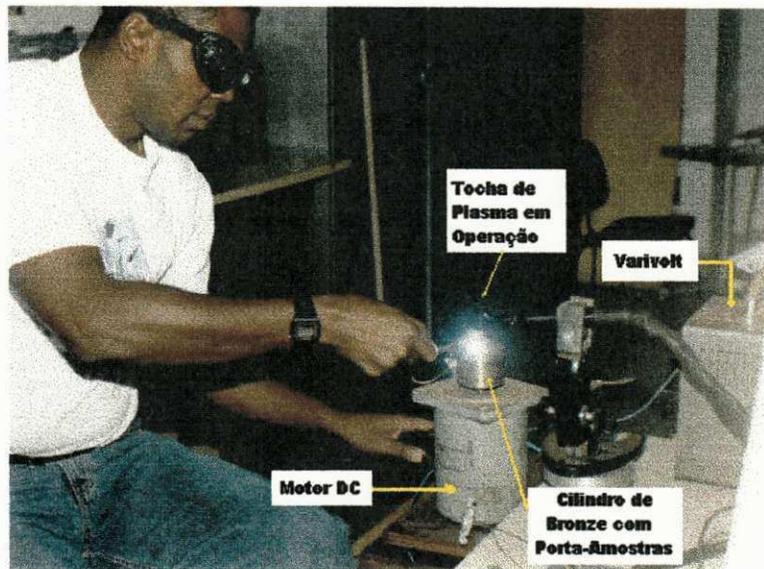


Figura 5.5. Destaque da Tocha de plasma e acessórios acoplados em operação.

As amostras do aço inox martensítico SAE 420 com 2,0 mm de espessura na condição recozido, com dureza máxima de 250 HB \approx 260 HV, eram fixadas e, em seguida, posicionava-se e disparava-se a tocha de plasma. Somando-se a velocidade de translação da tocha à velocidade circular da amostra, tinha-se uma trajetória de ataque em espiral. A figura 5.6 mostra um desenho esquemático deste procedimento.

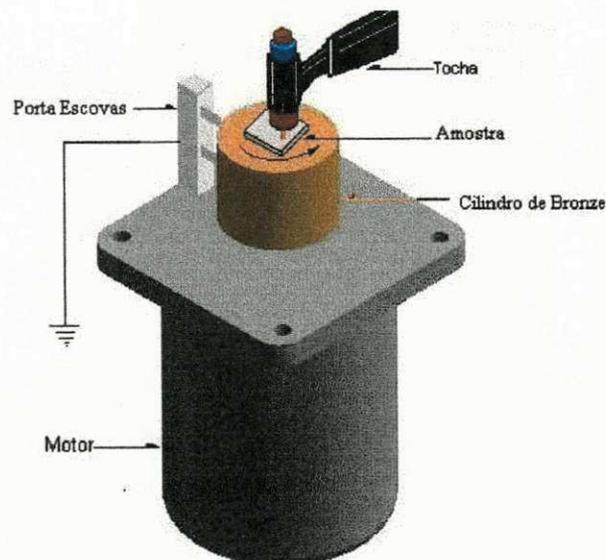


Figura 5.6. Representação esquemática do procedimento de aquecimento das amostras do aço inox SAE 420.

Com relação à amostra em forma de disco do aço SAE 4340, no estado temperado e revenido com dureza máxima de 309 HV, esta foi apoiada sobre um eixo atarraxado no cilindro de latão, de modo que permitisse manter a amostra distante 10 mm da superfície do cilindro para garantir que o calor aplicado na amostra servisse apenas para aquece-la e a própria massa servisse de absorvedor de calor. A tocha foi posicionada na lateral, disparada e aquecia a periferia enquanto esta girava a uma velocidade de aproximadamente 200 rpm. A figura 5.7 ilustra um desenho esquemático deste procedimento.

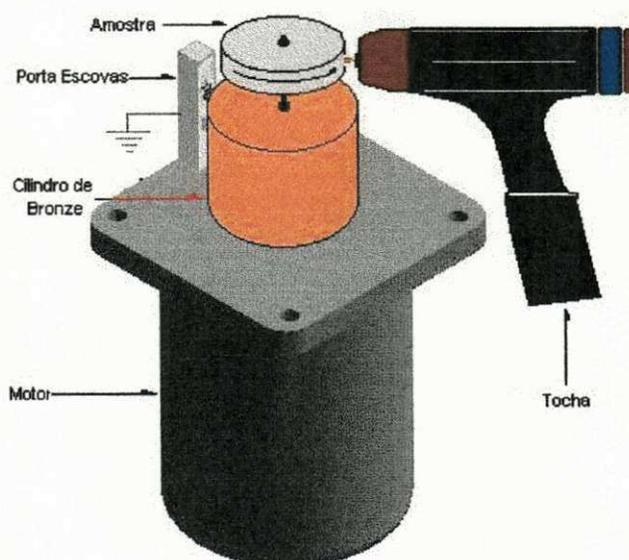


Figura 5.7. Representação esquemática do procedimento de aquecimento das amostras do aço SAE 4340.

Os parâmetros de processamento estão listados na tabela 5.3. O tempo de 40 segundos foi utilizado para as amostras do aço SAE 4340.

Tabela 5.3. Variáveis de aquecimento, corrente, frequência, tempo e razão cíclica.

Corrente (A)	Frequência (Hz)			Tempo (seg)				Razão cíclica				
				420				4340				
				5	10	15	20	40	t _p /T (%)			
15	100	1000	10000	5	10	15	20	40	50	70	80	90
18	100	1000	10000	5	10	15	20		50	70	80	90
20	100	1000	10000	5	10	15	20		50	70	80	90

5.5 - Caracterização das Amostras.

Foram usados procedimentos padrão para preparar as amostras metalográficas. A microestrutura na seção transversal da amostra processada foi analisada por microscopia óptica após ataque com reagentes químicos: Marble, Vilela, Metabissulfito de Potássio (Dissulfito) ($K_2S_2O_5$) e Metabissulfito de Sódio ($Na_2S_2O_5$). As características mecânicas da microestrutura desenvolvidas foram avaliadas através do teste de microdureza Vickers.

As amostras foram embutidas com resina acrílica misturada com catalisador para facilitar a operação de lixamento e posterior polimento.

As amostras dos corpos de prova foram lixadas seqüencialmente pelas lixas 180, 220, 240, 320, 360, 400 e 600 em uma lixadeira manual. Após o lixamento, o polimento foi feito numa politriz manual da Marca Arotec Modelo APL-2, potência ¼ de c.v monofásico, frequência 60 hz e 220 volt com velocidade de 300 rpm, utilizando alumina hidratada como abrasivo (agente polidor convencional) com granulometria de 1µm e pasta de diamante de 3 e 1 µm respectivamente. Em seguida foram limpas em água corrente e álcool para remoção dos resíduos.

A morfologia foi examinada por ataques químicos com os seguintes reagentes:

- 1) Vilela (45 ml de glicerol; 15 ml de ácido nítrico; 30 ml de ácido clorídrico).

O ataque com este reagente permitiu visualizar alguns veios.

- 2) Metabissulfito de potássio (100 ml ácido clorídrico – HCl, e 5 gramas de Dissulfito de potássio $K_2 S_2 O_5$);

A amostra foi imersa no reagente por um período de 30 segundos, retirada em seguida e seca com acetona e analisada. O ataque resultante desta imersão ficou evindecado pelo escurecimento da superfície aquecida, porém, na análise microscópica não foi possível visualizar com clareza a microestrutura resultante do ataque, embora os testes de microdureza Vickers tenham indicado aumento de dureza na superfície tratada com a tocha de plasma.

- 3) Metabissulfito de Sódio (5 gramas de metabissulfito de sódio e 50 ml de água destilada); adicionado 50 ml de HCl (1:5);

A amostra foi imersa nesta solução por um período de 10 segundos, tendo se observado um escurecimento na região temperada, porém a microestrutura não se definiu com clareza. Como no caso anterior o teste de microdureza indicou aumento de dureza superficial.

5.5.1 - Ensaio de Microdureza.

Todos os ensaios de microdureza Vickers HV foram realizados sobre a superfície e nas seções transversais das amostras submetidas ao aquecimento com a tocha de plasma.

Os ensaios de microdureza foram realizados ao longo dos corpos de prova, sendo os seguintes pontos de medição (tendo como ponto de referência o centro da amostra) $\frac{1}{4}''$, $\frac{1}{2}''$, $\frac{3}{4}''$, $1''$, $1\frac{1}{4}''$, $1\frac{1}{2}''$, $2''$, $3''$ com carga de 100 gramas, para medição da dureza da camada temperada utilizando o Microdurômetro mph-100, marca CARL ZEISS JENA, com ocular de aumento 15 vezes, objetiva de aumento 50 vezes e acessórios para medição de dureza VICKERS.

Para a medição da diagonal média, utilizou-se o tambor do micrômetro, onde cada divisão vale 0,0004 mm. O indentador possui ponta de diamante, com forma piramidal de base quadrada, ângulo entre as faces opostas e laterais do indentador, $\varphi = 136$ e ângulo entre vértices do indentador, $\alpha = 148,1$. O valor de dureza foi obtido pela aplicação da equação 5.1.

$$HRV = \frac{2Q \left(\frac{\alpha}{2} \right)}{d^2} = \frac{1,8544Q}{d^2} \quad (5.1)$$

Onde:

Q = carga aplicada (Kg);

d = diagonal média do quadrado impresso (mm);

α = ângulo entre vértices do indentador.

Foram feitas cinco (5) medições em cada amostra, sendo maior que cinco (6) quando a dispersão dos resultados sugeria um número maior de medições.

6.0 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1- Perfis Térmicos

Os perfis térmicos obtidos para as correntes de 18 e 20 A, fixando o tempo de ensaio (t), foram obtidos para as diferentes frequências utilizadas, como é mostrado nas figuras 6.1 a 6.6.(18 Ampéres) e 6.7 a 6.11 (20 Ampéres) respectivamente. Observou-se que as temperaturas máximas obtidas para a profundidade de 2 mm, para todas as condições estudadas, variaram de 280°C a 310°C (18 A) e 310°C a 366°C (20 A) para a maior razão cíclica utilizada em cada frequência (100 Hz, 1 KHz e 10 KHz). Como se pretende endurecer apenas a superfície, esta constatação garante a integridade do núcleo. Outro fator de importância é a taxa de resfriamento. Observou-se que mesmo em tempos maiores de ensaio ($t=5$ s), o tempo necessário para se resfriar até a temperatura de 100°C, foi inferior a 10 segundos, que é suficiente para a formação da estrutura martensítica na maioria dos aços temperáveis. Como a energia transferida para a peça é proporcional ao tempo, razão cíclica (t_p/T), voltagem, corrente e distância eletrodo/peça, espera-se que esta seja constante fixando estes parâmetros.

Verificou-se que a temperatura máxima obtida a uma profundidade de 2,0 mm (termopares 2, 3 e 4) variava diretamente com a razão cíclica e corrente. No caso particular de 100 Hz, por exemplo, a maior razão cíclica utilizada ($t_p/T=90\%$), obteve-se uma $T_{\max}=283,99$ °C, figura 6.1, enquanto que para a menor razão cíclica ($t_p/T=50\%$) este valor foi de 234,48 °C, figura 6.2. Este comportamento também foi

verificado para as taxas de resfriamento e de aquecimento conforme os dados apresentados abaixo dos perfis de cada figura.

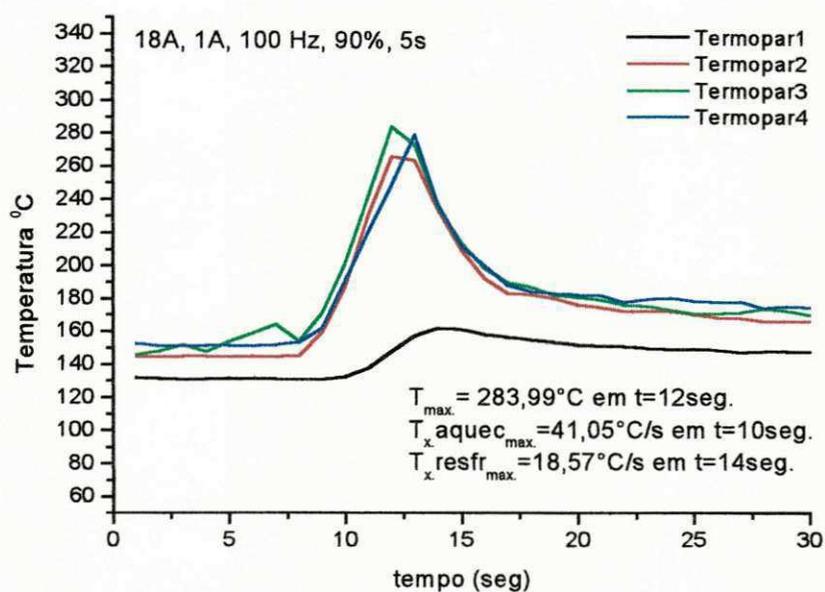


Figura 6.1. Perfis Térmicos de 18 A, 1A, 100 Hz, 5s para $tp/T = 90\%$.

Tendências semelhantes são observadas para as taxas de resfriamento e taxa de aquecimento, apresentadas no gráfico à direita dos gráficos dos perfis térmicos e seus valores abaixo dos perfis de cada figura. Comportamento semelhante pode ser observado nos demais gráficos apresentados.

Uma explicação plausível para esta tendência está no fato de que um valor maior da razão cíclica aumentaria a energia transferida para a superfície do material e, como foi utilizada uma mesma massa, a temperatura superficial tenderá a ser maior. Sendo a temperatura máxima maior, a taxa de resfriamento por sua vez tenderá a ser maior.

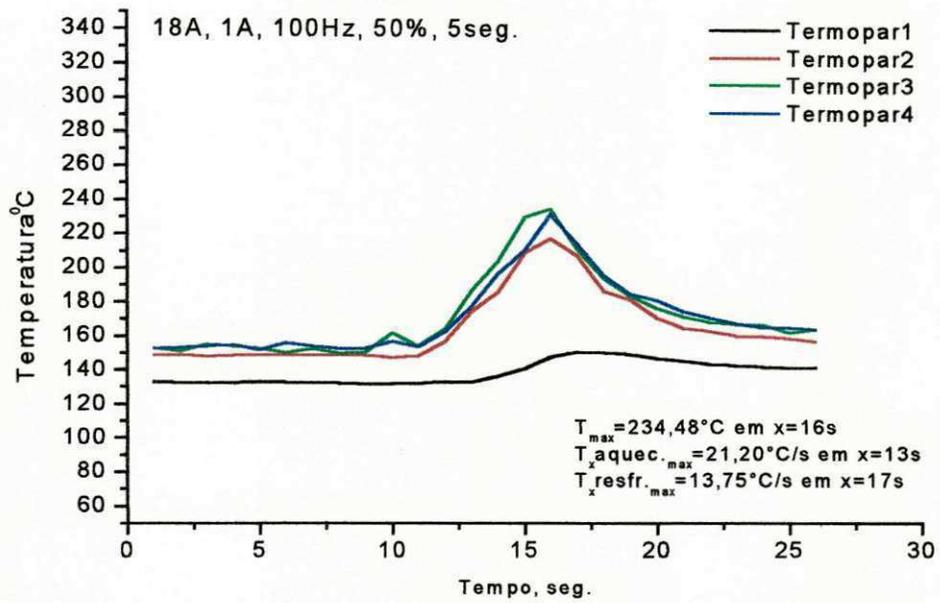


Figura 6.2. Perfis Térmicos de 18 A, 1A, 100 Hz, 5s para $tp/T = 50\%$.

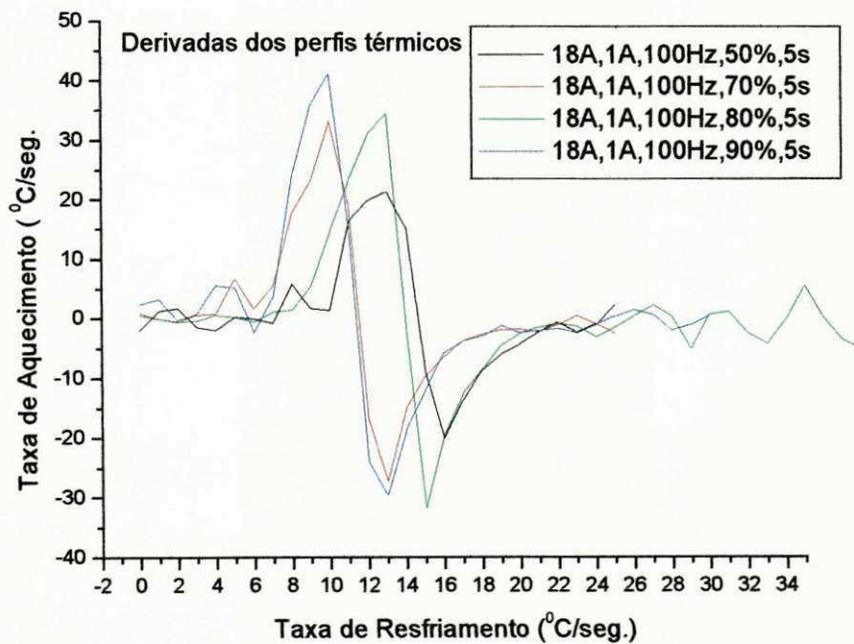


Figura 6.3. Derivadas dos perfis de 18 A, 1A, 100 Hz, 5s e $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% .

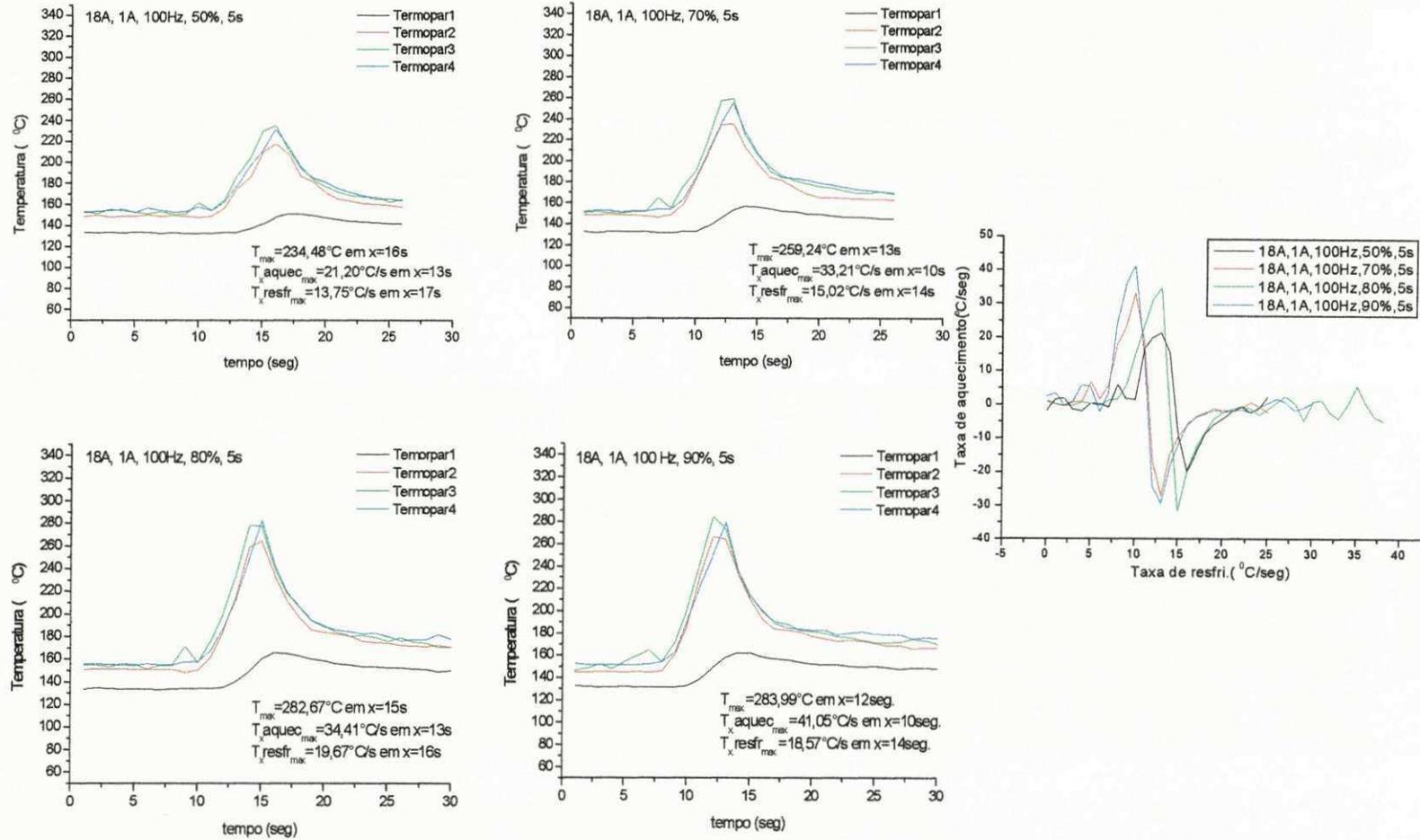


Figura 6.4. Perfis Térmicos de 18 A, 1A, 100 Hz, 5s para $t_p/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.

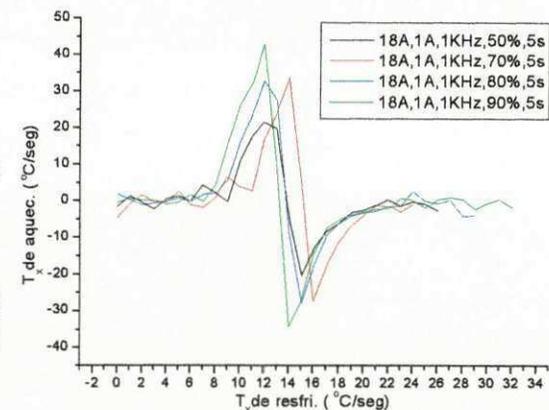
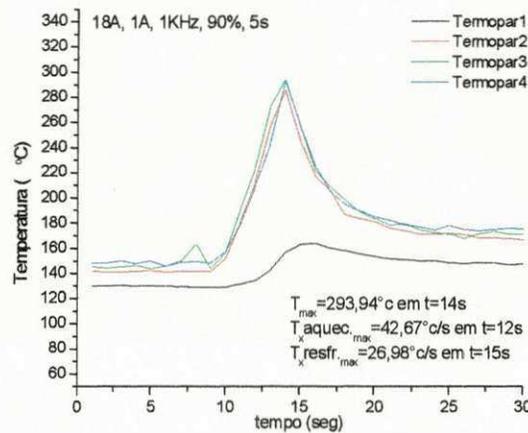
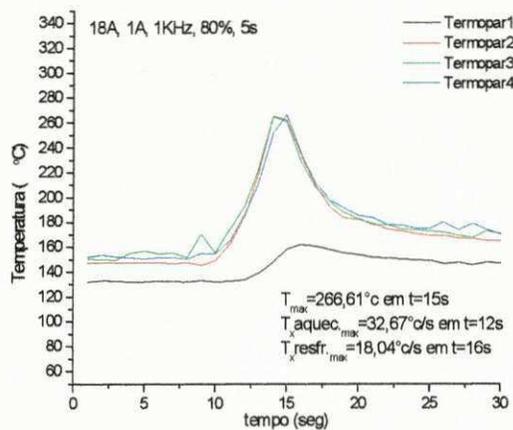
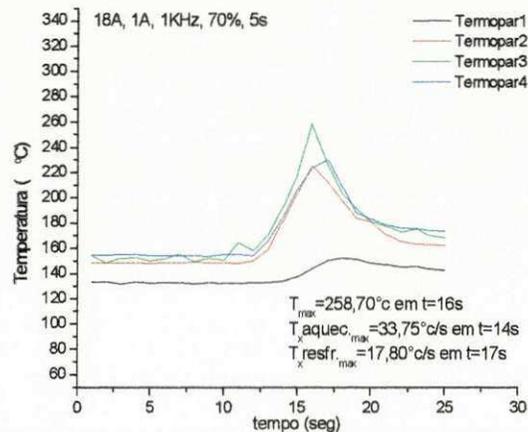
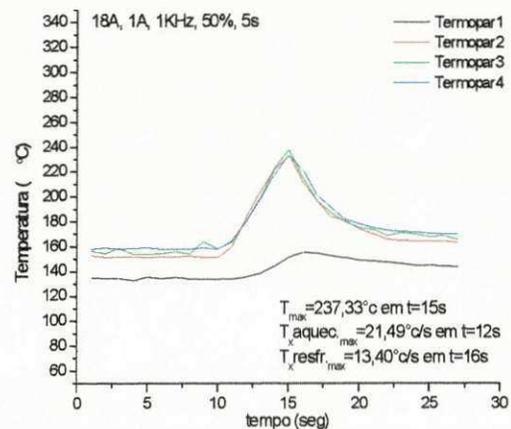


Figura 6.5. Perfis Térmicos 18 A, 1A, 1 kHz, 5s para $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.

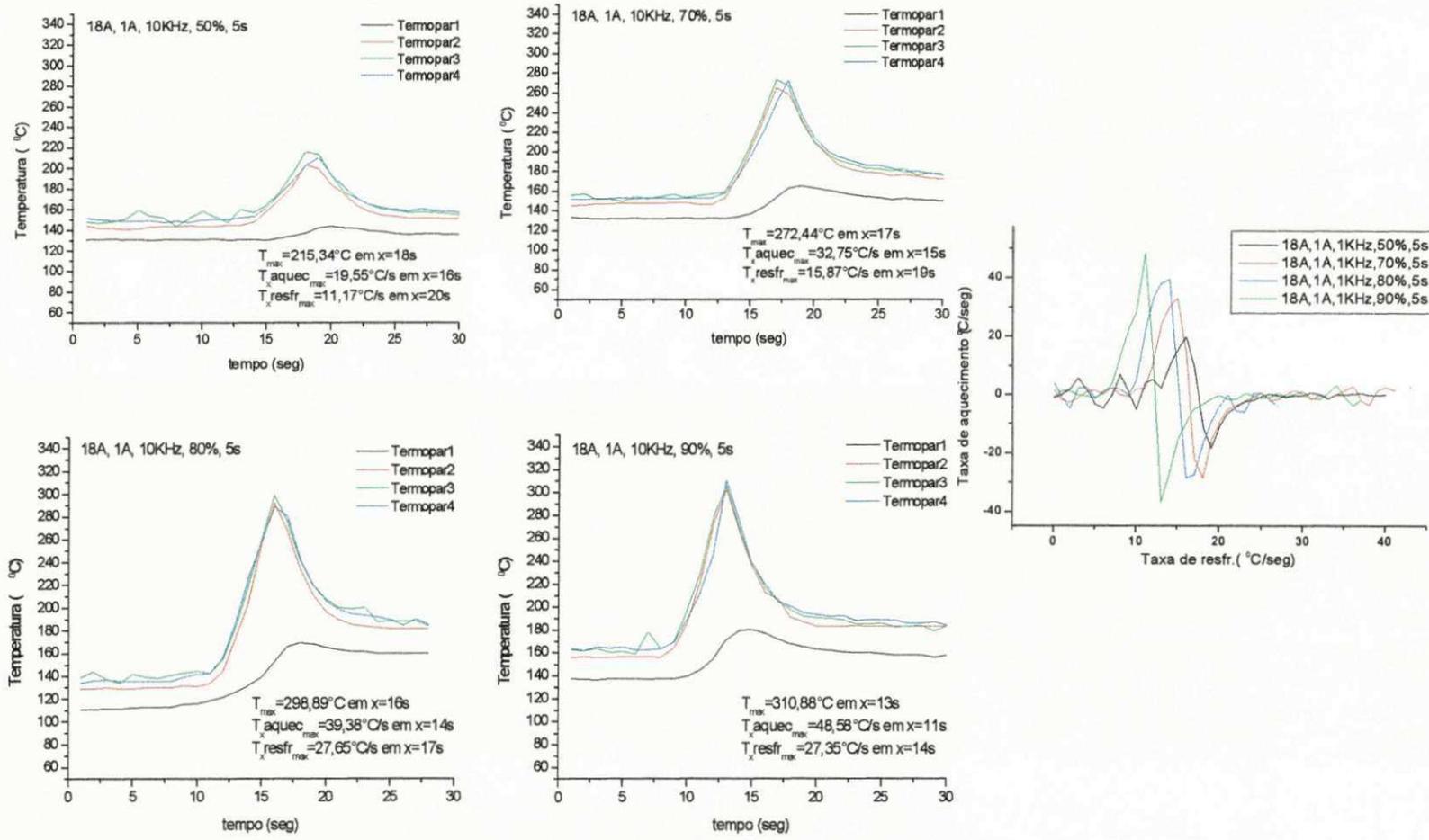


Figura 6.6. Perfis Térmicos de 18 A, 1A, 10 kHz, 5s para $t_p/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.

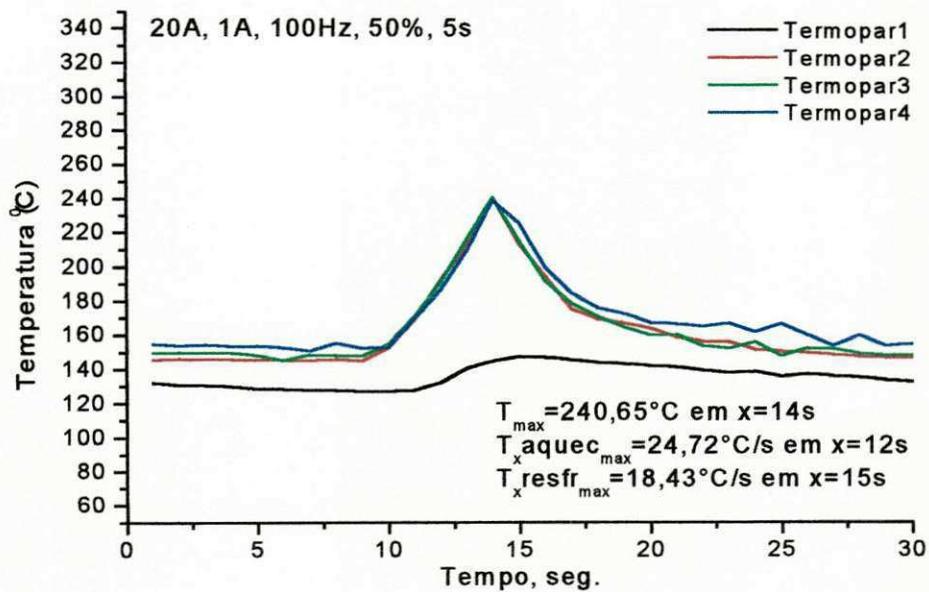


Figura 6.7. Perfis Térmicos de 20 A, 1A, 100 Hz, 5s para $t_p/T = 50\%$.

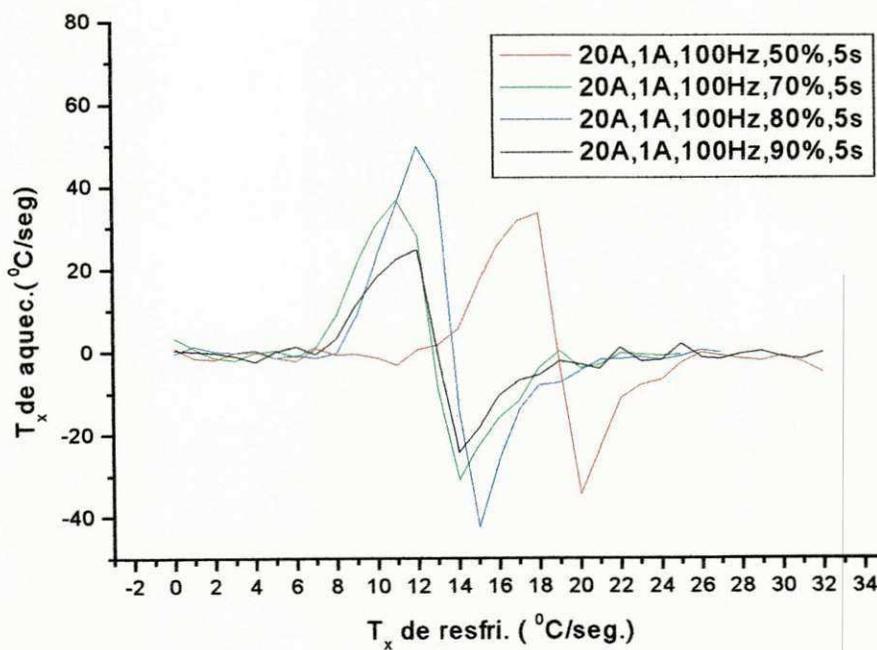


Figura 6.8. Derivadas dos perfis de 20 A 1 A, 100 Hz, $t = 5$ s para $t_p/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% .

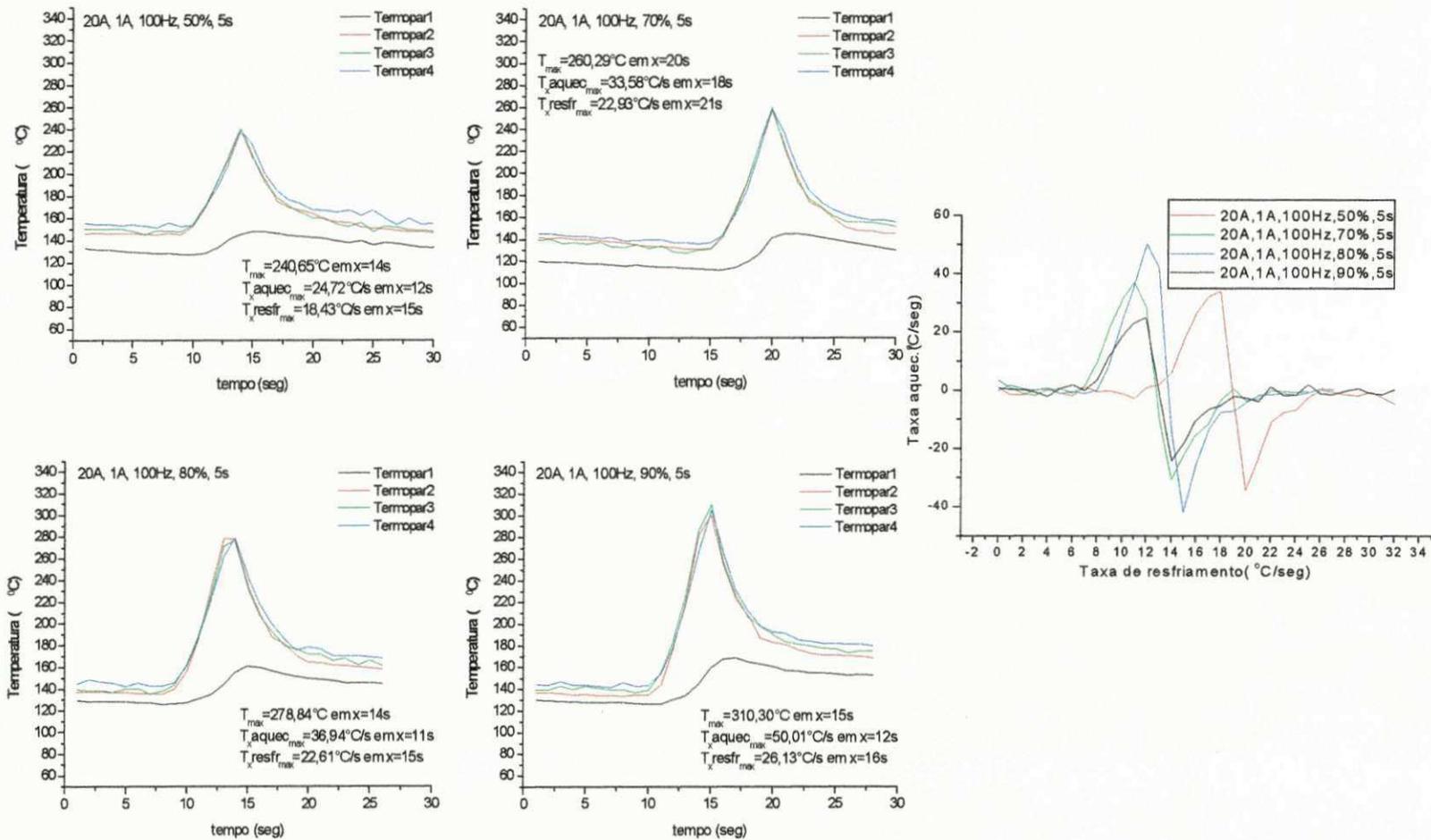


Figura 6.9. Perfis Térmicos de 20 A, 1A, 100 Hz, 5 s para $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.

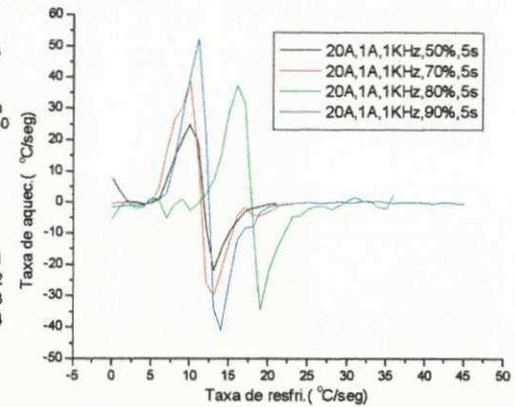
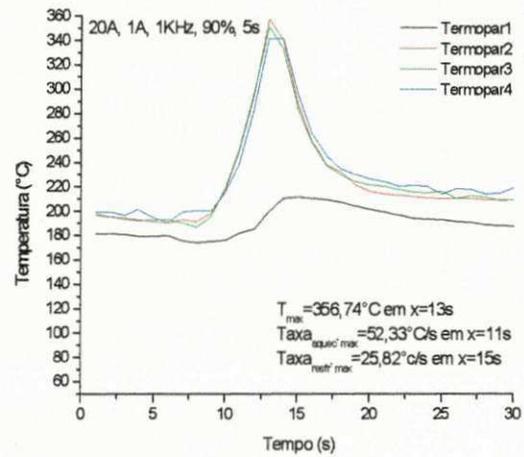
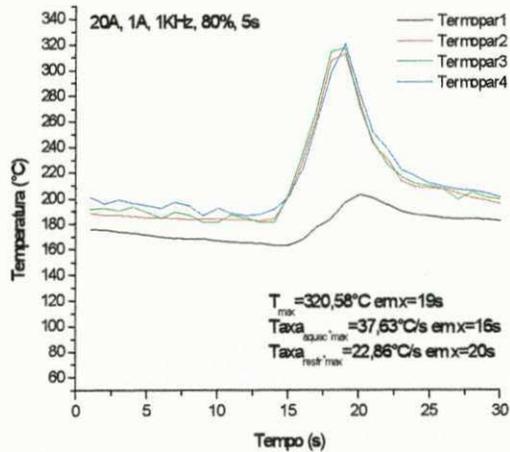
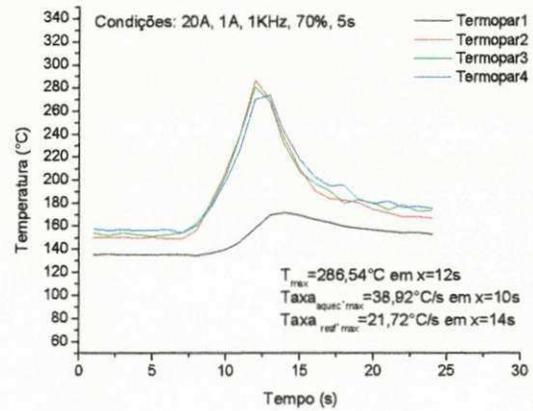
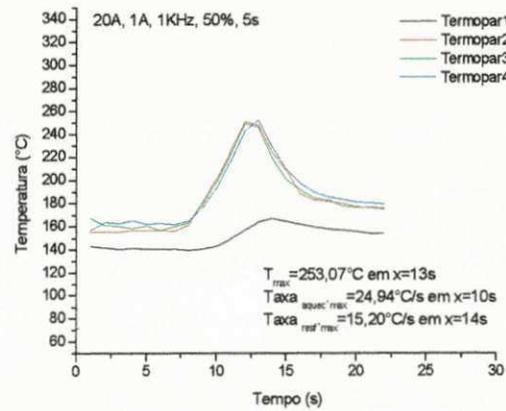


Figura 6.10 Perfis Térmicos de 20 A, 1A, 1 kHz, 5s para $t_p/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.

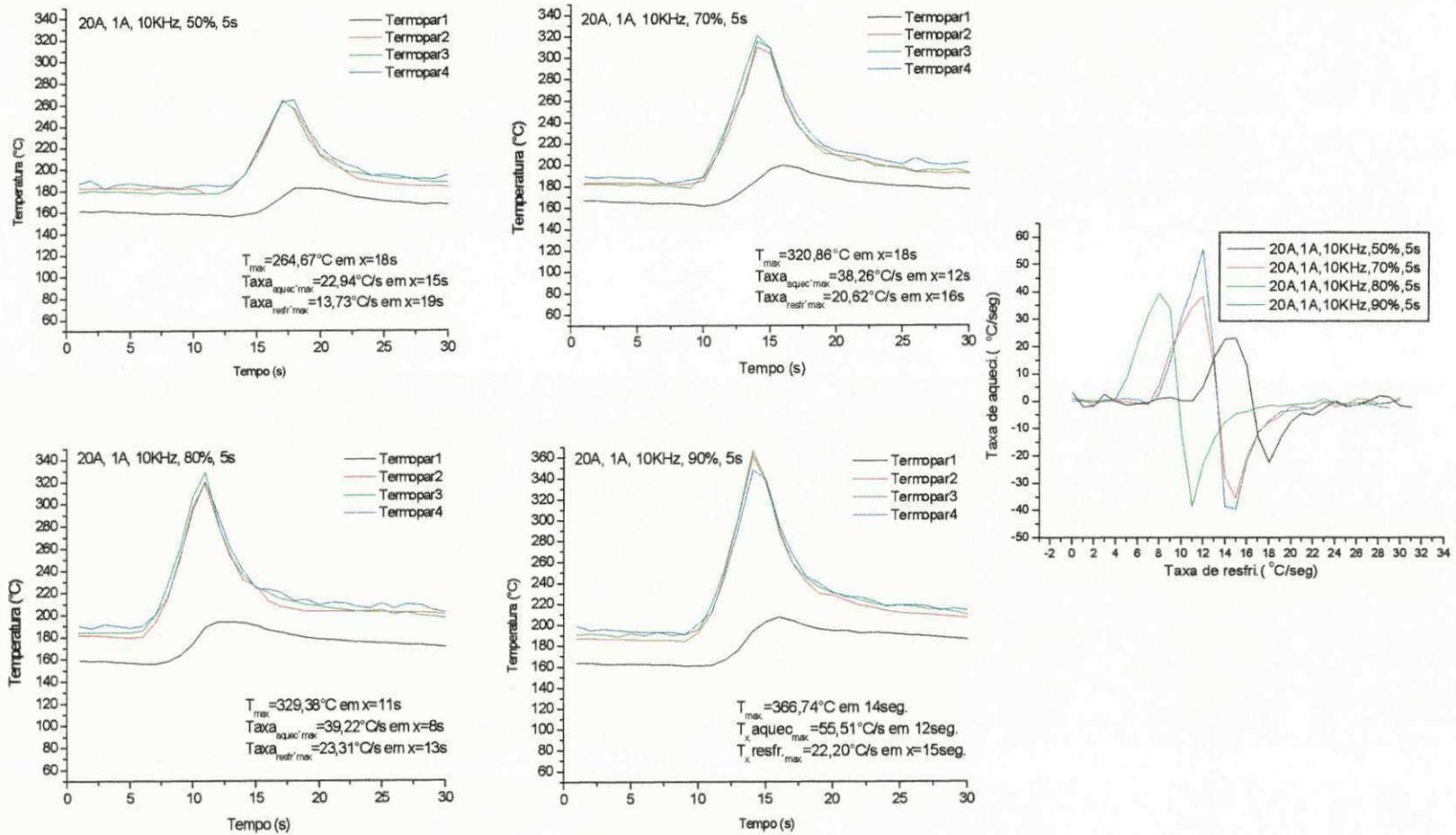


Figura 6.11. Perfis Térmicos de 20 A, 1A, 10 kHz, 5 s e $tp/T = 50\%$, 70% , 80% e 90% . Gráfico das derivadas dos perfis.

As tabelas 6.1 e 6.2 resumem a variação da temperatura máxima com o aumento da razão cíclica i.e., tempo de pulso sobre o tempo total (período). A temperatura máxima também variou com o aumento do valor da frequência.

Nestas tabelas pode-se verificar que as taxas de aquecimento também são influenciadas tanto pela variação da razão cíclica assim como pela variação da frequência. Outro fator que merece destaque é a corrente. Como pode ser percebido nas tabelas 6.1 e 6.2, além dos parâmetros já mencionados (t_p/T , frequência) a temperatura máxima, a taxa de aquecimento máxima e a taxa de resfriamento também variam com o aumento da intensidade de corrente.

Tabela 6.1. Variação da (temperatura, taxa de aquecimento e taxa de resfriamento) máxima com a razão cíclica para 18 ampéres.

Frequência	$t_p/T(\%)$	I=18 A; I _b =1 A; t=5 seg.		
		Temp _{max.}	Taxa de aqueci. _{max.}	Taxa de Resfri. _{max}
100Hz	50	234,48 ⁰ C	21,20 ⁰ C/s	13,75 ⁰ C/s
	70	259,24 ⁰ C	33,21 ⁰ C/s	15,02 ⁰ C/s
	80	282,67 ⁰ C	34,41 ⁰ C/s	19,67 ⁰ C/s
	90	283,99 ⁰ C	41,05 ⁰ C/s	18,57 ⁰ C/s
1 KHz	50	237,33 ⁰ C	21,49 ⁰ C/s	13,40 ⁰ C/s
	70	258,70 ⁰ C	33,75 ⁰ C/s	17,80 ⁰ C/s
	80	266,61 ⁰ C	32,67 ⁰ C/s	18,04 ⁰ C/s
	90	293,94 ⁰ C	42,67 ⁰ C/s	26,98 ⁰ C/s
10 KHz	50	215,34 ⁰ C	19,55 ⁰ C/s	11,17 ⁰ C/s
	70	272,44 ⁰ C	32,75 ⁰ C/s	15,87 ⁰ C/s
	80	298,89 ⁰ C	39,38 ⁰ C/s	27,65 ⁰ C/s
	90	310,88 ⁰ C	48,58 ⁰ C/s	27,35 ⁰ C/s

Tabela 6.2. Variação da (temperatura, taxa de aquecimento e taxa de resfriamento) máxima com a razão cíclica para 20 ampéres.

Frequência	$t_p/T(\%)$	I=20 A; I _b =1 A; t=5 seg.		
		Temp _{max}	Taxa de aqueci. _{max}	Taxa de Resfri. _{max}
100Hz	50	240,65 ⁰ C	24,72 ⁰ C/s	18,43 ⁰ C/s
	70	260,29 ⁰ C	33,58 ⁰ C/s	22,93 ⁰ C/s
	80	278,84 ⁰ C	36,94 ⁰ C/s	22,61 ⁰ C/s
	90	310,30 ⁰ C	50,01 ⁰ C/s	26,13 ⁰ C/s
1 KHz	50	253,07 ⁰ C	24,94 ⁰ C/s	15,20 ⁰ C/s
	70	286,54 ⁰ C	38,92 ⁰ C/s	21,72 ⁰ C/s
	80	320,58 ⁰ C	37,63 ⁰ C/s	22,86 ⁰ C/s
	90	356,74 ⁰ C	52,33 ⁰ C/s	25,82 ⁰ C/s
10 KHz	50	264,67 ⁰ C	22,94 ⁰ C/s	13,73 ⁰ C/s
	70	320,86 ⁰ C	38,26 ⁰ C/s	20,62 ⁰ C/s
	80	329,38 ⁰ C	39,22 ⁰ C/s	23,31 ⁰ C/s
	90	366,74 ⁰ C	55,51 ⁰ C/s	22,20 ⁰ C/s

O balanço térmico para o caso em questão pode ser resumido da seguinte forma: quando o pulso é ligado, o calor é transferido da tocha para a superfície e desta para o interior da amostra e vizinhanças. Após cada interrupção deste pulso, embora inexistindo a fonte térmica, o calor gerado na superfície continua no seu processo de dissipação, diminuindo a temperatura superficial da amostra. A dissipação para o ambiente obviamente será mais lenta do que para o material devido às diferenças de transporte. Quando o processo é reiniciado (novo pulso), a superfície agora se encontra a uma temperatura superior àquela antes do primeiro pulso. Este processo continua até atingir o tempo de ensaio, o qual é de 5 segundos para o caso em questão. Para ilustrar melhor, tome-se como

exemplo o aquecimento a uma frequência de 1 Hz. Considerando-se uma razão tp/T igual a 0.5, tem-se que o tempo que o pulso passa ligado será de 0.5 segundos que é igual ao tempo que este passa desligado. Se este tempo desligado for inferior ao tempo necessário para começar a dissipação para o ambiente (inércia térmica), o interior da peça será aquecido com maior eficiência, o que justifica o comentário anterior.

Uma vez que a energia da tocha é proporcional a corrente, voltagem, distância eletrodo/peça, razão cíclica e t_{it} (tempo de incidência da tocha) e como a voltagem e a distância eletrodo/peça foram mantidos constantes durante os testes, definiu-se um fator de energia como sendo o produto da corrente versus a razão cíclica ($I \times (tp/T)$). Deste modo obteve-se gráficos a partir dos dados experimentais. Para os gráficos das figuras 6.12 e 6.13, as temperaturas máximas aumentam com o fator de energia, como esperado teoricamente.

Embora exista esta tendência, verificou-se que as taxas de resfriamento são diferentes para as diversas frequências utilizadas. No caso de temperatura superficial, é importante que a taxa de resfriamento seja máxima e a temperatura atingida a 2 milímetros de profundidade seja mínima, ou seja, a razão $(dT/dt)/T_{max}$ seja grande. Neste caso, curvas $(dT/dt)/T_{max}$ contra o fator de energia foram esboçados e apresentados nas figuras 34 e 35. Ou seja, dependendo das condições da tocha, o gradiente térmico poderá ser diferente.

Por outro lado, as taxas de resfriamento também aumentaram com o fator de energia, como mostrado na figura 6.14 e 6.15. Entretanto, verifica-se que as transferências térmicas variam com as frequências dos pulsos de corrente.

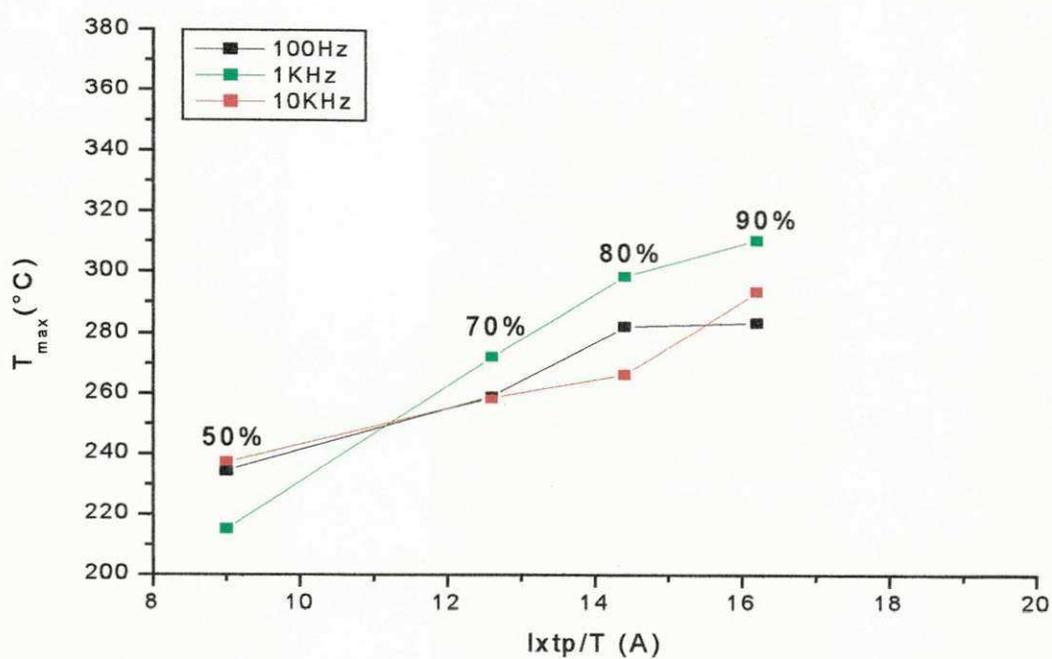


Figura 6.12. Perfis térmicos, T_{max} x Fator de energia para 18 A.

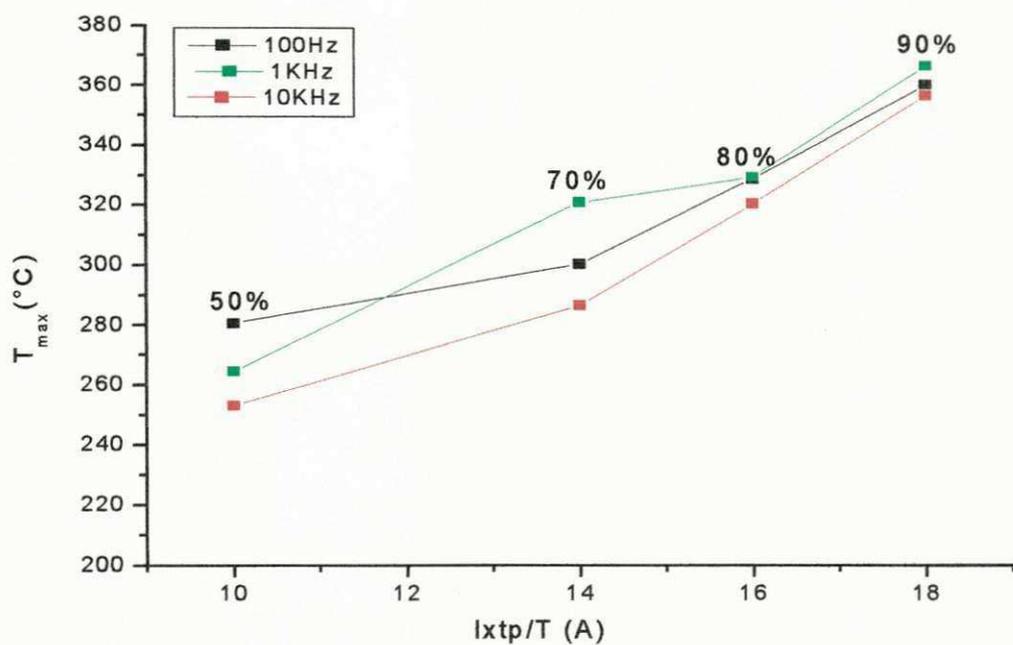


Figura 6.13. Perfis térmicos, T_{max} x Fator de energia para 20 A.

Uma observação dos gráficos das figuras 6.12 e 6.13 permite concluir que a uma profundidade de 2,0 mm da superfície, não será possível a sua austenitização e, conseqüentemente, não haverá endurecimento por têmpera nesta profundidade. Na superfície da amostra, entretanto, esta temperatura é bastante superior. Isto pode ser concluído através da incidência direta da tocha sobre um termopar revestido com uma camisa em aço inoxidável, com uma espessura em torno de 0,3 mm. Verificou-se que mesmo para correntes muito baixas como 2 A, obteve-se uma temperatura da ordem de 1190 °C. A figura 6.16 mostra o gráfico da curva de aquecimento desta camisa, para a corrente de 2 A, 1 KHz de frequência e $t_p/T=0,5$.

Desta forma a tocha de plasma apresenta-se como um equipamento que possibilita alcançar a temperatura de austenitização e seguido de resfriamento rápido permite o endurecimento superficial de aços, no que diz respeito à temperatura de têmpera.

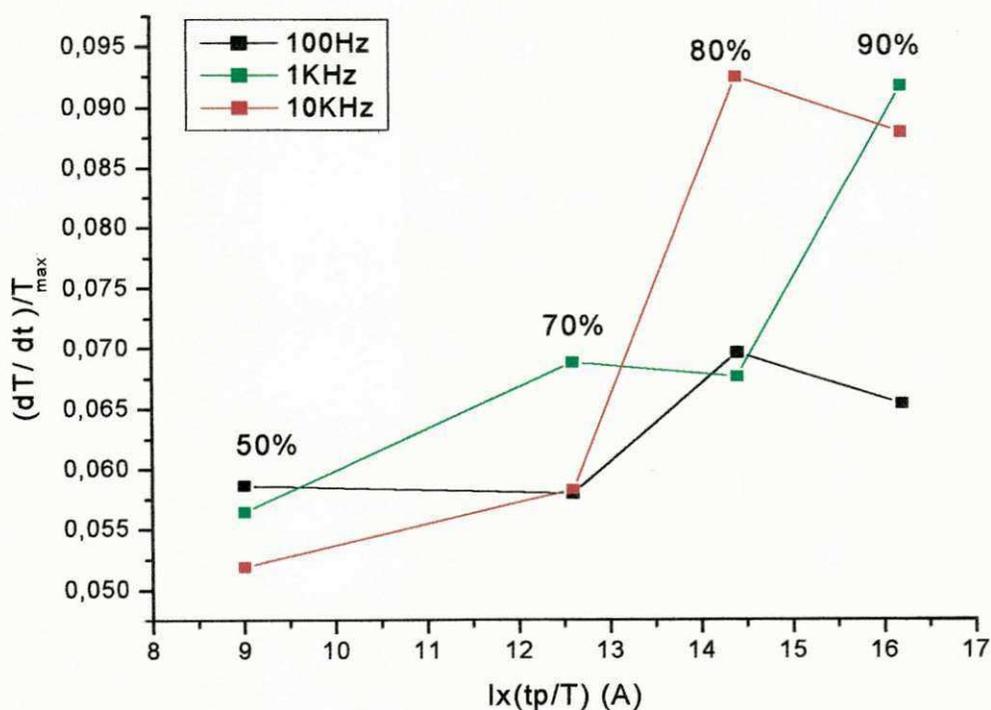


Figura 6.14. Taxa_{resf}/T_{max} em função do fator de energia para I=18 A

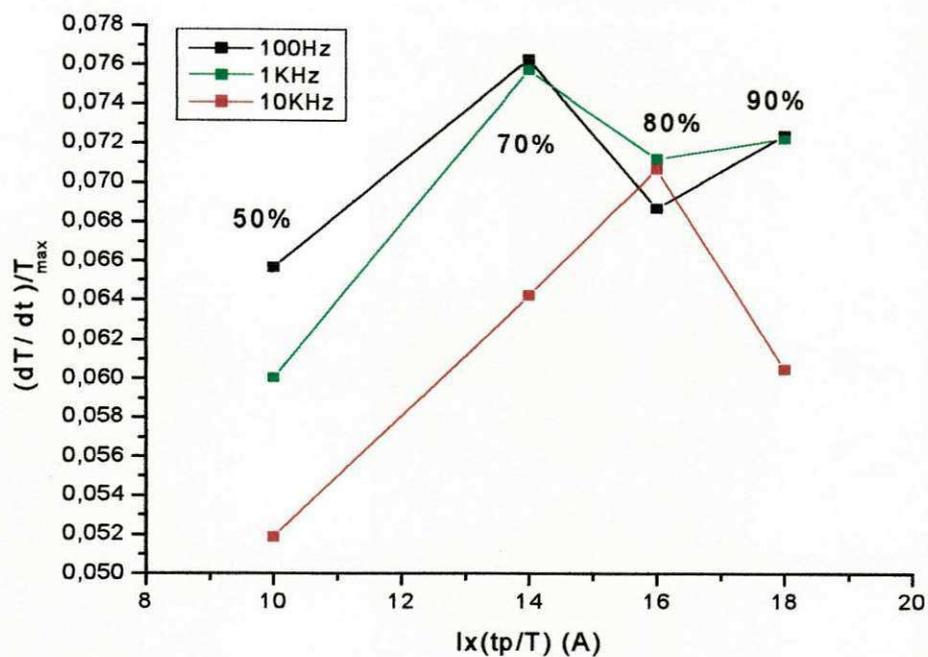


Figura 6.15. Taxa d_{rest}/T_{max} em função do fator de energia para $I=20A$

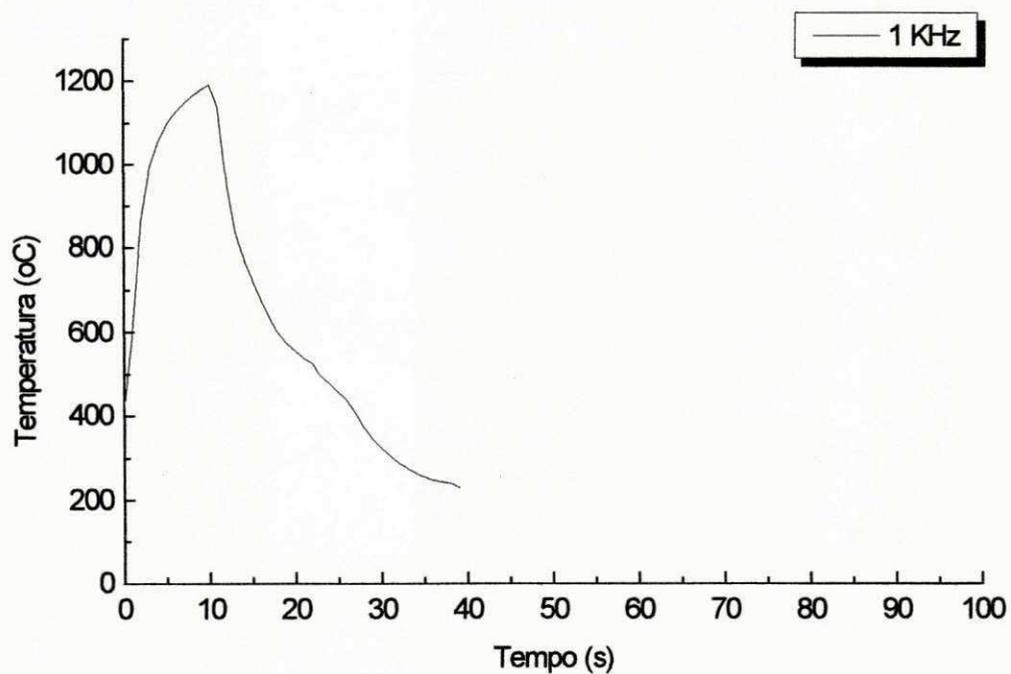


Figura 6.16. Perfil térmico diretamente sobre o termopar ($f=1kHz$, $I=2 A$).

6.2. TEMPERA SUPERFICIAL COM A TOCHA DE PLASMA PULSADO.

Como descrito anteriormente, foram tratados dois tipos de aços, a saber: aço inox SAE 420 e SAE 4340. Para o aço SAE 420 (chapa de 2 mm) devido a sua espessura muito delgada verificou-se o endurecimento também do substrato. Mas como se pode observar na figura 6.17 que apresenta a seção transversal da amostra, região próxima da superfície aquecida distingue-se uma camada com uma profundidade de $\approx 26,60 \mu\text{m}$. mais refinada como prenúncio de maior dureza.

Uma visão geral da seção transversal da material depois de aquecida superficialmente com a tocha de plasma pulsado é mostrada na figura 6.17.

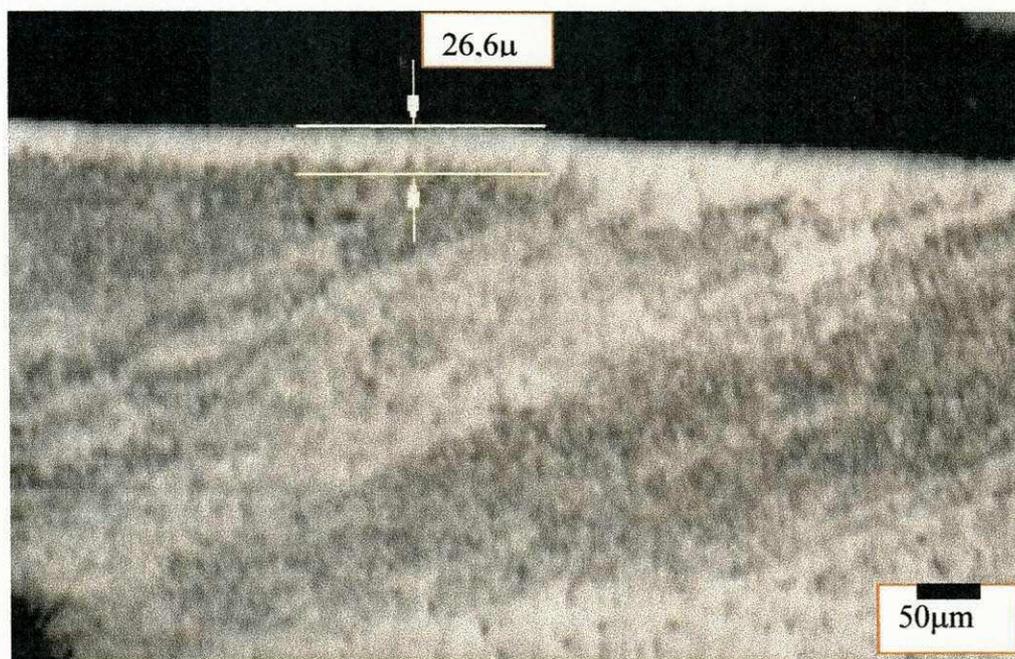


Figura 6.17. Microestrutura da camada temperada aço inox 420.

Obteve-se uma superfície com baixa rugosidade com relação à superfície original. Embora o refinamento da estrutura na região próxima da superfície possa conduzir a um aumento na dureza medido pelo teste de microdureza ela não se define com clareza. Os

valores das durezas das superfícies após com as amostras do aço inox 420 com dimensões de (20x20 e h=2,0) estão listados na tabela 6.1.

Uma análise dos valores obtidos nos testes de microdureza das amostras depois de aquecidas superficialmente, mostram que houve um aumento significativo no valor da dureza original (260 HV) dobrando em certos casos. Uma análise dos dados da tabela 6.3 mostram que as amostras que apresentaram valores mais elevados são aquelas que foram aquecidas nas seguintes condições: ($I=18A$; $I_b=2A$; $f=10$ kHz; e tempos que variam de 5 a 25 segundos). Nesta tabela também pode-se ver que as amostras tratadas com correntes mais baixas (15 A) e superiores a 18 A (19 a 20 A) apresentaram dureza mais baixa quando se esperaria durezas mais elevadas. Isto se deve ao fato de que a energia introduzida por estas correntes não ter sido suficiente para alcançar a temperatura de têmpera, correntes inferiores a 18 A e por outro lado, para correntes superiores a 18 A, as taxas de resfriamento não alcançaram o limiar para a formação da estrutura martensítica para as amostras do aço

Na tabela 9.1 (Anexo A) estão apresentados todos os valores das durezas resultantes dos tratamentos realizados, com as amostras do aço inox SAE 420 onde se pode observar que algumas amostras alcançaram o endurecimento de face a face, leia-se frente e verso, condição que não atende o propósito deste trabalho.

Tabela 6.3. Condições de tratamento e durezas resultantes aço inox SAE 420.

Condições (I / I _b / f / t / t _p /T)	Durezas					
	HV ₁	HV ₂	HV ₃	HV ₄	HV ₅	HV ₆
15A, 2 ^A , 10KHz, 10s, 50%.	195	177	134	181	181	201
15A, 2A, 10KHz, 15s, 50%.	283	311	333	258	195	190
18A, 2A, 10KHz, 10s, 70%.	266	274	274	572	525	370
18A, 2A, 10KHz, 10s, 80%.	283	302	397	525	397	383
18A, 2A, 10KHz, 15s, 50%.	333	383	322	464	195	168
18A, 2A, 10KHz, 15s, 70%.	333	413	464	483	464	357
18A, 2A, 10KHz, 15s, 80%.	322	483	397	724	724	464
18A, 2A, 10KHz, 20s, 50%.	274	548	572	599	529	525
18A, 2A, 10KHz, 5s, 70%.	164	186	266	258	206	206
18A, 2A, 10KHz, 5s, 80%.	311	397	283	258	322	397
18A, 2A, 10KHz, 5s, 85%.	370	357	370	333	302	283
18A, 2A, 10KHz, 5s, 90%.	525	503	525	370	503	322
18A, 2A, 10KHz, 5s, 95%.	397	413	464	429	446	483
18A, 2A, 10KHz, 5s, 95%.	503	483	483	483	383	274
20A, 2A, 100Hz, 5s, 70%.	128	201	311	274	206	195
20A, 2A, 10KHz, 5s, 70%.	190	195	172	121	126	150
20A, 2A, 10KHz, 5s, 75%.	157	168	181	195	190	164
20A, 2A, 10KHz, 5s, 80%.	190	224	212	128	190	168
20A, 2A, 10KHz, 5s, 85%.	258	292	322	333	370	206
20A, 2A, 10KHz, 5s, 90%.	217	206	212	137	201	186
20A, 2A, 1KHz, 5s, 70%.	217	212	201	217	201	195
20A, 2A, 1KHz, 5s, 90%.	224	126	224	212	212	212

Diante do exposto, com base nos resultados conhecidos e obtidos dos testes realizados com as amostras do aço inox SAE 420 e os parâmetros que resultaram em aumento de dureza (frequência, corrente, razão cíclica e tempo) foram preparadas 5 (cinco) amostras do aço SAE 4340, como forma de estender a aplicabilidade da técnica a outros tipos de aços.

A microestrutura original do material antes do aquecimento é apresentada na figura 6.18.

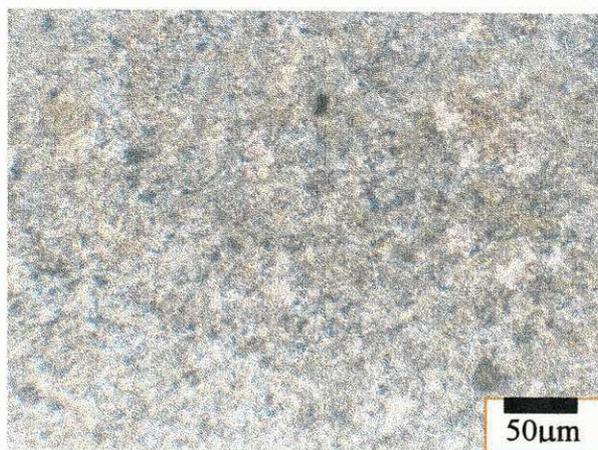


Figura 6.18. Microestrutura do material original aço 4340.

Uma visão geral da seção transversal das amostras depois de aquecidas superficialmente com a tocha de plasma é mostrada nas figuras 6.19, 6.20 (tarugo de aço SAE 4340). Tal como na sistemática anterior, obteve-se uma superfície com baixa rugosidade com relação à superfície original. Uma observação detalhada das regiões aquecidas revela uma fina camada com granulometria muito fina, característica das altas taxas de resfriamento envolvidas no processo. Todavia a microestrutura não se revela com clareza como no caso anterior. Entre a região de maior dureza e o substrato acha-se uma região paralela, com dureza intermediária das regiões que a cercam. A característica microestrutural dessa região perto da interface com o substrato com dureza mais baixa medida, indica que pode ser uma região rica em ferrita.

Durante o aquecimento com a tocha de plasma devido à região afetada ser rasa, um gradiente térmico muito íngreme é desenvolvido pela interface, ou seja, são obtidas taxas de esfriamento muito altas. Devido às espessuras das amostras usadas, 10 mm, o esfriamento pode ser considerado unidirecional pelo metal, como consequência da grande relação do volume de material aquecido/não aquecido.

O perfil de microdureza, HV da seção transversal do metal aquecido é apresentado na figura 6.41 e os valores listados na tabela 6.4, uma observação do tamanho das endentações mostra que a dureza aumenta à medida que se caminha do centro para a borda da região temperada.

Tabela 6.4. Condições de tratamento e durezas resultantes aço SAE 4340.

Condições (I / I _b / f / t / t _p / T)	Durezas					
	HV ₁	HV ₂	HV ₃	HV ₄	HV ₅	HV ₆
18 A 1 A 10 kHz 25 s 70%	333	357	302	333	397	357
19 A 1 A 10 kHz 15 s 70%	311	302	322	383	258	345
19 A 1 A 10 kHz 25 s 70%	357	302	311	413	383	322
19 A 1 A 10 kHz 25 s 70%	397	370	333	311	274	378
19 A 1 A 10 kHz 40 s 70%	397	397	429	413	397	388
19 A 1 A 10 kHz 40 s 70%	464	345	429	370	413	358
19 A 1 A 10 kHz 40 s 70%	503	370	333	357	345	383
19 A 1 A 10 kHz 40 s 70%	370	397	357	345	357	360
19 A 1 A 1 Hz 40 s 90%	803	525	292	446	392	292
Na superfície (trilha)	894	847	847	724	762	1003

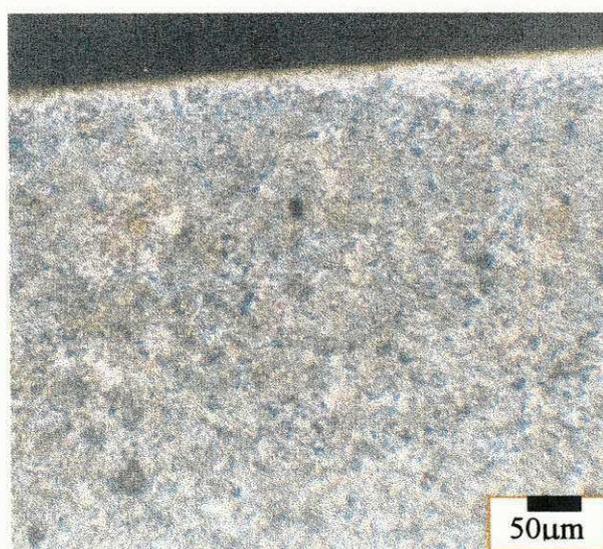


Figura 6.19. Microestrutura da camada temperada.

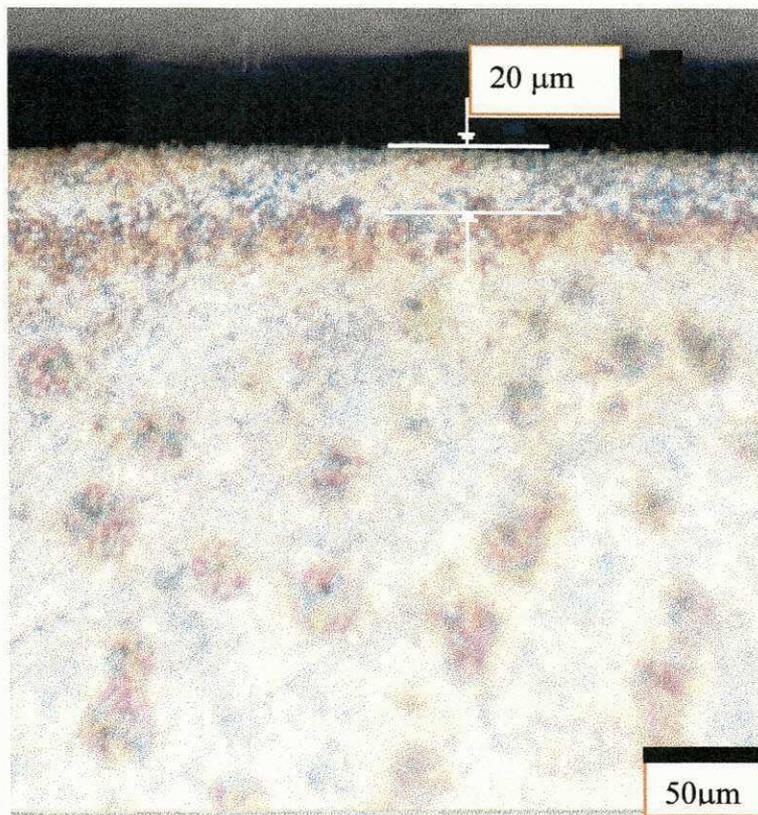


Figura 6.20. Amostra do aço SAE 4340, apresentando superfície temperada.

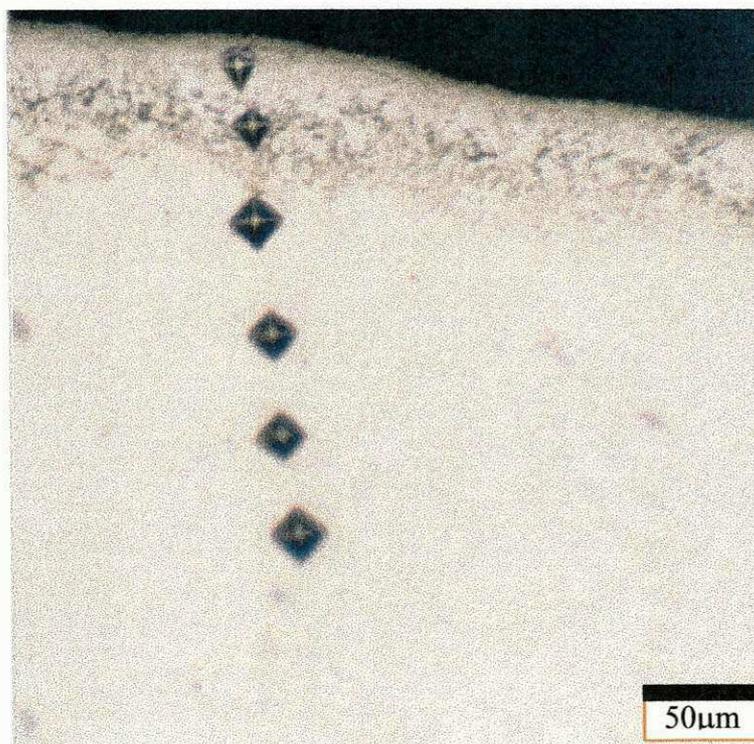


Figura 6.21. Perfil de microdureza, seção transversal, para o aço SAE 4340.

7.0 - CONCLUSÕES

1. A tocha a plasma pulsado pode ser uma técnica concorrente de técnicas a laser para endurecimento de superfícies de aços.
2. Têmpera superficial de aços, sem refrigeração, pode ser realizada com o uso de tocha a plasma.
3. Camadas endurecidas com espessura de aproximadamente 26 μm (aço SAE 420) e 20 μm (aço SAE 4340) foram obtidas por esta técnica.
4. Os melhores resultados foram verificados nos tratamentos feitos com correntes de 18 para aços SAE 420 e 19 A para aços SAE 4340.
5. É possível o controle da espessura da camada mediante variação da frequência e da razão cíclica
6. De um modo geral, para razão cíclica maior tem-se uma maior espessura de camada endurecida.
7. Para frequências mais elevadas a temperatura, as taxas de aquecimento e de resfriamento são maiores.

8.0 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.

- Fazer uma modelagem do processo de distribuição do calor na amostra.
- Construir uma mesa coordenada mecanizada que possibilite a tocha varrer a superfície dos espécimes uniformemente.
- Testar o processo com outros tipos de aços.
- Fazer o pulsado direto no termopar.

9 - ANEXO A.

Tabela 9.1 Condições de tratamento e durezas gerais resultantes aço inox SAE 420.

Condições	Durezas							Obs
	HV ₁	HV ₂	HV ₃	HV ₄	HV ₅	HV ₆	HV ₇	
10 ^A , 2A, 100Hz, 10s, 50%	160	237	195	186				
15 ^A , 2A, 10KHz, 10s, 50%	195	177	134	181	181	201	217	
15 ^A , 2A, 10KHz, 15s, 50%	283	311	333	258	195	190	206	
18 ^A , 2A, 10KHz, 10s, 50%	143	146	172	153	206	118	160	
18 ^A , 2A, 10KHz, 10s, 50%	237	357	206	357	258	140		
18 ^A , 2A, 10KHz, 10s, 70%	266	274	274	572	525	370	572	
18 ^A , 2A, 10KHz, 10s, 80%	283	302	397	525	397	383	397	
18 ^A , 2A, 10KHz, 15s, 50%	333	383	322	464	195	168	251	
18 ^A , 2A, 10KHz, 15s, 70%	333	413	464	483	464	357	464	
18 ^A , 2A, 10KHz, 15s, 80%	322	483	397	724	724	464	370	
18 ^A , 2A, 10KHz, 20s, 50%	274	548	572	599	529	525	488	
18 ^A , 2A, 10KHz, 20s, 50%	333	333	302	333	224			S T
18 ^A , 2A, 10KHz, 20s, 70%	429	429	311	413	627	503	724	
18 ^A , 2A, 10KHz, 20s, 70%	503	503	548	503	503	464		S T
18 ^A , 2A, 10KHz, 25s, 50%	397	429	429	429	429			S T
18 ^A , 2A, 10KHz, 25s, 50%	302	243	370	483	333	311	383	
18 ^A , 2A, 10KHz, 25s, 50%	429	429	429	429	397			S T
18 ^A , 2A, 10KHz, 3s, 95%	345	258	157	212				
18 ^A , 2A, 10KHz, 5s, 80%	311	397	283	258	322	397	206	
18 ^A , 2A, 10KHz, 5s, 85%	370	357	370	333	302	283	190	F(3)
18 ^A , 2A, 10KHz, 5s, 85%	599	525	429	383				V(3)
18 ^A , 2A, 10KHz, 5s, 90%	525	503	525	370	503	322	251	F(1)
18 ^A , 2A, 10KHz, 5s, 90%	357	599	503	383	190			V(1)
18 ^A , 2A, 10KHz, 5s, 95%	397	413	464	429	446	483	370	F(2)
18 ^A , 2A, 10KHz, 5s, 95%	503	483	483	483	383	274		V(2)
18 ^A , 2A, 100Hz, 10s, 50%	483	503	397	397	446	333	274	F(4)
18 ^A , 2A, 100Hz, 10s, 50%	217	160		164	190			V(4)
20 ^A , 2A, 100Hz, 10s, 50%	572	525	724	724	572	429	413	F(5)
20 ^A , 2A, 100Hz, 10s, 50%	322	357	397	724	429	525	446	V(5)
19 ^A , 1A, 100Hz, 10s, 50%	302	572	333	599	503	429	292	

S.T = Seção Transversal; F = Frente; V = Verso.

10-REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- A. Rose, "Das Abkühlungsvermögen von Stahl-Abschreckmittln," Archiv Eisenhüttenwesen, 1940, 13, 345;
- Bain, E. C. E Paxton, H. W. – Alloying Elements in Steel – 2^a ed. – ASM – 1961.
- Bhushan, B. ; Gupta, B.K., Handbook of tribology - materials, coatings and surface treatments, New York, McGraw-Hill, 1991;
- Brandi, S. (1992), Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex Din W. Nr. 14462 (UNSS31803), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo;
- Chaverini, Vicente. Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos / Vicente Chaverini. ---7 ed. Ampl. E ver. – São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996;
- Cullity, B.F.; x-ray diffraction, London, Addison-Wesley, 1967. 513p.
- Dusek, V.; Musil, J. Microwave plasmas in surface treatment technologies. Czechoslovak Journal of Physics, v.40, p.1185-205, Dez. 1989;
- Dugdale, R.A. Glow discharge material processing. London, Mills & Boon, 1971. 62p;
- Edenhofer, B. Physical and Metallurgical aspects of ionnitriding. Heat Treatment of Metals, v.I, part. 1, p.23-8, 1974;
- Einspruch, N.M., and D. M. Brown, eds., VLSI Electronics Microstructure Science. New York: Academic Press, 1984,.
- Guthrie and Archer, 1975; Morgan, 1971; Reinke and Gowan, 1978; Stevens, 1981; Thelning, 1984). Handbook of tribology - materials, coatings and surface treatments, New York, McGraw-Hill, 1991;

- Hick A J. "What's new in surface heat treatment?" *The Metallurgist and Materials Technologist*. Dec. 1979, Vol. 11, n 12, 685-691;
- Hick A J. "Advances in surface heat- treatment processes". *The Metallurgist and Materials Technologist*. July 1983, Vol. 15, n 7, 325-330;
- Hick A J. "Rapid surface heat treatment – a review of laser and electron beam hardening". *Heat Treatment of Metals*. 1983, Vol. 10, n. 1, 3-11;
- Honeycombe, R.W.K. *Steels - microstructure and properties*. 3.ed. London, Bedford Square, 1987. 243p;
- Hume-Rothery, W. *The structure of alloys of iron*. Oxford, Pergamon Press, 1966;
- H. Gröber and S. Erik, "Die Grundgesetze der Warmübertragung," 1933. Berlin (Julius Springer);
- H. j. French. "The Quenching of Steels," 1930. Cleveland (ASM);
- Ivanov, L I.; Komissarov, A P ; Machlin, N A ; Poliakov, V.A. *Materials surface modification by reactive gas-ion bombardment : low - energy irradiation*. *Vacuum*, v.43, n.10, p. 955-9, 1992;
- INTERNATIONAL CONFERENCE ON ION NITRIDING/ CARBURIZING, 2, Cincinnati, 1989. *Proceedings*. Materials Park, ASM International, 1989. p.57-66;
- J. B. Austin, "Quenching Flow of Heat in Metals," p. 50, 1942. Cleveland (ASM);
- Maciel, T. M. *Ciclos Térmicos em Metais de Solda de Alta Resistência*. São Carlos, SP, fev. 1994. tese de Doutorado – Universidade Federal de São Carlos.
- Machado, Ivan Guerra. *Soldagem e técnicas conexas: processos / Ivan Guerra Machado*. – Porto Alegre 1996 p219;
- M. A. Grossmann, M. Asimow, and S. Urban, "Hardenability, Its Relation to Quenching, and Some Qualitative Data," *Hardenability of Alloy Steels*, p. 124, 1939. Cleveland (ASM).

- Novikov, I. Teoria dos tratamentos térmicos dos metais. Rio de Janeiro, Ed. UFRJ, 1994. 550p;
- N. B. Pilling and T. D. Lynch. "Cooling Properties of Technical Quenching Liquids," "Trans. AIME, 1920, 62, 665;
- Oakley, P.J. Laser surface review: processes and industrial applications. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING, 1, Brighton, 1985. Abington, The Welding Institute, 1986. v.3, p.67-80;
- Ronviket, G., Onsoien, M. I., Kluken, A. O. , et al. High Heat Input Welding of Offshore Structures – Procedures and Weld Properties. Welding Journal, p. 331s-339s, September 1992.
- Rosnagel, S.M.; Cuomo, J.J.; Westwood, W.D. Handbook of plasma processing technology - fundamentals, etching, deposition and surface interactions. New Jersey, Noyes, 1989. 523p;
- Sankaran, V. Advances in materials technology : monitor, n.24/25. p.1-39, Feb. 1992;
- Tsai,W-E., et al. Surface modification of ferritic stainless steel by laser alloying. Thin Solid Films, v. 247, p. 79-84, 1994;
- TOOL STEEL TUTORIAL – HEAT TREATING/August 1992, v.24 p 22;
- T. F. Russell, "Some Mathematical Considerations on the Heating and Cooling of Steel," First Report of the Alloyed Steel Research Committee, Iron and Steel Institute Special Report, 1936, 14, 149;
- THERMAL PLASMA and NEW MATERIALS TECHNOLOGY. Volume 1: Investigations and Design of Thermal Plasma Generators . O.P Solonenko and M. F Zhukov;
- Wainer, E. et al soldagem, Processo e Metalurgia, Ed Edgar Blucher, São Paulo, 1992.

- Wells T. C, An Overview Of Surface Coating and Treatment Processes, Surfacing J., 1978
_9, (4), pp 2-9;
- Kelly, R. Bombardment-induced compositional change with alloys, oxides, oxysalts and halides. In: Rossnagel, S.M.; Cuomo, J.J.; Westwood, W.D. Handbook of plasma processing - technology-fundamentals, etching, deposition and surface interactions. New Jersey, Noyes, 1989. p. 91-137;
- Kohno, R. & Jones, S. B. – An Initial study of arc Energy and Thermal Cicles in The Submerged-Arc Welding of Steel The Welding Institute Research Report, 81/ 1978/ PE. p. 1-20. December,1978.
- Vaccari, J.A. Tratamento com laser faz peças mais resistentes à fadiga. Máquinas e Metais, v. 27, n.329, p. 44-9, maio, 1993;
- V.F. Put ko, et al, In: Theory of thermal electric arc plasma, Nauka, Novosibisk (1987), pp. 62-74;