

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**ANÁLISE DO PROCESSO LASER CLADDING DE
UM AÇO AISI 420 SOBRE UM AÇO DE BAIXA LIGA**

Autor: **Walther Azzolini Junior**

Orientador: **Maria Clara Filippini Ierardi**

07/96

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR Walther Azzolini
Junior E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 26/07/96.
Maria Clara Filippini Ierardi
ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**ANÁLISE DO PROCESSO LASER CLADDING DE
UM AÇO AISI 420 SOBRE UM AÇO DE BAIXA LIGA**

Autor: **Walther Azzolini Junior**

Orientador: **Maria Clara Filippini Ierardi**

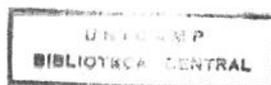
Curso: Engenharia Mecânica

Unidade: Faculdade de Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Engenharia de Materiais

Tese de mestrado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito parcial a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 1996
S.P. - Brasil



UNIDADE	BC
N.º CHAMADA:	T/UNICAMP
V.	Ag 98 al
TIPO BC	29016
PROG.	667/96
C	<input type="checkbox"/>
D	<input checked="" type="checkbox"/>
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	05/11/96
N.º CPD	

C.M.00099348-5

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

Az64a

Azzolini Junior, Walther

Análise do processo laser cladding de um aço AISI 420 sobre um aço de baixa liga / Walther Azzolini Junior.-- Campinas, SP: [s.n.], 1996.

Orientador: Maria Clara Filippini Ierardi.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1 Laser - Indústria. 2. Lasers. 3. Aço - ferramenta. 4. Metais - Processos de solidificação rápida. I. Ierardi, Maria Clara Filippini. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

TESE DE MESTRADO

**ANÁLISE DO PROCESSO LASER CLADDING DE UM
AÇO AISI 420 SOBRE UM AÇO DE BAIXA LIGA**

Autor: Walther Azzolini Junior

Orientador: Dra. Maria Clara Filippini Ierardi



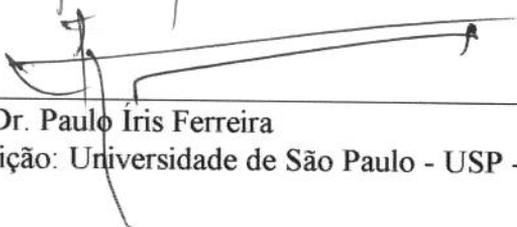
Profa. Dra. Maria Clara Filippini Ierardi, Presidente

Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP - Campinas S.P.



Prof. Dr. Amauri Garcia

Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP - Campinas S.P.



Prof. Dr. Paulo Iris Ferreira

Instituição: Universidade de São Paulo - USP - São Paulo - S.P.

Campinas, 26 de julho de 1996.

Dedicatória:

Dedico esse trabalho a minha esposa Rosângela, a meu filho Frederico, aos meus pais, a minha irmã Renata e aos meus avós.

Saudades
Da minha tia querida Gracy
in memoriam

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser concluído sem a ajuda de diversas pessoas e entidades às quais presto minha homenagem:

Aos meus **pais** pela dedicação e carinho com que me conduziram em todos os momentos de minha vida;

Agradeço em **especial** aos meus amigos **Paulo S. Wagner e Jaime Spim Junior** pela amizade, preocupação e apoio nos momentos mais difíceis da realização desse trabalho;

Agradeço à **Dra. Maria Clara Filippini Ierardi**, pelo empenho e dedicação na orientação deste trabalho;

Agradeço ao Dr. Sérgio Gama pelo auxílio na realização do difratograma das amostras analisadas;

Agradeço ao Luís Galego e ao **IPEN** pela realização da análise de Raio-X quantitativa para detecção de austenita retida;

Agradeço ao amigo George Otubo pelo material cedido;

Agradeço ao Dr. Amauri Garcia pelas sugestões e auxílio a elaboração desse trabalho;

Agradeço ao **CNPq** pelo auxílio - bolsa na realização desse trabalho durante o mestrado;

Agradeço a todos os colegas do **DEMA/FEM** que contribuíram para a execução deste trabalho;

Agradeço a colaboração do aluno de iniciação científica Telmo Terumi Teramoto, das técnicas do laboratório de materiais do **DEMA/FEM/UNICAMP** Rita Helena Buso Jacon e Claudia pela colaboração nos trabalhos experimentais, cujo empenho não tenho palavras para agradecer;

Agradeço ao **Prof. Dr. Rui Vilar** do Dep. de Engenharia de Materiais, **Instituto Superior Técnico de Lisboa, Portugal**, pelo suporte técnico e experimental e pelas discussões e sugestões durante o decorrer desse trabalho.

Esta tese é resultado do convênio Bilateral **Brasil/Portugal**, através do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (**CNPq**) e Junta Nacional de Investigação Científica e Tecnológica (**JNICT**) e entre as Instituições Universidade Estadual de Campinas e Instituto Superior Técnico de Lisboa.

**“Não há vento favorável para quem
não sabe a que porto se dirige”**

Sumário

	Página
CAPÍTULO 01- INTRODUÇÃO, OBJETIVOS E METODOLOGIA	01
1.1 Introdução	01
1.2 Objetivos do trabalho	03
1.3 Metodologia	03
CAPÍTULO 02 - O LASER	04
2.1 Um pouco da história do laser	04
2.2 Características do laser	06
2.2.1 Propriedades da luz laser	08
2.2.1.1 Coerência temporal	10
2.2.1.2 Coerência espacial	12
2.2.2 Emissão espontânea e estimulada e absorção	14
2.2.3 Inversão de população e bombeamento	21
2.2.4 Sistema laser de três níveis de energia	22
2.2.5 Sistema laser de quatro níveis de energia	24
2.2.6 Cavidade de realimentação	26
2.2.7 Configurações dos modos	27

2.3 Considerações do que foi exposto	29
2.4 Principais lasers	30
2.4.1 Lasers neodímio - vidro e YAG	35
2.4.2 Laser de bióxido de carbono	37
CAPÍTULO 03 - ÓPTICA EXTERNA À CAVIDADE	42
3.1 Introdução	42
3.2 Potência total em um feixe gaussiano	43
3.3 Modificação de um feixe Gaussiano por uma lente	44
3.4 Profundidade de foco	46
3.5 Densidade de potência	49
3.6 Densidade de energia	49
3.7 Exemplo	51
3.8 Conclusões	56
CAPÍTULO 04 - INTERAÇÃO DA RADIAÇÃO ELETROMAGNÉTICA COM O MATERIAL	63
4.1 Considerações	63
4.2 Processo de interação	69
CAPÍTULO 05 - CONSIDERAÇÕES DO PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO RÁPIDA	73
5.1 Introdução	73
5.2 Seleção de microestruturas	78
5.3 Instabilidade da frente de solidificação (interface S/L)	79
5.4 Estabilidade da frente de solidificação	80
5.5 Crescimento dendrítico	82

5.6 Crescimento eutético binário	86
5.7 Segregação	88
5.8 Mapas de seleção de microestrutura	89
CAPÍTULO 06 - PROCESSOS DE TRATAMENTO TÉRMICO A LASER	92
6.1 Laser Glazing	92
6.2 Laser Surface Alloying	93
6.3 Laser Surface Cladding	94
6.3.1 Considerações técnicas do processo	98
CAPÍTULO 07 -CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS INOX. MARTENSÍTICOS	102
7.1 Introdução	102
7.2 Aços inoxidáveis martensíticos	103
7.2.1 Aspectos estruturais	104
7.2.2 Equivalentes numéricos	110
7.2.3 Ferrita delta	111
7.2.4 Resistência Mecânica	113
7.2.5 Análise química	113
7.2.5.1 Teor de carbono	113
7.2.6 Temperabilidade	114
7.2.6.1 Mecanismos de aumento de resistência	114
7.2.7 Microestruturas e efeito do tratamento térmico	115
7.2.8 Taxa de resfriamento	115

7.3 Cinética da transformação martensítica	120
7.4 Resistência a corrosão	122
7.4.1 Corrosão intergranular	122
7.4.2 Corrosão sob tensão	124
7.5 Emprego do aço inoxidável martensítico AISI420	125
7.6 Condições de tratamento térmico para o AISI420	125
Capítulo 08 - Escolha do material e considerações sobre a avaliação das camadas obtidas	129
8.1 Introdução	129
8.2 Processo e material adotado	132
8.2.1 Justificativa	132
8.3 Avaliação do processo de acordo com a norma A263 - 63 da ASTM	135
8.3.1 Escopo da norma	135
8.3.2 Processo de obtenção do aço empregado	136
8.3.3 Tratamento térmico	136
8.3.4 Espessura da camada depositada	136
8.3.5 Propriedades físicas	136
8.4 Ângulo de molhamento das trilhas	139
8.4.1 Medidas da tensão superficial	139
CAPÍTULO 09 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	144
9.1 Materiais utilizados e preparação das amostras	144
9.1.1 Materiais utilizados	144
9.1.2 Preparação das amostras	144

9.2 Definição dos parâmetros	146
9.2.1 Parâmetros adotados e a determinação da velocidade de deslocamento do feixe em função do ângulo de molhamento	146
9.3 Processo	150
9.4 Técnicas de análise	151
9.4.1 Microdureza	153
9.4.2 Difratoograma	154
9.4.3 Microsonda eletrônica	155
9.4.4 Espaçamento dendrítico (taxa de resfriamento)	155
9.4.5 Ensaio de Corrosão	156
CAPÍTULO 10 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS	157
10.1 Variação da densidade de energia	157
10.2 Velocidade de deslocamento do feixe	158
10.3 Microestrutura	159
10.3.1 Difratoograma	178
10.4 Taxa de resfriamento	180
10.5 Microsonda eletrônica	181
10.6 Microdureza	183
10.7 Corrosão	197
CAPÍTULO 11 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	206
11.1 Conclusões	206
11.2 Sugestões para trabalhos futuros	207
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	208
APÊNDICE 'A'	
ANEXO '1'	
ANEXO '2'	

Resumo

AZZOLINI JR., Walther, Análise do processo Cladding de um aço AISI420 sobre um aço de baixa liga, Campinas,: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996. 212 p. Tese (Mestrado)

O laser é hoje uma efetiva ferramenta para uma ampla faixa de tratamentos de superfície, apresentando a vantagem de afetar somente a zona superficial, sem afetar o material como um todo. As várias aplicações podem ou não envolver a fusão da superfície. Dentre os tratamentos com fusão, pode ser provocada apenas a fusão superficial e resolidificação ou podem ser feitos tratamentos que envolvem a deposição de materiais sobre um substrato, tratamentos conhecidos como Alloying e cladding, nos quais a diferença é a quantidade de material depositado e, portanto, a camada final resultante. A solidificação rápida produz alguns efeitos, tal como supersaturação, microcristalinidade e fases metaestáveis. Estas mudanças superficiais podem melhorar a dureza, resistência ao desgaste e a corrosão. No presente trabalho um laser cladding do aço AISI420 sobre o aço P20 foi realizado. A microestrutura, a profundidade e a largura da zona fundida da camada depositada foi analisada e a dureza foi determinada como uma função da profundidade.

Palavras Chave

- Laser cladding, Aço ferramenta, Lasers na Indústria

Abstract

AZZOLINI JR, Walther, Analysis of Laser Cladding of Steel AISI420 on Low Alloy Steel Substrate. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996. 212 p. Tese (Mestrado).

The laser today is an effective tool to a large range of surface treatments, presenting the advantage of affecting only a surface zone, without involving all material. The several applications can or not involve a surface melting. Among the treatment with melting, a single fusion and resolidification can be made or treatment that involves deposition of materials over a substrate. These treatments are named alloying and cladding. The difference between them is the quantity of deposited materials and, hence, the final layer. The rapid solidification produces several effects, such as supersaturation, microcrystallinity and metastable phases. These surface changes can improve hardness, corrosion and wear resistance. In the present work a laser cladding of AISI420 on P20 was carried out. The microstructure the depth and the width of remelted zone and layer deposited were analysed and the hardness was determined as a function of the depth.

Key Words

- Laser Cladding, Tool Steel, Lasers in Industry

Lista de Figuras

Capítulo 2

Figura 2.1 - As ondas planas eletromagnéticas correspondem a propagação no espaço de campos elétricos e magnéticos variáveis - **FONTE: S. S. Charschan, 1972**

Figura 2.2 - Representação esquemática de um laser

Figura 2.3 - Propagação do feixe Gaussiano a partir de uma cintura de diâmetro W_0 - **FONTE: S. S. Charschan, 1972**

Figura 2.4 - Coerência temporal máxima e incoerência completa

Figura 2.5 - Comparação das características de focalização do feixe de luz laser com uma fonte de luz incoerente - **FONTE: S. S. Charschan, 1972**

Figura 2.6 - Interação de um sistema laser de três níveis com um campo eletromagnético - **FONTE: S. S. Charschan, 1972**

Figura 2.7 - Princípio de funcionamento de um laser - **FONTE: S. S. Charschan, 1972**

Figura 2.8 - Sistema laser de três níveis - **FONTE: S. S. Charschan, 1972**

Figura 2.9 - Sistema laser de quatro níveis - **FONTE: S. S. Charschan, 1972**

Figura 2.10 - Parâmetros de modo de interesse para um ressonador com espelhos de curvatura desigual - **FONTE: S. S. Charschan, 1972**

Figura 2.11 - Variação da Intensidade Gaussiana do feixe laser em função da posição radial

Figura 2.12 - Esquema da distribuição energética do modo fundamental Gaussiano, círculo de Gargalo, ângulo de divergência e frente de onda - **FONTE: J. R. Berreta, 1995**

Figura 2.13 - Espectro eletromagnético com o posicionamento dos lasers comerciais mais comuns segundo seus comprimentos de onda - **FONTE: J. R. Berreta, 1995**

Figura 2.14 - Forma de produção de potência através de alguns modos de operação - **FONTE: S. S. Charschan, 1972**

Figura 2.15 - Modos normais de vibração da molécula de CO₂ **FONTE: P. R. S. Wagner, 1991**

Capítulo 3

Figura 3.1 - Beam mode TEM₀₀, TEM₀₁ e multimodo - **FONTE: Catálogo - Laser ECOSSE**

Figura 3.2 - Representação de um feixe laser modificado por uma lente - **FONTE: S. S. CHARSCHAN, 1972**

Figura 3.3 - Profundidade de foco para um feixe laser modificado por uma lente - **FONTE: S. S. CHARSCHAN, 1972**

Figura 3.4 - Variação da profundidade de foco com o raio da cintura do feixe para $\lambda = 1.060 \mu\text{m}$

Figura 3.5 - Perfil de corte a laser

Figura 3.6 - Representação esquemática do feixe focalizado

Figura 3.7 - Variação da densidade de potência do laser em função de cada processo específico - **FONTE - S. MARTELLUCCI, 1993**

Figura 3.8 - Representação esquemática das dimensões da pista sobre a superfície do material tratada pelo feixe laser

Figura 3.9 - Representação esquemática do feixe desfocalizado para se obter um diâmetro de 1.5 mm

Figura 3.10 - Traçado Geométrico dos feixes Primário e Secundários -**FONTE: J. Merlin, Jun Li Chang, T. Manderscheid et C. Renard and C. Oliveira, 1991.**

Figura 3.11 - Perfil Gaussiano Resultante (Vista Lateral) - **FONTE: J. Merlin, Jun Li Chang, T. Manderscheid et C. Renard and C. Oliveira, 1991.**

Capítulo 4

Figura 4.1 - A fase e amplitude de uma onda eletromagnética atingindo uma interface ar/sólido e sofrendo reflexão e transmissão - **FONTE: Willian M. Steen, 1991.**

Figura 4.2 - Gráfico da percentagem de energia da radiação laser absorvida pelo material em função da rugosidade média da superfície - **FONTE: J. R. Berreta, 1995.**

Figura 4.3 - Variação da absorção em um corpo sólido com o comprimento de onda aplicado e a variação da temperatura (aço inoxidável 304) - **FONTE: Maillet, 1987.**

Figura 4.4 - Seqüência dos eventos de absorção variando com a potência absorvida - **FONTE: Willian M. Steen, 1991.**

Capítulo 5

Figura 5.1 - Representação esquemática dos vários tipos de tratamentos superficiais a laser: a) fusão (glazing), b) alloying e c) Cladding

Figura 5.2 - Valores calculados da velocidade de solidificação (V_s) desde a base do poço líquido até a superfície da amostra, para duas velocidades de deslocamento do feixe (V_b), para a liga Al - 33Cu - **FONTE: A. Frenk and W. Kuz, 1991.**

Figura 5.3 - Diagrama esquemático da secção longitudinal de centro do feixe laser - **FONTE: A. Frenk and W. Kuz, 1991.**

Figura 5.4 - Formação de diferentes zonas estruturais em função do critério de estabilidade sólido/líquido - **FONTE: A. Frenk and W. Kurz, 1991.**

Figura 5.5 - Variação do espaçamento dendrítico primário e secundário de um aço 310 em função da taxa de resfriamento - **FONTE: J. W. Elmer, S. M. Allen and T. W. Eagar, 1989.**

Capítulo 6

Figura 6.1 - Diagrama esquemático do processo de deposição de laser Cladding -**FONTE: J. S. Singh, 1992.**

Figura 6.2 - Dispositivo para Laser Cladding - **FONTE: Willian M. Steen, 1994.**

Capítulo 7

Figura 7.1 - Efeito da variação do teor de cromo sobre o limite de carbono para a austenita pura a temperaturas elevadas - **FONTE: Paul T. Lovejoy, 1962.**

- Figura 7.2** - Diagrama de equilíbrio do sistema ternário - Fe - C - Cr - **FONTE: N. R. Griffing, 1962.**
- Figura 7.3** - Projeção liquidus para um sistema ternário - Fe - C - Cr - **FONTE: N. R. Griffing, 1962.**
- Figura 7.4** - Diagrama de fase para uma isoterma de 1150 °C de um sistema ternário Fe - C - Cr - **FONTE: N. R. Griffing, 1962.**
- Figura 7.5** - Diagrama de fase para uma isoterma de 850 °C de um sistema ternário Fe - C - Cr - **FONTE: N. R. Griffing, 1962.**
- Figura 7.6** - Diagrama de fase para uma isoterma de 700 °C de um sistema ternário Fe - C - Cr - **FONTE: N. R. Griffing, 1962.**
- Figura 7.7** - Ensaio Jominy de um aço inoxidável martensítico do tipo 410 - **FONTE: Paul T. Lovejoy, 1962.**
- Figura 7.8** - Diagrama TTT de um aço inoxidável do tipo 410 - **FONTE: Paul T. Lovejoy, 1962.**
- Figura 7.9** - Curva de revenido para um aço com 0.14C - 12Cr - **FONTE: Paul T. Lovejoy, 1962.**
- Figura 7.10** - Diagrama esquemático da sensibilização de aço inoxidável devido à precipitação de carbonetos de cromo - **FONTE: Paulo Mei, 1988.**
- Figura 7.11** - Variação da condutividade térmica com a temperatura para um aço inoxidável martensítico AISI420.

Capítulo 8

Figura 8.1 - Variação das propriedades mecânicas em função da temperatura de revenido

Figura 8.2 - Diagrama esquemático do ensaio de aderência da camada por cisalhamento segundo a norma A263 - 63 da ASTM.

Figura 8.3 - Ângulo de molhamento de um líquido sobre uma superfície plana de um sólido

Capítulo 9

Figura 9.1 - Diagrama esquemático da preparação das amostras

Figura 9.2 - Curva de calibração do alimentador de pó

Figura 9.3 - Aspecto da amostra após o revestimento

Figura 9.4 - Micrografia - microestrutura colorida pelo ataque da Tabela 9

Figura 9.5 - Diagrama esquemático do posicionamento das linhas de microdureza

Capítulo 10

Figura 10.1 - Vista de frente das trilhas - vazios na interface

Figura 10.2 - Micrografia - interface substrato camada

Figura 10.3 - Micrografia - interface substrato camada

Figura 10.4 - Micrografia - formato da trilha - ângulo de molhamento

Figura 10.5 - Micrografia - formato da trilha - ângulo de molhamento

Figura 10.6 - Micrografia - formato da trilha - ângulo de molhamento

Figura 10.7 - Micrografia - formato da trilha - ângulo de molhamento

Figura 10.8 - Micrografia - formato da trilha - ângulo de molhamento

Figura 10.9 - Micrografia - formato da trilha - ângulo de molhamento

Figura 10.10 - Micrografia - formato da trilha - ângulo de molhamento

Figura 10.11 - Micrografia - formato da trilha - ângulo de molhamento

Figura 10.12 - Micrografia - aspecto em relevo das fases

Figura 10.13 - Micrografia - aspecto em relevo das fases

Figura 10.14 a 10.39 - Micrografia (camada) - 2000 x

Figura 10.40 - Micrografia - camada - 2º exper. P20 (2) (0.15 g/s) - 125 x

Figura 10.41 (a) - Micrografia - camada - 2º exper. P20 (2) (0.15 g/s) - 500 x

Figura 10.41 (b) - Micrografia - camada - 2º exper. P20 (2) (0.15 g/s) - 500 x
(aquecida a 970 °C por duas horas e resfriada em óleo)

Figura 10.42 - Mudança nos parâmetros c e a da martensita com o teor de carbono em ligas Fe - C.

Figura 10.43 - Micrografia - microscópio eletrônico de varredura - crescimento dendrítico - 1100 x

Figura 10.44 - Micrografia - microscópio eletrônico de varredura - crescimento dendrítico - 1100 x

Figura 10.45 (a) - Gráfico da análise qualitativa da distribuição de cromo sobre a camada e o substrato

Figura 10.45 a 10.58 - Gráficos de microdureza da camada depositada

Figura 10.59 a 10.63 - Aspecto da superfície da amostra exposta ao meio corrosivo

Lista de Tabelas

Capítulo 2

Tabela 2.1 - Tempo de vida do nível laser superior - **FONTE: S. S. Charschan, 1972.**

Capítulo 5

Tabela 5.1 - Taxas de resfriamento estimadas dentro dos limites de vários processos de solidificação

Capítulo 8

Tabela 8.1 - Principais aços usados na confecção de moldes para a injeção de plásticos

Capítulo 9

Tabela 9.1 - Composição nominal como especificado em norma

Tabela 9.2 - Especificações do óleo de têmpera utilizado

Tabela 9.3 - Parâmetros inicialmente adotados

Tabela 9.4 - Parâmetros adotados para o 1º experimento

Tabela 9.5 - Parâmetros adotados para o 2º experimento

Tabela 9.6 - Preparação da amostra

Tabela 9.7 - Preparação da amostra

Capítulo 10

Tabela 10.1 - Parâmetros da Martensita e da austenita tirados do banco de dados do sistema

Tabela 10.2 - Taxa de resfriamento sob a região transversal da camada

Tabela 10.3 - Análise dos resultados da microdureza

Tabela 10.4 - Dados relativos ao ensaio de corrosão

Capítulo 1

Introdução, objetivos e metodologia

1.1. Introdução

A necessidade de superfícies resistentes ao desgaste e à corrosão não é recente em diversas aplicações de Engenharia, visto que determinados componentes mecânicos, em função de sua aplicação ou ritmo de trabalho, necessitam, de uma forma geral, de propriedades superficiais diferentes daquelas de seu núcleo, ou seja, do restante da peça. Convencionalmente, encontra-se como solução imediata os tratamentos termoquímicos tais como cementação e nitretação, que vêm há algum tempo, sendo aplicados em engrenagens de forma geral. Tais modificações, em termos de propriedades mecânicas, incluem núcleos de elevada resistência e tenacidade suficiente para tolerarem elevados esforços mecânicos, combinados com uma dureza superficial conveniente para enfrentar desgaste e abrasão. Neste contexto estão presentes os aços com seus respectivos tratamentos térmicos superficiais ou para todo o volume.

Contudo, devido a grande diversidade de tipos e classes de aços, a escolha adequada exige certas considerações, assim como o tratamento térmico específico, objetivando não somente as características mecânicas como também custo e equipamentos necessários.

Com o advento do laser, outros caminhos para tal solução passaram a se abrir. A superfície fundida pelo laser é uma das técnicas mais promissoras disponíveis para a modificação das características superficiais quanto a estrutura e conseqüentemente propriedades de materiais metálicos e não metálicos, no sentido de melhorar suas propriedades de desgaste e de corrosão. Para aços a estrutura inicial tem um papel importante, pois a cinética ou dinâmica da austenitização depende em grande parte do comprimento de difusão

dos átomos de carbono. Contudo, os aços revenidos e temperados respondem à temperatura laser muito mais rapidamente que os recozidos.

Quando compara-se o processo clássico convencional ao tratamento a laser, neste último a temperatura de austenitização é elevada (próximo ao ponto de fusão), o tempo de exposição é curto (tipicamente 0.1 a 1 s) e a zona de aquecimento bastante reduzida (diâmetros de focalização do feixe laser típicos variando de 2 até em torno de 10 mm). Em função desses aspectos, o metal base é muito pouco aquecido (50 até 200 °C), atuando como um veículo eficiente de resfriamento, onde as velocidades de resfriamento se encontram entre 1000 e 5000 K/s de maneira que o resultado é uma martensita de granulação fina, com um limite de dureza superior ao obtido através de técnicas convencionais.

Da rápida solidificação que ocorre, e na dependência de soluções supersaturadas do material, resultarão fases metaestáveis, de cristalizações finas ou amorfas, que poderão apresentar níveis de dureza mais elevados e/ou melhores características anticorrosivas. A atmosfera ambiente é importante no processo à medida em que certos elementos de liga poderão ser perdidos através de reações químicas (como oxidações, por exemplo). Das refusões para aços ferramentas, serão obtidas estruturas de granulações muito finas, não sujeitas a fendilamentos, que consistem em austenita metaestável e em um reticulado de carbonetos (ligações cruzadas) do qual se espera uma boa combinação de dureza com resistência a corrosão. As refusões de ferro fundido também apresentam elevado potencial de aplicações, com a obtenção de estruturas muito resistentes ao desgaste. Essas modificações têm sua principal razão em fenômenos decorrentes, tais como:

- ↳ **recolocação de precipitados em solução**
- ↳ **volatilização de inclusões**
- ↳ **formação de fases fora do equilíbrio**
- ↳ **extensão da faixa de solubilidade no sólido**
- ↳ **redistribuição do produto segregado**
- ↳ **formação de fases cooperativas como os eutéticos fora da composição nominal**
- ↳ **refino da microestrutura**

1.2. Objetivos do Trabalho

O objetivo do presente trabalho é avaliar a viabilidade do processo de revestimento “Laser Cladding” sobre a superfície de um aço P20 com uma camada do aço inoxidável martensítico AISI420.

A avaliação é feita através da análise da microestrutura resultante, da microdureza, da percentagem de cromo na camada depositada, da resistência a corrosão, do ângulo de molhamento, do efeito de revenimento em função das camadas sobrepostas e da análise microscópica da região de transição da camada depositada para o substrato (espessura da camada). Os aços utilizados são aplicados na confecção de moldes para injeção de peças plásticas, onde os mesmos estão sujeitos à elevados índices de desgaste e de corrosão, tanto pelos esforços presentes no processo de injeção como pela ação corrosiva do material injetado.

A avaliação em função das análises feitas prevê não somente a aplicação em questão como também outras possibilidades de revestimento, podendo substituir em alguns casos os tratamentos termoquímicos convencionais tal como nitretação e cementação, eliminando problemas de distorção.

1.3. Metodologia

Como técnicas de avaliação dos itens mencionados acima utilizou-se:

- ↪ microdureza Vickers
- ↪ microscopia óptica
- ↪ microscopia eletrônica de varredura
- ↪ microsonda eletrônica
- ↪ difração de Raio-X
- ↪ ensaio de corrosão
- ↪ técnicas diferenciadas de ataque

Capítulo 2

O Laser

2.1. Um pouco da história do laser

Entre as mais notáveis descobertas científicas do século XIX, está a de que a luz é uma onda eletromagnética. Estas ondas só foram analisadas após as hipóteses de Maxwell sobre os campos magnéticos e elétricos. Segundo Maxwell, se em um ponto P (Fig. 2.1) produzirmos um campo elétrico variável \vec{E} , ele induzirá um campo magnético \vec{B} variável com o tempo e com a distância ao ponto P.

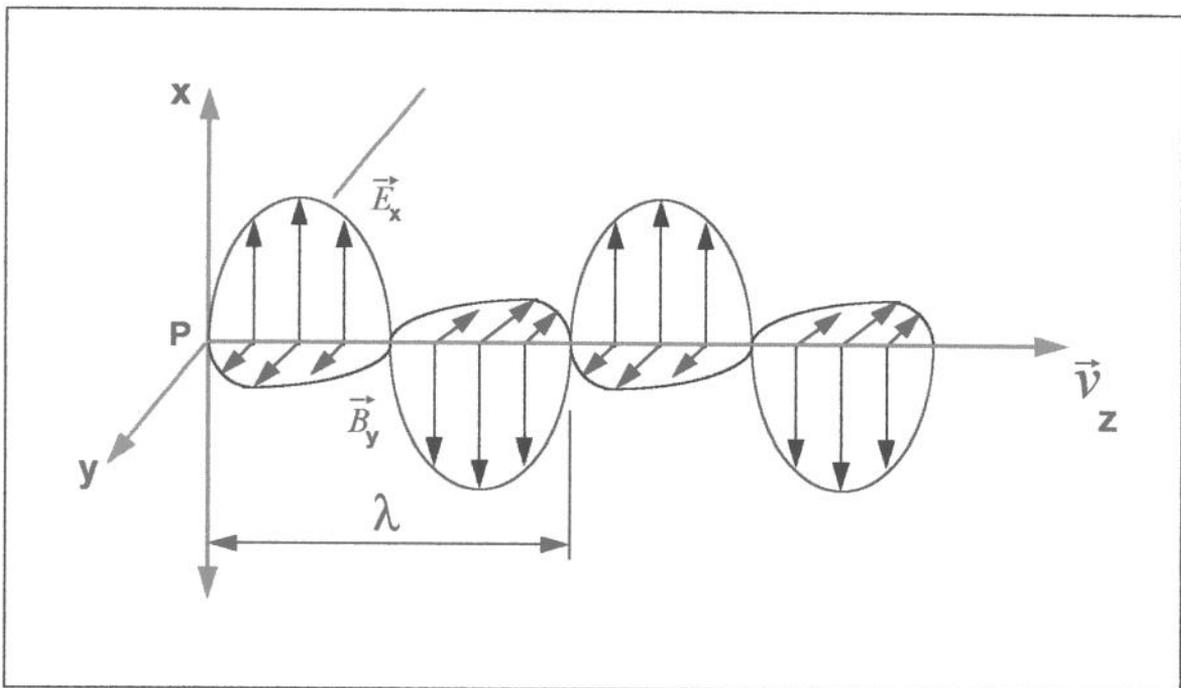


Fig. 2.1 - As ondas planas eletromagnéticas correspondem à propagação no espaço de campos elétricos e magnéticos variáveis.

FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

Além disso, o vetor \vec{B} variável induzirá um vetor \vec{E} , que também varia com o tempo e com a distância do campo magnético variável. Esta indução recíproca de campos magnéticos e elétricos, variáveis com o tempo e com a distância, torna possível a propagação desta seqüência de induções através do espaço. Portanto, uma perturbação elétrica no ponto P, devido a oscilação de cargas elétricas, por exemplo, se propaga a pontos distantes através da mútua formação de campos elétricos e magnéticos variáveis. Maxwell estabeleceu equações para a propagação desta perturbação, mostrando que ela apresentava todas as características de uma onda ou seja: refletindo, refratando, difratando e interferindo. Por isto, denominou-a ondas ou radiações eletromagnéticas.

Mais tarde, verificou-se que as ondas eletromagnéticas poderiam ser polarizadas e que portanto, eram ondas transversais. Estas ondas ou radiações eletromagnéticas apresentam uma variação ampla e contínua nos comprimentos de onda e frequências das ondas eletromagnéticas de acordo com o espectro eletromagnético [Jackson, 1962].

Em função dos conceitos e das equações de Maxwell das ondas ou radiações eletromagnéticas, no ano de 1917 Einstein previu, de forma teórica, a emissão estimulada, mas ainda não estava claro ao mundo científico o que tal formulação representaria alguns anos mais tarde, visto que somente em 1951 C. H. Townes desenvolveu a possibilidade de aplicação do fenômeno (a amplificação de ondas ultracurtas - maser), comprovando experimentalmente em 1954.

Em 1958 A. L. Schawlow e C. H. Townes publicam o primeiro artigo em matéria de lasers com repercussão mundial nos meios científicos.

Em julho de 1960, entra em operação o primeiro laser até então construído, o laser de rubi, fabricado por T. H. Maiman, nos Estados Unidos, deixando o mundo científico apreensivo. Mas, somente cinco anos mais tarde, a indústria teria acesso ao equipamento. Em 14 de dezembro de 1965, a Western Electric anunciou o primeiro uso da luz laser em uma aplicação de produção em massa: um sistema laser desenvolvido para execução de orifícios em matrizes de diamante para trefilação de arames.

Desde então, o laser provou ser uma efetiva ferramenta para várias aplicações industriais, tais como medir parâmetros de processo, traçar, furar, evaporar, tratar termicamente e soldar uma grande variedade de materiais em uma larga escala de aplicações. Tornou necessário, o acesso a informações confiáveis sobre o assunto, tal como interferometria, processo térmico, holografia, detecção e procedimentos de segurança do laser.

2.2. Características do laser

Desde que ocorreu a primeira demonstração da operação do laser usando rubi em 1960, a ação laser tem sido realizada utilizando-se gases, líquidos e sólidos como material do meio ativo, para comprimentos de onda, atingindo a partir de aproximadamente 110 nm para mais do que um milímetro, de modo que átomos, moléculas ou íons podem emitir fótons em um amplo intervalo de frequências ópticas do espectro eletromagnético. O modo de trabalho pulsado assim como o modo de trabalho contínuo (CW - continuous wave) podem ser obtidos a partir desses lasers, com duração de pulsos tão curtos quanto uma fração de picosegundo. A potência produzida no modo contínuo pode exceder 10 mil watts, enquanto que no modo pulsado picos de potência de alguns gigawatts podem ser alcançados. Apesar desta grande diversidade em comprimento de onda, duração do pulso e potência produzida, os processos físicos inerentes à geração da radiação laser são comuns a todos os lasers, com apenas modificações secundárias.

O laser é composto, de uma forma simplificada, por um meio ativo, uma cavidade ressonante e uma fonte externa de energia. O meio ativo é o responsável pela geração de fótons com comprimento de onda λ característico do material que o compõe.

A cavidade ressonante é composta por dois espelhos com raios de curvatura definidos e separados por uma distância l que confinam a radiação no interior da cavidade. A radiação que se propaga no interior da cavidade segue o modelamento matemático definido para uma cavidade do tipo Fabri-Pérot (onde as dimensões transversais são muito maiores que o comprimento de onda λ).

Deste modo o laser é a única fonte de radiação capaz de produzir campos eletromagnéticos intensos e coerentes no limite espectral entre o ultravioleta e o extremo do infravermelho. Este feixe laser coerente manifesta-se de dois modos: (1) ele possui boa coerência temporal visto que ele é altamente monocromático, e (2) ele é coerente espacialmente - como evidenciado pela fase da frente de onda aproximadamente constante e da direcionalidade da luz emitida.

A coerência temporal do laser é uma medida da habilidade do feixe de produzir efeitos de interferência como um resultado das diferenças de trajeto do feixe e é, por essa razão, importante para aplicações como interferometria e holografia. A coerência espacial é particularmente importante para aplicações onde se requer a focalização do feixe laser em “spots” (diâmetro do feixe) de dimensões bastante reduzidas, atingindo deste modo, densidades de potência que não podem ser obtidas com outras fontes de luz. [S. S. Charschan]

Coerência espacial e temporal são propriedades que tem sido longamente reconhecidas como indispensáveis para várias aplicações industriais e de pesquisa. Muito antes do advento do laser, algumas fontes de luz apresentando diferentes graus de coerência, eram obtidas pela filtragem da luz ordinária, apresentando como resultado a produção de um feixe de baixa intensidade, cabendo ao laser, devido as suas propriedades inerentes de coerência e alta intensidade, demonstrar a aplicabilidade da radiação óptica eletromagnética para inúmeras novas tecnologias.

As características especiais da radiação do laser são atribuídas diretamente ao fenômeno da emissão estimulada e ao mecanismo de realimentação fornecido pela estrutura da cavidade ressonante. A energia fornecida pela fonte externa de energia ao meio ativo de acordo com a Figura 2.2, excita os átomos ativos (íons ou moléculas podem também compreender os elementos ativos em um meio laser) resultando desta forma uma possível oscilação de uma fonte de luz coerente.

2.2.1. Propriedades da luz laser

As propriedades da emissão estimulada e a presença de uma cavidade ressonante têm como consequência a identidade de fase e de comprimento de onda dos diferentes fótons emitidos por um laser. Diz-se que a emissão é coerente, ou seja, uma luz coerente apresenta ondas propagando-se em fase e com mesma frequência. Todas as outras fontes conhecidas no âmbito da óptica emitem radiação incoerente, mesmo as fontes monocromáticas. Como um resultado da coerência da emissão laser temos a coerência temporal e a coerência espacial.

Antes de definirmos coerência temporal e espacial é interessante definir monocromaticidade, brilhância e direcionalidade.

*LASER = amplificação da luz por emissão estimulada de radiação.
EMISSÃO ESTIMULADA DE RADIAÇÃO = resultado de um conjunto de átomos, moléculas ou íons excitados através de uma fonte externa de energia.*

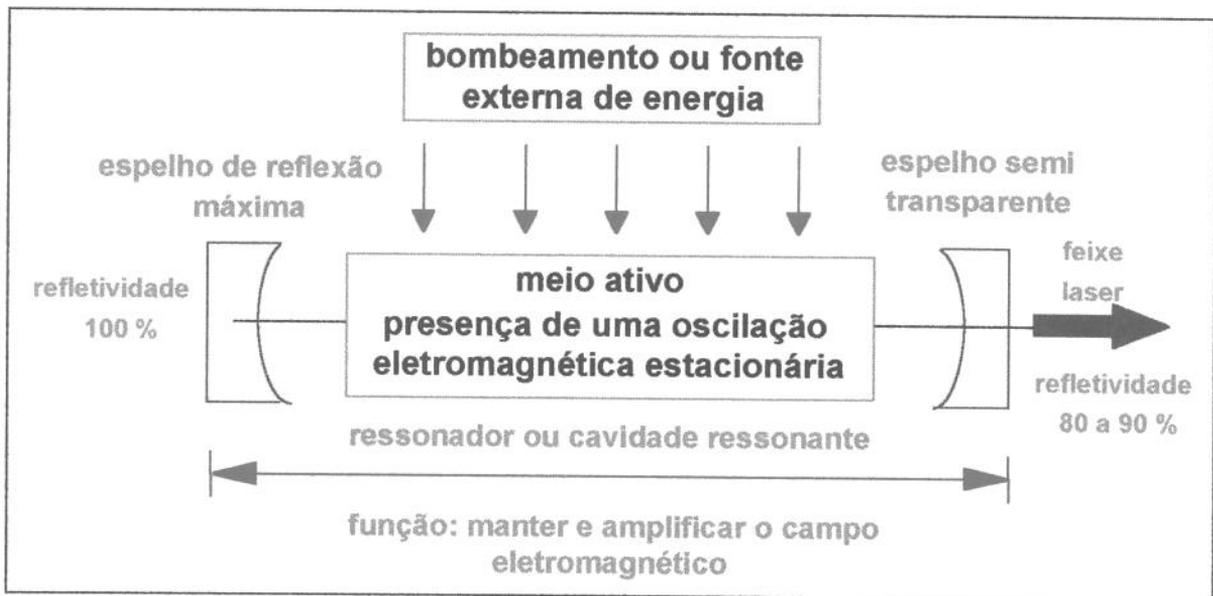


Fig. 2.2. - Representação esquemática de um laser

- 1. Monocromaticidade** - no espectro eletromagnético podemos observar que de acordo com a variação da frequência (número de oscilações ou vibrações completas que passam por um determinado ponto por unidade de tempo) a tonalidade da luz se altera, ou seja, cores diferentes são associadas com diferentes frequências de luz. Uma fonte incoerente pode ou não apresentar uma mistura de diferentes frequências (cores) de luz, ou seja, pode ser ou não coerente temporalmente. Também devemos notar que as várias ondas de luz não estão em uma mesma frequência e não estão em fase no caso de não haver coerência temporal e espacial. Quando observamos uma fonte coerente a emissão de luz apresenta uma única cor, ou seja, oscilações em uma única frequência e em fase, devido que somente uma onda eletromagnética de frequência (ν) pode ser amplificada, caracterizando uma fonte de luz monocromática, devendo ser considerado que uma fonte de luz monocromática (coerente temporalmente) pode não ser coerente espacialmente, uma luz vermelha por exemplo. Conclui-se então que a coerência espacial e temporal do laser, é função do arranjo dos dois espelhos que formam a cavidade ressonante, pois as oscilações somente ocorrem nas frequências ressonantes desta cavidade e em uma única direção.
- 2. Brilhância** - a brilhância de um laser descreve a quantidade de potência radiada pelo laser dentro de um cone de pequena divergência, ou seja, a potência emitida por unidade de área de superfície por unidade de ângulo sólido. Se dois lasers tem a mesma direcionalidade (ou cone de divergência), o laser de maior potência deve ser o de maior brilhância. Contrariamente se os dois lasers são de mesma potência, o laser com o menor cone de divergência deve ser o de maior brilhância.
- 3. Direcionalidade** - a potência contida em um feixe laser não propaga em todas as direções, tal como a luz de uma lâmpada incandescente por exemplo, ela propaga dentro de um cone extremamente estreito de acordo com a Figura 2.3 e em uma única direção. Além disso, as ondas coerentes de luz estão em fase umas com as outras quando elas percorrem o espaço. Logo o feixe é altamente direcional.

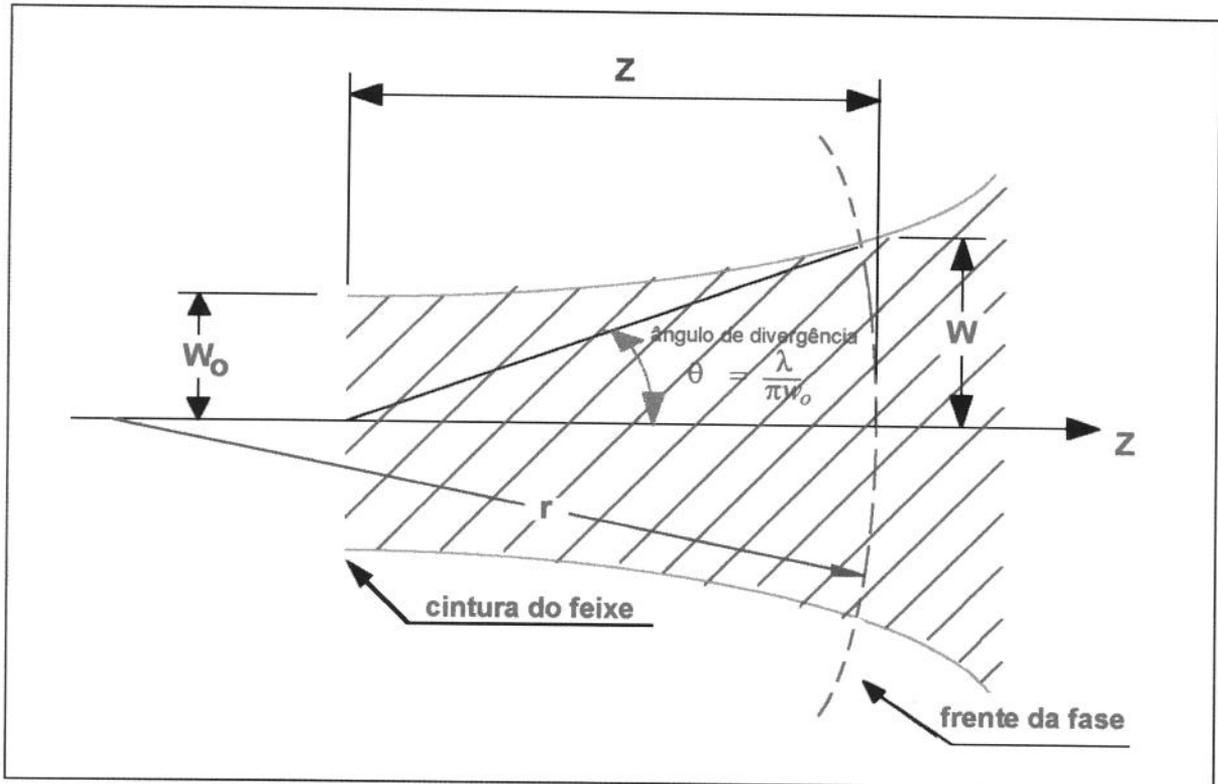


Fig. 2.3 - Propagação do feixe Gaussiano a partir de uma cintura de diâmetro W_0

FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

Em função das propriedades acima uma fonte de luz coerente apresenta ondas de luz oscilando em uma única frequência e propagando-se em fase como mencionado anteriormente. Onde coerência temporal esta relacionada com monocromaticidade e coerência espacial com direcionalidade.

2.2.1.1. Coerência temporal

Se considerarmos um campo elétrico da onda eletromagnética num dado ponto P, em um instante t e em um instante $t + \tau$, e se para essa variação de tempo τ , a diferença de fase entre os dois valores de campo elétrico permanecer constante, ou seja, a mesma para qualquer instante t, existe coerência temporal durante o intervalo τ . Se isso ocorrer para um valor qualquer de τ , a onda eletromagnética confirma sua coerência temporal, conseqüentemente a diferença de fase entre os dois pontos da onda eletromagnética se mantém constante com o tempo [Berreta, J. R.; 1995].

Visto que o conceito de coerência está associado com a possibilidade de obtenção de efeitos de interferência (quando dois feixes se encontram em um ponto comum e são sobrepostos), é natural definir a coerência em termos das franjas de interferência observadas.

A interferência produzida na luz do feixe como um resultado da coerência temporal pode ser descrita da seguinte forma: um feixe de luz laser paralelo é dividido e os dois feixes resultantes propagam-se em duas direções distintas. Após cruzarem seus caminhos individuais, os dois feixes são recombinados para criar um padrão de interferência. Se os feixes são produzidos para movimentarem-se em caminhos de comprimento diferente, a intensidade deve normalmente variar como uma função da posição de reencontro de ambos os feixes, ou seja, provocou uma diferença de fase em função do caminho percorrido. Neste caso a posição das franjas é que irá definir a soma das amplitudes, resultando em um feixe mais intenso, ou pela subtração das amplitudes provocando uma condição de incoerência completa de acordo com a Figura 2.4. Um parâmetro conveniente comumente chamado de visibilidade (intensidade do feixe resultante) das franjas de interferência é usualmente definido na forma:

$$V_{fi} = \frac{I_{m\acute{a}x} - I_{m\acute{i}n}}{I_{m\acute{a}x} + I_{m\acute{i}n}} \quad \{1\}$$

onde $I_{m\acute{a}x}$ e o $I_{m\acute{i}n}$ são as intensidades máxima e mínima observadas, respectivamente, de modo que o fator visibilidade (intensidade do feixe resultante) vária entre zero e a unidade.

O contraste máximo nas franjas de interferência implica em um fator de visibilidade “um” e está associado com a coerência temporal máxima de acordo com a Figura 2.4 (a). Nenhum contraste ou ausência completa de franjas implica em $I_{m\acute{a}x} = I_{m\acute{i}n}$ conduzindo a um fator de visibilidade igual a zero, o qual implica em uma incoerência completa de acordo com a Figura 2.4 (b).

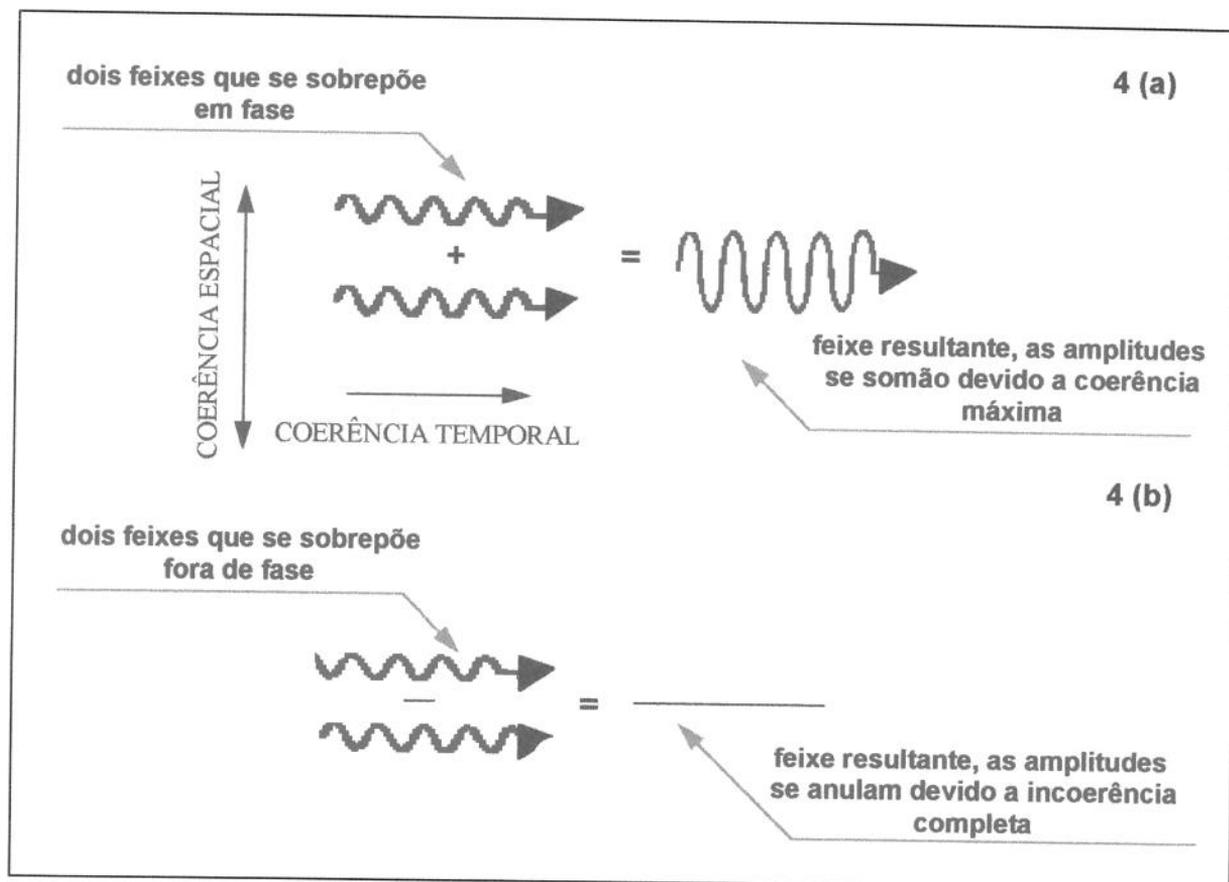


Figura 2.4 - Coerência temporal máxima e incoerência completa

2.2.1.2. Coerência espacial

A superfície emissiva de um laser é constituída pela lâmina semi-refletora (espelho) que forma uma das extremidades da cavidade de Fabry-Pérot. Todos os pontos radiantes elementares dessa superfície emissiva emitem na mesma fase, devido ao princípio de emissão estimulada associada à presença de uma cavidade ressonante. Tal propriedade de vibração em fase em todos os pontos dessa superfície denomina-se coerência espacial, por oposição às fontes incoerentes clássicas, para as quais não há qualquer relação de fase na extensão da fonte. Deste modo a vantagem da luz laser sobre a luz comum é a formação de uma imagem de alto brilho em função da luz emitida ser espacialmente coerente. De acordo com a Figura 2.5-a, em uma fonte comum, a luz é emitida aleatoriamente e, como resultado, a energia total é, radiada em todas as direções. A tentativa de se aumentar o brilho da imagem resultante em função do brilho da fonte com uma lente não pode ter bons resultados neste caso. Em contraste, a luz coerente produzida pelo laser na Figura 2.5-b é gerada, em grande parte, com a própria fase, de modo que, quando ela é focalizada por uma lente, toda a contribuição

individual através dos átomos no centro do feixe estão na mesma fase para aumentar o movimento, logo a intensidade. Pelo fato de estarem em fase as amplitudes se somam e portanto resultam em uma fonte de luz mais concentrada e conseqüentemente mais intensa de acordo com a Figura 2.5-b, indicado pela seta. Por intermédio de lentes adequadas como já mencionado, essencialmente toda a energia do laser pode ser concentrada em um diâmetro muito pequeno, resultando em uma densidade de energia bem maior do que a densidade de energia na fonte, ou seja, anterior a lente.

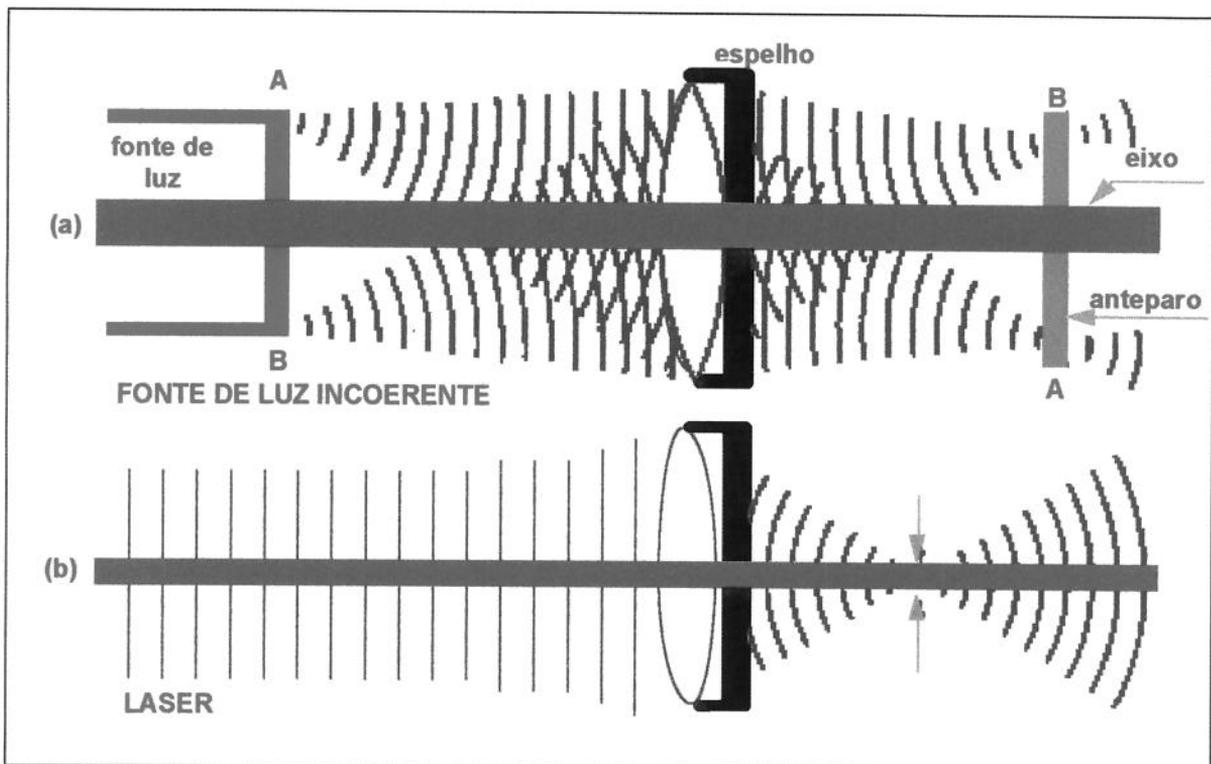


Figura 2.5 - Comparação das características de focalização do feixe de luz laser com fontes de luz incoerentes

FORTE - S. S. CHARSHAN, 1972

Essa forma de raciocínio não é válida quando se trata de uma fonte incoerente, onde não há qualquer relação de fase entre os diversos pontos da superfície emissiva. Neste caso, portanto, não há qualquer direção preferencial, concordância de fases ou adição de amplitudes, e a radiação será multidirecional.

A frente de onda plana produzida pelo laser, como descrito na Figura 2.5-b, também resulta em uma direcionalidade bem mais alta do que a possuída pela luz comum.

Conseqüentemente, a luz laser expande-se menos do que a luz incoerente e sua radiança (intensidade por unidade do ângulo sólido dentro do qual a luz é emitida) é por essa razão bem maior do que as fontes convencionais.

Deste modo se considerarmos dois pontos P_1 e P_2 no instante $t = 0$, onde estes mesmos pontos estão na mesma frente de uma onda eletromagnética e \vec{E}_1 e \vec{E}_2 os campos elétricos destes pontos, a diferença entre as fases dos dois campos no instante $t = 0$ é zero.

Se essa diferença permanecer zero em um instante $t > 0$ qualquer, existe coerência entre estes dois pontos logo, se essa característica se mantém para dois pontos quaisquer da frente de onda eletromagnética, existe coerência espacial [Berreta, J. R., 1995].

2.2.2. Emissão espontânea, estimulada e absorção

Partindo do princípio que a luz tem natureza dual onda-partícula, ou seja, a luz é constituída de fótons que se propagam como onda eletromagnética onde fótons são partículas sem massa que possuem energia E , gerada das interações entre matéria (material do meio ativo) e radiação onde ocorre emissão ou absorção de fótons, a física atômica oferece uma interpretação onde a energia E do fóton é proporcional à frequência da onda eletromagnética ν [Schawlow, 1969]. Dado por:

$$E = h\nu \quad \{2\}$$

onde h é a constante de Planck (6.63×10^{-34} J.s).

A onda eletromagnética é caracterizada por uma frequência de oscilação ν e um comprimento de onda λ . A característica essencial de tal onda é propagar-se sem atenuação no vácuo, na velocidade da luz “ c ”. Portanto, entre a frequência e o comprimento de onda existe, no vácuo, a relação:

$$\lambda = c / \nu \quad \{3\}$$

Logo, das relações (2) e (3) verificamos que, quanto maior a frequência de oscilação maior será a energia do fóton e menor o comprimento da onda eletromagnética.

Esta relação permanece válida nos meios não condutores descritos por uma permeabilidade magnética do vácuo (μ_0) e Permitividade elétrica do vácuo (ϵ_0) constantes no espaço, onde “c” passa a ser definida em função do meio considerado pela relação abaixo:

$$c = \sqrt{\frac{1}{\epsilon_0 \mu_0}} \quad \{4\}$$

onde $\epsilon_0 = \frac{1}{4\pi \cdot K_0} = \frac{1}{4\pi \cdot 9 \cdot 10^9} (C/Vm)$ e $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} [T \times (m/A)]$ no vácuo, obtendo-se:

$$c = 3 \cdot 10^8 (m/s)$$

Obs: definição de T e unidades no Apêndice ‘A’

Os átomos, íons ou moléculas envolvidos na interação devem ser vistos como um sistema mecânico quântico de acordo com a Figura 2.6 e devem possuir numerosos e discretos níveis de energia. Uma transição radiativa ocorre, por exemplo, quando um elétron orbitando ao redor do núcleo de um átomo, em seu estado de mais baixa energia (estado fundamental) muda de camada, adquirindo uma quantidade de energia. O átomo é levado a um estado excitado. A partir daí este elétron deve perder a energia adquirida através da emissão de um fóton, fazendo o átomo retornar ao estado fundamental. Quando o sistema interage com um campo eletromagnético, de acordo com a Figura 2.6, transições entre estes vários níveis de energia devem ocorrer, e a energia deve ser emitida ou absorvida a uma frequência característica do material que constitui o meio ativo.

Níveis de energia, devido a natureza quântica dos orbitais eletrônicos, são os estados iniciais e finais que muitas vezes participam em uma transição laser. Contudo, transições entre outros tipos de níveis tal como aqueles em que moléculas são envolvidas, devido ao movimento rotacional e vibracional podem também ser empregados para realizar a ação laser, como é realmente, o caso de um dos mais importantes lasers, o de CO₂, para comprimentos de onda de aproximadamente 10.6 μm .

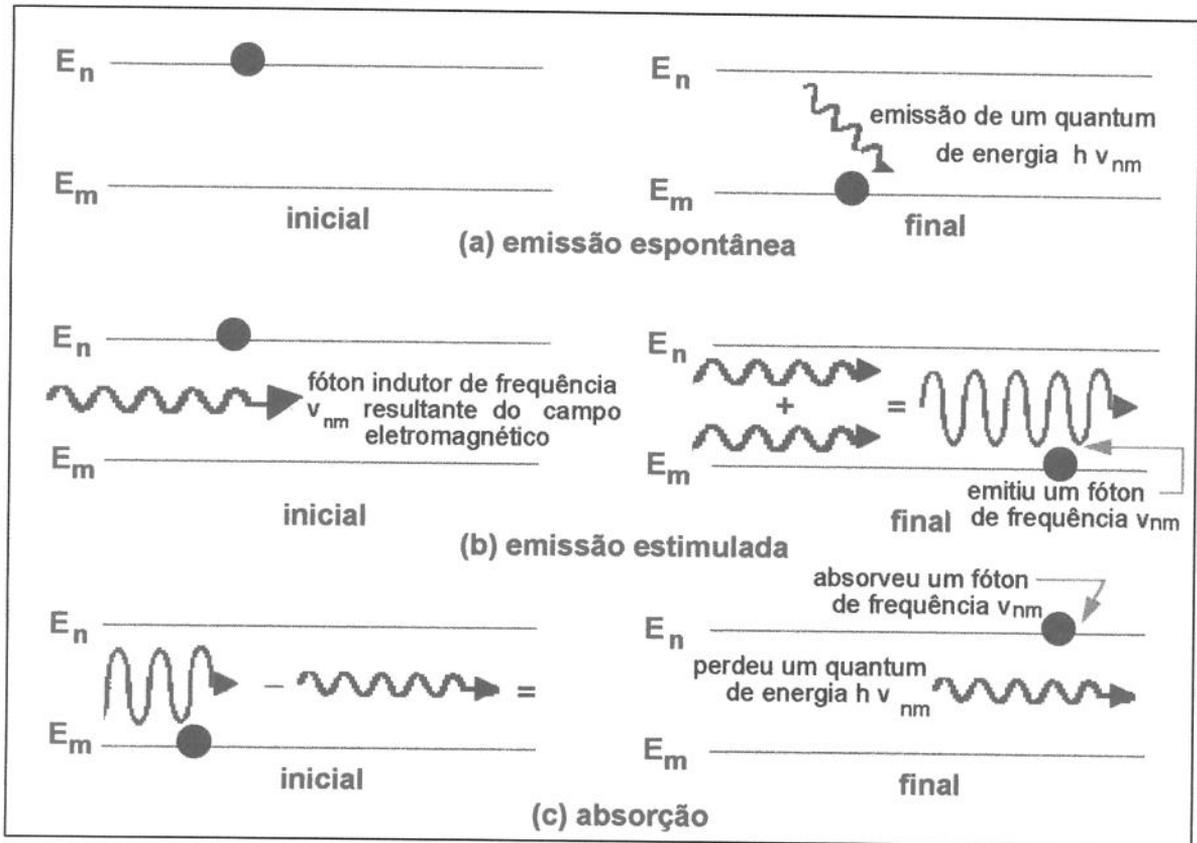


Figura 2.6 - Interação de um sistema de três níveis com um campo eletromagnético
 FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

Um átomo, em presença de um campo eletromagnético, pode efetuar uma transição de um estado estacionário inicial de energia E_m para um estado final de energia E_n , como mencionado acima. Quando há transição para um nível de maior energia que a do estado inicial, o processo denomina-se absorção de um fóton. No caso recíproco de uma transição para um estado de energia mais baixa, o processo se denomina emissão de um fóton.

O resultado fundamental da mecânica quântica é que a frequência luminosa ν_{nm} do fóton da transição é dada por:

$$\nu_{nm} = \frac{E_n - E_m}{h} \quad \{5\}$$

**Relação de Bohr - conservação de energia
 entre o átomo e o campo**

onde $h = 6.626 \times 10^{-34}$ (J.s) é a constante de Planck, como descrito na equação (1).

O modo pelo qual um átomo pode ser excitado de um nível de energia inferior para um nível de energia superior, não é único, havendo algumas possibilidades de transição. O átomo pode decair espontaneamente na ausência de um campo eletromagnético externo, proporcionando a emissão de uma onda eletromagnética de modo aleatório e de energia $h\nu_{nm}$ de acordo com a Figura 2.6 (a), ou ele pode ser estimulado a emitir radiação por um campo eletromagnético já existente de acordo com a Figura 2.6 (b). Neste caso, a onda radiada está na mesma direção do campo indutor, tendo a mesma fase e a mesma polarização. Esta forma de emissão é conhecida como emissão estimulada e pode ser utilizada para produzir uma amplificação coerente de fase da luz.

A taxa da emissão estimulada (induzida) é proporcional à densidade de energia do campo indutor ($\rho(\nu_{nm})$ - (J/m³ s)) para a frequência característica e ao número de átomos ou população do estado excitado N_n [S. S. Charschan, 1972]. A potência total radiada pelo processo é determinada pela expressão:

$$P_{estimulada} = h\nu_{nm} N_n B_{nm} \rho(\nu_{nm}) \quad \{6\}$$

onde B_{nm} é uma constante que representa a taxa de transição induzida do nível superior para o nível inferior.

Visto que a emissão espontânea ocorre igualmente tanto na presença quanto na ausência de uma radiação externa, a taxa do processo deve ser independente de algum campo existente. Como no caso da emissão estimulada, a taxa também é proporcional a população do

estado excitado. A potência total radiada espontaneamente pelo conjunto de átomos inclusos no processo é então determinada por:

$$P_{\text{espontânea}} = h\nu_{nm} N_n A_{nm} \quad \{7\}$$

onde A_{nm} é uma constante que representa a taxa de transição espontânea entre os dois níveis. As constantes A_{nm} e B_{nm} são chamadas de coeficientes de emissão espontânea e emissão estimulada de Einstein, estão relacionadas mutuamente e devem ser calculadas sobre as considerações da mecânica quântica. Se temos alguns átomos no estado de energia inferior, simultaneamente com a emissão estimulada, um processo de absorção deve ocorrer, onde um átomo sofre uma transição do nível inferior para o nível superior. A taxa de absorção desse processo, é mais uma vez diretamente proporcional a densidade de energia do campo. Neste caso, proporcional a população do estado inferior. A potência absorvida a partir do campo eletromagnético é então:

$$P_{\text{absorvida}} = h\nu_{nm} N_m B_{mn} \rho(\nu_{nm}) \quad \{8\}$$

Deve ser evidenciado que $B_{nm} = B_{mn}$, e por essa razão, a relação entre a potência absorvida e a potência radiada pela emissão estimulada, é determinada pela razão entre a população do nível inferior de energia e a do nível superior de energia.

Em equilíbrio térmico, as populações dos dois níveis de energia estão relacionadas por meio da distribuição de Boltzmann:

$$\frac{N_n}{N_m} = \exp \left(- \frac{E_n - E_m}{kT} \right) \quad \{9\}$$

onde k é a constante de Boltzmann igual a 1.3806×10^{-23} J/K, e T é a temperatura absoluta. A temperatura ambiente, $kT \cong 1/40$ eV, de modo que para transições ópticas no visível ou

próximo da faixa do infravermelho onde $E_n - E_m \geq 1 \text{ eV}$, a população do nível laser superior é extremamente menor em comparação a população do nível laser inferior.

Logo, sob condições normais, a população do nível laser inferior deve ser maior que a população do nível laser superior, de modo que a potência absorvida pela coleção de átomos deve exceder a potência radiada por todo o campo da emissão estimulada. Esta situação deve, obviamente, resultar na atenuação do campo. Mas, se de algum modo ocorrer o estabelecimento de um estado de inversão de população, onde $N_n > N_m$, a intensidade relativa dos dois processos deve ser revertida e a potência radiada pela emissão estimulada excede a potência absorvida pelos átomos e o efeito líquido do processo estimulado deve ser uma amplificação de fase coerente do feixe incidente.

Os coeficientes de Einstein A e B estão relacionados pela equação:

$$A_{nm} = \frac{8 \pi h \nu_{nm}^3}{c^3} B_{nm} \quad \{10\}$$

onde $c = 2.9979 \times 10^8 \text{ m/s}$ é a velocidade da luz como já descrito anteriormente. Desta equação pode-se observar a relação entre a emissão espontânea e a emissão estimulada. Uma vez que o estado excitado é populado, tanto a emissão estimulada quanto a emissão espontânea devem ocorrer, e, para uma determinada taxa de emissão estimulada, a potência radiada deve aumentar rapidamente com a frequência (Equação 6) [S. S. Charschan, 1972].

A partir desses conceitos, um diagrama esquemático de uma cavidade ressonante pode ser usado para explicar o princípio de oscilação laser de acordo com a Figura 2.7.

Inicialmente, nenhuma radiação eletromagnética está presente na cavidade (Figura 2.7a). Por meio de um processo de bombeamento, os átomos ou moléculas são levados de um estado de mais baixa energia para outro de energia superior. A partir daí, a energia recebida deve ser liberada espontaneamente de alguma forma, inclusive na forma de fótons (Figura 2.7b). Como a emissão espontânea é isotrópica, tal emissão é aleatoriamente distribuída em

todas as direções, onde uma grande parte dessa radiação é perdida. Logo, se vários átomos estão simultaneamente em um mesmo estado excitado, a emissão coletiva será escalonada no tempo, fenômeno descrito como fluorescência (Figura 2.7c). De qualquer modo, a pequena parte dos fótons que tem a direção de propagação perpendicular aos espelhos (Figura 2.7d), permanece na cavidade e, por meio de sucessivas reflexões nos espelhos, pode gerar mais fótons idênticos durante o percurso. Se o ganho deste meio é suficientemente alto, compensando a perda total, ocorre a oscilação, de acordo com a Figura 2.7e.

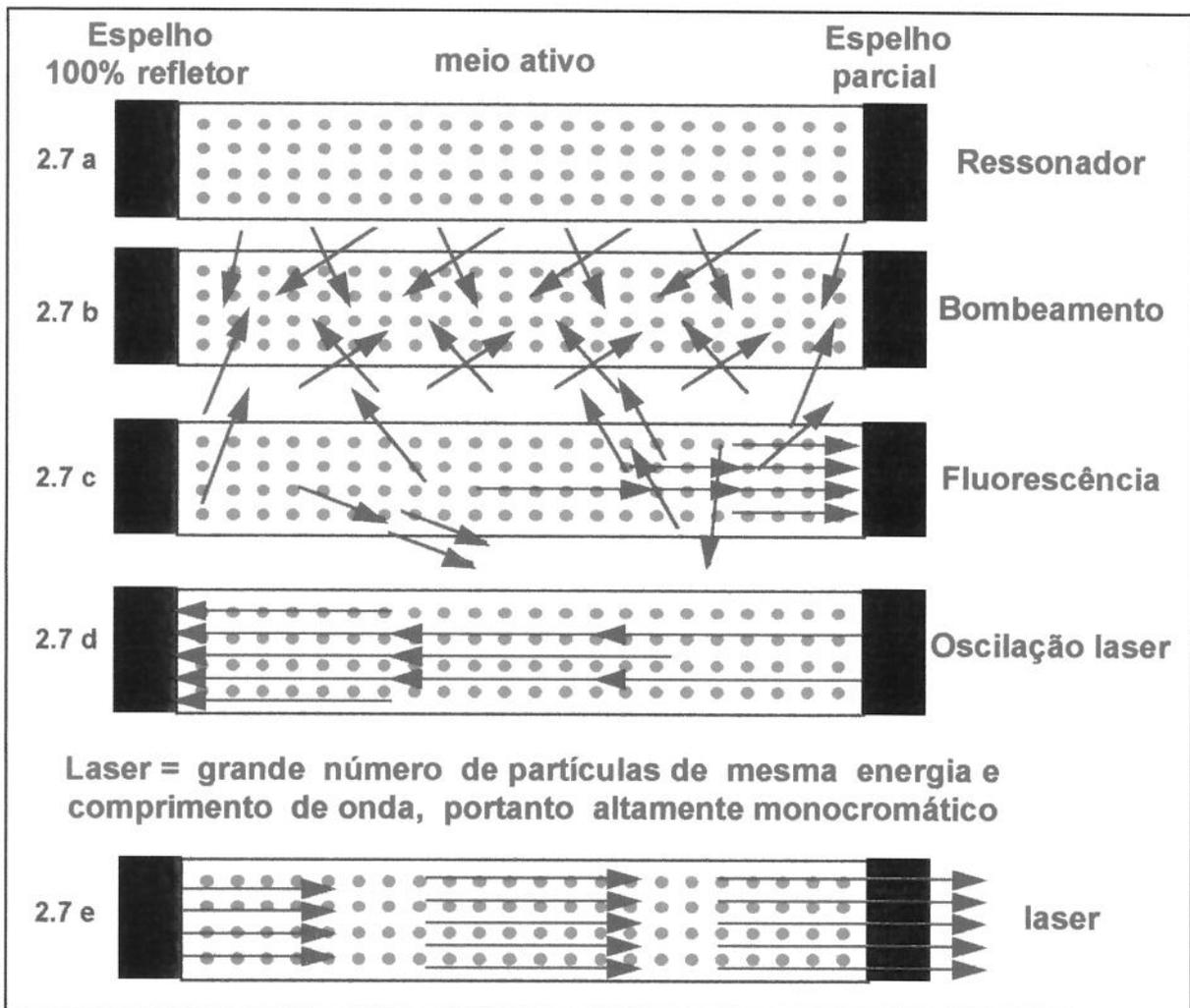


Figura 2.7 - Princípio de funcionamento do laser
FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

2.2.3. Inversão de população e bombeamento

É evidente que, para se obter a amplificação da onda eletromagnética, um estado de inversão de população deve ser criado entre os níveis compartilhados na transição óptica. Além disso, o ganho líquido de potência deve ser proporcional à diferença de população, visto que as transições radioativas entre o nível superior e o nível inferior, assim como do nível inferior para o nível superior correspondem a absorção e emissão estimulada permitida. A operação que conduz a inversão de população é chamada de bombeamento, e pode envolver outros níveis de energia além dos dois diretamente participantes da ação laser. Apesar da complexidade da estrutura de energia dos materiais utilizados na confecção dos lasers, muitos lasers comuns operam, essencialmente, em sistemas de três ou quatro níveis de energia, e uma análise resumida de tais esquemas de bombeamento deve ilustrar os princípios básicos da realização da inversão de população na prática.

Considerando-se um conjunto de átomos ou moléculas em equilíbrio térmico, tem-se que a população do nível inferior da transição é a mais elevada que a do nível superior, e a absorção predomina sobre a emissão estimulada. Assim, para que a emissão estimulada predomine, é necessário produzir uma situação que não existe naturalmente. É necessário destruir o equilíbrio termodinâmico, e fazer com que o nível superior da transição seja o mais povoado, isto é, uma inversão de população. Para realizar essa condição, é necessário fornecer energia a esse conjunto de átomos ou moléculas (ao meio ativo), por intermédio de uma fonte externa de energia. Muitas fontes de energia podem ser utilizadas como fonte externa de excitação, tal como bombeamento óptico, bombeamento eletrônico, bombeamento térmico, bombeamento químico, bombeamento por partículas pesadas e bombeamento por radiação ionizante [Berreta, J. R., 1995].

Dentre os mecanismos de bombeamento citados acima, o bombeamento óptico e o bombeamento eletrônico serão rapidamente descritos abaixo.

1 - Bombeamento óptico - é, provavelmente, o método mais direto para criar uma inversão de população. Consiste em utilizar uma fonte auxiliar de radiação (lâmpadas do tipo dos flashes eletrônicos utilizados em máquinas fotográficas), coerente ou incoerente, na frequência

adequada para ser absorvida pelo tipo de meio ativo considerando que, emitindo um fluxo intenso é absorvido pelos átomos, conduzindo-os, assim, a seus estados excitados [Levine, 1966]. Atualmente vários lasers comerciais de Nd:YAG são bombeados por meio de um conjunto de lasers semicondutores, que emitem em comprimentos de onda mais adequados ao processo de bombeamento que a lâmpada flash. Este tipo de bombeamento é utilizado em laser de Nd:YAG, bastante utilizado na área industrial e médica.

2 - Bombeamento eletrônico - mais comumente utilizado na geração de fótons em meios ativos gasosos, provoca a excitação de átomos ou moléculas através de descargas elétricas. Tal excitação pode ser provocada tanto por descarga em regime de corrente contínua ou por descarga em campos alternados de alta frequência. O laser de CO₂ utiliza este tipo de bombeamento.

2.2.4. Sistema laser de três níveis

A primeira operação bem sucedida com laser, utilizou uma barra de rubi (óxido de alumínio no qual íons Cr³⁺ substituem em torno de 0.05% dos íons de Al³⁺) como meio ativo, sendo o primeiro laser de estado sólido colocado em operação. Devido à estrutura da banda de energia do rubi, o modelo de três níveis desse laser é bastante adequado para descrever a ação do bombeamento óptico que conduz à inversão de população.

Com a ajuda do diagrama de nível de energia de um laser típico de três níveis, como ilustrado na Figura 2.8, nós podemos seguir o seguinte raciocínio para explicar as condições necessárias para a realização da inversão de população: no equilíbrio térmico, a maioria dos átomos encontram-se no estado fundamental. O passo inicial na operação de bombeamento consiste na elevação de alguns átomos a partir do estado fundamental para uma banda de energia mais larga, a qual na Figura 2.8 é descrita pelo índice 2.

Uma lâmpada “flash” é usada para produzir a radiação eletromagnética incidente requerida para a transição óptica, do estado fundamental para o nível de energia 2. Uma vez que um átomo existe no nível de energia 2, ele pode relaxar para o nível laser superior (nível de energia E₁) ou retornar ao estado fundamental. Mas, se o mecanismo de relaxação primário

é rápido (do nível 2 para o nível 1), na transição não radioativa para o nível laser superior, muitos átomos devem decair na forma de cascata para esse nível, perdendo um tempo relativamente curto no nível 2. Como o nível laser superior é um nível metaestável, com um tempo de relaxação mais longo (ver Tabela 2.1), um acúmulo de átomos é possível. Se a taxa com a qual os átomos são bombeados a partir do estado fundamental para um nível de energia 2 for suficientemente alta, pode ocorrer que o número de átomos, que devem permanecer no nível metaestável, excedam o número de átomos que estão ocupando o estado fundamental. Ocorrendo, portanto a inversão de população. Nesta situação, a taxa de emissão (estimulada) supera a taxa de absorção, ocorrendo a amplificação do número de fótons de frequência $\nu = (E_1 - E_0)/h$.

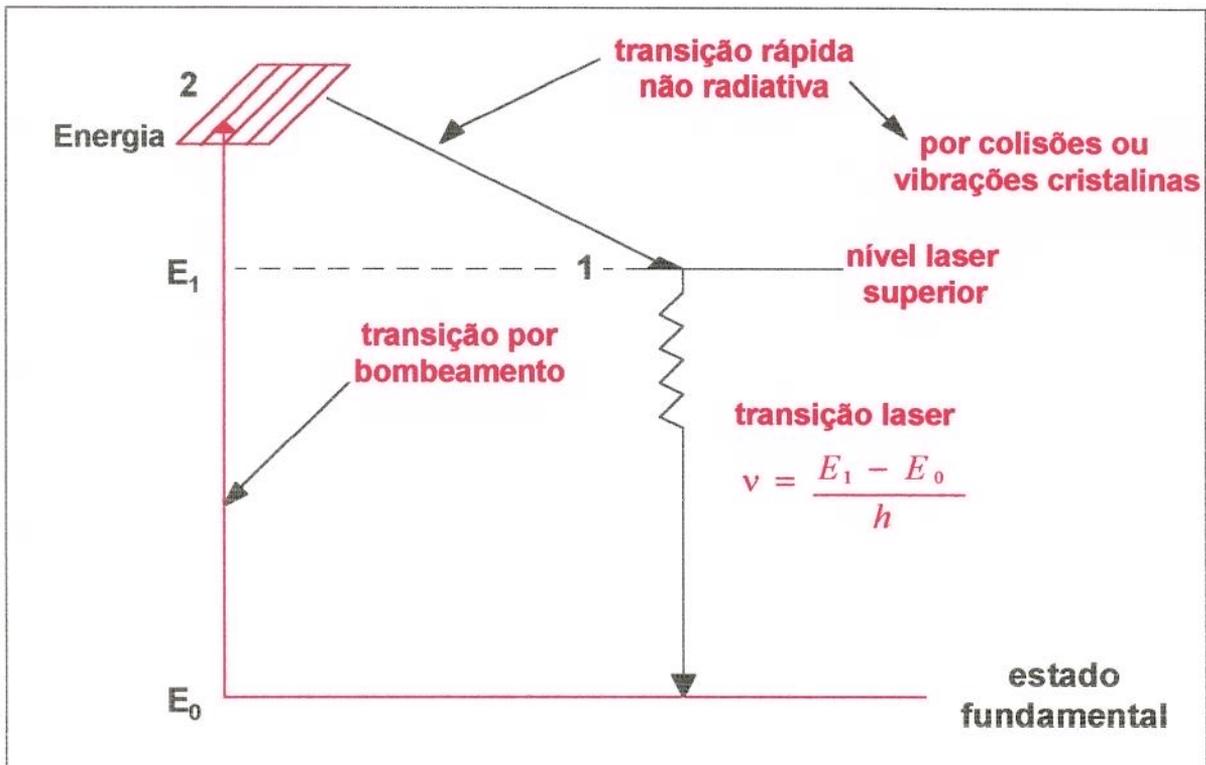


Figura 2.8 - Sistema laser de três níveis
FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

Tabela 2.1 - Tempo de vida do nível laser superior

O tempo característico τ de desexcitação dos átomos é a duração da vida média do estado excitado

Lasers	comprimento de onda	τ tempo de vida
CO ₂	10.6 x 10 ³	aprox. 4 ms
Nd:YAG	1.06 x 10 ³	aprox. 230 μ s
Rubi	694.3	aprox. 4 ms
HeNe	632.8	aprox. 0.1 μ s
Ar	488.0	aprox. 0.01 μ s
HeCd	325.0	aprox. 0.26 μ s

FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

Este resultado poderia ter sido derivado diretamente, uma vez que as várias hipóteses com relação ao mecanismo de relaxação entre os níveis 2 e 1 implicam que átomos bombeados no nível 2 rapidamente decaem em forma de cascata para o nível 1, resultando um bombeamento quase direto a partir do estado fundamental para o nível laser superior. Se a taxa de bombeamento for bem maior do que a taxa de relaxação do nível 1, átomos devem acumular nesse nível o qual deve eventualmente conduzir a uma inversão de população. A dificuldade desse sistema está no fato de que o nível laser superior está em contato direto com o estado fundamental, portanto o nível laser superior deve conter mais da metade da população para que ocorra a inversão de população, ou seja, a energia gasta na operação de bombeamento deve ser suficientemente alta para manter essa diferença de população entre os dois níveis.

2.2.5 Sistema laser de quatro níveis

Em contraste ao sistema de três níveis, onde no mínimo 50% dos átomos foram elevados para fora do estado fundamental, se a inversão de população deve ser realizada em outro esquema, genericamente limitado pelo bombeamento de quatro níveis, esse permite o estabelecimento da inversão de população dos níveis diretamente envolvidos na transição laser

que não estão em contato direto com o estado fundamental, de modo que somente uma pequena fração dos átomos são bombeados a partir do estado fundamental durante a ação do laser.

O modelo simples de tal sistema, é mostrado na Figura 2.9, e constitui um modelo preciso para alguns sistemas lasers mais complexos tal como os lasers de terra-raras, incluindo o Nd:YAG e vários sistemas de lasers a gás, como o CO₂.

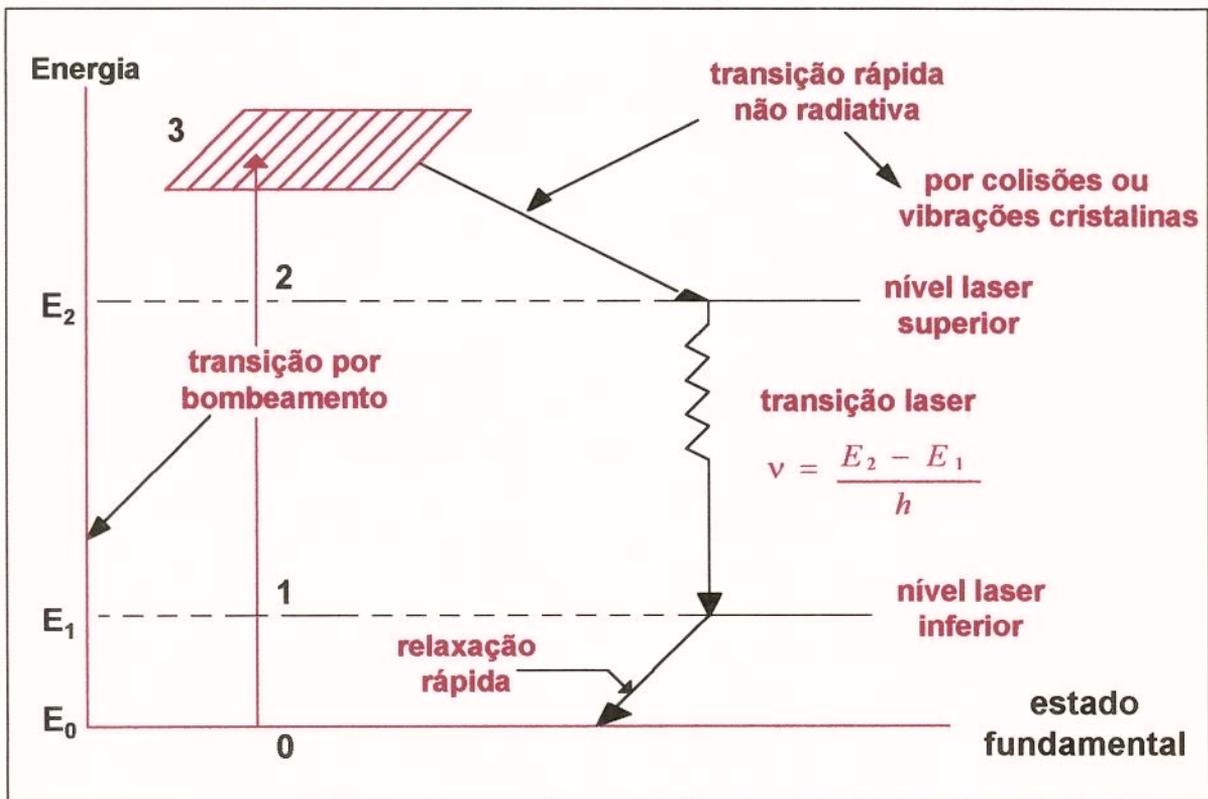


Figura 2.9 - Sistema laser de quatro níveis
FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

Como no sistema laser de três níveis, os átomos são inicialmente elevados a partir do estado fundamental para um nível de energia acima do nível laser superior (3), tanto pela absorção de radiação eletromagnética, quanto pelo bombeamento através de uma lâmpada flash (como em alguns lasers de estado sólido), ou ainda através do impacto dos elétrons (como no caso de alguns lasers a gás, por exemplo o laser de CO₂). Uma rápida relaxação não radioativa a partir desse estado excitado ocorre primeiramente para o nível 2, o qual serve

como o nível laser superior e é usualmente um nível metaestável. Em virtude de um tempo de relaxação longo do nível 2 (ver Tabela 2.1), ocorre um acúmulo de átomos nesse estado.

O nível 1, que serve como o nível laser inferior, possui um tempo de relaxação mais curto e está acima do estado fundamental ($E_1 - E_0 \gg kT$), onde $N_1 \ll N_0$ (população do estado fundamental). Estas duas características devem assegurar a existência da inversão de população, visto que a segunda condição garante um mínimo de população no nível 1, e a primeira implica na depopulação desse nível no equilíbrio térmico. Está claro, por essa razão, que somente uma pequena percentagem da população atômica total deve ser elevada acima do estado fundamental, em condições de criar a inversão de população desejada entre os níveis 1 e 2. Deste modo a inversão de população entre os níveis 1 e 2 obtida para esse sistema, implica em taxas de bombeamento inferiores em relação ao sistema de três níveis. De qualquer modo, como foi notado anteriormente, o ganho líquido de potência através do processo estimulado é proporcional à diferença de população entre os dois níveis participantes, de modo a ser diretamente proporcional à taxa de bombeamento e à população do estado fundamental. Essa última observação refere-se à diferença de população em relação ao número total N de átomos disponíveis no meio ativo, pelo fato que, em muitos sistemas lasers de quatro níveis, na prática, somente uma pequena fração de átomos são realmente bombeados para o nível mais largo de energia 3.

O tempo de permanência dos átomos no estado excitado no nível laser superior varia de acordo com o meio ativo utilizado, conseqüentemente de laser para laser como indicado na Tabela 2.1.

2.2.6 Cavity e realimentação

O simples processo de geração de fótons não é suficiente para garantir o funcionamento de um laser com uma das características mencionadas anteriormente, a direcionalidade, pois em todo o volume que contém o meio ativo do laser são gerados fótons isotropicamente.

É necessário incorporar um elemento de realimentação adequado dentro do sistema, em conjunto com o meio ativo para realizar a amplificação por meio da emissão estimulada. Este circuito de realimentação óptica consiste de espelhos apropriados colocados em ambas as extremidades do meio ativo, e perpendicularmente a um eixo que passa pelo centro destes espelhos, formando uma cavidade óptica ressonante. Esses espelhos agem sobre o campo eletromagnético de maneira a restringir as possíveis oscilações mantidas para um número limitado de configurações de campos eletromagnéticos que são denotados como os modos da cavidade.

2.2.7 Configurações dos modos

O ressonador óptico é usualmente formado por espelhos colocados (tanto planos quanto curvos) perpendicularmente ao longo do eixo através do qual a luz laser deve propagar. Esta estrutura tende a manter um campo eletromagnético particular com configurações adequadas e que mantenha as perdas dentro de um limite suficientemente baixo, de modo que ela possa ser compensada pelo ganho alcançado através da emissão estimulada. Estas configurações são referidas como os modos da cavidade.

A maioria dos lasers utilizam cavidades tipo Fabri-Pérot, onde as dimensões longitudinais são muito maiores que as dimensões transversais. Por este fato, os modos permitidos neste tipo de cavidade são os modos $TEM_{n\ m}$ (Transversal Elétrico Magnético) onde “n” e “m” são números que identificam a ordem dos modos. Quanto maior a ordem de um modo, maior é a perda associada a ele, sendo assim em uma cavidade ressonante tipo Fabri-Pérot, somente modos de baixa perda, (menor ordem) existem. Em geral, os lasers operam no modo TEM_{00} , ou modo fundamental.

O modo TEM_{00} pode ser associado a uma onda “quase plana” que se propaga entre os espelhos da cavidade ressonante, devendo a frente de onda deste modo, quando atinge os espelhos, estar acoplada com os mesmos, ou seja, o raio de curvatura da frente de onda deve ser igual ao raio de curvatura dos espelhos. A rápida propagação destes modos no interior da cavidade faz com que os mesmos assumam dimensões que produzem um contorno característico do feixe (Figura 2.10). No ponto que a dimensão do feixe assume o valor

mínimo (cintura do feixe) a frente de onda é plana. Este ponto varia na cavidade de acordo com os raios de curvatura dos espelhos.

O raio do feixe, no interior da cavidade, para cada valor de z , é dado pela equação 11, lembrando que $z = 0$ localiza o plano que contém a cintura do feixe, e o raio de curvatura da frente de onda, para cada valor de z é dado pela equação 12.

$$w = w_0 \left[1 + \left(\frac{\lambda z}{\pi w_0^2} \right)^2 \right]^{1/2} \quad \{11\}$$

diâmetro do feixe a uma distância Z da cintura do feixe

O raio de curvatura da frente de onda é dado por:

$$R = z \left(1 + \left(\frac{\pi \omega_0^2}{\lambda z} \right)^2 \right) \quad \{12\}$$

onde λ é o comprimento de onda da radiação laser e ω_0 é o raio da cintura do feixe na posição $z = 0$.

A distribuição radial de energia para o modo fundamental é gaussiana, sendo que a intensidade máxima está no centro do feixe decaindo para a periferia. O perfil desta distribuição de energia é representada na Figura 2.11. A intensidade em função da distância radial r do centro do feixe, em um plano à distância z da cintura do feixe é dado por:

$$I(r) = I_0 \times e^{-2r^2/w^2(z)} \quad \{13\}$$

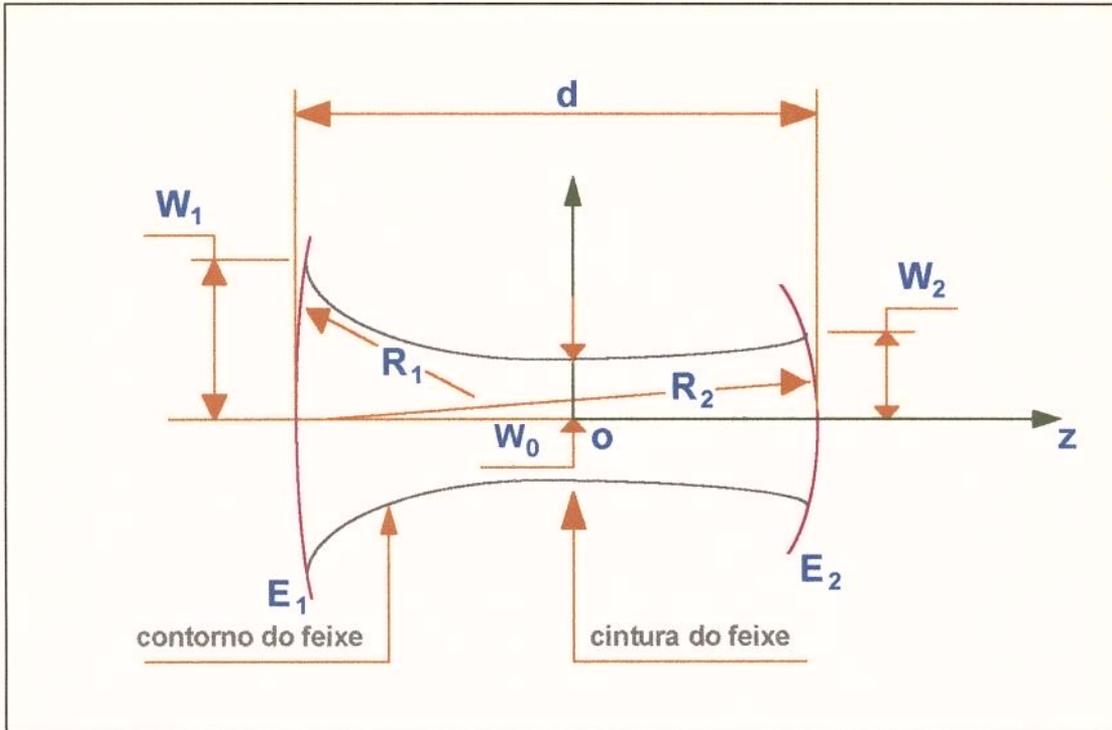


Figura 2.10 - Parâmetros de modo de interesse para um ressonador com espelhos de curvatura desigual

FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

2.3. Considerações do que foi exposto

No estabelecimento de um campo eletromagnético entre dois espelhos, os quais constituem uma cavidade ressonante do tipo Fabry-Pérot, devido a influência de um bombeamento, átomos são levados ao estado excitado. Deste modo a emissão espontânea ocorre a uma taxa superior àquela permitida pelo equilíbrio termodinâmico. Essa emissão ocorre em todas as direções, e especialmente na direção do eixo óptico do ressonador, onde será refletida pelos espelhos. Nessa direção obter-se-á um trajeto formado de múltiplas reflexões entre os espelhos, onde a radiação amplifica-se por emissão estimulada, a cada passagem pelo meio ativo. Uma certa fração do campo eletromagnético atravessa o espelho semitransparente para constituir o feixe laser, ao passo que a fração refletida mantém-se na cavidade no trajeto ao longo do eixo óptico, resultando no aumento de intensidade da radiação na cavidade. Este processo repete-se numerosas vezes, resultando em uma regeneração da radiação, e a energia armazenada no nível superior E_n da transição é rapidamente convertida em uma onda eletromagnética muito intensa, pelo princípio da emissão estimulada.

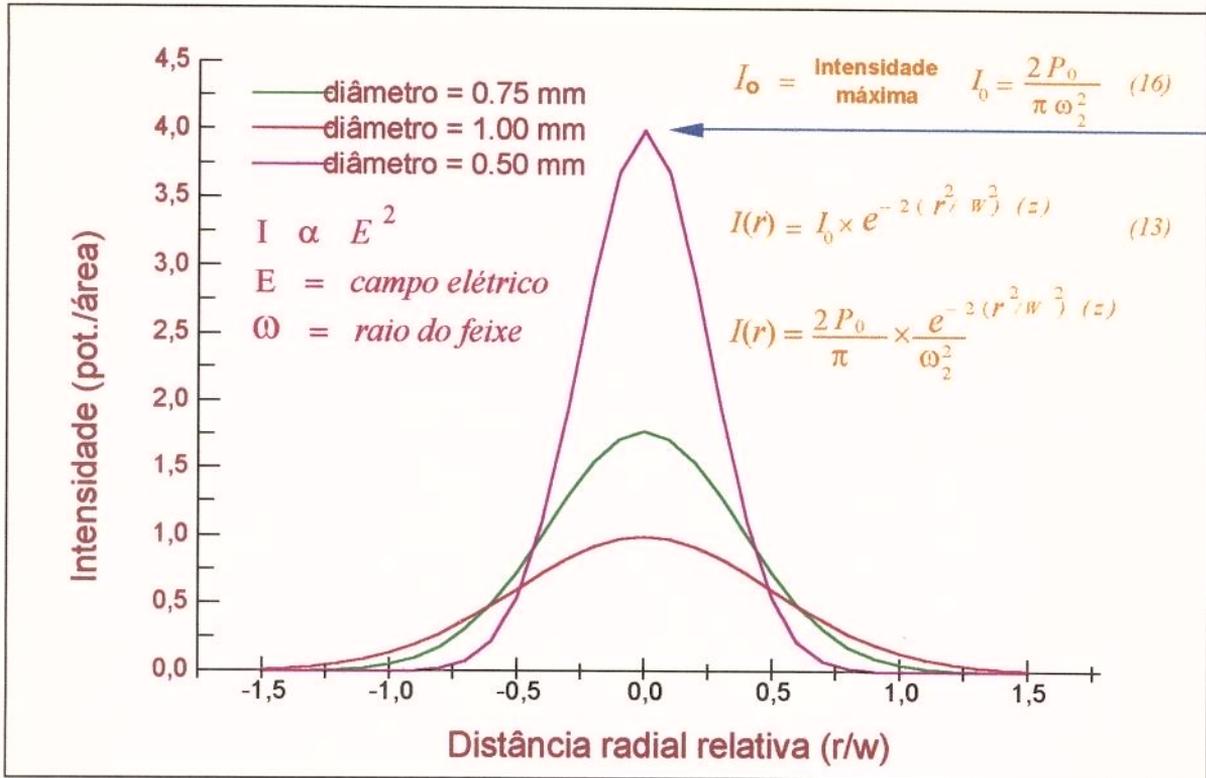


Fig. 2.11 - Variação da Intensidade Gaussiana do Feixe Laser em Função da posição radial

Contudo, a função do ressonador não é apenas garantir a regeneração e amplificação da onda eletromagnética, mas também filtrar uma ou várias frequências de oscilação desse campo no interior da banda de emissão dos átomos ativos pelo comprimento de onda de reflexão dos espelhos [Berreta, 1995]. O resultado no caso de uma distribuição gaussiana é um feixe laser de acordo com a Figura 2.12

2.4. Principais Lasers

As diferentes propriedades do material do meio ativo do laser conduzem a características distintas, tais como comprimento de onda (A Figura 2.13 apresenta o posicionamento dos lasers comerciais mais comuns no espectro eletromagnético), potência produzida e outras, às quais determinam a utilidade de um laser particular para uma aplicação específica.

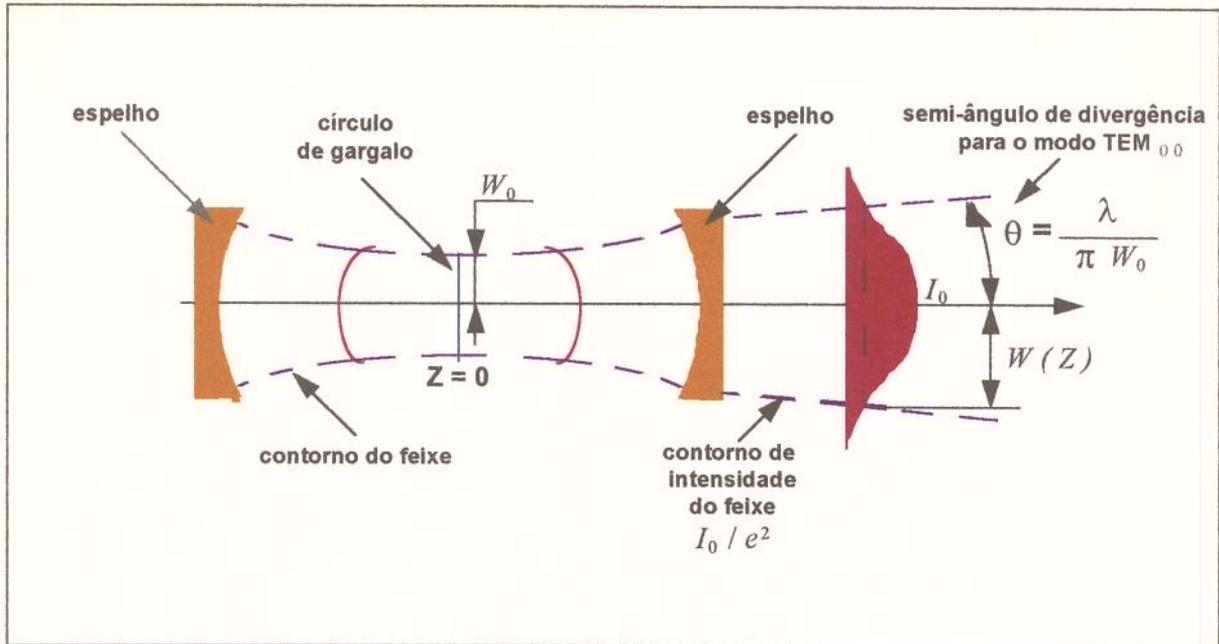


Fig. 2.12 - Esquema da distribuição energética do modo fundamental gaussiano, círculo de gargalo, divergência e frentes de onda

FONTE - J. R. Berreta, 1995

Os três tipos mais importantes de lasers são os lasers de estado sólido, gasoso e semicondutores, cada um possuindo propriedades únicas exigindo diferentes aproximações dos problemas da inversão de população realizada e da realimentação positiva. Os lasers de estado sólido usualmente empregam íons dopados dentro de um cristal hospedeiro para produzir a emissão estimulada, e lâmpadas flash ou lâmpadas CW são usadas para excitar opticamente estes íons para se obter a inversão de população. Em contraste, lasers gasosos em virtude do uso de um gás como meio ativo contém menos átomos por unidade de volume e suas linhas de absorção e emissão para baixa pressão são mais estreitas do que aqueles lasers de estado sólido. Isto geralmente impõe uma técnica de bombeamento diferente como por exemplo, radio frequência, resultando em melhores propriedades de coerência e rendimento de potência mais baixo. O mecanismo responsável para a ação do laser em lasers semicondutores é diferente, a partir do encontrado em lasers convencionais, resultando em propriedades únicas, enquanto requerem técnicas de bombeamento especiais.

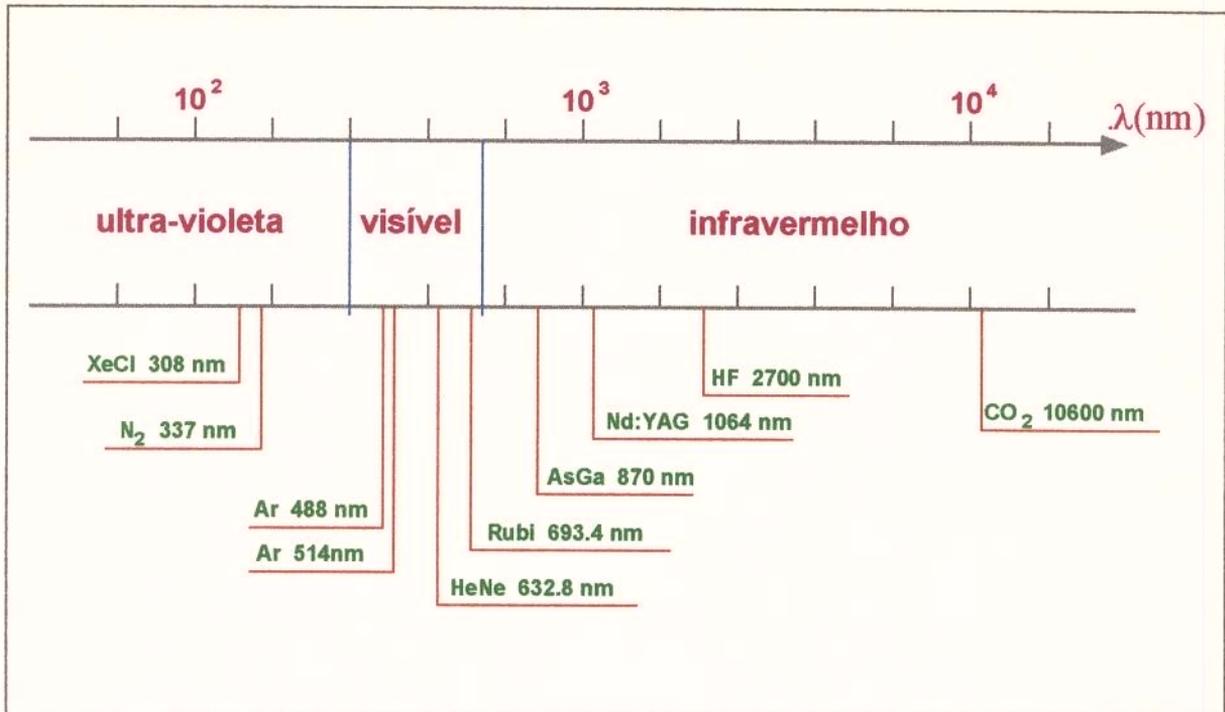


Figura 2.13 - Espectro eletromagnético com o posicionamento dos lasers comerciais mais comuns segundo os seus comprimentos de onda
FONTE - J. R. Berreta, 1995

Finalmente, a intensidade do campo é definida como o fluxo de potência sobre uma área transversal unitária perpendicular a direção de propagação.

Os lasers são operados em um dos seguintes modos de operação: (a) onda contínua (CW - continuous wave), (b) pulsado, (c) Q-switched e (d) “mode locked”. A Figura 2.14 descreve a forma de produção de potência sobre alguns desses modos de operação.

Na operação CW, como o nome implica, um feixe contínuo de potência constante é emitido pela cavidade do laser (Figura 2.14 (a)).

A operação pulsada é caracterizada pelo bombeamento pulsado e a emissão de pulsos de energia relativamente alta para taxas de repetição a partir de 1 Hz até valores superiores a 1 KHz. Larguras de pulso (normalmente ns até alguns ms), taxas de repetição e a energia total por pulso varia dependendo do tipo de sistema particular empregado.

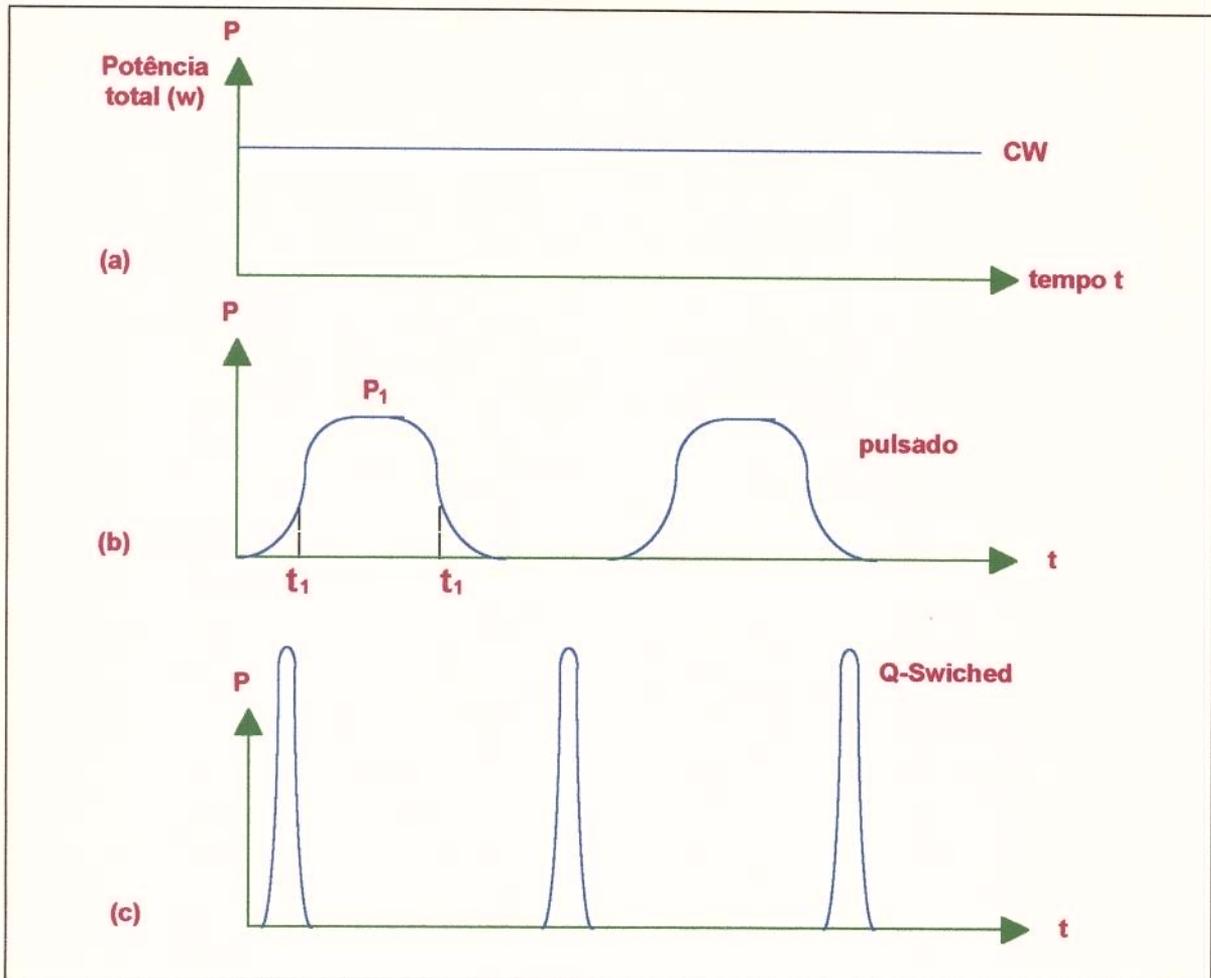


Figura 2.14 - Forma de produção de potência através de alguns modos de operação

FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

A Figura 2.14 (b) mostra a produção de um feixe onde a potência P_1 é considerada constante para quase toda a duração do pulso. Deve-se notar que pulsos de alta potência e de curta duração podem ser gerados usando técnicas como Q-switching ou “mode locking”. A potência alcançada neste pulso de curta duração excede a potência atingida durante a operação CW ou pulsada (Figura 2.14 (c)), o modo Q-switched implica no uso de um armazenador de energia dentro da cavidade no intervalo entre um pulso e outro, de modo que a geração de um pulso de energia mais alta é possível dentro de um período de tempo mais curto. A faixa de larguras típicas do pulso a partir de alguns picosegundos até em torno de 100 nanosegundos e taxas de repetição variando de um laser para o outro, podem alcançar limites tão altos quanto 50.000 pps na operação Q-switched. A energia total por pulso é determinada por:

$$E = \int_{pulso} P dt \quad \{14\}$$

onde a integração é alcançada sobre a duração do pulso.

Quando a potência é aproximadamente constante durante o pulso, a energia total por pulso é determinada por:

$$E = \int_{pulso} P dt \approx P_1 (t_2 - t_1) \quad \{15\}$$

A partir dos tipos mencionados acima, os lasers são classificados em quatro grupos, diferenciados basicamente pela natureza do meio ativo [Maillet, 1987]:

Lasers de estado sólido (isolante dopados) - onde a radiação proveniente de uma lâmpada, flash ou arco, excita opticamente a emissão de átomos introduzidos sobre forma de íons metálicos e de terras raras em uma matriz sólida isolante de cristal ou vidro. Esses diferentes tipos de lasers são constituídos de forma semelhante, às vezes até mesmo idêntica, exceto quanto à barra ou a alguns elementos de óptica utilizados.

Lasers de gás - que constituem a maior parte da indústria de lasers e funcionam com base em uma excitação, geralmente de natureza elétrica mas ocasionalmente também de natureza química, de meios gasosos atômicos neutros, ionizados ou moleculares. Apresentam dois modos de funcionamento, contínuo e pulsado e dois regimes gasosos, em fluxo ou selado.

Lasers de corante - operam com o mesmo tipo de meio ativo, um corante orgânico diluído em um solvente líquido. Retiram energia da radiação emitida por outra fonte óptica (lâmpada flash ou lasers). Suas características dependem essencialmente das características da fonte óptica de bombeamento.

Lasers semicondutores - em que a radiação é emitida no interior de uma junção p - n em um diodo de tipo semicondutor. O comprimento de onda depende da composição desse material. As características de funcionamento estão ligadas à composição, bem como à estrutura do dispositivo.

2.4.1. Lasers neodímio - vidro e YAG

Enquanto o laser de rubi apresenta uma deficiência inerente proveniente da operação de um sistema de três níveis, íons trivalentes de terra rara tal como Nd^{3+} , Ho^{3+} e outros, em materiais hospedeiros como o ítrio alumínio garnet (YAG), CaWO_4 e vidro, oferecem a vantagem de operação com um sistema laser de quatro níveis e, conseqüentemente, possuem níveis de energia iniciais de operação muito mais baixos do que um sistema similar de rubi. Apesar da pequena desvantagem de operação do laser no infravermelho a partir do espectro eletromagnético com uma redução na energia por fóton, estes lasers e, em particular o YAG dopado com Nd (matriz isolante cristalina (YAG) que funciona em regime contínuo ou pulsado) e o vidro dopado com Nd (matriz isolante amorfa (vidro dopado) que funciona essencialmente em regime pulsado), encontram várias aplicações tanto na indústria quanto na pesquisa, de modo que esse tipo de laser é um dos mais importantes de estado sólido.

Para alcançar a inversão de população em um sistema Nd:YAG, íons são bombeados opticamente para uma banda mais larga de energia, onde uma fonte incoerente, tal como uma lâmpada flash ou uma lâmpada CW, age como o instrumento de bombeamento dos íons a partir do estado fundamental. Íons excitados dentro dessas bandas decaem não radiativamente e com uma eficiência quântica aproximadamente uniforme. Este decaimento ocorre sobre um nível metaestável que pode servir como o nível laser superior. A transição laser normalmente obtida entre os níveis de energia envolvidos apresenta um comprimento de onda de aproximadamente 1064 nm. O laser com um sistema de quatro níveis atinge a inversão de população e a própria oscilação através de uma entrada de energia de alguns watts (CW) de potência bombeada. A eficiência deve ser elevada pela dopagem do cristal hospedeiro com diferentes tipos de íons, aumentando a banda de absorção e confinando a energia transferida entre os íons, para trazer o sistema dentro do nível laser superior.

A operação contínua (CW) onde potências de alguns watts podem ser alcançadas, é conduzida pelo laser YAG Q-switched de modo repetitivo e sobre condições de bombeamento contínuo. Esta possibilidade diminui diretamente com o tempo de vida do nível laser superior, podendo normalmente atingir picos de potência de alguns Kilowatts com duração de pulso em torno de 200 ns. A taxa de repetição máxima entre picos de elevada potência deve ser limitada pelo inverso do tempo de vida do nível laser superior, próximo a 4000 Hz. É possível também operar o laser YAG em um modo pulsado com o bombeamento por lâmpada flash, onde um ganho mais elevado entre picos conduz a picos de maior potência, com energia de alguns joules por pulso e taxas de repetição maiores do que 40 pps.

A seleção cuidadosa dos espelhos e da temperatura de operação permite obter diferentes comprimentos de onda em torno do convencional 1064 nm, obtendo-se assim oscilações para comprimentos de onda mais baixos ou mais elevados em torno desse valor.

Um aspecto importante quanto a energia total armazenada em um único pulso é a qualidade do cristal de YAG, de difícil crescimento para grandes diâmetros. A energia total que pode ser obtida em um único pulso a partir de tal laser deve ser limitada pelo tamanho da barra do cristal hospedeiro. Contudo, a boa qualidade da barra de vidro dopada com Nd^{3+} se mantém para maiores dimensões, demonstrando uma capacidade de produção do laser pulsado de alta potência, operando em alguns comprimentos de onda, além de 1064 nm.

Os níveis de energia relevantes no vidro dopado com Nd são similares aqueles do Nd:YAG, e sobre um sistema de bombeamento similar, o laser opera em um sistema de quatro níveis. Contudo, a barra de vidro introduz um alargamento substancial da linha em comparação com íons em cristais, um aspecto importante na determinação da viabilidade do laser para uma aplicação em particular.

As diferentes propriedades do YAG dopado com Nd e lasers de vidro complementam um ao outro e fazem do YAG atrativo para operações de alta taxa de repetição ou CW, considerando que o vidro dopado com Nd é preferido para taxas de repetição menores (no limite de 1 pps).

2.4.2. Laser de bióxido de carbono (CO₂)

O laser a gás mais importante, tanto do ponto de vista industrial quanto científico, é o laser de CO₂, no qual as transições entre os níveis vibracional-rotacional podem produzir grandes potências tanto no modo CW quanto no pulsado, com eficiência relativamente alta (até 20%), para comprimentos de onda aproximadamente de 10×10^3 nm. Estas características importantes estão relacionadas ao fato de que o laser de CO₂ pertence a uma classe de lasers designados como lasers moleculares, os quais possuem propriedades bastante distintas dos outros lasers de forma geral.

Em comparação com átomos e íons, a estrutura do nível de energia das moléculas é bem complexa e origina-se a partir de três fontes: movimentos eletrônicos, movimentos vibracionais e movimentos rotacionais. Exatamente como nos átomos individuais, elétrons em moléculas podem ser excitados a níveis de energia mais elevados, e as transições entre estes níveis discretos normalmente corresponde a frequências no visível e ultravioleta do espectro. Independente do estado eletrônico, os núcleos atômicos, são mantidos juntos pelas forças de ligação molecular, e devem vibrar em torno de sua posição de equilíbrio, determinando a elevação para os níveis de energia vibracionais quantizados. A separação de energia entre os níveis vibracionais do mesmo estado de energia eletrônico geralmente corresponde a uma frequência na faixa central do infravermelho, onde cada um dos níveis eletrônicos largamente espaçados devem ser divididos em muitos subníveis vibracionais. De acordo com a Figura 2.15 os três modos possíveis de vibração na molécula de CO₂ no estado eletrônico são os modos de vibração simétrico, de vibração de torção e de vibração assimétrico.

No modo de vibração simétrico; os dois átomos de oxigênio vibram no eixo internuclear de maneira simétrica com frequência ν_1 , enquanto que o átomo de carbono permanece estacionário de acordo com a Figura 2.15 (a);

No modo de vibração de torção: os três átomos vibram em um plano com frequência ν_2 . Este modo é duplamente degenerado, pois o mesmo pode representar a vibração dos átomos no plano da folha ou perpendicular a Figura 2.15 (b e c); e

No modo de vibração assimétrico; de frequência ν_3 , os átomos de oxigênio se movem em um mesmo sentido e o de carbono em sentido contrário de acordo com a Figura 2.15(d).

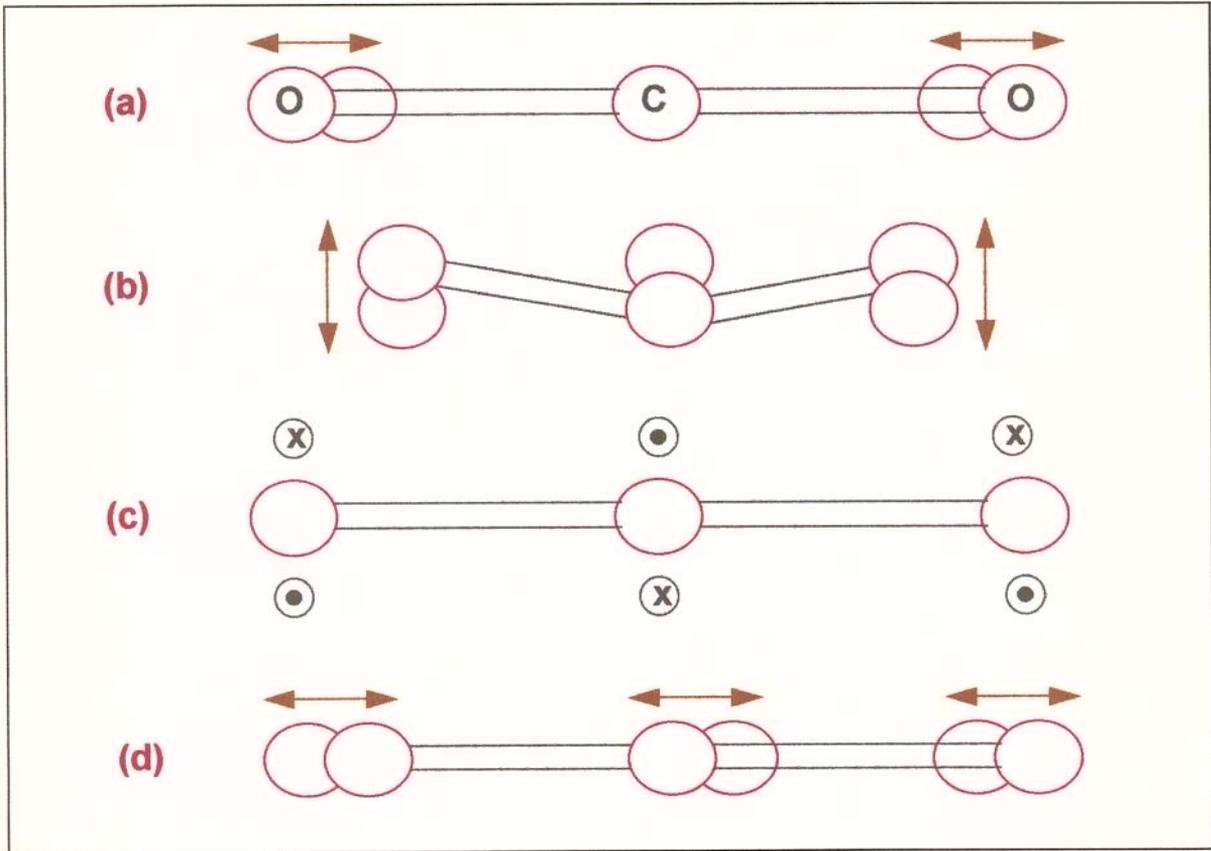


Figura 2.15 - Modos normais de vibração da molécula de CO₂
FONTE - S. Wagner, P. R., 1991

Cada um dos três modos é quantizado, e as separações entre seus níveis de energia adjacentes são aproximadamente 1337 cm^{-1} , 667 cm^{-1} e 2349 cm^{-1} , respectivamente. Deve ser notado que o modo de vibração de torção é degenerado, refletindo as duas direções possíveis de movimento perpendicular ao eixo molecular.

Finalmente, uma molécula em algum nível eletrônico vibracional pode sofrer rotação sobre vários eixos no espaço. Este movimento rotacional, devido as leis da mecânica quântica, deve conduzir a um espaçamento fechado, níveis de energia discretos, e deve subdividir cada nível vibracional em uma série de níveis cujas separações de energia correspondem a frequência extrema do infravermelho.

Quando uma descarga de gás é estabelecida, moléculas de CO_2 são excitadas dentro de níveis eletrônicos mais elevados, a partir de onde elas começam a decair para o nível laser superior. Taxas de relaxação favoráveis permitem o estabelecimento da inversão de população entre o nível laser superior e o nível laser inferior, produzindo a emissão de fótons com comprimento de onda em torno de $10.6 \mu\text{m}$. A presença de vários outros gases na descarga tal como N_2 e He aumenta consideravelmente a potência total e a eficiência do laser. A transição de interesse é aquela que leva a molécula de CO_2 de seu estado fundamental até o nível laser superior. Um processo eficiente que causa a transição é aquele que envolve a colisão entre uma molécula de CO_2 e uma molécula de N_2 . A molécula de N_2 é excitada eletricamente por outro processo, a partir do seu estado fundamental até o estado excitado. A partir daí, na colisão entre uma molécula de N_2 e uma molécula de CO_2 , ocorre uma transferência de energia por ressonância. A função das moléculas de N_2 é de transferir esta energia adquirida através da colisão com elétrons da descarga. Este processo de colisão é altamente eficiente na transferência de energia, primeiramente devido ao longo tempo de vida do estado excitado do N_2 e a pequena diferença dos níveis excitados do N_2 e do CO_2 .

Já a eficiência das moléculas de He esta associada ao mecanismo de relaxação da molécula de CO_2 , que também são desexcitadas essencialmente por meio de colisões com outras moléculas. A introdução de moléculas de He na mistura gasosa tem por objetivo favorecer a depopulação do estado do nível inferior, o que é extremamente importante, visto que o tempo de vida deste estado é demasiado grande e a colisão das moléculas de CO_2 com átomos de He diminuem sobremaneira os tempos de relaxação deste estado.

Os lasers de CO_2 comercialmente disponíveis podem suprir algumas centenas de watts de potência contínua, ou alguns Quilowatts de pico de potência em um modo pulsado. O tempo de vida relativamente longo do nível laser superior permite a operação Q-switching, no qual picos de potência da ordem de centenas de Quilowatts podem ser alcançados. Deste modo um espelho rotacionável pode ser utilizado neste modo de operação com o fim de aumentar a potência individual do pulso.

Referências Bibliográficas:

Artigos:

KRAPOSHIN, V. S.; "Treatment of the surface of metallic materials with laser radiation", **Fiz. Khim. Mekh.**, n. 3, p. 1 - 12, 1982.

Teses:

BERRETA, J. R.; "Investigação do processo de endurecimento de materiais via laser",
Dissertação (Mestrado) - **Universidade Estadual de São Paulo**, 1995.

S. WAGNER, P. R.; "Estudo e desenvolvimento de um laser de CO₂ tipo guia de ondas
excitado por rádio frequência", Dissertação (Mestrado) - **Universidade Estadual de
Campinas**, 1991.

Livros:

CHARSCHAN, S. S.; "Lasers in Industry", **Van Nostrand Reinhold Company**, USA, 1972.

JACKSON, J. D.; "Classical Eletrodynamics", **ed. Wiley**, 1962.

LASER INSTITUTE OF AMERICA, Toledo, Ohio.; "Fundamentals of Lasers", 1985.

LEVINE, A. K.; JOHNSON, L. F.; Lasers, v. 1, **ed. New-York**, 1966.

LUXON, J. T.; PARKER, E. D.; "Industrial Lasers and their Applications", **Prentice-Hall,
Inc.** - 1985.

- MAILLET, H.; "O Laser - Princípios e Técnicas de Aplicação", **Editora Manole Ltda**, 1987.
- SCHAWLOW, A. L.; "Lasers an light", readings from Scientific American, **ed. W. H. Freeman and Company**, 1969.
- STEEN, WILLIAN M.; "Laser Material Processing", **Springer -Verlag London Limited**, 1991.

Capítulo 3

Óptica externa à cavidade

3.1. Introdução

A radiação que deixa a cavidade ressonante pode assumir diversas distribuições (modos). A ordem destes modos depende da configuração utilizada na cavidade ressonante. De uma maneira geral, modos de ordem mais baixa de simetria circular são preferidos na maioria dos equipamentos comerciais.

Os modos Transversais Eletromagnéticos TEM, que possuem os campos elétricos e magnéticos perpendiculares entre si, com simetria circular de ordem mais baixa são o TEM₀₀, TEM₀₁ e o TEM₁₀. A Figura 3.1 apresenta a distribuição para os modos TEM₀₀, TEM₀₁ e o multimodo, também chamado de “Top hat” mostrando assim a dependência do modo do feixe com a configuração da cavidade ressonante.

O modo TEM₀₀, também chamado modo fundamental (ou Gaussiano), possui a maior quantidade de energia contida no seu centro e decai para a periferia. Para aplicações que exijam que a área do material atingida pelo feixe seja a menor possível, este modo é preferido (por exemplo, corte e furação), a equação 13 descreve a variação de potência segundo o perfil gaussiano de acordo com a Figura 2.11. Para aplicações onde se deseja que a área do material atingida pelo laser seja maior, existem duas possibilidades: ou o feixe opera com o modo TEM₀₀ “desfocado” (onde entra o sistema óptico) ou utiliza-se modos de ordem superior TEM₀₁ ou TEM₁₀. A vantagem dos modos TEM₀₁ e TEM₁₀ sobre o modo fundamental é que a distribuição de energia nestes modos é mais uniforme na área do feixe, considerando um corte transversal no feixe. A obtenção dos modos TEM₀₁ ou TEM₁₀ em geral é difícil, uma vez que as frequências de oscilação destes modos são muito próximas havendo a alteração dinâmica

de um modo para outro. Alguns equipamentos comerciais são projetados para fornecer um feixe cujo modo é o TEM_{11} . Este modo é uma sobreposição dos modos TEM_{01} e TEM_{10} , e é denominado multimodo ou “Top Hat” (Figura 3.1).

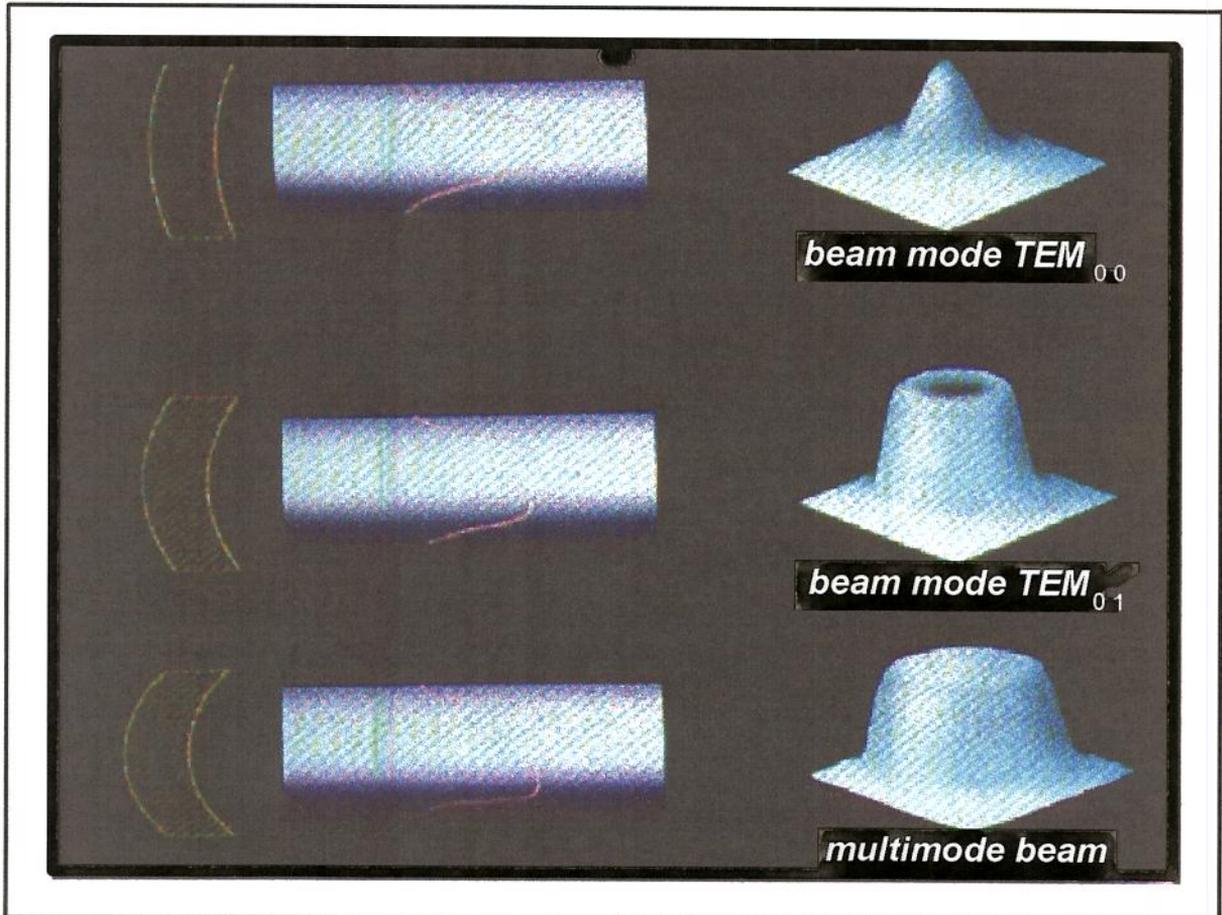


Figura 3.1 - Modo do feixe TEM_{00} , TEM_{01} e feixe multimode
FONTE - Catálogo - Laser ECOSSE

Voltando a Figura 2.11 e a equação 13, nota-se que para $r = \omega$ a intensidade relativa $I(r) / I_0 = 1 / e^2 = 0.135$ ou seja, 86.5 % da energia do feixe está contida em um diâmetro 2ω .

3.2. Potência total em um Feixe Gaussiano

A potência total (P) de um feixe gaussiano é definida como o produto da metade da intensidade I_0 pela área do círculo de raio $r = \omega$ ou seja:

$$P = \pi\omega^2 \frac{I_0}{2} \quad \{16\}$$

A medida da potência total de um feixe laser, em watts é feita diretamente através de instrumentos adequados (medidores de potência) disponíveis no mercado.

Por exemplo, um feixe que possui potência total de 2500 W, a intensidade no centro do feixe de diâmetro $2\omega = 18 \text{ mm}$ é:

$$I_0 = \frac{2P}{\pi\omega^2} = 1965 \text{ W/cm}^2$$

Este valor é importante na definição de componentes ópticos como lentes e espelhos que estarão sujeitos a esta intensidade do feixe, no que tange ao material utilizado no recobrimento antirefletivo (antirefletor coating) para lentes e recobrimento refletivo em espelhos (refletor coating).

3.3. Modificação de um feixe Gaussiano por uma lente

O espelho semitransparente da cavidade ressonante, de transmissão com refletividade R transmite $(1 - R)$ dos fótons que atingem a superfície interna à cavidade (supondo que o material utilizado na composição do espelho seja perfeitamente transparente ao comprimento de onda λ do feixe laser).

Os parâmetros do feixe transmitido pelo espelho (diâmetro do feixe e raio de curvatura da frente de onda) obedecem às relações (11) e (12) definidas anteriormente. Esta frente de onda, com raio de curvatura R_1 , ao atingir uma lente de distância focal f , utilizada para a focalização do feixe em um ponto de interesse, transforma a frente de onda para um novo raio de curvatura R_2 de acordo com a fórmula aplicada a lentes delgadas, ou seja:

$$\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} = \frac{1}{f} \quad \{17\}$$

Aplicando-se a equação (17) nas equações (11) e (12), calcula-se o diâmetro do feixe na entrada da lente $2\omega_L$ (logicamente conhecendo-se os parâmetros iniciais como a divergência do feixe e a posição z da lente) e o novo valor da cintura (ω_0) do feixe no ponto de melhor focalização é dado por [Luxon J. T.]:

$$\omega_0 = \frac{\lambda f}{\pi \omega_L} \quad \{18\}$$

onde f é a distância focal da lente, de acordo com a Figura 3.2.

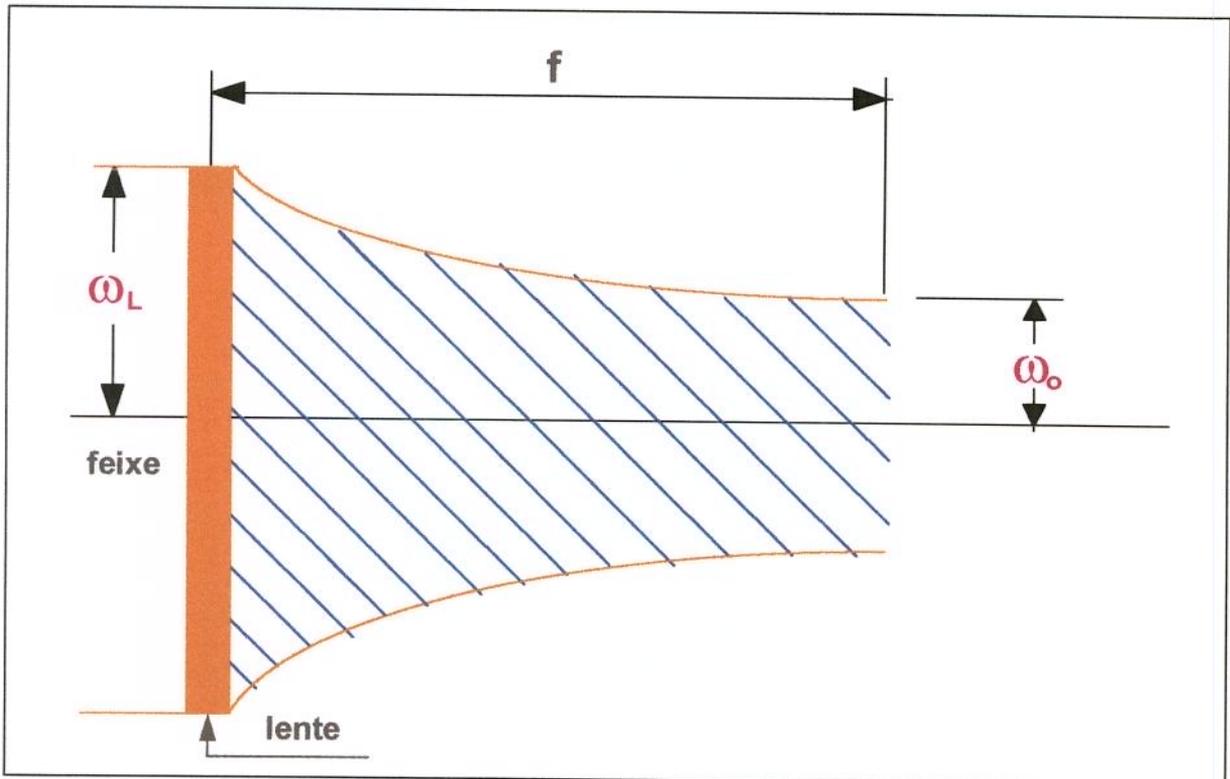


Fig. 3.2 - Representação de um feixe laser modificado por uma lente

FONTE - S. S. CHARSCHAN, 1972

A posição z onde se encontra a cintura do feixe em relação à lente também pode ser calculada a partir da equação (11), fazendo-se $\omega(z) = \omega_L$ e $\omega_0 = \lambda f / \pi \omega_L$ e é dada por:

$$z = f \left[1 - \left(\frac{\omega_0}{\omega_L} \right)^2 \right]^{1/2} \quad \{19\}$$

Como $\omega_L \gg \omega_0$ vemos que $z = f$, ou seja, o ponto de melhor focalização (z) (menor área) é aproximadamente o foco da lente.

3.4. Profundidade do foco

Um parâmetro importante em aplicações industriais é a definição da profundidade do foco, ou seja uma distância ($\pm d$) em torno da cintura do feixe e ao longo do seu eixo longitudinal onde o diâmetro do feixe não excede a um valor pré - estabelecido, $2g\omega_0$ (Fig. 3.3). Este valor é diferente para cada aplicação.

A profundidade do foco é determinada a partir da equação (11) fazendo-se diretamente $z = \pm d$, e $\omega(z) = 2g\omega_0$, o resultado obtido é:

$$d = \pm \frac{2\pi\omega_0^2}{\lambda} (g^2 - 1)^{1/2} \quad \{20\}$$

O parâmetro g na equação (20) indica quanto pode variar o diâmetro do feixe no ponto de aplicação e mesmo assim os resultados obtidos são aceitáveis. Em geral, em aplicações de corte e solda variações superiores a 10% ($g = 1.1$) no diâmetro do feixe causam uma degradação substancial na qualidade do processo. Adotando uma variação de 5%, $g = 1.05$, a variação da profundidade de foco com o diâmetro do feixe para $\lambda = 1.06 \mu\text{m}$ se apresenta de acordo com a Figura 3.4. Analisando-se as equações (18) e (20) nota-se que lentes com distâncias focais pequenas focalizam mais eficientemente o feixe, diminuindo também a profundidade do foco. Logo a escolha da lente adequada depende exclusivamente da aplicação.

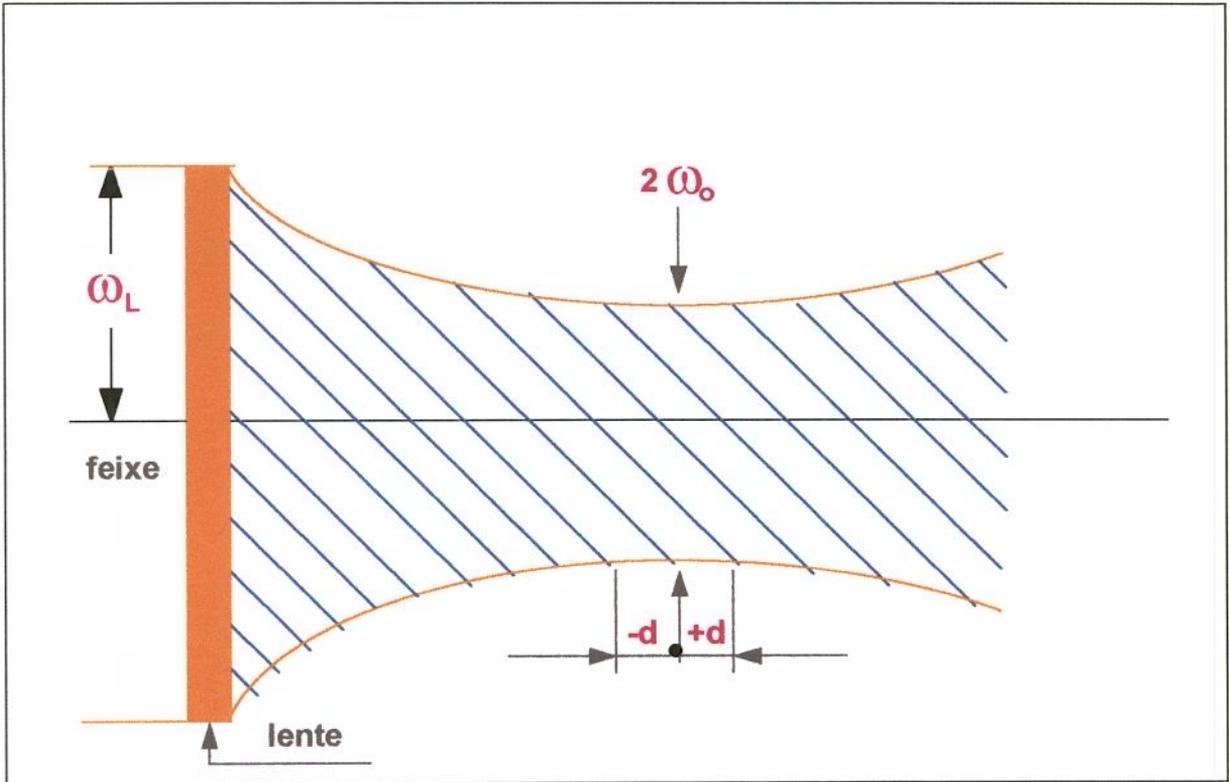


Fig. 3.3 - Profundidade de foco para um feixe laser modificado por uma lente
 FONTE - S. S. CHARSHAN, 1972

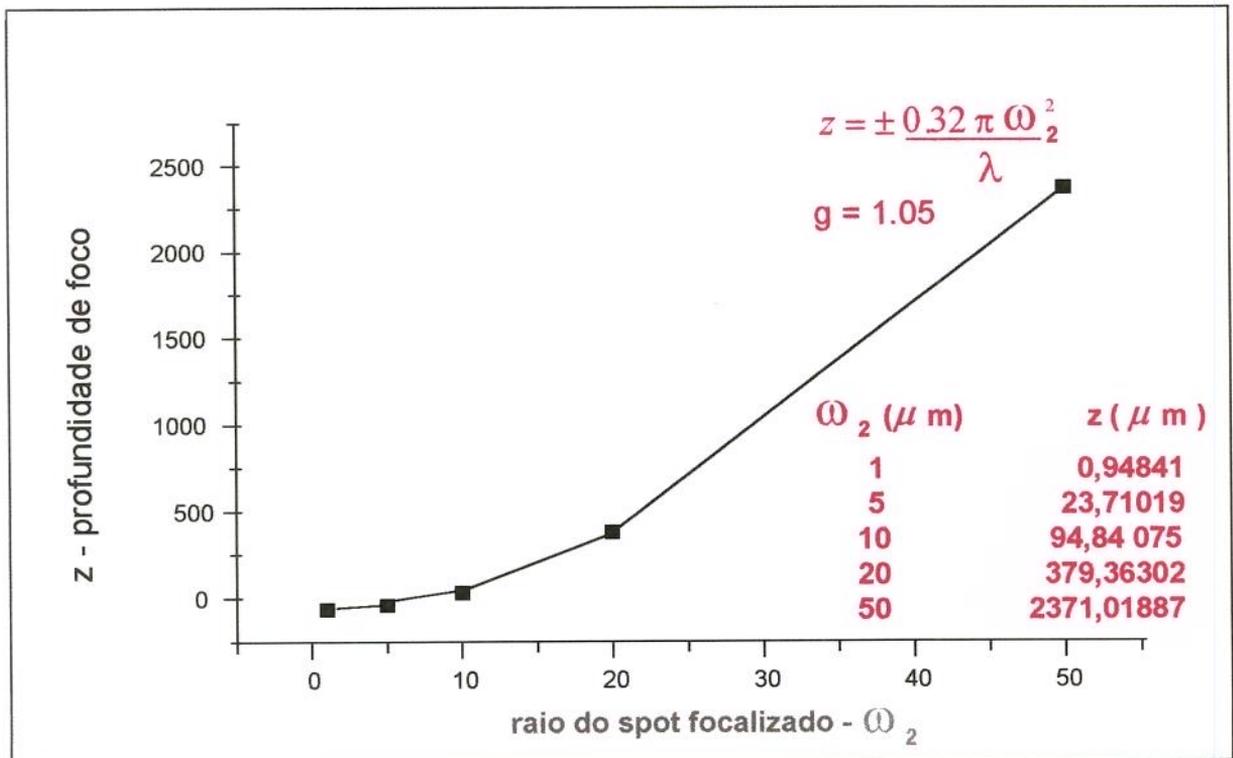


Fig. 3.4 - Variação da profundidade de foco com o raio da cintura do feixe para $\lambda = 1.060 \mu\text{m}$

Em termos práticos, utilizando-se as equações (18) e (20), para o corte de chapas grossas (por exemplo espessura = 5.0 mm, onde $d = 2.5$ mm) utilizando o laser de CO_2 com o diâmetro de feixe de 18 mm ($\omega_L = 9$ mm), adota-se lentes de grande distância focal (por exemplo $f \approx 300$ mm). Para este caso, o valor do “beam waist” é de aproximadamente 0.2 mm (equação (18)) e o desvio no perfil (variação da precisão de corte) do corte (equação (20) - $g = 1.022$) é de aproximadamente 0.002 mm ($((2g\omega_0 - 2\omega_0)/2)$). Para cortes de chapas finas (espessura < 1.0 mm, onde $d = 0.5$ mm)), deve-se utilizar lentes de pequena distância focal (por exemplo $f = 120$ mm). Neste caso o valor do “beam waist” é de 0.1 mm (equação (18)) e o desvio no perfil (variação da precisão de corte - $g = 1.01413$) do corte é de aproximadamente 0.0007 mm ($((2g\omega_0 - 2\omega_0)/2)$) de acordo com a Figura 3.5.

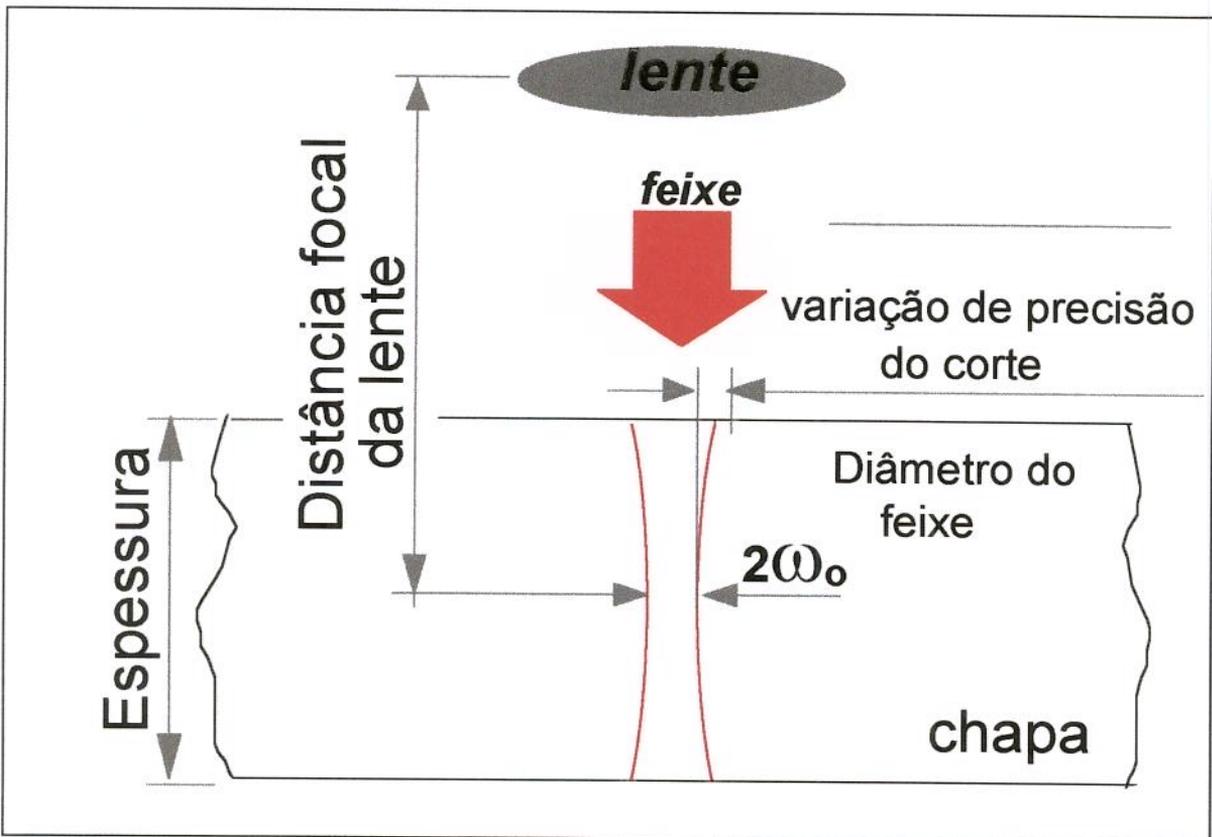


Figura 3.5 - Perfil do corte a laser

3.5. Densidade de Potência

A densidade de potência \overline{dP} no ponto de aplicação do feixe é dada pela razão entre a potência nominal (P) do laser pela área atingida pelo feixe laser ($A = \pi\omega(z)^2$).

$$dP = \frac{P}{A} = \frac{P}{\pi\omega^2} \quad \{21\}$$

onde $\omega(z)$ é determinado pela equação (11).

Para o cálculo da densidade de potência em W/cm^2 é necessário que se conheça os parâmetros do laser (diâmetro do feixe e a potência do laser) e também a distância focal da lente utilizada.

Por exemplo, pode-se calcular a densidade de potência no ponto de focalização e a 10 mm deste para um laser de CO_2 com potência total de 2000 W e diâmetro de feixe de 20 mm focalizado por uma lente delgada de distância focal $f = 200$ mm.

Primeiramente deve-se calcular o raio da cintura do feixe (ω_0) e de acordo com a equação (18), tem-se que $\omega_0 = 0.07$ mm. Neste ponto, a densidade de potência, de acordo com a equação (21), é aproximadamente 13 MW/cm^2 . A 10 mm do foco, o valor do diâmetro do feixe laser é calculado utilizando-se a equação (11). Fazendo-se $z = 10$ mm, $\omega(z) = 0.50$ mm e a densidade de potência, neste ponto é de aproximadamente 255 KW/cm^2 .

3.6. Densidade de Energia

A densidade de energia dE é definida como:

$$dE = dP \times t_i \quad \{22\}$$

onde, t_i é o tempo de exposição do feixe laser na superfície do material.

Para um feixe com potência P , com uma área $A = \pi\omega^2$ (onde ω é o raio do feixe) na superfície do material, que se desloca com uma velocidade v em relação à superfície do material, a densidade de energia dE da equação (21) pode ser reescrita como:

$$dE = \frac{P}{2\omega v} \quad \{23\}$$

Nesta equação, a velocidade v é inversamente proporcional ao tempo de exposição t_i do feixe laser na superfície do material, pois quanto menor é a velocidade de deslocamento do feixe em relação à superfície do material, maior é o tempo de exposição do feixe laser na superfície do material e vice-versa.

Tomando-se o exemplo anterior, pode-se calcular a densidade de energia dE (em Joules/cm²), entregue pelo feixe ao material, nas duas distâncias de trabalho, $z = 0$ (ponto de melhor focalização do feixe) e em $z = 10$ mm, para uma velocidade de deslocamento igual a 3.3333 mm/s (200 mm/mín).

Utilizando a equação (23) e fazendo as conversões de unidades necessárias, pode-se calcular de para os dois casos.

$$\text{Para } z = 0 \text{ mm, } \omega_0 = 0.07 \text{ mm} \Rightarrow dE = 428.570 \text{ Joules/cm}^2$$

$$\text{Para } z = 10 \text{ mm, } \omega_0 = 0.5 \text{ mm} \Rightarrow dE = 60.000 \text{ Joules/cm}^2$$

No exemplo anterior, nota-se a grande diferença entre as densidades de energia entregue pelo feixe nas duas posições de trabalho, mesmo com a mesma velocidade de deslocamento relativo do feixe à superfície do material. A diferença, está na densidade de potência nas duas posições.

Para o caso específico de corte de metais, pode-se fazer uma análise que auxilia na definição do equipamento a ser utilizado no processo. Para se cortar uma chapa de aço

de 3 mm de espessura, pode-se utilizar uma velocidade de corte da ordem de 50 mm/s. (5 cm/s), utilizando-se um laser de 1200 W de potência. Mantendo-se a mesma óptica (mesmo diâmetro de feixe), o mesmo corte pode ser realizado utilizando-se um equipamento de 200 W de potência, só que a velocidade empregada cai para 8.3 mm/s. (0.83 cm/s), aumentando em 6 vezes o tempo utilizado para a realização de uma determinada tarefa. Sendo assim, o fator velocidade de produção é outro parâmetro que também deve ser considerado na definição da máquina a ser empregada.

3.7. Exemplo

Calcular a velocidade de deslocamento de um feixe laser em relação à superfície de uma peça de um aço carbono comercial, com o objetivo de temperar uma determinada região da superfície da peça, utilizando-se um feixe de 18 mm (na entrada da lente) e uma lente de distância focal de 127 mm. A região tratada da superfície do material deve ter 1.5 mm de largura. Da Figura 3.7 podemos avaliar o tempo de interação e a densidade de potência necessária para temperar o material.

$$\lambda = 10.6 \times 10^{-3} \text{ mm}$$

$$f = 127 \text{ mm}$$

$$t = 10^{-1} \text{ seg. (tempo de interação de acordo com a Figura 3.7)}$$

$$P = 10^4 \text{ a } 10^5 \text{ w/cm}^2 \text{ (densidade de potência de acordo com a Figura 3.7)}$$

$$\omega_L = 9 \text{ mm}$$

$$\omega_0 = \frac{\lambda f}{\pi \omega_L} = \frac{10.6 \times 10^{-3} \times 127}{\pi \times 9} = 0.05 \text{ mm}$$

$$\frac{9}{127} = \frac{0.75}{X} \Rightarrow \frac{\omega_L}{f} = \frac{\omega_f}{X} \Rightarrow X = 10.58333 = 11 \text{ mm}$$

A Figura 3.9 mostra o diâmetro do feixe devido a desfocalização de 11 mm, de acordo com os dados do exemplo adotado.

$$A = \frac{\pi d^2}{4} = \frac{\pi 1.5^2}{4} = 1.77 \text{ mm}^2$$

$$dP = \frac{P}{A} = \frac{1000}{0.0177} = 56497 \text{ w/cm}^2$$

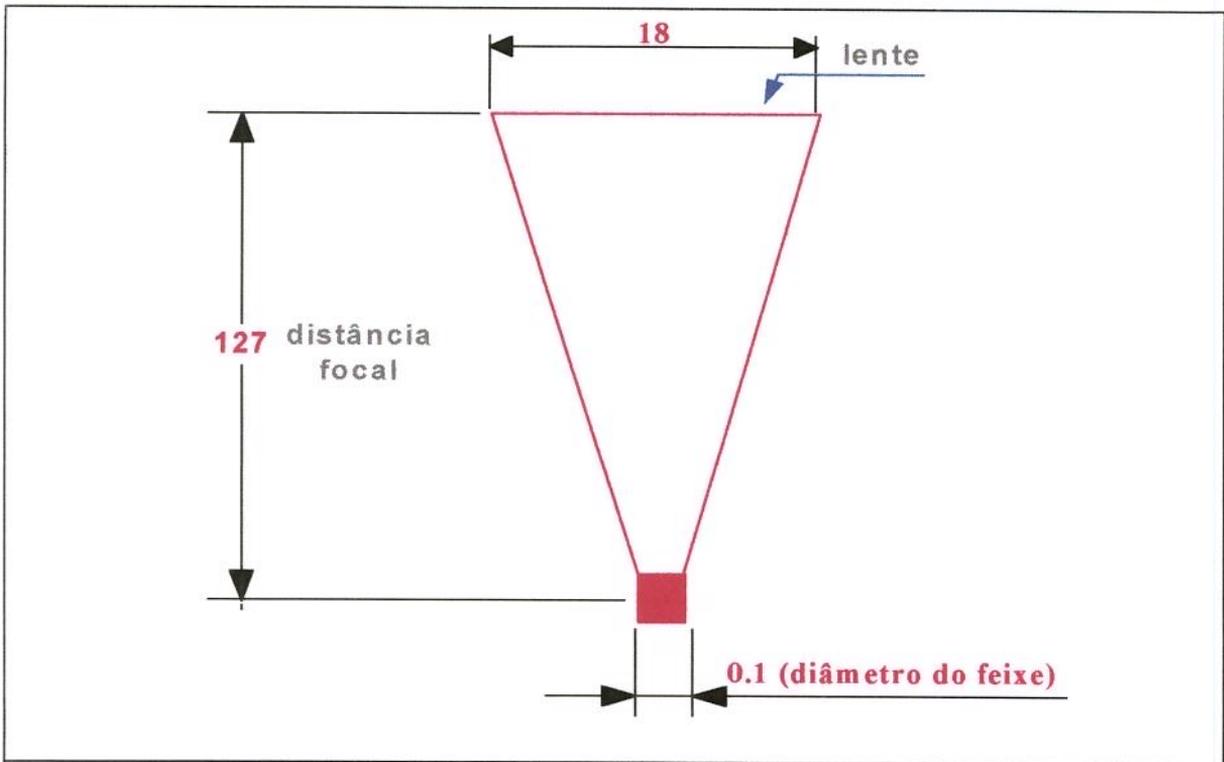


Fig. 3.6 - Representação esquemática do feixe focalizado

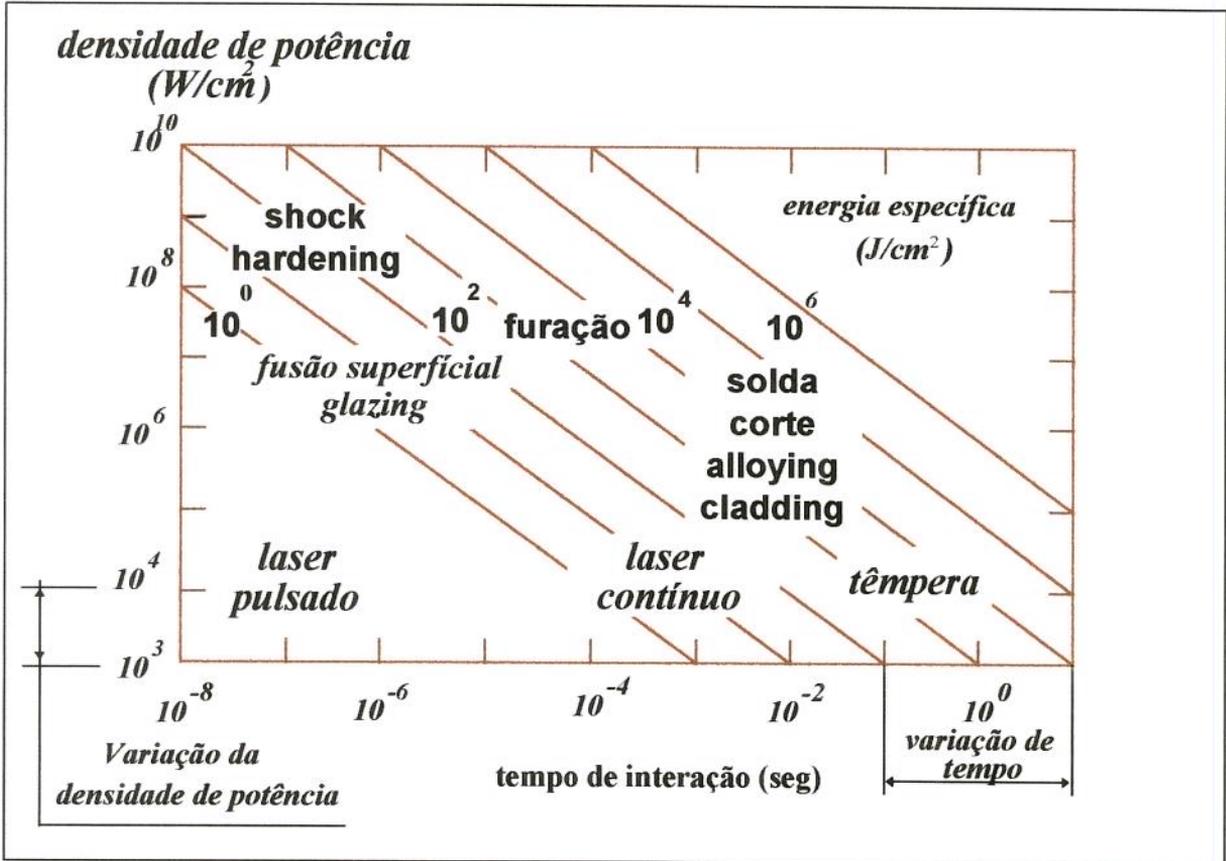


Figura 3.7 - Variação da densidade de potência do laser em função de cada processo específico
FONTE - S. Martellucci, 1993

A energia depositada na superfície do material é dada por:

$$E = P \Delta t$$

onde P é a potência e Δt é o tempo de exposição do feixe na superfície. A velocidade para um deslocamento ΔS em um intervalo de tempo Δt é escrita como:

$$V = \frac{\Delta S}{\Delta t} \Rightarrow \Delta t = \frac{\Delta S}{V}$$

logo:

$$dE = P \frac{\Delta S}{V}$$

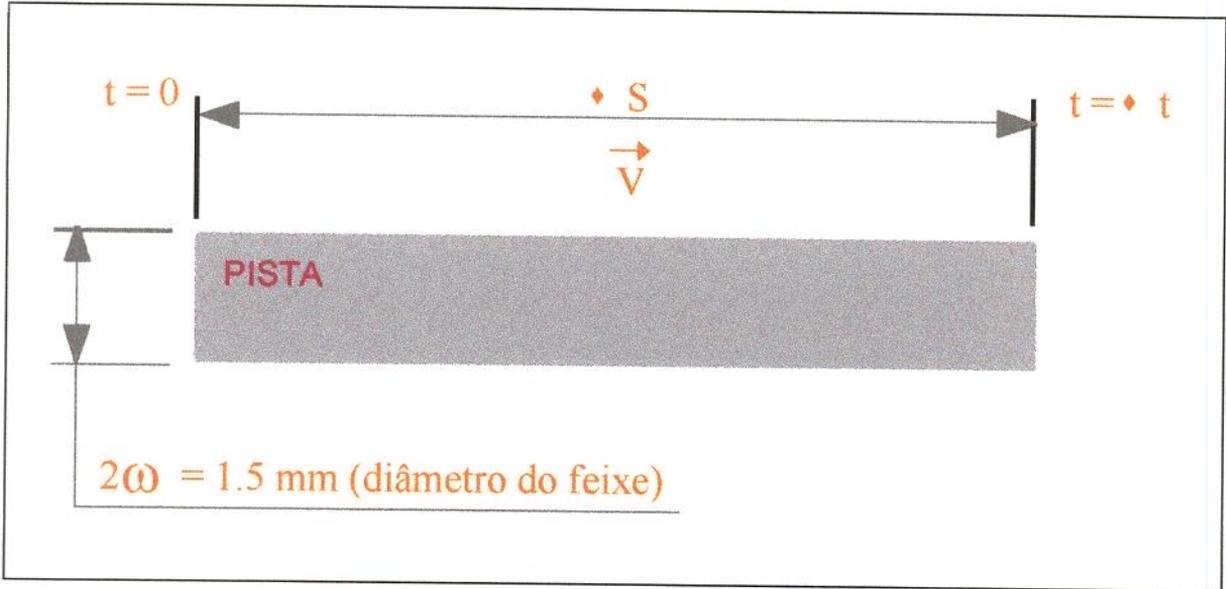


Fig. 3.8 - Representação esquemática das dimensões da pista sobre a superfície do material tratada pelo feixe laser.

A densidade de energia dE pode ser escrita como:

$$dE \text{ (densidade de energia)} = \frac{E}{A} = \frac{E}{2\omega \Delta S} = \frac{P \Delta S}{2\omega \Delta S V} = \frac{P}{2\omega V}$$

A relação entre a densidade de energia com a potência do feixe laser e a velocidade de deslocamento é dado por:

$$dE = \frac{P}{2\omega V} \quad (J/cm^2)$$

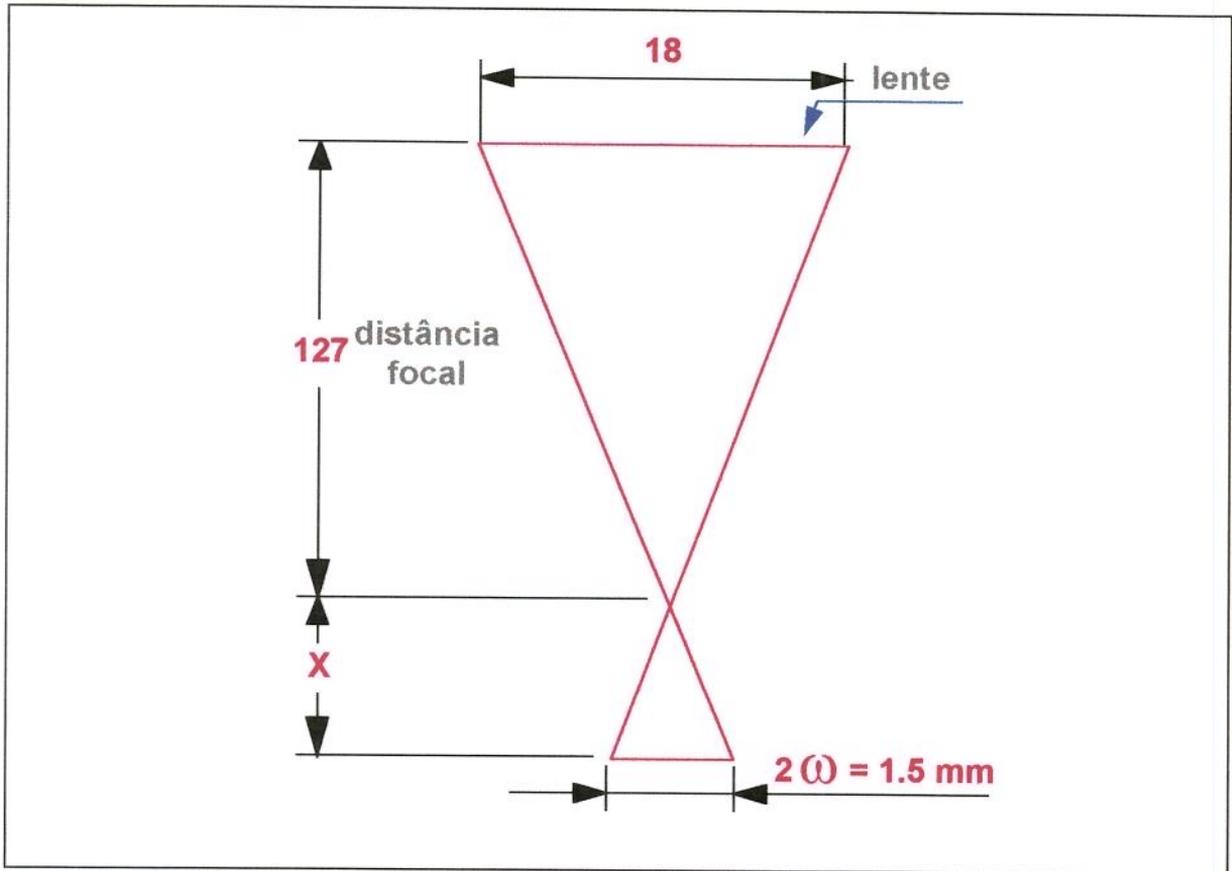


Fig. 3.9 - Representação esquemática do feixe desfocalizado para se obter um diâmetro de 1.5 mm

Pela Figura 3.7 acima verificamos uma variação possível de densidade de energia entre 10^3 e 10^4 J/cm², logo:

$$10^3 < dE < 10^4 \Rightarrow 10^3 < \frac{P}{2\Omega V} < 10^4 \Rightarrow 10^3 < \frac{1000}{0.15 V} < 10^4$$

$$0.15 < \frac{1}{V} < 1.5 \Rightarrow 66.7 > V > 6.7 \text{ (mm/s)}$$

logo, para o tratamento proposto, o intervalo de velocidades possíveis para utilização é:

$$66.7 > V > 6.67 \text{ (mm/s)}$$

O valor de velocidade ideal a ser utilizado depende das características do material, uma vez que a região escolhida para o tratamento na Figura 3.7 é generalizada para vários metais.

3.8. Conclusões

Para cada processo distinto é necessário que se tenha um controle sobre a área da região a ser irradiada na superfície do material. Este controle é feito através da óptica de focalização do feixe laser. Por exemplo para o processo de corte é importante que o diâmetro do feixe seja o menor possível, no entanto, na escolha da distância focal da lente a ser utilizada é necessário que se leve em consideração a espessura do material a ser cortado, pois a precisão do corte, ou seja, o perfil do corte, é definido pelo uso final do material cortado. Esta precisão é definida pela profundidade de foco do feixe. O menor diâmetro do feixe, no ponto de melhor focalização, é diretamente proporcional à distância focal da lente, isto é, quanto maior a distância focal da lente, maior é o diâmetro do feixe no ponto de focalização e maior é a profundidade de foco e a profundidade de foco é proporcional ao quadrado do diâmetro do feixe no ponto de melhor focalização. A Figura 3.5 representa o perfil de um corte feito com laser.

Para processos de furação, o mesmo tipo de raciocínio utilizado para a escolha da óptica de focalização pode ser utilizado, só que no processo de furação o tempo de interação do feixe com o material é muito menor que no processo de corte e a densidade de potência é bastante maior (Figura 3.7).

A maioria dos lasers de potência utilizados em aplicações industriais operam com modo TEM₀₀ (fundamental) apresentando distribuição gaussiana de energia. Este tipo de modo é bastante útil para os processos de corte, furação, marcação e solda, pois a intensidade do feixe no ponto de melhor focalização é muito grande, distribuída em áreas bastante reduzidas.

Em processos de tratamentos superficiais, normalmente duas situações devem ser consideradas; a área a ser tratada é, em geral, grande e a espessura da camada superficial a ser tratada deve ser uniforme.

Com o uso de um laser operando no modo TEM_{00} , para se obter grandes áreas (por exemplo da ordem de 1 cm^2) é necessário a utilização de lasers com potência nominal de saída da ordem de vários kW.

Algumas técnicas de tratamentos superficiais utilizam o artifício de cobrir uma área grande com várias pistas estreitas (através de varredura do feixe focalizado sobre o material), colocadas lado a lado, muitas vezes sobrepondo uma trilha à outra. Neste caso, o resultado nem sempre é o melhor, pois com a sobreposição de pistas, a região sobreposta normalmente perde as características desejadas no tratamento, resultando em regiões tratadas ladeadas de regiões não tratadas. Um exemplo típico é o tratamento superficial de aços com trilhas sobrepostas, geralmente em torno de 30 %, a parte sobreposta pode passar por um processo de revenimento, perdendo a dureza obtida inicialmente.

Para aplicações em tratamentos superficiais em materiais metálicos, a utilização de lasers que operam com modo fundamental, torna-se pouco eficiente. O ideal seria poder trabalhar com o feixe laser com distribuição de energia mais uniforme.

Atualmente, já existem equipamentos comerciais, projetados para uso em tratamentos superficiais, que possuem a capacidade de ajuste automático da configuração interna da cavidade ressonante do laser (ver Figura 3.1). Este ajuste é na curvatura interna do espelho totalmente refletor. Para cada faixa de potência de saída do feixe laser, a curvatura do espelho se modifica, alterando o modo do feixe laser. Para este tipo de equipamento, quando a potência de saída é ajustada para valores da ordem de 8 kW, o modo do feixe passa a ser *multimodo* ou “top hat”. No entanto, esta tecnologia é de domínio exclusivo do fabricante e o custo do equipamento é bastante elevado (da ordem de várias centenas de milhares de dólares).

Contudo existe a viabilidade de se projetar e desenvolver um dispositivo opto-mecânico capaz de “quebrar” a simetria circular de um feixe gaussiano, transformando-o, na região de interação do feixe com a superfície do material, em uma seção retangular com intensidade de energia “quase” uniforme.

Já existem trabalhos sendo desenvolvidos para esse propósito, inclusive o projeto de Doutorado do autor. O objetivo é desenvolver um sistema óptico que, a partir de um feixe laser com distribuição de energia tipo gaussiana (modo TEM₀₀), transforma-o em um feixe com distribuição de energia “quase” uniforme, bastante próximo do modo multimodo com geometria retangular, da seguinte forma:

— um feixe laser cilíndrico com simetria gaussiana (modo TEM₀₀), denominado de feixe principal, é feito incidir sobre um prisma de duas faces espelhadas, dividindo o feixe principal em dois feixes secundários. Cada feixe secundário é refletido na direção de dois espelhos cilíndricos com raios de curvatura e posição definidos no projeto. A partir daí, os dois feixes secundários serão focalizados e redirecionados para um plano denominado de *plano de cruzamento dos feixes secundários*, coincidente com o plano da superfície do material a ser tratado. A Figura 3.10 mostra o traçado geométrico dos feixes primário e secundários para esta configuração proposta.

Como o objetivo é transformar o feixe no plano de cruzamento de feixes secundários (que deve coincidir com o plano da superfície do material a ser tratado), em um feixe de seção retangular com intensidade de energia “quase” uniforme, é necessário que o perfil gaussiano resultante, mostrado na Figura 3.11, seja também transformado em um perfil retangular. Para isso, tem-se duas alternativas:

- 1) duplicar a óptica já projetada, utilizando um prisma de quatro faces e mais dois espelhos cilíndricos.
- 2) fazer o feixe principal atravessar uma lente cilíndrica antes de atingir o prisma de duas faces. A distância focal da lente cilíndrica deve ser exatamente o caminho óptico dos dois feixes secundários, ou seja o plano de focalização da lente cilíndrica deve coincidir com o plano de cruzamento dos feixes secundários.

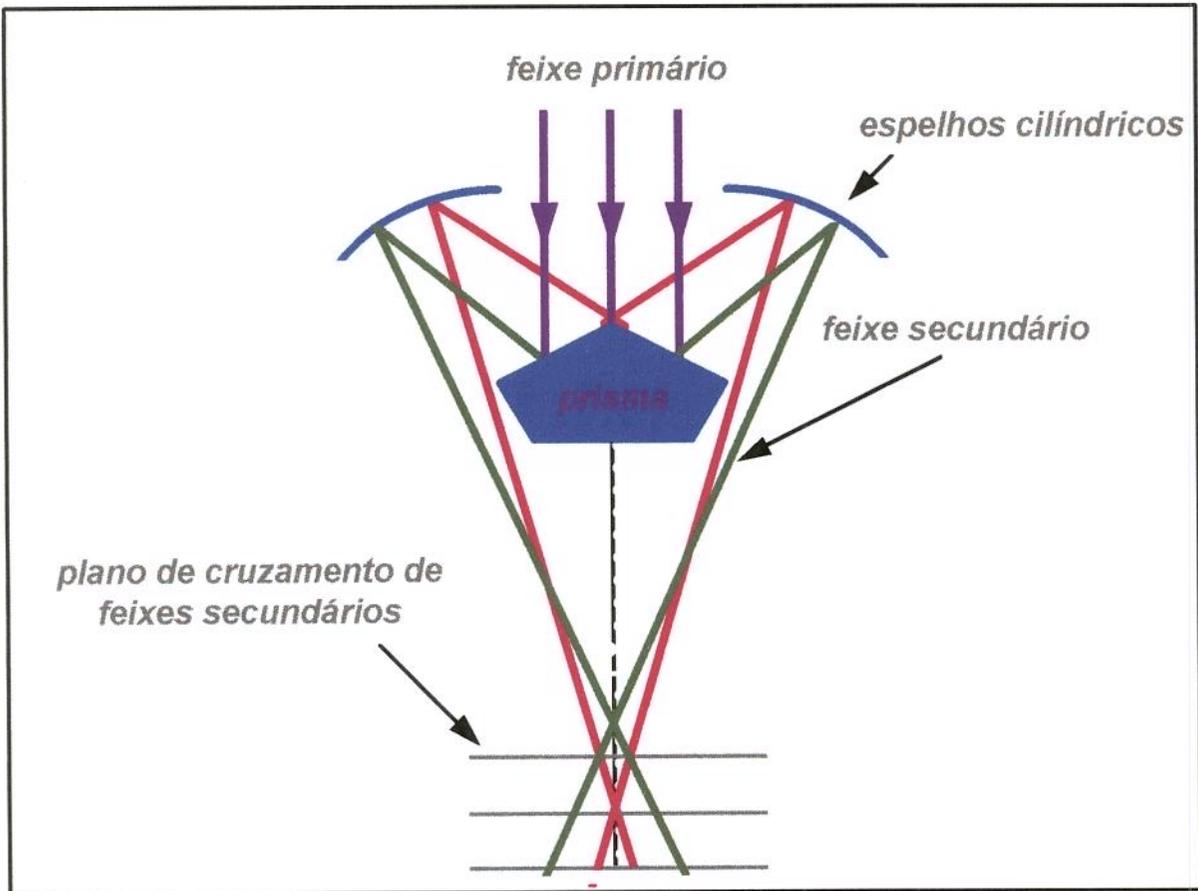


Fig. 3.10 - Traçado Geométrico dos Feixes Primário e Secundários

O resultado a ser obtido com a inserção da lente cilíndrica é um feixe que possui seção retangular em uma dimensão (devido a divisão do feixe principal) e uma seção com perfil gaussiano “afilado” na outra (Figura 3.11).

Este afilamento do perfil gaussiano é devido à focalização do feixe principal pela lente cilíndrica inserida que permite que a intensidade do feixe seja aumentada. Este aumento na intensidade é inversamente proporcional à largura do feixe neste ponto. Novamente aqui, a distância focal da lente cilíndrica deverá ser definida em projeto.

As dimensões esperadas para o feixe no plano da superfície do material são de 5 a 8 mm (na dimensão do feixe de seção retangular) por 1 a 1,5 mm na outra dimensão. Tanto estes valores como a intensidade do feixe deverão ser calculados levando-se em consideração fenômenos ópticos como interferência e difração de raios luminosos.

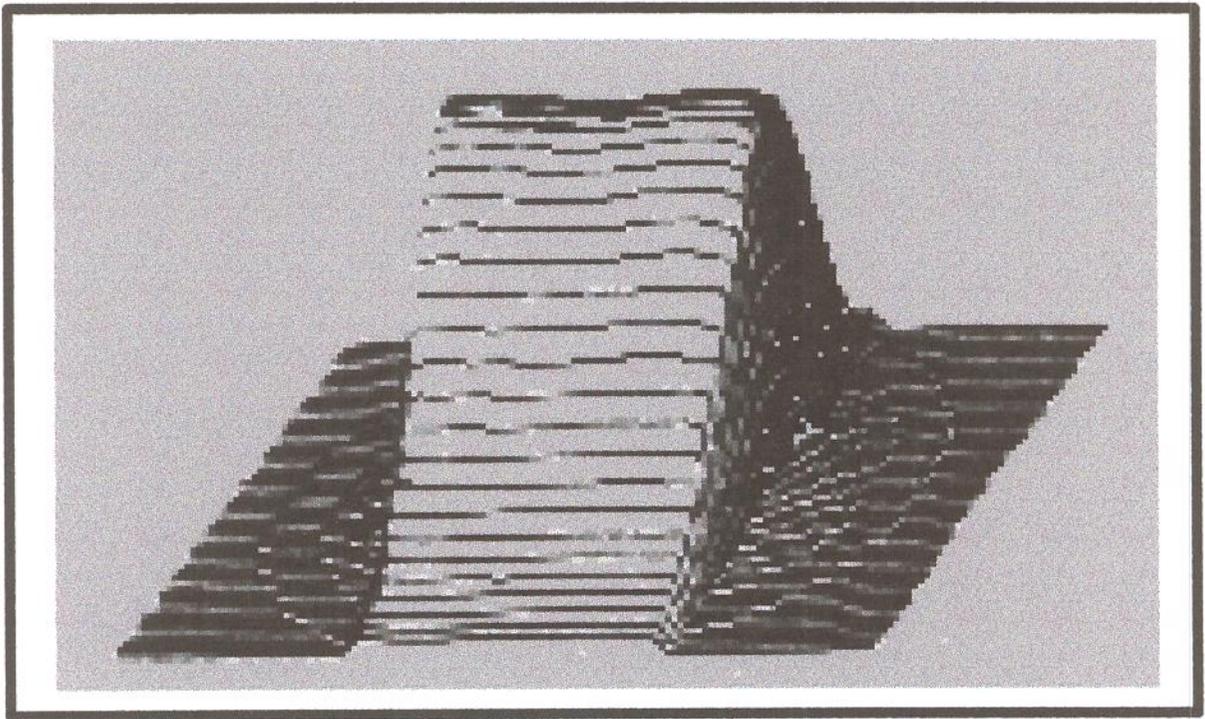


Figura 3.11 - Perfil Gaussiano Resultante (Vista Lateral)

Referências Bibliográficas:

Artigos Técnicos:

- BOETTINGER, W. J. AND CORIELL; “Science and Technology of the Undercooled Melt”, **NATO ASI (Advanced Study Institute on Laser Surface Treatment of Metals) Series E-No114**, Martinus Nijhoff, Dordrecht, pp. 81 - 108, 1986.
- ESSIEN, M. AND FUERSCHBACH, P. W; “Beam Characterization of a Materials Processing CO₂ Laser”, **Welding Research Supplement**, February, p. 48-s, 1996.
- HEGGE, H. J.; DE BEURS, H. AND NOORDHUIS, H. E DE HOSSON; “Tempering of Steel during Laser Treatment”, **Metallurgical Transactions A**, Volume 2 A, p. 987-995, April 1990.
- KRAPOSHIN, V. S.; “Treatment of the surface of metallic materials with laser radiation” **Fiz. Khim. Mekh.**, n. 3, p. 1 - 12, 1982.
- KRAUSS, G., “Steels: Heat Treatment and Processing Principles”, **ASM INTERNATIONAL**, USA, p. 47, December 1989.
- MERLIN, J.; CHANG, JUN LI; MANDERSCHIED, T.; RENARD, C. AND OLIVEIRA, C.; “Transformation et Caracterisation D’Un Faisceau Laser CO₂ pour des Applications en Traitement des Matériaux”, **Laser de Puissance et Traitements des Matériaux**, p. 125, 1991.

Livros:

LASER INSTITUTE OF AMERICA, Toledo, Ohio.; "Fundamentals of Lasers", 1985.

LEVINE, A. K.; JOHNSON, L. F; "Lasers", v. 1, ed. **New-York**, 1966.

LUXON, J. T., "Optics for material Processing.", **Industrial Lasers and Their Applications**,
Prentice Hall, pp. 38, 1985.

ROESSLER, D. M; "An Introduction to the Laser Processing of Materials", **The Industrial Laser Annual Handbook**, pp. 16 - 30 (1986).

S. MARTELLUCCI et al. (eds), "Laser Applications for Mechanical Industry",
KluwerAcademic Publishers. Printed in the Netherlands, p. 305 - 314, 1993.

SCHAWLOW, A. L.; "Lasers an light", readings from Scientific American, ed. **W. H. Freeman and Company**, 1969.

STEEN, WILLIAM M.; "Laser Material Processing", **Springer -Verlag London Limited**, 1991.

Capítulo 4

INTERAÇÃO DA RADIAÇÃO ELETROMAGNÉTICA COM O MATERIAL

4.1. Considerações

O laser possui algumas características que o tornam atrativo em aplicações industriais. Como por exemplo, densidade de potência que pode atingir valores da ordem de 10^{18} w/cm² e a rápida transferência desta energia para o interior do material sem contato físico.

Na transferência desta quantidade de energia para o material, alguns fenômenos devem ser observados, tais como:

- ⇒ decomposição química da atmosfera, formação de plasma
- ⇒ absorção da radiação pelo plasma
- ⇒ oxidação da superfície
- ⇒ absorção da radiação pelo material
- ⇒ aquecimento do material
- ⇒ fusão do material
- ⇒ onda de choque
- ⇒ evaporação do material
- ⇒ cristalização, mudanças na superfície
- ⇒ resfriamento, transformação no estado sólido

[Kraposhin, 1982]

Essa energia transferida no processo sobre a superfície do material pode ser medida como descrito no capítulo 3 pela energia específica (dE). Substituindo o termo dP da equação (22) pela equação (21) temos:

$$dE = dP \cdot t = \frac{P \cdot t}{A} = \frac{4 \cdot E}{\pi \cdot d_0^2} \quad \{24\}$$

onde: dP [W/cm^2] = P/A é a potência específica fornecida ao material

P [W] é a potência da radiação laser

A [cm^2] é a área da superfície na qual a radiação laser é focalizada, no caso específico deste trabalho $A = (\pi d_0^2) / 4$. Sendo d_0 (ω - mm) o diâmetro do feixe que incide no material.

A equação (24) nada mais é do que a multiplicação da densidade de potência pelo tempo de interação, de acordo com a Figura 3.7. Em função da potência fornecida, da área a ser tratada e do tempo de exposição resulta a energia transferida caracterizando algum processo específico. É evidente que as propriedades físico-químicas do material são responsáveis pelos mecanismos de interação em conjunto com as propriedades inerentes ao feixe laser, mas a equação (24) auxilia como referência na escolha dos parâmetros empregados. Essa densidade de energia da radiação laser, dE , concentrada na superfície do material tratado, é distribuída como mostrado a seguir:

$$E = E_{ref} + E_m + E_{pl} \quad \{25\}$$

onde:

E_{ref} é a energia que é refletida, especular e difusa, pela superfície irradiada e dispersada no espaço vizinho.

E_m é a energia da radiação laser absorvida pelo material

E_{pl} é a energia da radiação laser absorvida pelo plasma formado sobre a superfície do material irradiado.

$$E_{ref} = E \cdot R \quad \{26\}$$

onde:

R é o coeficiente de reflexão da superfície, definido por:

$$R = R_1 + R_2 \quad \{27\}$$

onde: R_1 é o coeficiente de reflexão especular

R_2 é o coeficiente de reflexão difusa

Com exceção do alumínio, R sofre variações muito acentuadas em uma banda espectral compreendida entre 500 e 900 nm. No infravermelho, a refletividade atinge rapidamente um valor constante próximo a unidade, o que tenderia a desqualificar os lasers infravermelhos. Entretanto, os valores indicados pela literatura aplicam-se apenas a superfícies metálicas polidas e no vácuo. Na maioria das aplicações do laser, entretanto, outros fatores devem ser considerados, tais como a contaminação da superfície, a rugosidade, etc., que alteram profundamente os valores de R [Maillet, H., 1987].

Quando a radiação eletromagnética atinge uma superfície a onda movimenta-se de acordo com a Figura 4.1.

Alguma radiação é refletida, alguma absorvida e alguma transmitida. Quando ela atravessa o novo meio ela deve ser absorvida de acordo com alguma lei tal como a lei de Beer Lambert, onde $I = I_0 e^{-\beta z}$.

O coeficiente de absorção, β , depende do meio, comprimento de onda da radiação (observar Figura 4.2) e intensidade.

O gráfico da Figura 4.2 obtido experimentalmente por [Berreta, J. R., 1995] para um aço carbono comercial 1045 demonstra que a absorção da radiação laser pela superfície do material em função do acabamento da superfície tem o mesmo comportamento, tanto para o

laser de rubi como para o laser de neodímio. Grande variação nos valores de absorção ocorre para valores de rugosidade média abaixo de $0.6 \mu\text{m}$. Para os valores acima de $1 \mu\text{m}$ de rugosidade média, tem-se os maiores valores de absorção, os quais tendem a um valor constante. Verifica-se que, para o laser de rubi, a absorção é aproximadamente 10% maior do que a observada para o laser de neodímio devido a diferença no comprimento de onda, ou seja, quanto menor o comprimento de onda da radiação incidente, maior será a absorção dessa mesma radiação pela superfície metálica do material.

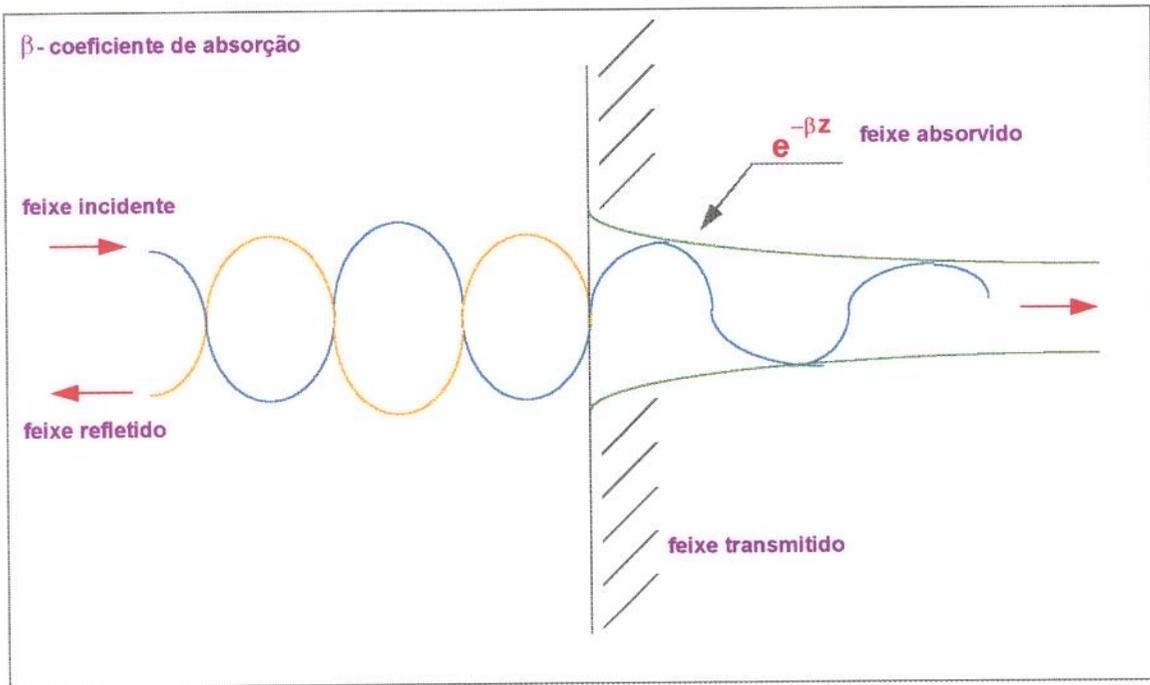


Fig. 4.1 - A fase e amplitude de uma onda eletromagnética atingindo uma interface ar/sólido e sofrendo reflexão e transmissão.

FONTE - WILLIAM M. STEEN, 1991

Além dessas considerações, a absorção da radiação laser pelo material sofre grande variação com o aumento da temperatura na superfície do material, como ilustrado para o aço inoxidável AISI 304 [Maillet, 1987] na Figura 4.3, onde observa-se o brusco aumento da absorção entre as temperaturas de fusão (T_f) e evaporação (T_v) do material. Acima da temperatura de evaporação os valores da absorção, que estão próximos à unidade, voltam a ter pequena variação com o aumento da temperatura. As temperaturas de fusão e evaporação do material, no gráfico da absorção em função da temperatura (Figura 4.3), delimitam três zonas,

1, 2 e 3, que correspondem respectivamente a: zona de tratamento térmico, zona de soldagem e zona de corte.

A radiação laser que incide na superfície do material, penetra neste e é então absorvida. A penetração da radiação no material é descrita pela equação:

$$E(z) = E \cdot (1 - R) \cdot e^{-\beta z} \quad \{28\}$$

onde:

$E_{(z)}$ é a energia da radiação penetrando no material para a profundidade z

β é o coeficiente de absorção

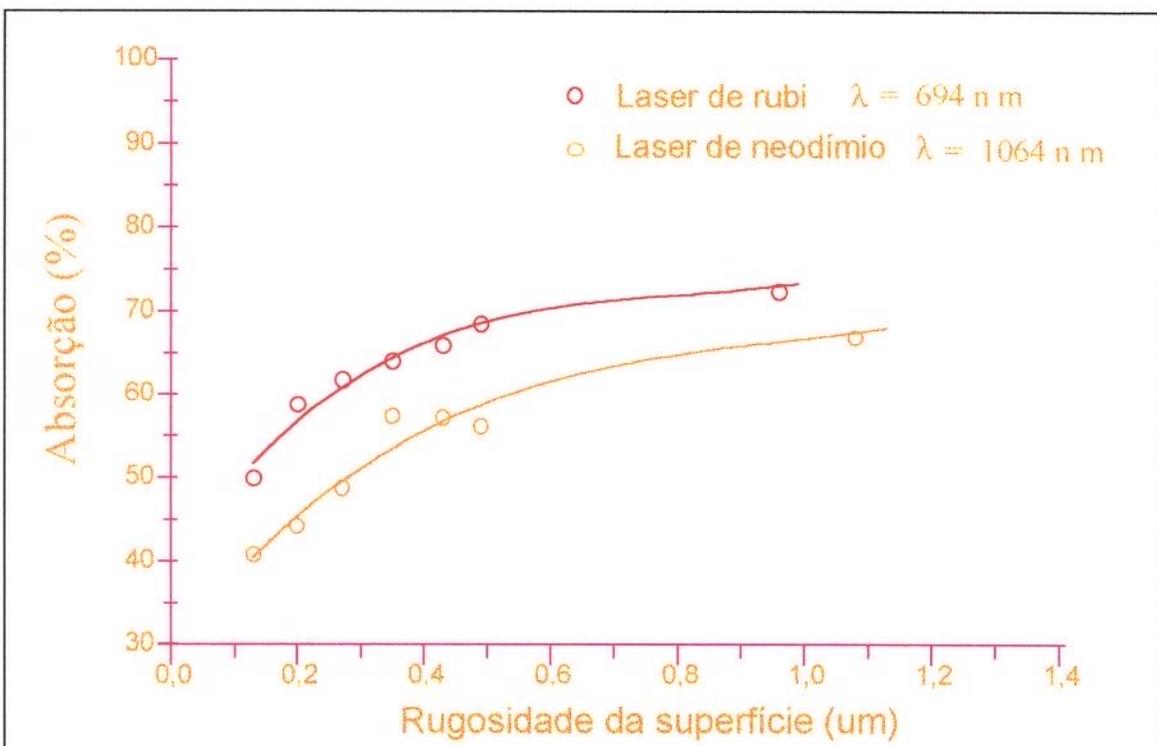


Figura 4.2 - Gráfico da porcentagem de energia da radiação laser absorvida pelo material em função da rugosidade média da superfície.

Fonte - J. R. Berreta, 1995

A quantidade de energia absorvida em uma camada de espessura Δz é igual:

$$|\Delta E_z| = E \cdot (1 - R) \cdot \beta \cdot e^{-\beta \cdot z} \cdot \Delta z \quad \{29\}$$

A quantidade de energia absorvida é grande na superfície, e decresce de modo suave da superfície para o centro do material.

Embora a equação (29) aplica-se para diferentes materiais, não são somente os valores de β e R que determinam o processamento por laser, mas também os mecanismos de transferência de calor que podem ser diferentes para cada material específico.

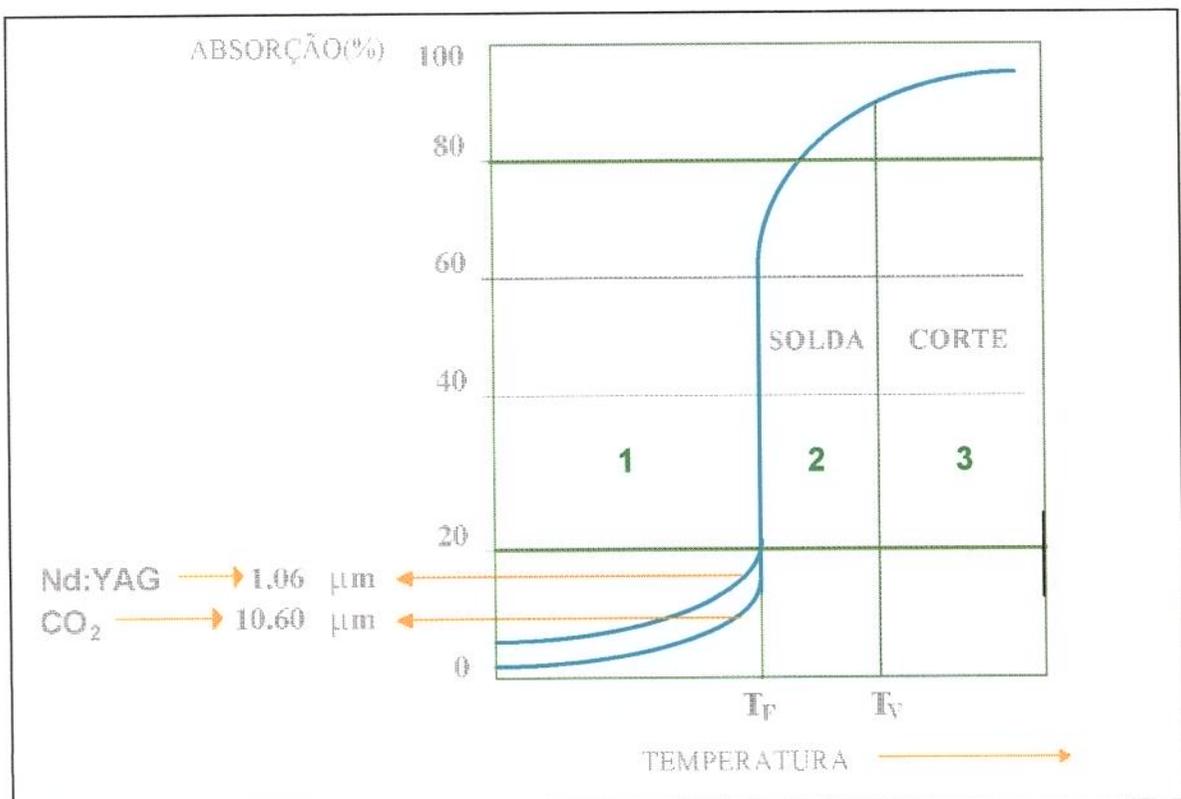


Fig. 4.3 - Variação da absorção em um corpo sólido com o comprimento de onda aplicado e a variação da temperatura (aço inoxidável 304)

FONTE - Maillet, 1987

A fonte de calor resultante do feixe laser na superfície dos metais, é uma fonte superficial distribuída, isto é, praticamente toda a energia de radiação é absorvida em uma estreita camada superficial e o raio “r” da área de aquecimento é muito maior que a profundidade para a qual o calor difundi, isto é, $r \gg (a \cdot t)^{1/2}$ onde “a” é o coeficiente de difusividade térmica do material. Este fato permite uma formulação unidirecional do problema de encontrar o campo de temperatura em um corpo semifinito exposto a uma fonte de calor concentrada.

4.2. Processo de interação

A intensidade da radiação incidente com feixes de altas densidades de energia como no processo a laser é bastante significativa. Nesse caso interações multi-fótons são mais prováveis de ocorrer, causando eventos ópticos não lineares tal como espalhamento Rayleigh e espalhamento Raman. No espalhamento Rayleigh a frequência da luz espalhada é a mesma da luz incidente enquanto que no espalhamento Raman a frequência da luz espalhada é diferente da frequência da luz incidente. Como definição da Física Quântica, se a radiação incidente sobre a superfície de um material for intensa e monocromática com frequência ν , observa-se que a luz espalhada a 90° com a direção incidente contem além da radiação de frequência ν (espalhamento de Rayleigh) radiações mais fracas de frequência $\nu \pm \nu'$ (espalhamento Raman) [Eisberg, R. e Resnick, R., 1979].

A quantidade de luz que é absorvida no metal ocorre primeiramente pelos elétrons livres. A energia dos elétrons aumenta, e em seguida decresce com a dissipação de energia na colisão com os átomos ou íons na rede cristalina, onde esses átomos ou íons estão posicionados de forma estática. Esse processo ocorre em uma camada com uma espessura de $1/\beta$, sendo que para os metais o coeficiente de absorção β está entre $10^4 - 10^5 \text{ cm}^{-1}$. Portanto, a radiação laser é absorvida nos metais em uma camada de 0.1 a $1\mu\text{m}$ de espessura, podendo ser considerada uma fonte de calor na superfície ou próxima a esta [J. R. Berreta, 1995].

Em função da temperatura ou da incidência da radiação eletromagnética esses átomos em torno de seu ponto de localização apresentam uma certa liberdade de movimento ou vibração, o qual é bastante influenciado pela força elétrica do campo elétrico E . A frequência da radiação fornecida não corresponde a uma frequência natural de ressonância (fenômeno pelo qual um corpo vibra ao ser atingido por vibrações produzidas por outro corpo, quando o período delas coincide com o seu) da partícula ou do átomo, então fluorescência (no processo de fluorescência, a frequência da luz incidente coincide com uma frequência de absorção dos átomos) ou absorção não devem ocorrer mas uma vibração forçada deve ser iniciada. A força induzida pelo campo elétrico, E , é muito pequena e é incapaz de vibrar um núcleo atômico. Por essa razão nós estamos discutindo a interação dos fótons com os elétrons tanto livres quanto ligados. Este processo de fótons existentes e que são absorvidos pelos elétrons é conhecido como o “Efeito inverso de Bremsstrahlung”. A palavra Bremsstrahlung vem do alemão: Brems = frenagem, isto é, desaceleração + Strahlung = radiação, o processo de Bremsstrahlung ocorre sempre que elétrons acelerados colidem com a matéria e um fóton é criado, de modo que o efeito de Bremsstrahlung é a emissão de fótons a partir dos elétrons excitados, em vez de sua absorção ou espalhamento pela matéria.

Os elétrons ao vibrarem devem irradiar em várias direções podendo ter o movimento restringido pelos “fonons” da rede (energia de ligação dentro de uma estrutura sólida ou líquida). No caso anterior, os “fonons” devem causar vibrações na estrutura e estas vibrações devem ser transmitidas por toda a estrutura pelo processo do tipo de difusão normal percorrendo as moléculas da estrutura. As vibrações na estrutura são detectadas como calor. O fluxo de calor é descrito pelas leis de Fourier sobre a condução de calor - uma equação de fluxo ($q/A = -KdT/dx$). Se energia suficiente é absorvida a vibração torna-se intensa e as ligações moleculares somente são tensionadas, até o momento em que elas deixam de ser suficientemente capazes de exibir resistência mecânica e o material é dito como fundido. Sobre um aquecimento adicional as ligações são rompidas e o material é evaporado. O vapor é capaz de absorver embora muito pouco, visto que ele deve ter somente elétrons ligados; a exceção ocorre se o gás está suficientemente quente, de modo que os elétrons sejam sacudidos

livremente e o gás possa ser considerado um plasma. O plasma pode ser fortemente absorvedor se a densidade de elétrons livres é alta o suficiente.

A Figura 4.4 representa a seqüência de eventos da incidência da radiação laser sobre a superfície do material em função da absorção de energia.

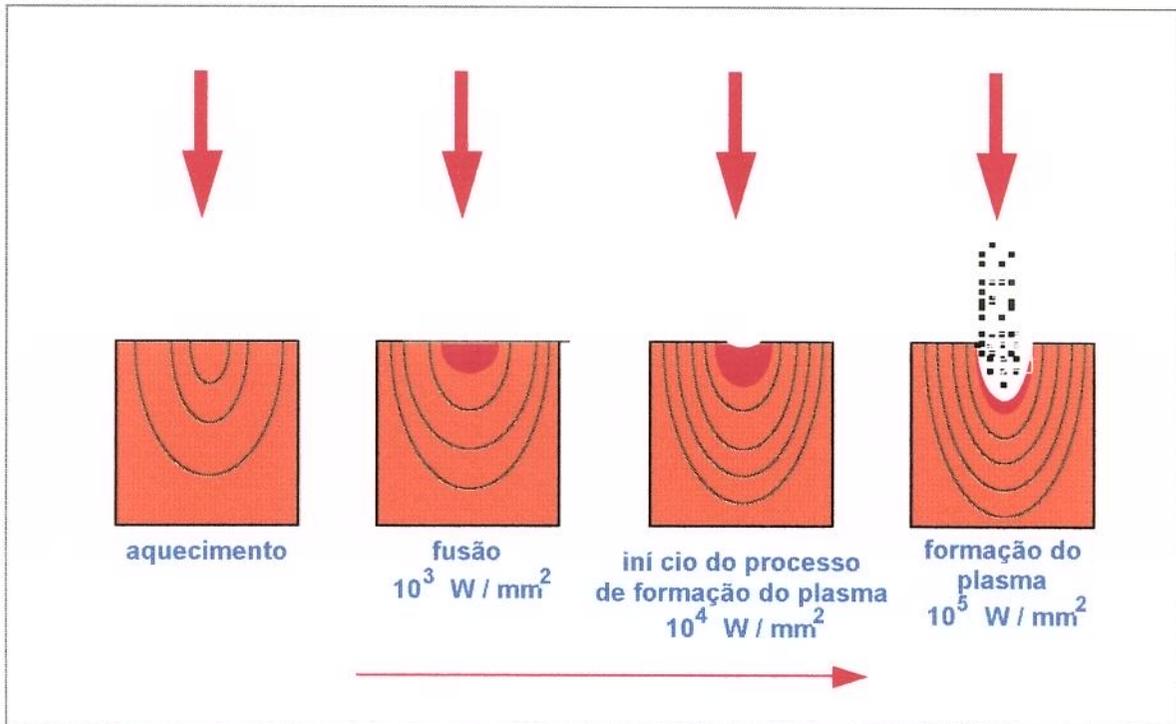


Fig. 4.4 - Sequência dos eventos de absorção variando com a potência absorvida.

FONTE - WILLIAM M. STEEN, 1991

A densidade de elétrons em um plasma é determinada por equações como a equação de Saha, a qual assume o equilíbrio térmico no plasma de modo que o critério de alteração de energia livre possa ser calculado usando os princípios convencionais da termodinâmica [William M. Steen, 1991].

Referências Bibliográficas:

Teses:

BERRETA, J. R.; “Investigação do processo de endurecimento de materiais via laser”, **TESE DE MESTRADO, IPEN/USP**, 1995.

D. NETO, OMAR DE OLIVEIRA; “Considerações sobre um sólido cristalino submetido a um campo de laser intenso”, **TESE DE MESTRADO, UNICAMP/INSTITUTO DE FÍSICA**, 1985.

Livros:

CHARSCHAN, S. S.; “Lasers in Industry”, **Van Nostrand Reinhold Company**, USA, 1972.

EISBERG, ROBERT E RESNICK, ROBERT; “Física Quântica - Átomos e Moléculas, Sólidos, Núcleos e Partículas”, **Editora Campus Ltda**, Rio de Janeiro - 1979.

KRAPOSHIN, V. S.; “Treatment of the surface of metallic materials with laser radiation”, **Fiz. Khim. Mekh.**, nº 3, p. 1 - 12, 1982.

LASER INSTITUTE OF AMERICA; Toledo, Ohio.; “Fundamentals of Lasers”, 1985.

STEEN, WILLIAM M.; “Laser Material Processing”, **Springer - Verlag London Limited**, 1991.

Capítulo 5

Considerações do processo de solidificação rápida

5.1. Introdução

O processo a laser é um tratamento de alta tecnologia utilizado para produzir propriedades específicas e localizadas na superfície dos materiais. Estas propriedades dependem essencialmente da microestrutura formada durante o processo e, como o tratamento geralmente induz a uma fusão local, a microestrutura é formada durante a resolidificação da poça de líquido. Portanto, para otimizar-se as condições do processo e para desenvolver ligas apropriadas para tratamento a laser é necessário compreender os mecanismos de formação de microestruturas durante a resolidificação, visto que, a refusão superficial com a conseqüente solidificação é um processo extremamente rápido, e que ocorre a taxas de resfriamento elevadas de acordo com a Tabela 2, a qual apresenta a taxa de resfriamento para alguns processos de solidificação.

Os principais tratamentos superficiais a laser envolvendo a passagem pelo estado líquido são (Figura 5.1):

- a) Refusão simples que produz uma camada superficial rapidamente solidificada (glazing).
- b) Fusão de uma camada superficial previamente depositada resultando em uma liga (Alloying).
- c) "Cladding" (revestimento), onde há o depósito por injeção e fusão de material em pó por um feixe de laser em um material base.

Tabela 5.1 - Taxas de resfriamento estimadas dentro dos limites de vários de processos de solidificação

<u>Processos</u>	<u>Taxas de resfriamento</u> (K/s)
<i>Solidificação direcional</i>	10^{-1} a 10^1
<i>Fundição</i>	10^0 a 10^2
<i>Soldagem a arco</i>	10^1 a 10^3
<i>EB Welding (electron beam welding = soldagem eletrônica)</i>	10^2 a 10^4
<i>LB Welding (Laser beam welding = soldagem por feixe de laser)</i>	10^2 a 10^6
<i>Processos de solidificação rápida</i>	10^3 a 10^7
<i>Modificação da superfície por LB ou EB</i>	10^5 a 10^7
<i>Laser pulsado</i>	10^7 a 10^8

ELMER, J. W.; ALLEN, S. M. AND EAGAR, T. W.; 1989

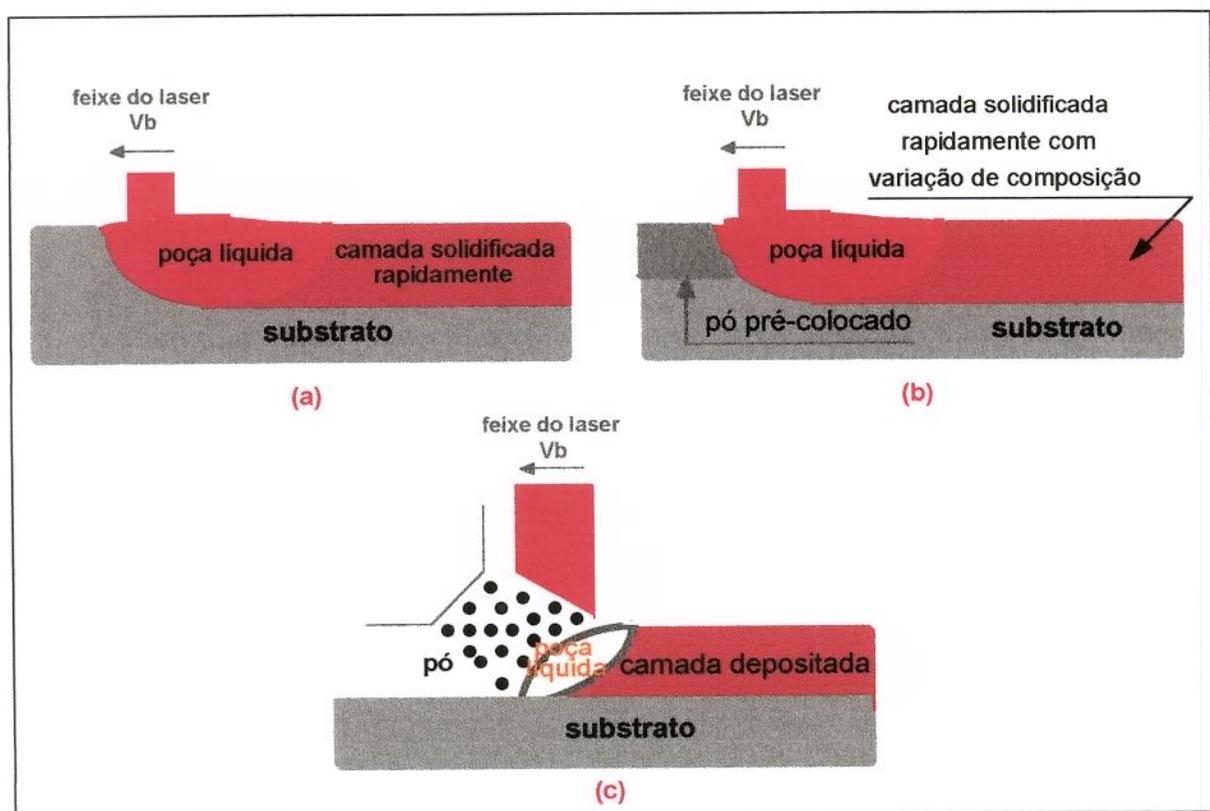


Figura 5.1 - Representação esquemática dos vários tipos de tratamentos superficiais a laser: a) fusão (glazing), b) alloying e c) cladding.

Em todos esses casos há propriedades em comum:

1. O substrato, sendo maior em volume com relação a zona fundida pelo laser, permanece globalmente frio. O fluxo de calor da poça líquida para o substrato cuja massa é maior provoca rápido resfriamento. A solidificação ocorre da parte mais fria para a mais quente ou seja, com gradiente positivo de temperatura, que é típico de solidificação direcionada. O gradiente de temperatura sendo alto, faz com que a temperatura caia rapidamente após a passagem da frente de solidificação, não havendo reaquecimento. A microestrutura no caso celular, tem orientação paralela ao fluxo de calor e depende das condições térmicas locais.

2. A solidificação inicia-se sobre o próprio substrato de forma epitaxial a partir da fase líquida e sem barreiras energéticas significativas para o início da nucleação, pois a interface sólido-líquido apresenta condições extremas de afinidade físico-química [GARCIA, AMAURI, 1993]. Esta situação pode ser considerada como equivalente a uma abundante nucleação das fases presentes. A velocidade de solidificação V_s , é zero na “raiz” da pista feita pelo laser (na interface entre a zona refundida e a zona não fundida) e vai aumentando em direção à superfície da amostra, onde é menor ou igual à velocidade de avanço do feixe de laser V_b .

A Figura 5.2 mostra, para a liga Al - 33Cu, a variação da taxa de resfriamento a partir do fundo do poço de metal líquido, até a superfície da região afetada pelo feixe de laser, para duas velocidades de deslocamento do feixe. Estes resultados calculados através de um modelo térmico, mostram um crescimento muito rápido da taxa de resfriamento a partir do fundo do poço, seguida de uma tendência de estabilização para as velocidades mais baixas. Esta tendência deverá igualmente se refletir sobre a microestrutura resultante.

3. No estado estacionário do tratamento a laser, ocorre sobre o feixe de laser um campo térmico que se move através da peça na mesma velocidade do feixe. A frente de solidificação segue o campo térmico, assim a velocidade de crescimento é o parâmetro de solidificação imposto a tratamentos a laser, como em todo processo de solidificação direcionada, em oposição ao caso de crescimento equiaxial, na qual o parâmetro que controla a solidificação é o resfriamento do líquido [ELMER, J. W.; ALLEN, S. M. AND EAGAR, T. W., 1989].

Embora a geometria seja um pouco complexa, o processo de solda laser mostra essencialmente os mesmos parâmetros de solidificação. Deve-se notar que em todos os processos citados um estado estacionário ocorre rapidamente, de modo que os modelos de solidificação podem ser restritos a esse estado estacionário.

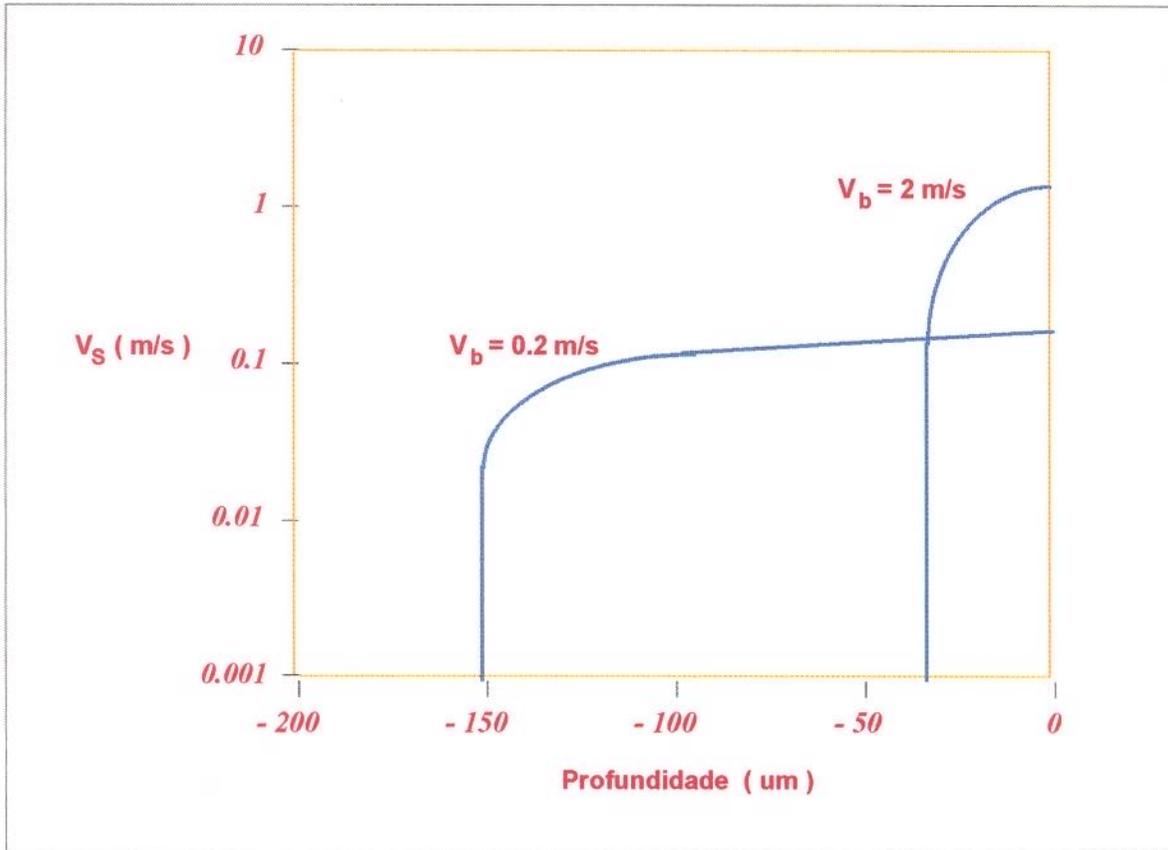


Figura 5.2 - Valores calculados da velocidade de solidificação (V_S) desde a base do poço líquido até a superfície da amostra, para duas velocidades de deslocamento do feixe (V_b), para a liga Al - 33Cu.

Frenk, A. e Kurz, W.; - Formation des Microstructures dans les Traitements Laser”, in: Laser de Puissance e Traitements des Materiaux.

A refusão a laser é um processo adequado para o estudo de solidificação rápida, pois é possível, usando argumentos geométricos em conjunto com as propriedades termofísicas da liga tratada e dos parâmetros adotados no processo, determinar a velocidade de solidificação local de uma seção metalográfica longitudinal tomada no meio da pista resolidificada que mostra a direção de crescimento, devendo ser levado em consideração que essa determinação é possível mas não é trivial. A Figura 5.3 mostra a evolução típica da velocidade de crescimento na pista feita pelo laser. Embora a velocidade de solidificação seja dependente da velocidade de

avanço do laser (V_b), V_s não pode ser aumentada indefinidamente pelo aumento de V_b , pois deve-se considerar a dificuldade de se aumentar a potência transmitida para o material pelo feixe, visto que a condutividade térmica do material efetivamente limita a extração de calor da poça líquida. Por esta razão a forma do campo térmico (e portanto da poça líquida) se torna alongada quando V_b aumenta, de maneira que V_s permanece menor que V_b , mesmo na superfície da peça. Para os metais levando-se em conta suas propriedades características, a máxima velocidade de solidificação V_s deve alcançar como ordem de grandeza em torno de 1 m/s, o que representa uma velocidade elevada, porém que pode ser atingida em processos de solidificação rápida como o obtido após refusão a laser.

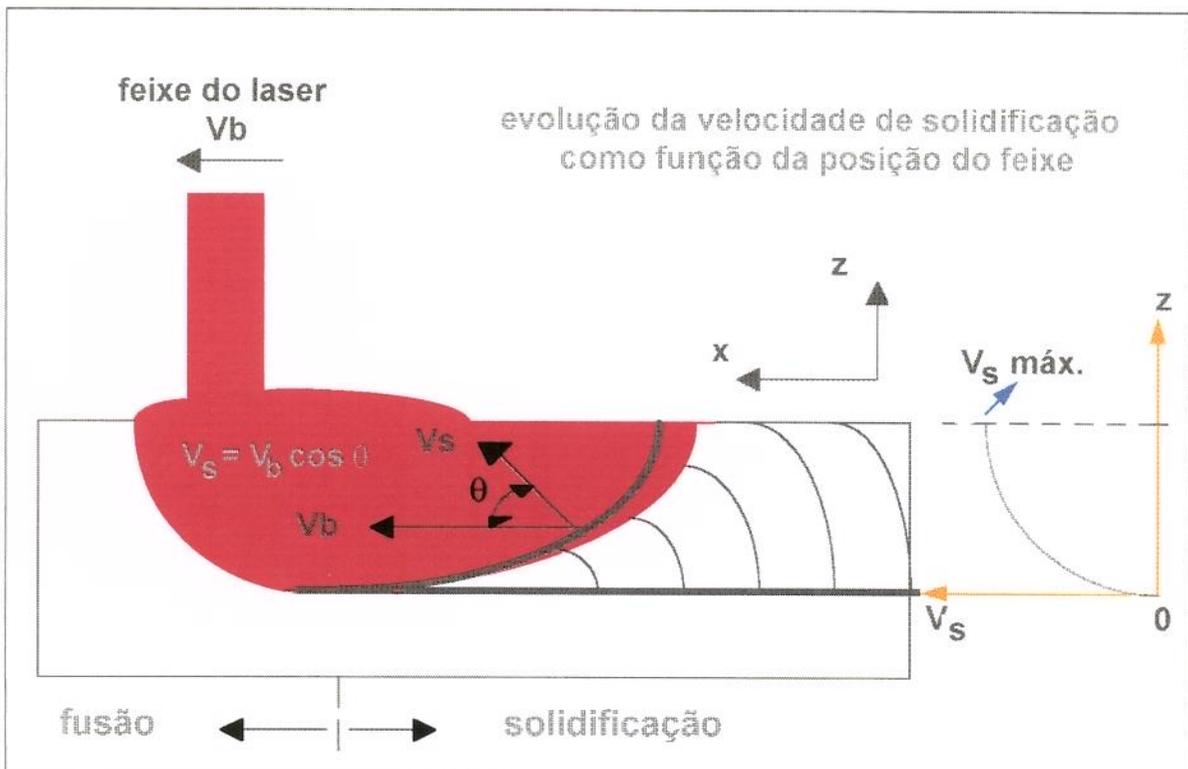


Fig. 5.3 - Diagrama esquemático da seção longitudinal do centro do feixe laser. A Figura mostra a direção de crescimento da microestrutura visível nas micrografias.

Frenk, A. e Kurz, W.; - Formation des Microstructures dans les Traitements Laser”, in: Laser de Puissance e Traitements des Materiaux.

5.2. Seleção de microestruturas

Basicamente, a microestrutura de solidificação é caracterizada pela sua fase e pela forma de crescimento durante a solidificação. Esta pode ser decorrente de uma frente plana, celular ou dendrítica, de uma única fase eutética ou de múltiplas fases (Figura 5.4).

Estruturas celulares ou dendríticas - Caracterizam-se por cristais com certo número de ramificações, cujos braços principais crescem segundo as direções cristalográficas preferenciais de sua estrutura cristalina original [GARCIA, AMAURI, 1993].

Estruturas eutéticas - Surgem por crescimento cooperativo de duas ou mais fases. Podem apresentar morfologias lamelares ou fibrosas, caso o crescimento seja regular mesmo com um certo grau de complexidade (o que depende da entropia de fusão de cada fase) [GARCIA, AMAURI, 1993].

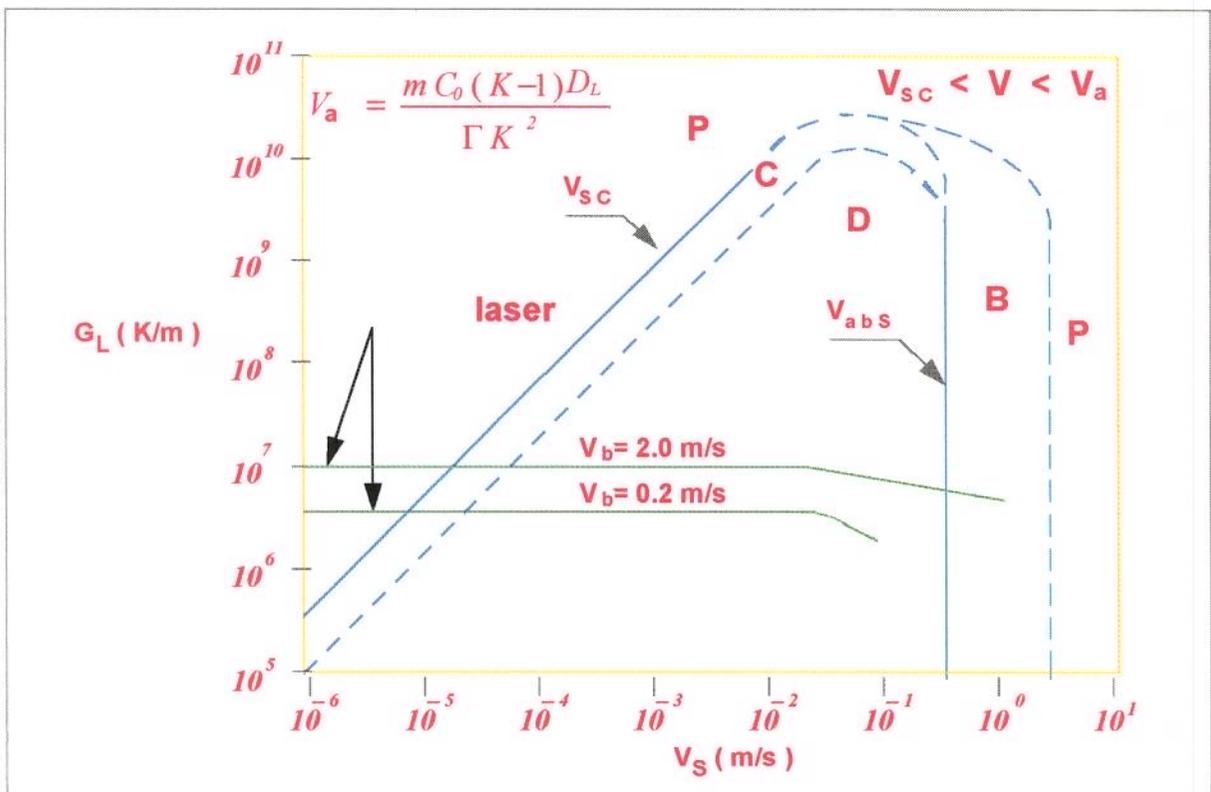


Figura 5.4 - Formação de diferentes zonas estruturais em função do critério de estabilidade sólido/líquido. Liga Al-2 Fe. P - frente plana C - células; D - dendritas; B - bandas ou estrias.

Fonte: Frenk, A. e Kurz, W. (1991)

onde G_L é o gradiente de temperatura no líquido, m a inclinação da linha liquidus e C_0 a composição inicial da liga no início da solidificação.

Além destes tipos de microestruturas mencionadas, pode-se ainda encontrar como já mencionado antes, situações práticas onde não há formação de estrutura de solidificação definida, como no caso de crescimento com frente sólido/líquido macroscopicamente plana.

Como já foi visto, a velocidade de crescimento da microestrutura é imposta pela velocidade do feixe e pela condutividade térmica do material. Termodinamicamente, toda transformação física requer uma força cuja intensidade é proporcional à velocidade de transformação. No caso da solidificação, esta força é proporcionada pelo subresfriamento da interface sólido/líquido, isto é, a diferença entre a temperatura de equilíbrio à qual as duas fases coexistiriam sem solidificação e a temperatura efetiva da interface. Deste modo, para uma dada velocidade de solidificação nesse processo, existe uma temperatura correspondente de equilíbrio (ou temperatura padrão) e um subresfriamento, que juntos determinam a temperatura de crescimento.

As microestruturas resultantes do processo de solidificação direcional e nucleação abundante **para qualquer velocidade adotada, indica que a estrutura que se desenvolve é aquela que apresenta a maior temperatura de crescimento ou solidificação.**

Para aplicá-lo, a temperatura de crescimento deve ser conhecida como uma função da velocidade para todas as estruturas em questão.

5.3. Instabilidade da frente de solidificação (interface S/L)

Considera-se os modelos analíticos recentes da cinética de crescimento da frente plana, dendrítica e eutética. O crescimento celular é desprezado por aparecer somente numa pequena faixa de velocidade, e por não ter sido muito bem descrito por qualquer modelo analítico até o momento.

O simples fato de que a solidificação de um sistema ocorre numa velocidade diferente de zero implica que o sistema não está em equilíbrio termodinâmico. Entretanto, quando a frente caminha mais lentamente, podemos considerar um equilíbrio local na interface, e assim teremos as respectivas composições do sólido e do líquido em contato sendo dadas pelo diagrama de fase do sistema. Quando a velocidade de solidificação é alta, esta consideração é nula pois os átomos não têm tempo suficiente para difundir e ajustar a composição das duas fases em contato. Assim, a razão entre as composições do sólido e do líquido em contato na interface, chamado coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio K_e , varia com a velocidade. Essa variação do coeficiente de distribuição de soluto com a velocidade é definida por K_v . Usando as equações desenvolvidas por AZIZ e Boettinger e Coriell podemos definir, para uma dada velocidade, um diagrama “cinético” de fase, o qual fornecerá as respectivas composições do sólido e líquido em contato na interface que se move nesta velocidade. Estas equações são:

$$K_v = \frac{K_e + \frac{a_0 \cdot V_s}{D_i}}{1 + \frac{a_0 \cdot V_s}{D_i}} \quad \{30\}$$

sendo a_0 um valor característico da espessura da interface e D_i o coeficiente de difusão pela interface, suposto igual ao coeficiente de difusão no líquido e:

$$m_v = 1 - K_v \left[\frac{1 - \ln(K_v / K_e)}{1 - K_e} \right] m_e \quad \{31\}$$

onde m_e é a inclinação da linha liquidus no diagrama de fase do equilíbrio e m_v a mudança da inclinação com a variação da velocidade de resfriamento.

5.4. Estabilidade da frente de solidificação

A estabilidade durante o processo de solidificação devido as condições locais de crescimento resulta no desenvolvimento de uma frente plana de solidificação. Esse efeito pode ser analisado através do critério do superesfriamento constitucional da seguinte forma:

$$V_{sc} = \frac{G_L K D_L}{m_e C_s^i (K_e - 1)} \quad \{32\}$$

onde V_{sc} é a mínima velocidade de instabilização da interface; G_L é o gradiente de temperatura no líquido junto à interface e C_s^i é a concentração de soluto no sólido junto à interface. A instabilidade da interface provoca como decorrência a formação de células ou dendritas conforme o grau de instabilidade, e em função de V_{sc} e G_L [GARCIA, AMAURI, 1993]. A velocidade limite que permite uma reestabilização da frente plana, é chamada de velocidade de estabilização absoluta (V_a) e é dada por:

$$V_a = \frac{m C_0 (K - 1) D_L}{\Gamma K^2} \quad \{33\}$$

onde C_0 é a composição nominal da liga, e Γ é um parâmetro dependente da tensão superficial e da entropia de fusão. Contudo, o afastamento do equilíbrio na interface sólido/líquido, devido ao deslocamento muito rápido desta interface, não permite a rejeição de soluto, e a concentração no sólido formado aumenta através deste efeito de captação de soluto.

Observando a Figura 5.2 concluímos que a velocidade de solidificação tende a zero na interface substrato-região tratada, aumentando repentinamente após a passagem do feixe em direção à superfície, de modo que a taxa de resfriamento é conseqüentemente mais elevada próximo a superfície. Logo, se isolarmos a relação G_L/V_{sc} da equação 32, estabelecemos um parâmetro decisivo no modo de solidificação, ou seja, frente plana, celular ou dendrítica de acordo com o critério de estabilidade constitucional. Quando G_L/V_{sc} tende a infinito a estabilidade da frente é instaurada resultando em uma frente plana de solidificação, ao contrário das regiões onde V_{sc} aumenta em função do decréscimo de G_L , resultando na instabilidade da frente, o que implica em um processo de solidificação celular ou dendrítica. Na Figura 5.4 esse aspecto torna-se bem caracterizado.

No estado estacionário, uma fase que se desenvolve com uma frente plana deve ter a composição inicial do sistema, C_0 . A temperatura de crescimento de uma frente plana é então a temperatura da linha solidus “cinética” menos o subresfriamento “cinético”, que se torna alto com velocidades muito altas de solidificação. Este subresfriamento cinético é a força necessária para que os átomos se movam de suas posições aleatórias no líquido para as posições cristalinas do sólido.

5.5. Crescimento dendrítico

O crescimento estacionário de uma frente plana acontece na temperatura de encontro da linha solidus com a linha da composição inicial da liga em questão. A morfologia dendrítica pode ser vista como um modo pelo qual o sistema pode se aproximar do equilíbrio termodinâmico com o sólido rejeitando soluto lateralmente e crescendo num estado estacionário com uma composição menor do que a composição inicial da liga ($K < 1$). Isto é refletido no diagrama de fase por uma temperatura de crescimento próxima da temperatura indicada pela linha liquidus. Entretanto, a criação de uma interface curva requer mais energia do que para uma interface plana, e o crescimento dendrítico resulta efetivamente de um compromisso entre a eficiência da rejeição do soluto situando-se o mais próximo possível da estipulada pela linha liquidus, e pela minimização da curvatura da interface, a qual absorve a energia do sistema.

Alguns trabalhos encontrados na literatura tanto de natureza teórica quanto experimental, estabelecem correlações entre os parâmetros de natureza térmica impostos pelas condições de solidificação da estrutura celular ou dendrítica, caracterizados por espaçamentos entre ramificações. Dois deles, o modelo de Hunt para o espaçamento celular ou interdendrítico primário (λ_1) e o modelo de Feurer para espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) estabelecem que [GARCIA, AMAURI, 1993]:

Modelo de Hunt - a expressão descrita por Hunt correlaciona o espaçamento celular ou interdendrítico primário (λ_1) com a velocidade de deslocamento da ponta da dendrita (V_L) e o gradiente térmico nesta posição (G_L), onde:

$$\lambda_1 = 2.83 (\theta D_L \Delta TK)^{1/4} G_L^{-1/2} V_L^{-1/4} \quad \{34\}$$

onde:

ΔT = intervalo de solidificação

K = coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio

D_L = difusividade atômica do soluto no líquido

θ = $(\sigma_{SL} / H) \cdot T_f$ - coeficiente de Gibbs-Thompson - [K . m]

T_f = temperatura de fusão do solvente

H = calor latente

σ_{SL} = tensão superficial

Modelo de Feurer - considerando que as ramificações dendríticas apresentam formato cilíndrico, Feurer propôs um modelo de crescimento dendrítico que relaciona o espaçamento secundário (λ_2) com o tempo local de solidificação (t_{SL}), onde:

$$\lambda_2 = 4.36 (\overline{M} t_{SL})^{1/3} \quad \{35\}$$

onde M é dado por:

$$\overline{M} = \frac{2 \sigma_{SL} D_L T_L \ln \left(\frac{C_E}{C_0} \right)}{H (1 - K) m (C_E - C_0)} \quad \{36\}$$

onde:

T_L = temperatura liquidus

C_E = concentração eutética

C_0 = composição nominal da liga

O tempo local de solidificação, pode ainda ser relacionado com a taxa de resfriamento ($\dot{T} = dT/dt$), através da seguinte aproximação:

$$t_{SL} = \frac{T_L - T_E}{\dot{T}} \quad \{37\}$$

onde T_E é a temperatura da transformação eutética.

O espaçamento interdendrítico secundário pode também ser investigado em função das condições térmicas de solidificação, através da equação 34 ou de outras relações de mesma natureza, como a relação determinada experimentalmente por Katayama e Matsunawa para um aço inoxidável do tipo 310. A Figura 5.5 mostra a dependência de λ_1 e de λ_2 com a taxa de resfriamento, refletindo uma ampla faixa de condições de solidificação, utilizando as equações de Katayama e Matsunawa para λ_1 e λ_2 e as taxas de resfriamento para diferentes processos descrita pela Tabela 5.1.

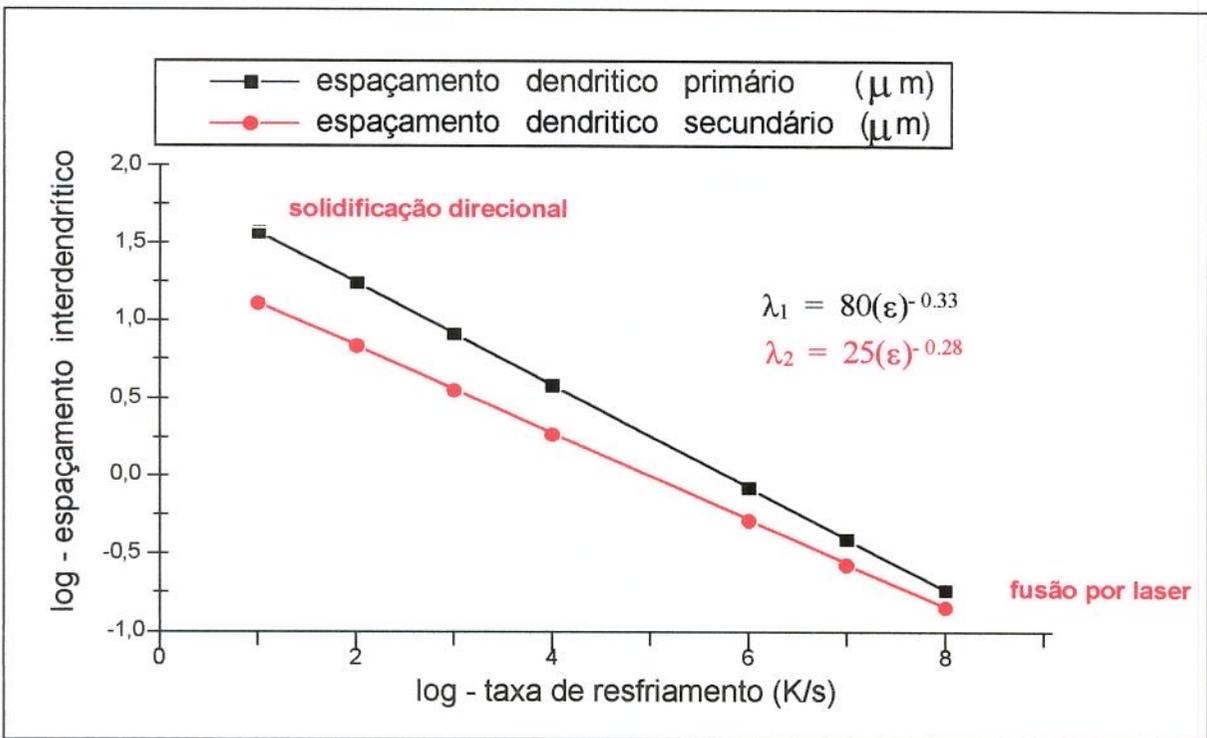


Fig. 5.5 - Variação do espaçamento dendrítico primário e secundário de um aço 310 em função da taxa de resfriamento
 Fonte: Elmer, J. W., Allen, S. M. e Eagar, T. W.; 1989

A aplicação da equação (34) para determinar a evolução do espaçamento dendrítico primário, ou relações semelhantes, permite investigar a variação estrutural desde a instabilização da interface sólido/líquido para V_{SC} , até que a velocidade de estabilização absoluta (V_a) seja atingida, restabelecendo as condições de crescimento com frente plana de solidificação.

O espaçamento interdendrítico secundário pode também ser investigado em função das condições térmicas de solidificação, através da equação (35) ou de outras relações de mesma natureza tal como a equação (40.b) utilizada neste trabalho.

Outro aspecto interessante no tratamento a laser, consiste na dependência do espaçamento dendrítico secundário com a velocidade de deslocamento do feixe (V_b). Como esta velocidade está relacionada com a velocidade de solidificação, através da equação $V_s = V_b \cos\theta$, a combinação desta com as equações (34) e (36) permite que se escreva:

$$t_{SL} = \frac{T_L - T_E}{\dot{T}} = \frac{T_L - T_E}{GV_S} \quad \{38\}$$

ou

$$t_{SL} = \frac{T_L - T_E}{G (V_b \cos\theta)} \quad \{39\}$$

e portanto o espaçamento dendrítico secundário pode ser explicitado na forma:

$$\lambda_2 = 4.36 \left[\frac{M (T_L - T_E)}{G (V_b \cos\theta)} \right]^{1/3} \quad \{40.a\}$$

que indica um decréscimo em λ_2 com a velocidade de deslocamento do feixe no tratamento a laser.

Através de investigações sistemáticas de laboratório, para o caso de solidificação de aços com composições variando de 0.14% até 0.88% em peso de carbono, Suzuki chegou à seguinte relação entre o espaçamento dendrítico secundário e a taxa de resfriamento (ε):

$$\lambda_2 = 146 \varepsilon^{-0.39} \quad \{40.b\}$$

Neste trabalho por não haver na literatura uma equação específica para o aço AISI420, adotamos para o cálculo aproximado da taxa de resfriamento na camada depositada a equação de Suzuki.

5.6. Crescimento eutético binário

O crescimento acoplado de duas fases adjacentes constitui uma estrutura eutética: o soluto rejeitado por uma fase é usado pela outra. Trivedi, Magdin e Kurz apresentaram um modelo de crescimento eutético à altas e baixas velocidades, limitado ao caso do crescimento de eutéticos lamelares regulares e pressupondo um diagrama de fase no qual os respectivos coeficientes de partição das duas fases são iguais ($K_\alpha = K_\beta$). Por este trabalho observamos que, quando a velocidade de crescimento tende a 0, a temperatura de crescimento tende à temperatura de equilíbrio eutético. Quando a velocidade aumenta, a temperatura de crescimento decresce até que atinja a linha solidus de uma das duas fases, quando então a frente plana se torna estável.

O mesmo efeito de refino obtido em termos da microestrutura dendrítica que se alcança através da solidificação rápida, pode ser observado no crescimento de ligas de composição eutética com a estrutura bifásica apresentando-se extremamente fina, ou até mesmo com fases amorfas. O crescimento de eutéticos regulares geram estruturas que podem apresentar-se na forma de fibras ou lamelas, caracterizadas por um espaçamento interfásico (λ_E).

A literatura apresenta várias abordagens teóricas e experimentais, que permitem prever a microestrutura eutética com a restrição de aplicabilidade a situações de baixos valores para o Número de Peclet (P), que é dado por [GARCIA, AMAURI, 1993]:

$$P = \frac{\lambda_E V_S}{2 D_L} \quad \{41\}$$

onde a relação $2D_L/V_S$, indica o comprimento de difusão. Estas abordagens, as quais são válidas para baixas e médias velocidades de solidificação, estabelecem relações entre os espaçamentos interlamelares e V_S através de expressões do tipo:

$$\lambda_E^2 V_S = K_n \quad \{42\}$$

onde K_n é uma constante que depende das fases que constituem o eutético.

Como já mencionado acima, recentemente Trivedi et al. desenvolveram um modelo de crescimento eutético para altas velocidades de solidificação. Este modelo prevê que $(\lambda_E)^2 V_S$ não é mais constante a altas velocidades de deslocamento da interface sólido/líquido, demonstrando que existe uma velocidade limite para a formação de eutéticos regulares.

Algumas experiências realizadas com a refusão a laser do eutético Al-33Cu, mostraram que a máxima velocidade de crescimento pode ser bastante diferente da velocidade de deslocamento do feixe, principalmente para posições mais próximas à superfície. Este máximo valor de V_S , estimado através de modelos de fluxo de calor, é da ordem de 2 m/s. Parte-se de estrutura lamelar mais grosseira ($\lambda_E = 1 \mu\text{m}$), na base do substrato, passando por uma transição para lamelas mais finas até o mínimo espaçamento ($\lambda_E = 17 \text{ nm}$) que se verifica para $V_S = 20 \text{ cm/s}$. Para velocidades mais baixas, que correspondem a pequenos valores de Número de Peclet, $P < 1$, a lei de crescimento $(\lambda_E)^2 = \text{cte}$ é obedecida. Para velocidades maiores que 20 cm/s, o surgimento da estrutura ondulada já demonstra que a lei de crescimento não é mais aplicável, sendo que nesta região de estrutura ondulada, $P \approx 1$. A medida que este número se afasta da unidade, o crescimento cooperativo acoplado do eutético é substituído por uma estrutura na forma de bandas ou estrias. É fato conhecido que a microestrutura de solidificação está fortemente associada às características mecânicas apresentadas. A literatura mostra que o limite de elasticidade (σ_y) de uma liga eutética de crescimento regular, pode ser correlacionado

com o espaçamento intermelar λ_E , através de uma lei análoga à de Hall-Petch que permite determinar o limite de elasticidade de um material policristalino, em função do tamanho de grão. O valor de σ_y , é dado por uma expressão da forma:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \delta \lambda_E^{-1/2} \quad \{43\}$$

onde δ e σ são constantes intrínsecas do eutético.

Nos tratamentos a laser, com a possibilidade de refino de λ_E , pode-se conseguir um aumento apreciável em σ_y . Embora a literatura não apresente trabalhos conclusivos referentes a uma possível analogia com os espaçamentos interdendríticos, é de se esperar um comportamento semelhante. É evidente que neste caso, por não se tratar de crescimento cooperativo de fases, os aspectos inerentes à segregação que ocorre durante a solidificação terão uma influência significativa.

5.7. Segregação

As características da segregação que ocorre em tratamentos por refusão a laser são bastante diferenciadas daquelas que se verificam em operações convencionais de solidificação, tais como no lingotamento ou fundição (nos tratamentos a laser as taxas de resfriamento envolvidas são várias ordens de grandeza mais elevadas ocorrendo na faixa de 10^3 a 10^6 K/s) [GARCIA, AMAURI, 1993]. Um fenômeno que se modifica particularmente nestas condições, consiste na redistribuição de soluto entre as ramificação dendríticas (microsegregação interdendrítica). A medida que a velocidade de solidificação aumenta, a concentração do sólido na ponta da ramificação dendrítica em crescimento também aumenta, o que conseqüentemente diminui a fração de precipitados interdendríticos que se formam no final da solidificação. Outro aspecto a ser observado é o da diminuição da incidência de carbonetos interdendríticos com o aumento da velocidade de solidificação.

5.8. Mapas de seleção de microestrutura

Do mesmo modo, estas informações podem ser mostradas num diagrama composição-temperatura, em conjunto com o diagrama de fase. Todavia, esta representação pode induzir a erros de interpretação, pois este tipo de diagrama produz um diagrama híbrido: sendo a maior parte do diagrama acima da linha eutética, um diagrama em equilíbrio e a menor parte, um diagrama cinético. Além disso, as informações não são diretamente aplicáveis, desde que a temperatura de crescimento não seja um parâmetro conhecido e controlado do processo de solidificação direcional. De qualquer modo, tal diagrama é freqüentemente usado para indicar a forma e tamanho da zona conjugada de um sistema em relação ao seu diagrama de fase.

O cálculo e uso destes mapas de seleção de microestruturas é assunto para várias considerações. Deve-se destacar que as velocidades de transição são altamente sensíveis à pequenas variações da temperatura de crescimento.

Esta alta sensibilidade das velocidades de transição calculadas, em razão da temperatura de crescimento, necessita que os dados termofísicos do sistema considerado sejam extremamente precisos, o que raramente acontece. Certos dados, como por exemplo o coeficiente de difusão no metal líquido ou a extensão metaestável do diagrama de fases, são freqüentemente imprecisos. Apesar que, mesmo nestes casos, o uso de modelos de crescimento para complementar dados experimentais nas velocidades de transição entre microestruturas, freqüentemente proporcionam meios para que os parâmetros termofísicos ausentes sejam determinados.

Embora, em geral, os mapas de seleção de microestruturas tenham que ser completados experimentalmente, estes mapas nos permitem justificar o aparecimento ou não de microestruturas e prever o efeito de uma mudança na composição ou de um dos parâmetros do processo na estrutura de solidificação, contanto que não haja problema de nucleação para as fases consideradas.

O controle das propriedades obtidas pelo tratamento a laser é necessariamente subordinado ao entendimento das microestruturas de solidificação das quais estas propriedades dependem. O conhecimento do diagrama de fase da liga tratada, e das condições térmicas que prevalecem durante o tratamento por laser não é suficiente. É indispensável considerar o crescimento cinético a um nível microscópico, onde os mecanismos de seleção de microestrutura acontecem. O uso de modelos analíticos de solidificação de frentes plana, dendrítica e eutética, torna possível entender a maioria das estruturas de solidificação que podem ser observadas experimentalmente. Ainda que, os mapas de seleção de microestruturas obtidos não possam ser utilizados de um modo totalmente preditivo, devido ao estado de imprecisão dos dados conhecidos a respeito das propriedades termofísicas das ligas, eles permitem uma aproximação racional para a procura de ligas ótimas e condições para superar o empirismo.

Referências Bibliográficas:

Artigos Técnicos:

ELMER, J. W.; ALLEN, S. M. AND EAGAR, T. W.; “Microstructural Development during Solidification of Stainless Steel Alloys”, **Metallurgical Transactions A**, vol. 20A, 2117-2131, october, 1989.

FRENK, A. AND KURZ, W.; “Formation des Microstructures dans les Traitements Laser”, in: **Laser de Puissance e Traitements des Materiaux** (ref. 2), pp. 195 - 215, 1991.

KATAYAMA, S. AND MATSUNAWA, A.; **Proc. ICALEO**, pp. 60 - 67, 1984.

SINGH, J. S.; “The Constitution and Microstructure of Laser Surface - Modified Metals”, **Journal of Metals**, pp. 8-14, 1992.

ZIMMERMANN, M. et al.; “Rapid Solidification of Al - Cu Eutectic Alloy by Laser Remelting”, **Acta Metal.**, vol. 37, pp. 3305-3313, 1989.

Apostilas:

GARCIA, AMAURI; “Microestruturas de solidificação induzidas por refusão superficial a laser”, **DEMA/FEM/UNICAMP**, 1993.

Capítulo 6

Processos de tratamento térmico a laser

6.1. Laser Glazing

No laser glazing (Figura 5.1 (a)), uma pequena fração da superfície do material é fundida e rapidamente solidificada, e forma-se uma nova microestrutura. Esta técnica é muitas vezes usada para soldar a superfície de camadas metálicas depositadas por plasma, que irão servir de barreira térmica sobre um substrato de níquel, com o objetivo de melhorar propriedades de corrosão à altas temperaturas. O laser pulsado têm sido extensivamente usado na indústria eletrônica para o glazing de semicondutores. O laser glazing têm também recebido considerável atenção como um método para melhorar as propriedades de superfície do substrato tal como desgaste, corrosão e resistência à fadiga. Glazing pode ser realizado tanto com o laser pulsado quanto com o laser contínuo.

Um laser pulsado representa um modo pelo qual pode-se realizar um aquecimento (fusão) e resfriamento (solidificação) muito rápido da superfície. Alcança-se altos valores de taxa de resfriamento, sendo possível obter altas taxas de resfriamento, quando vários parâmetros do processo à laser são controlados. O controle da energia do laser e do resfriamento rápido têm sido utilizado para produzir perfeitas camadas de superfície recristalizadas.

No processo de laser glazing, a energia do laser é absorvida pela superfície do sólido, fundindo a superfície e a frente de fusão propaga-se dentro do volume a uma

profundidade determinada pela energia depositada e pelos parâmetros dos materiais. A velocidade de fusão é controlada pela taxa da deposição de energia, profundidade absorvida no sólido, fase líquida e propriedades térmicas do sólido. Após a superfície ter sido fundida, a camada fundida resolidifica em consequência de um fluxo de calor dentro do substrato. A resolidificação ocorre junto a interface sólido líquido, e a interface se move para a superfície da amostra com uma velocidade de resolidificação V_s . Devido ao alto gradiente de temperatura, a velocidade de resolidificação pode ser muito grande. Gradientes de temperatura ($\delta T/\delta Z$) superiores a 10^9 K/cm, correspondendo à taxas de resfriamento acima de 10^{11} K/s, podem ser prontamente atingidos. Pelo decréscimo de $\delta T/\delta Z$, V_s pode ser aumentada acima de 20 m/s. A microestrutura dos materiais endurecidos à laser (laser-glazed), poderá ser uma estrutura amorfa, microcristalina ou estrutura de crescimento epitaxial dependendo da química do material, assim como da fusão e da taxa de solidificação.

6.2. Laser Surface Alloying

Considere um pó pré-colocado ou um filme fino sobre o substrato, o qual é exposto a um feixe de laser de acordo com a Figura 5.1 (b). Dependendo das características superficiais do filme pré-colocado, uma certa quantidade de energia deve ser absorvida e transferida instantaneamente para o filme e o substrato. A região do topo da superfície rapidamente alcança seu ponto de fusão e transfere a maior parte de sua energia térmica para o substrato. Uma interface líquido/substrato é estabelecida movendo-se em direção ao substrato, a qual aprofunda-se mais devido a energia térmica. Dentro de uma fração de segundo (menos que 1 ps), o revestimento se funde por completo e forma uma região da poça de fusão dentro do substrato. A poça de fusão deverá estar abaixo da sua temperatura de vaporização. A profundidade da região da poça fundida dependerá da potência do laser, tempo de interação, etc. Nesta primeira etapa deverá ocorrer interdifusão ou agregação (mistura) do filme fino, pré-colocado com o substrato na região da poça fundida em função do mecanismo do fluxo convectivo do fluido. Por uma fração de segundo, a interface sólido/líquido deverá ser estacionária, e então a resolidificação deverá ocorrer rapidamente.

Durante a resolidificação, a interface sólido/líquido move-se em direção a superfície. A interdifusão na região fundida líquida deverá continuar até que ela esteja completamente solidificada. Como a taxa de solidificação é muito alta, a interdifusão no estado sólido é desprezada. A liga fundida é completamente resolidificada dentro de uma fração de segundo. A liga de B (substrato) e A (filme fino pré-colocado) é então produzida sobre o topo do substrato. A secção transversal do topo da superfície deve claramente revelar a formação de uma nova liga (tendo a composição $A_{1-x}B_x$) dentro do substrato.

A superfície modificada então produzida pode ter propriedades químicas, físicas ou mecânicas superiores. A profundidade da zona ligada pode ser controlada pela potência e o tempo de interação do feixe do laser com o substrato. Dependendo do tipo de liga desejada para a superfície, o material base mais barato pode ser modificado de forma localizada, para melhorar a resistência a corrosão, erosão, desgaste e oxidação.

6.3. Laser Surface Cladding

A capacidade do laser de revestir pequenas áreas com juntas resultantes de rápida fusão e baixa diluição, sobre uma camada de pó pré-colocada sobre o metal base, abre novos caminhos para o desenvolvimento de camadas especiais de excelentes características mecânicas, assim como um ganho considerável de resistência a corrosão e ao desgaste. Em função desses aspectos positivos desenvolveu-se "recentemente" o processo denominado Laser Cladding, de acordo com a Figura 5.1 (c) e 6.1, o qual consiste de um dispositivo semelhante ao da Figura 6.2.

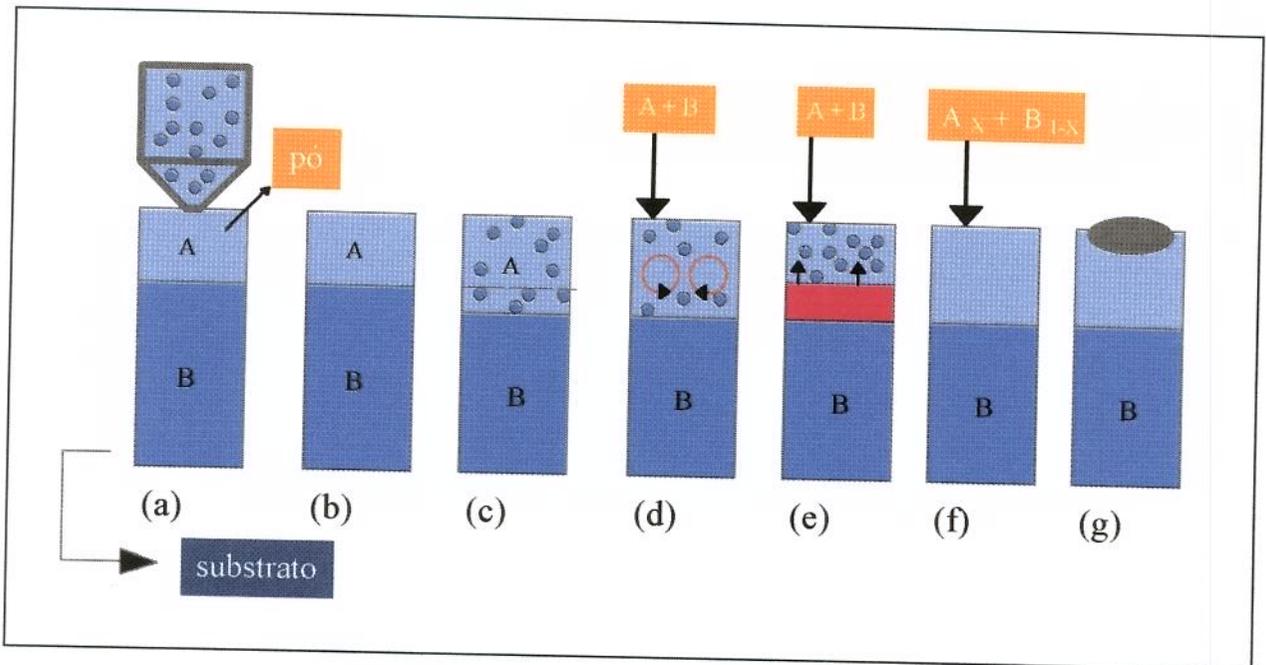
Trata-se de um método pelo qual o material a ser depositado e fundido pelo laser, pode ser depositado tanto na forma de arame quanto na forma de pó metálico, em função apenas do revestimento que se deseja. É evidente em tal processo, a necessidade de se manter o produto de deposição em ambientes ausentes de umidade, fora do contato direto com a atmosfera ambiente ou fora do contato com qualquer meio agressivo, capaz de alterar sua composição química ou as condições técnicas necessárias para uma camada resultante de boa qualidade.

Problemas muitas vezes adquiridos na camada obtida, como porosidade, falha na aderência, problemas de oxidação, bolhas, etc surgem quando o operador não mantém o cuidado necessário ao material a ser depositado. A densidade de potência variando entre 10^5 a 10^6 W/cm² junto a um tempo de interação de 10^{-3} a 10^{-1} s, o que resulta em uma variação da energia específica ao processo de 10^2 a 10^5 J/cm² de acordo com a Fig. 3.7.

Em contrapartida além dos parâmetros do laser mencionados acima, mais o diâmetro do feixe, temos ainda que considerar outra variável de considerável importância, que é a velocidade de alimentação do pó ou do arame, que se reflete no volume de material a ser depositado.

A camada de pó tem uma refletividade reduzida e conseqüentemente a absorção do feixe não é problema com este método, além disso o aproveitamento do pó é alto. No caso do processo por pó insuflado, o mesmo deve atingir a superfície fundida, uma condição para que se obtenha a camada revestida produzida pelo processo Cladding. Conseqüentemente uma junta de fusão é garantida, e o controle adequado das variáveis dos parâmetros do processo é que vai determinar os resultados do revestimento desejado, em termos da qualidade da camada. Argônio é insuflado junto ao pó depositado para provocar uma atmosfera protetora, impedindo o contato com o meio ambiente, evitando assim o problema de bolhas, oxidação, etc. Próximo a deposição é colocada uma espécie de proteção, também com argônio insuflado para auxiliar na proteção da camada e do sistema de lentes.

Laser surface cladding é similar ao laser surface alloying, exceto que a diluição através do material do substrato é reduzida a um mínimo. Similar ao laser surface alloying, este processo também produz propriedades superficiais bastante consideráveis. Na indústria este processo é muitas vezes chamado processo de usinagem inversa (reverse machining process).



- (a) Precolocação do pó ou filme fino (material A) sobre a superfície do substrato (material B), sendo posteriormente exposto ao feixe de laser.
- (b) A superfície fundida, assim como uma interface líquido/substrato, é formada e começa a se mover em direção ao substrato.
- (c) A interface continua a se mover em direção ao substrato, sendo que o substrato e a liga depositada intermisturam-se na poça fundida.
- (d) A interface é momentaneamente estacionária e o fluxo de fluido convectivo mistura os dois materiais, mas nesse estágio somente ocorre um grau mínimo de diluição.
- (e) A interface move-se em direção a superfície, posterior a ela resíduos de uma liga $A_x B_{1-x}$.
- (f) A solidificação esta completa
- (g) O aspecto da secção transversal como um resultado final.

Fig. 6.1 - Diagrama esquemático do processo de deposição de Laser cladding

FONTE - J. S. Singh, 1992

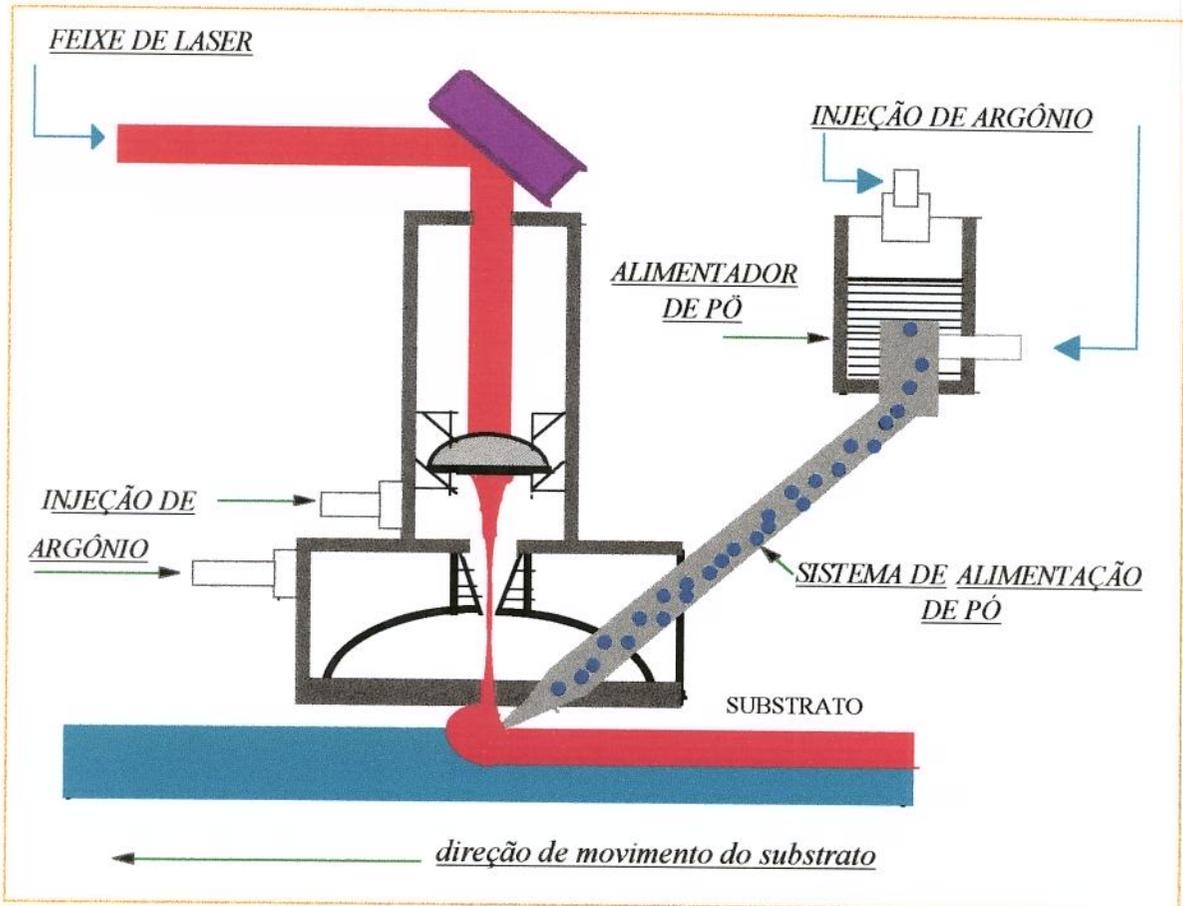


Figura 6.2 - Dispositivo para Laser Cladding

FONTE - William M. Steen, 1994

O processo cladding mostra maiores vantagens sobre métodos alternativos, tais como plasma spray ou soldagem a arco. Essas vantagens incluem uma redução na diluição, uma redução no refugo devido a distorção térmica (muito pouca energia é absorvida pelo substrato em comparação com o plasma spray e a soldagem a arco); uma redução na porosidade, uma estrutura solidificada rapidamente e uma redução na usinagem posterior ao cladding diminuindo o custo devido ao material poder ser mais precisamente colocado.

O laser cladding oferece a possibilidade de produzir novos materiais com fases metaestáveis (por exemplo aumento da solução sólida devido a solidificação rápida associada ao processo).

6.3.1. Considerações técnicas do processo

O principal objetivo de um processo cladding é o de revestir um substrato com um material diferente e de melhor qualidade, de tal modo que alta aderência seja alcançada junto a um mínimo de diluição. Isto implica em distâncias de difusão na poça fundida de umas poucas dezenas de μm . Contudo, supondo velocidades termocapilares similares aquelas previstas por Kar e Mazumber, sendo maior em torno de uma ou duas ordens de grandeza em relação a velocidade de varredura do laser, pode-se esperar que os fluxos convectivos gerados não somente realizam uma agitação efetiva na fusão como também superam ou minimizam pequenas flutuações na taxa de deposição de pó.

A agitação local elimina a necessidade da pré-mistura do pó e, conseqüentemente tende a reduzir as perdas do material. Além disso, a composição cladding padrão e uma composição cladding qualquer pode ser reduzida toda a vez que a taxa de deposição de pó é alterada. Se o processo de laser cladding é totalmente automatizado, então a composição química ao longo da pista pode apresentar uma variação de composição.

A unidade básica da estação de trabalho cladding é um fluxo de laser fixo axial, uma mesa X - Y com controle numérico computadorizado (CNC) e um aparato de alimentação de pó. O alimentador de pó empregado é um modelo disponível comercialmente o qual permite taxas de deposição independentes de dois pós diferentes e o princípio integral de funcionamento é bastante simples. Cada pó é confinado em um funil de carga e caem continuamente por gravidade dentro de um canal sobre um dosador giratório. O funil de carga e o compartimento que inclui o “dosador giratório” são igualmente pressurizados. Durante a rotação do dosador o pó é levado para um bico, onde um fluxo de gás, criado por uma diferença de pressão imposta através da sucção dentro de uma mangueira, ajuda a manter o fluxo de pó. Os pós caminham a partir de dois funis de carga sendo transportados dentro de mangueiras separadas para um misturador especialmente designado e são então injetados dentro da poça fundida.

A taxa do fluxo de gás imposto deve exceder um valor mínimo capaz de sugar o pó. Contudo, uma taxa mais alta do fluxo de gás não aumenta o fluxo de pó, visto que o transportor (hélice transportadora) não deve liberar mais pó para o bico injetor. Em contraste, taxas mais altas de fluxo de gás resultam em uma velocidade mais alta de gás (para a mesma secção do bico) e conseqüentemente, uma maior probabilidade do pó recochetear para o ponto de ataque, o que significa que a eficiência de deposição deve diminuir.

Os parâmetros que afetam a relação entre a velocidade angular (w) do “alimentador giratório” e a taxa do fluxo de pó (p) são as dimensões do canal, a distribuição granulométrica dos pós, a forma das partículas e a densidade do volume dos materiais.

Devido a falta de uma descrição quantitativa completa de alguns parâmetros, é mais difícil trabalhar fora da relação padrão teoricamente. Contudo, para uma calibração prévia do alimentador de pó, para cada pó ou mistura, é necessário conhecer as funções $p(w)$ precisamente. Se, para cada pó, o fluxo de gás requerido é usado e a função $p(w)$ é conhecida, então o controle da velocidade de rotação dos motores que dirigem os dois bicos pode produzir uma variação particular na composição dos pós depositados.

Referências Bibliográficas:

Artigos Técnicos:

AZZOLINI JUNIOR, W.; FILIPPINI IERARDI, M. C.; GARCIA, A. e VILAR R.; “Análise de Cladding obtido pela fusão com laser de aço rico em cromo sobre substrato de aço de baixa liga”, **Anais do 50º Congresso da Associação Brasileira dos Metais (ABM) - Agosto (1995) e M & M - Metalurgia & Materiais - ABM - Vol. 42, nº 455, pp. 407 - 410, julho/1996.**

BOETTINGER, W. J. AND CORIELL, S. R., Science and Technology of the Undercooled Melt, NATO ASI Series E-No114, **Martinus Nijhoff, Dordrecht**, pp. 81 - 108, 1986.

CARVALHO, P. A.; BRAZ, N.; PONTINHA, M. M.; FERREIRA, M. G. S.; STEEN, W. M.; VILAR, V. AND WATKINS, K. G.; “Automated workstation for variable composition laser cladding -- its use for rapid alloy scanning”; **Surface Coatings & Technology**, Vol. 72, pp. 62 - 70, 1995.

SINGH, J. S.; “The Constitution and Microstructure of Laser Surface - Modified Metals”, **Journal of Metals**, pp. 8-14, 1992.

Teses:

S. WAGNER, P. R.; “Estudo e desenvolvimento de um laser de CO₂ tipo guia de ondas excitado por rádio frequência”, Dissertação (Mestrado) - **Universidade Estadual de Campinas**, 1991.

Livros:

LASER INSTITUTE OF AMERICA, Toledo, Ohio.; “Fundamentals of Lasers”, 1985.

LUXON, J. T.; Parker, E. D.; “Industrial Lasers and their Applications”, **Prentice - Hall, Inc.** - 1985.

MAILLET, H., “O Laser - Princípios e Técnicas de Aplicação”, **Editora Manole Ltda**, 1987.

MARTELLUCCI, S.; “Laser Applications for Mechanical Industry”, **Kluwer Academic Publishers**. Printed in the Netherlands, p.305-314, 1993.

S. S. CHARSHAN, “Lasers in Industry”, **Van Nostrand Reinhold Company**, USA, 1972.

STEEN, WILLIAN M.; “Laser Material Processing”, **Springer-Verlag London Limited**, 1991.

Capítulo 7

Aços inoxidáveis martensíticos - características e emprego

7.1. Introdução

Adições de cromo aumentam a resistência à oxidação e à corrosão do aço. Aços com teores de cromo superiores a 12% têm grande resistência à oxidação e são comumente designados como aços inoxidáveis. Estes aços são de grande interesse para a Engenharia, em função de sua resistência à oxidação e à corrosão, propriedades mecânicas a temperaturas elevadas e tenacidade [Mei, Paulo; Silva, A. L. da Costa e, 1988].

Entretanto, nenhum material é completamente inoxidável, no sentido da palavra, e muita atenção deve ser dada à correta seleção do material para aplicações em meios corrosivos, o aço ao carbono comum, por exemplo, pode apresentar resultados superiores a um aço “inoxidável”, inadequadamente selecionado.

A resistência à corrosão de ligas à base de $Fe + C + Cr$ está associada ao fenômeno de passivação, isto é, à formação de uma camada de óxidos mistos (de ferro, cromo e de outros elementos de liga) e à dissolução desta camada no meio corrosivo. A formação ou não desta camada, sua impermeabilidade e a sua taxa de dissolução no meio corrosivo, controlarão a resistência à corrosão (medida em perda de peso/área/unidade de tempo) do material, no meio corrosivo em questão.

As principais composições de aços inoxidáveis (p. ex. 12% Cr, 18% Cr + 8% Ni, etc.) foram desenvolvidas, acidentalmente, há cerca de 70 anos. A partir destas composições, foram estudados os efeitos de diversos elementos de liga e residuais, como C, N, Mo, etc. Novas composições vêm sendo desenvolvidas desde então, aproveitando os

resultados obtidos nestas pesquisas. Os efeitos dos diversos elementos de liga na estrutura dos aços inoxidáveis podem ser apreciados a partir dos diagramas de equilíbrio de fases. Para fins de classificação e discussão de propriedades, os aços inoxidáveis são agrupados em 3 classes:

1. **Martensíticos** - São ligas de Fe + Cr + C com composições que interceptam o campo austenítico no diagrama de fases sendo portanto endurecíveis por tratamento térmico de têmpera. Incluem-se nesta família os aços: (AISI) 403, 410, 414, 416, 420, 431, 440A, B e C, 501.
2. **Ferríticos** - São ligas Fe + Cr + C essencialmente ferríticas, e que não endurecem por tratamento térmico de têmpera. Os principais tipos são: (AISI) 405, 430, 430F, 446, 502.
3. **Austeníticos** - São ligas Fe + Cr + C + Ni que não endurecem por tratamento térmico de têmpera, e são predominantemente austeníticas após tratamento térmico comercial. Incluem-se nesta família: (AISI) 301, 302, 304, 304L, 308, 310, 316, 316L, 317, 321, 347. Outros aços inoxidáveis austeníticos incluem aqueles em que, por questão de custo, parte do níquel é substituído por manganês ou nitrogênio (elementos estabilizadores de austenita, como por exemplo: (AISI) 201 e 202.

O material utilizado no presente trabalho é um aço AISI420, portanto um aço inoxidável martensítico.

7.2. Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos podem ser considerados equivalentes aos aços para têmpera e revenimento (carbono ou ligados), sendo a diferença principal o alto teor de cromo.

Os principais efeitos metalúrgicos do alto teor de cromo no aço são:

1. Diminuição da faixa de estabilidade da austenita.
2. Aumento da temperabilidade.

3. Abaixamento da Mi.

4. Aumento da resistência ao amolecimento no revenimento. Além disso, pode ocorrer endurecimento secundário, pela precipitação de carbonetos de cromo.

Apesar destes aços serem empregados, naturalmente, temperados e revenidos, de modo a aproveitar as vantagens descritas acima, as propriedades no estado recozido são particularmente importantes para a fabricação, onde a ductilidade é importante. É importante notar que o “recozimento” deste tipo de aço é, na realidade, um revenimento à temperatura elevada, devido a sua alta temperabilidade [Mei, Paulo; Silva, A. L. da Costa, 1988].

7.2.1. Aspectos estruturais

Um campo austenítico no diagrama de equilíbrio é uma das necessidades básicas para um aço inoxidável martensítico. Outra necessidade é o teor de cromo devendo ser superior ou em torno de mais ou menos 10.5 wt%, de modo que a liga desenvolva um "filme passivo" e desempenhe uma boa resistência a corrosão, o que é esperado de um aço inoxidável.

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligados ao cromo e carbono e apresentam composições que interceptam o campo austenítico, no aquecimento. Assim, estes aços são temperáveis, apresentando na condição de “temperado e revenido” elevadas propriedades mecânicas. Em função da adição de cromo, apresentam resistência satisfatória à corrosão em diversos meios.

A possibilidade de se expandir o campo de estabilização da austenita (loop gama) no diagrama de equilíbrio dos aços inoxidáveis martensíticos demonstra que, em função de algum elemento adicional, ou combinação de elementos, torna-se possível aumentar esse campo de estabilidade da austenita (loop gama) para os níveis de cromo dos inoxidáveis utilizados, visto que o cromo é um elemento desestabilizador da austenita, ou seja tende a diminuir esse campo (loop gama). Os elementos mais comuns capazes de expandir o loop gama são o carbono, nitrogênio e níquel, que são elementos formadores da austenita.

Quando o cromo aumenta, para ligas Fe + Cr + C o campo monofásico da austenita diminui em área como já mencionado, para o ponto onde alguns carbonetos primários se antecipam em algumas das ligas de alto cromo e alto carbono. Contudo observando a Figura 7.1 verificamos que para um teor de Cromo em torno de 12% e um teor de Carbono de 0.4%, o resfriamento a altas temperaturas deve passar pelo campo monofásico da austenita, atingindo posteriormente o campo bifásico $\alpha - \gamma$, o qual está presente para teores de carbono mais elevados, uma característica importante para o AISI420. Com baixos teores de carbono, os aços de alto cromo não são endurecíveis.

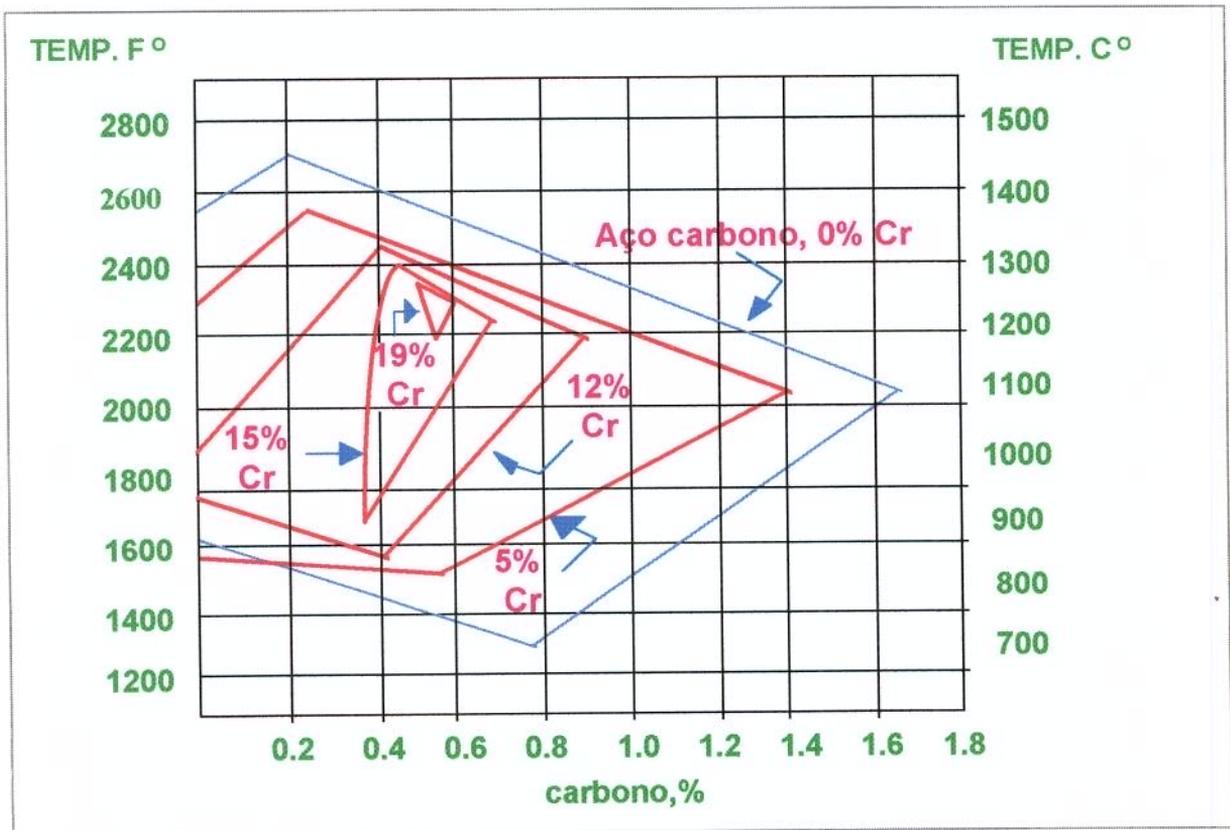


Fig. 7.1 - Efeito da variação do teor de cromo sobre o limite de carbono para a austenita pura a temperaturas elevadas.

FONTE - Paul T. Lovejoy, 1962

Dependendo do tratamento térmico e químico, a austenita pode ser transformada ou retida durante o resfriamento. Tratamentos em temperaturas mais baixas devem precipitar alguns carbonetos permitindo a formação de martensita. O mecanismo ocorre em função do esgotamento do teor de liga da matriz o qual eleva a temperatura de transformação M_s

[Lovejoy, Paul T].

Observando-se o diagrama de equilíbrio de um sistema ternário Fe-Cr-C contendo 17% de cromo através da Figura 7.2, verificamos que para uma percentagem de carbono em torno de 0.42 % os constituintes de transformação em função da temperatura de resfriamento são: ferrita delta (de alta temperatura), austenita e finalmente a ferrita proeutetoide e o carboneto $M_{23}C_6$. Essa seqüência de transformação pode ser confirmada pelas isotermais: $> 1500^{\circ}C$ (na zona liquidus), $1150^{\circ}C$, $850^{\circ}C$ e $700^{\circ}C$.

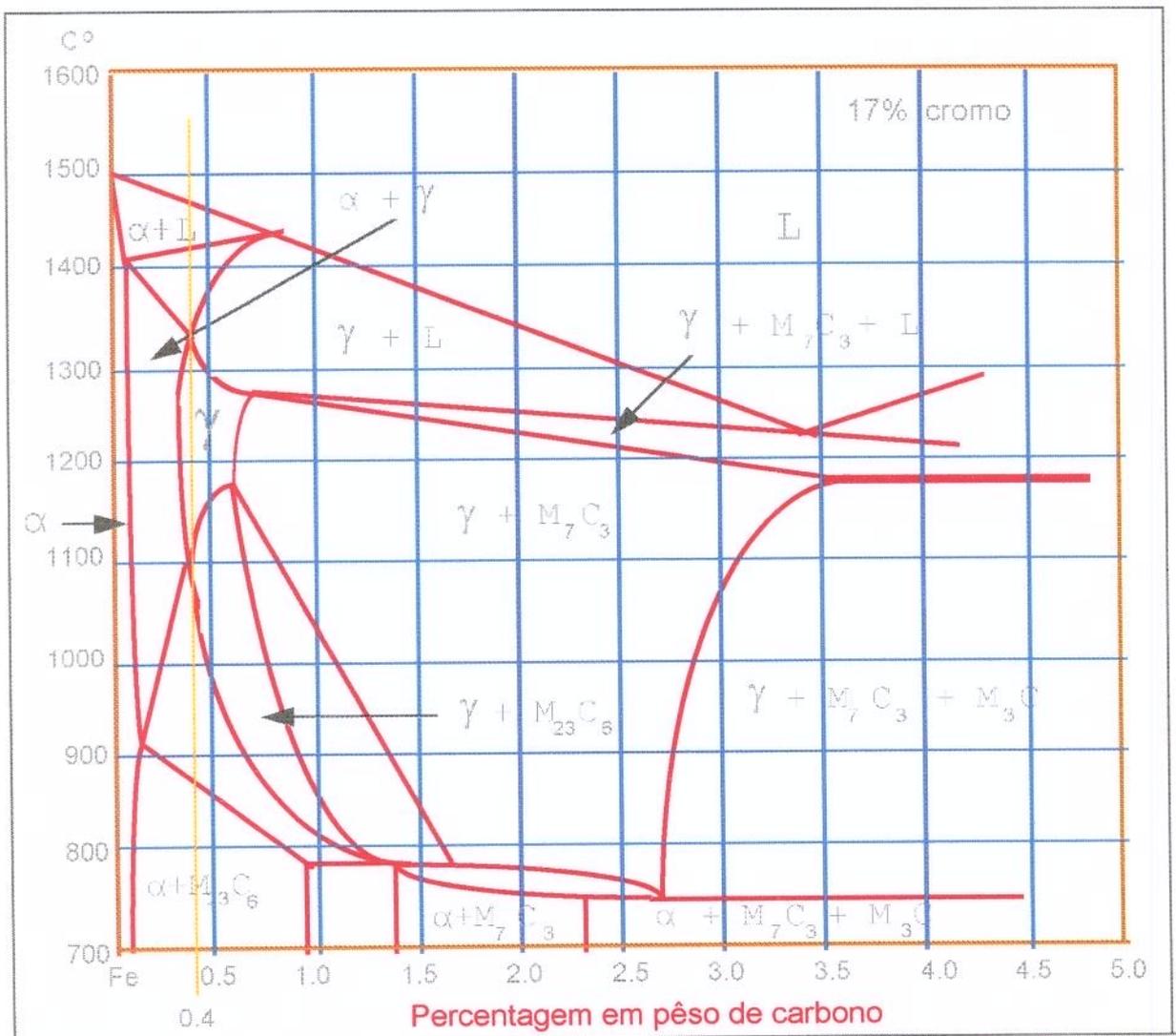


Figura 7.2 - Diagrama de equilíbrio do sistema ternário Fe - Cr - C

FONTE - N. R. Griffing, 1962

No diagrama da isoterma acima de 1500 ° C para um teor de carbono de 0.42 % e um teor de cromo de 13 % é nítido o início de transformação através da ferrita delta, em seqüência a fase γ a 1150 ° C, $\gamma + M_{23}C_6$ a 850 ° C e finalmente a 700 ° C $\alpha + M_{23}C_6$ de acordo com as Figuras 7.3, 7.4, 7.5 e 7.6 e em condição de equilíbrio. A solidificação rápida altera o diagrama. Isso significa que podemos esperar a formação a temperatura ambiente do carboneto $M_{23}C_6$ em conjunto com a ferrita. A elevação da velocidade de resfriamento poderá manter a austenita sem se transformar em ferrita podendo posteriormente em função do resfriamento, resultar em martensita [Lovejoy, Paul T].

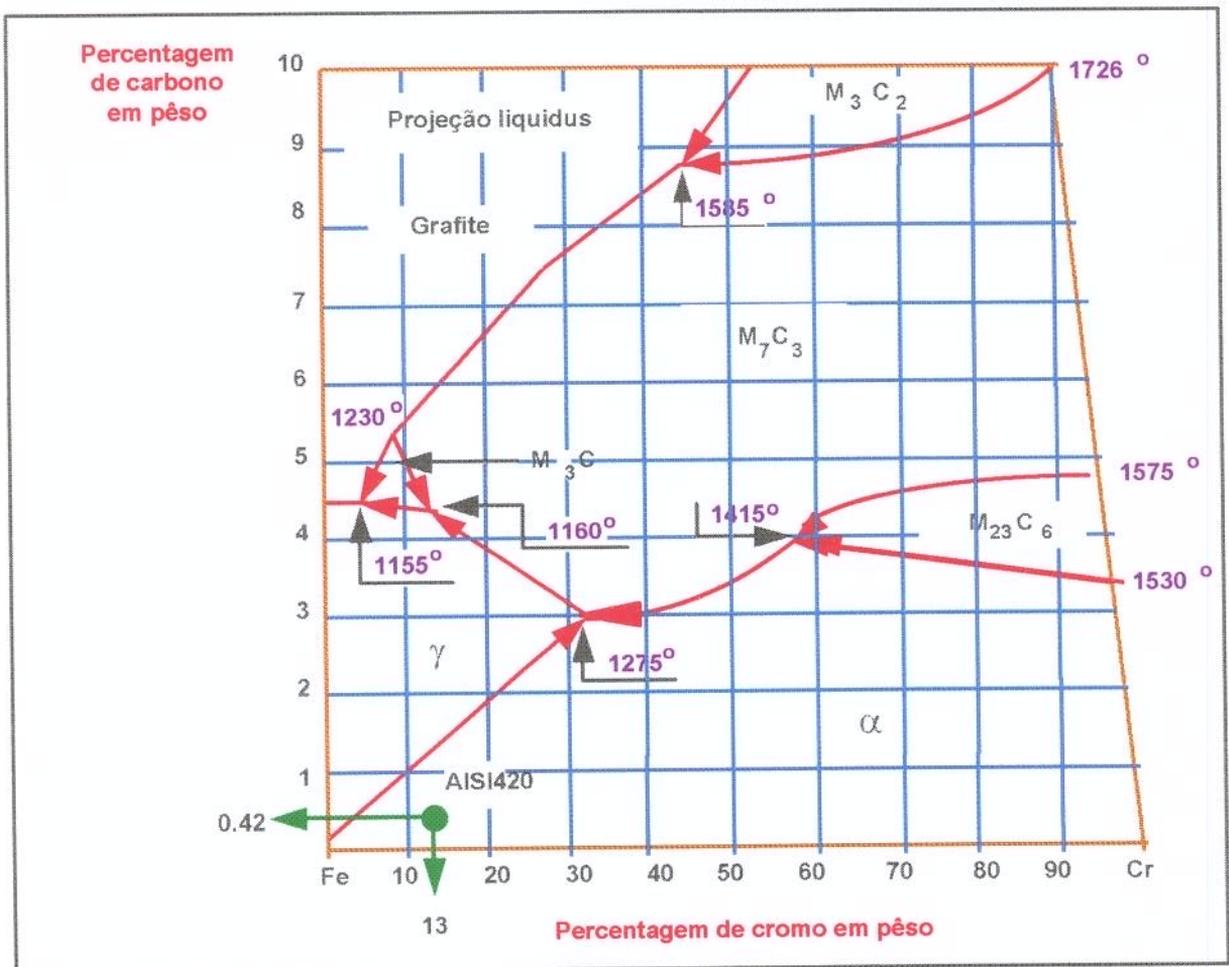


Figura 7.3 - Projeção liquidus para um sistema ternário Fe - Cr - C
FONTE - N. R. Griffing, 1962

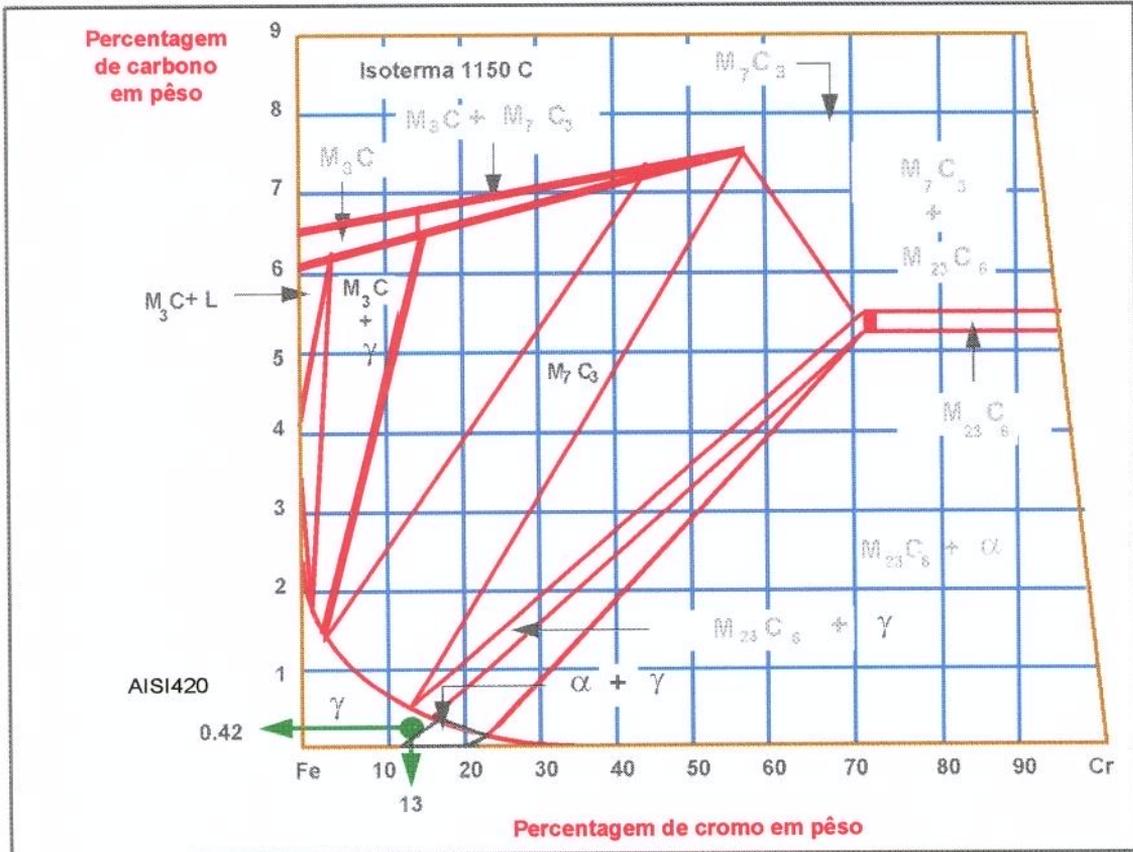


Figura 7.4 - Diagrama de fase para uma isoterma de 1150 C de um sistema ternário Fe - Cr - C

FONTE - N. R. Griffing, 1962

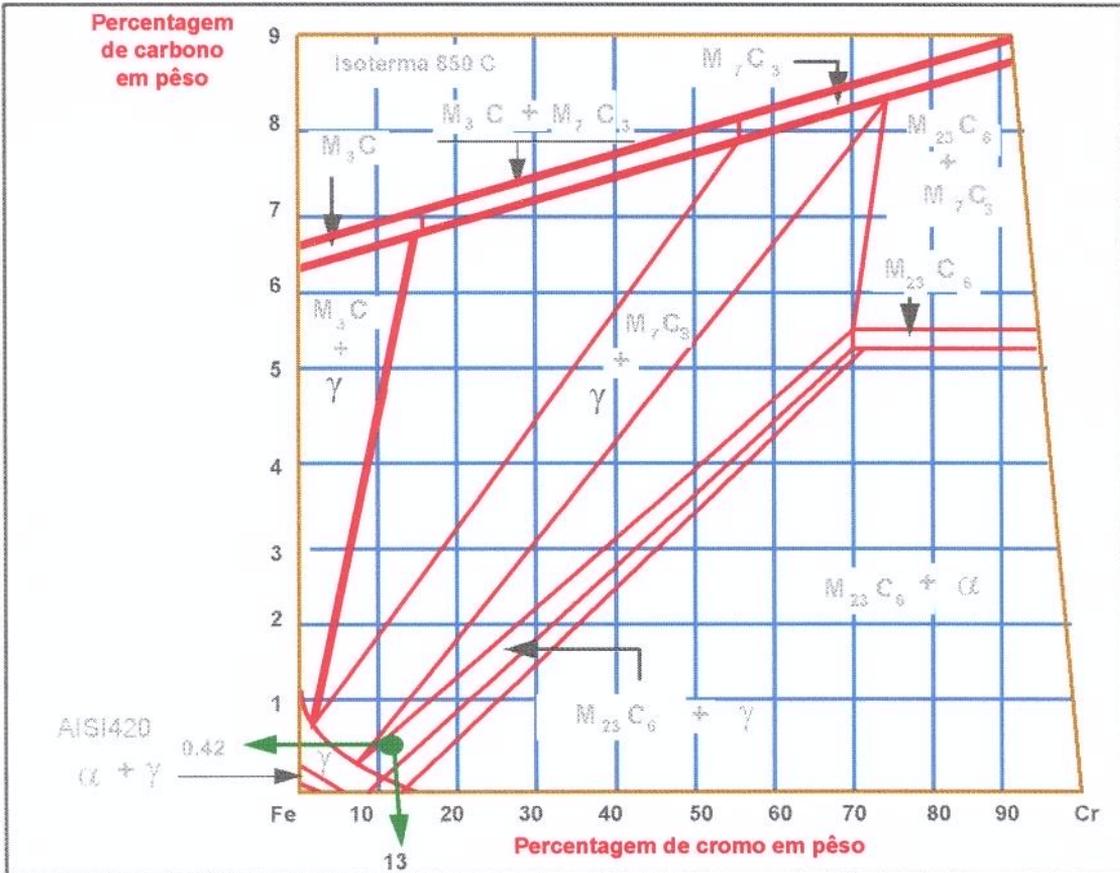


Figura 7.5 - Diagrama de fase para uma isoterma de 850 C de um sistema ternário Fe - Cr - C
FONTE - N. R. Griffing, 1962

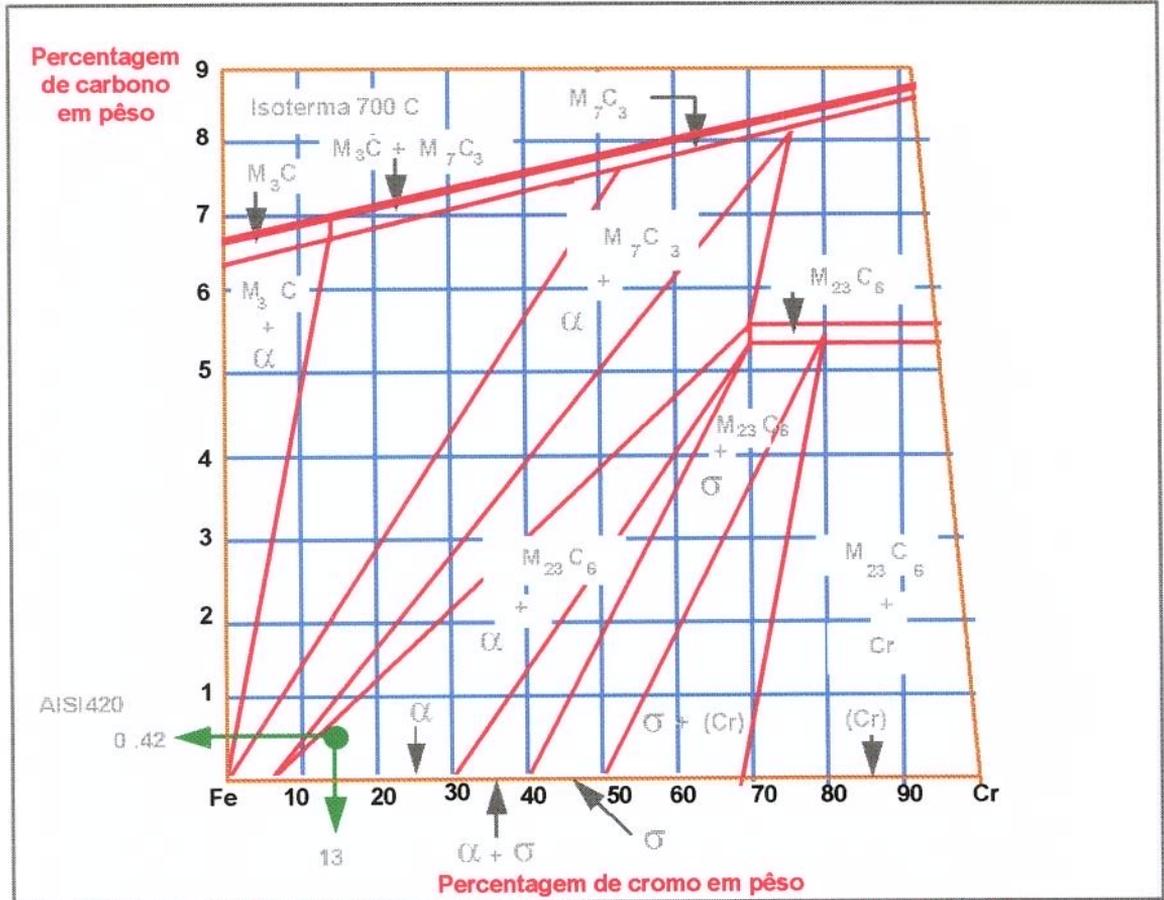


Figura 7.6 - Diagrama de fase para uma isoterma de 700 C de um sistema ternário Fe - Cr - C
FONTE - N. R. Griffing, 1962

7.2.2. Equivalentes numéricos

Ligas úteis para a engenharia usualmente contêm um número de componentes bem maior do que aqueles representados sobre um diagrama de equilíbrio. Logo para a evolução das estruturas em ligas complexas vários processos equivalentes são desenvolvidos. Estes são tanto processos equivalentes referentes ao efeito de um elemento, quanto para um determinado teor de elementos de liga do aço considerado, ou são relativos aos fatores de potência. A utilidade é para compreensão de casos gerais e não unicamente para casos específicos [Griffing, N. R.; Forggeng, W. D.; e Healy, G. W.; 1962].

Thielemann forneceu uma das primeiras formulações baseada na capacidade de um elemento particular de produzir alguma alteração junto do campo austenítico em um sistema a base de ferro. A equação aplicável é:

$$Cr_{eq} = Cr + 2.1W + 2.8Ta + 4.2Mo + 4.5Cb + 5.2Si + 7.2Ti + 11V + 12Al - 40(C + N) - 3Ni - 2Mn$$

Aggen reestimou os coeficientes acima para incluir ligas com 10 a 12% de Cr, tornando a formulação mais aplicável para aços inoxidáveis martensíticos.

$$Cr_{eq} = Cr + 1.5Si + 7.2Ti + 2.5Al + 3Cb + 10Zr + 2V - 40(C + N) - 3Ni - 2(Mn + C)$$

7.2.3. Ferrita delta

A fase cúbica de corpo centrado que se forma a alta temperatura geralmente indesejável, pode ocorrer em muitas classes dos inoxidáveis martensíticos. A causa deve ser a composição química ou tratamento térmico a temperaturas excessivamente altas.

Os efeitos da composição química sobre a ferrita delta foram estimados por Irving. Para uma temperatura fixa de 1050 °C, em uma liga de 12% de Cr obtêm-se em torno de 20% de ferrita delta.

O efeito da elevação de temperatura sobre a ferrita delta é prognosticado pelo diagrama de fase. Irving avaliou as seguintes percentagens de ferrita delta para uma liga de 0.1% de C e 12% de Cr:

Temperatura, °C	1050	1300	1350
% ferrita delta	0	50	100

Conseqüentemente, a ferrita delta deve ser dissolvida ou formada pelo tratamento térmico. A decomposição da ferrita delta em ligas simples de Fe-Cr, deve ocorrer pelo processo de difusão usual, entrando no campo austenítico. Se retida a baixa temperatura, outras fases devem precipitar [Griffing, N. R.; Forgeng, W. D.; e Healy, G. W.; 1962].

A. E. Nehrenberg e P. Lillys realizaram um estudo das transformações a alta temperatura em aços de 17 a 25% de Cr. Para altas temperaturas, ferrita delta transforma-se em austenita e conseqüentemente em martensita, com todo carbono mantido em solução. Para baixas temperaturas, contudo, eles observaram um agregado de carbonetos na austenita. Uma microestrutura lamelar é formada pelo crescimento simultâneo de carbonetos e austenita dentro da ferrita delta. O limite de temperatura para esta transformação foi determinado mantendo A_3 dentro de um limite de no mínimo 28 °C abaixo e no máximo 166 °C acima, para um limite de cromo variando de 17 a 25%.

O mecanismo para a estrutura lamelar é determinado quando a precipitação inicial de carbonetos esgota tanto o cromo quanto o carbono da matriz adjacente. Enquanto o carbono deve difundir rapidamente, um gradiente de cromo é formado, o qual ajusta a composição química local para a esquerda, dentro de uma região da austenita estável. Esta austenita poderá ser tanto estável quanto instável durante o resfriamento dependendo de sua temperatura M_i . A dissolução da ferrita delta depende da matriz. Se temperada diretamente dentro do limite de precipitação de carbonetos, a decomposição ocorre normalmente através da formação da austenita e de carbonetos. As primeiras partículas formam-se no contorno da ferrita-austenita. Depois o crescimento é celular tanto da austenita quanto das lâminas de carbonetos dentro das partículas de ferrita delta [Griffing, N. R.; Forgeng, W. D.; e Healy, G. W.; 1962].

Se a austenita se transforma primeiro em martensita, a disponibilidade de carbono é reduzida pela precipitação na matriz. A ferrita é então decomposta. Para temperaturas mais baixas de 580 a 662 °C, partículas finas de austenita distribuídas aparecem dentro dos grãos de ferrita delta, devendo também se formar filmes de carbonetos no contorno austenita-ferrita [Griffing, N. R.; Forgeng, W. D.; e Healy, G. W.; 1962].

Sobre circunstâncias não usuais a ferrita delta foi observada transformando-se a temperaturas tão baixas quanto 260 a 371 °C. Contudo, Dulis observou que o tipo AISI410 com 20% de ferrita delta apresentou melhor resistência a fadiga a 260 °C do que a temperatura ambiente. Isto foi atribuído a precipitação de uma dispersão finamente distribuída de alfa primária [Griffing, N. R.; Forgeng, W. D.; e Healy, G. W.; 1962].

7.2.4. Resistência mecânica

A resistência em aços inoxidáveis martensíticos não envolve somente a tensão convencional de escoamento para a deformação plástica, mas também dureza e resistência a abrasão. Estas propriedades de resistência são determinadas tanto pela composição química quanto pelo tratamento térmico.

7.2.5. Análise química

O mecanismo mais óbvio de resistência é a reação da martensita. Os dois fatores químicos principais, os quais são importantes, são a estabilidade da ferrita delta para a temperatura de tempera e o teor de carbono. O equilíbrio da ferrita delta já foi discutido.

7.2.5.1. Teor de carbono

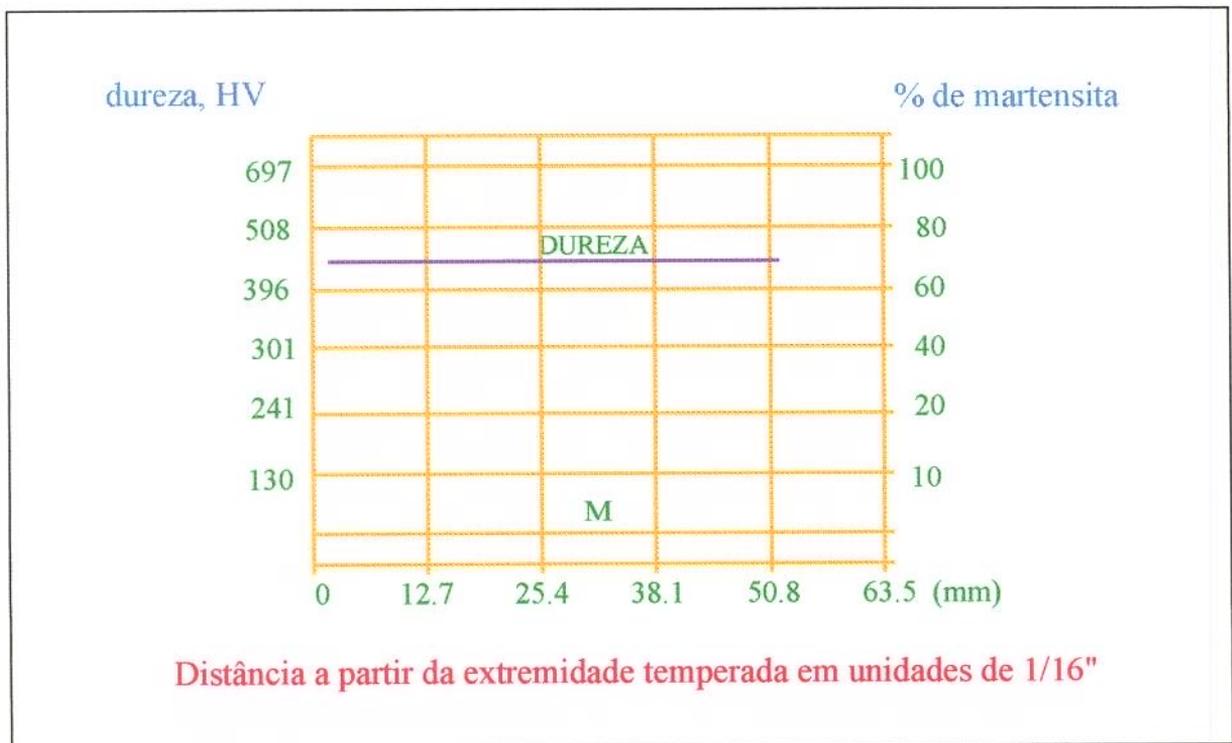
Teores de carbono mais altos produzem maiores durezas, até que uma saturação é atingida em torno de um nível de 0.60 de carbono no tipo AISI440A. Para este nível, a austenita é saturada em carbono e um carbono adicional é precipitado a partir da fusão como carboneto primário. Estes carbonetos maiores não participam do processo de endurecimento, mas melhoram a resistência a abrasão [Griffing, N. R.; Forgeng, W. D.; e Healy, G. W.; 1962].

Outros elementos que são adicionados aos aços inoxidáveis martensíticos não apresentam efeito direto sobre a resistência, o que pode ser atribuído ao carbono. Sua influência é usualmente indireta, junto ao controle da estabilidade da fase, que é relativa a estabilidade da austenita-ferrita para temperaturas elevadas e para a estabilidade da austenita

sobre o resfriamento. Para um aço AISI420 com um teor de carbono em torno de 0.42%, quando aquecido a 1024 °C por meia hora, atinge-se uma dureza em torno de 544 HV.

7.2.6 Temperabilidade

O elemento cromo é conhecido por aumentar grandemente a temperabilidade dos aços martensíticos. Este efeito é usado em alguns aços de baixa liga. Para os níveis de cromo necessários para um aço ser rotulado inoxidável, o efeito satura os níveis de dureza, de modo que o ensaio Jominy não deve mostrar nenhuma variação de dureza (Figura 7.7).



**Fig. 7.7 - Ensaio Jominy de um aço inoxidável martensítico do tipo 410
(0.11C - 0.44Mn - 0.37Si - 0.16Ni - 12.18Cr)**

FONTE - Paul T. Lovejoy, 1962

7.2.6.1. Mecanismos de aumento de resistência

Os fatores determinantes da resistência da estrutura martensítica são: tensão residual, endurecimento por solução sólida e subsequentemente o tamanho de grão da austenita.

O nível de tensão residual está fortemente relacionado com a temperatura M_i por duas razões básicas. Primeiro, a diferença entre o volume da austenita e o volume da ferrita aumenta quando o limite da temperatura metaestável aumenta. Segundo, quando M_i diminui, torna-se reduzida a oportunidade de auto-revenido.

7.2.7. Microestruturas e efeito do tratamento térmico

Em função do teor de carbono, os aços inoxidáveis martensíticos podem ser divididos em três categorias, segundo as microestruturas resultantes:

***Classe I - Baixo carbono: estrutura acicular**

***Classe II - Médio carbono: estrutura acicular muito fina**

***Classe III - Alto carbono: Estrutura ultrafina, contendo carbonetos primários**

Para o tratamento de tempera, a formação de uma estrutura austenítica é o primeiro pré-requisito para a realização de propriedades satisfatórias. Os fatores de interesse são a taxa de aquecimento e resfriamento, temperatura máxima e atmosfera.

O carboneto $M_{23}C_6$ começa a nuclear em torno de 482 °C e torna-se predominante acima de 538 °C. Estes carbonetos tendem a exercer grande influência na resistência e, adicionalmente, são estáveis o suficiente para reduzir significativamente o teor de carbono da matriz o qual permaneceu alto durante o tratamento de revenido a baixa temperatura. O efeito líquido é a queda observada na dureza, vista em todas as classes [Griffing, N. R.; Forging, W. D.; e Healy, G. W.; 1962].

7.2.8. Taxa de resfriamento

A contribuição do cromo em aumentar a temperabilidade remove a necessidade de se temperar o aço para evitar a formação de produtos de transformação mais moles. Torna-se possível, a precipitação de carbonetos durante o resfriamento, de modo que tanto M_i quanto a

dureza do aço temperado e revenido sejam influenciadas. A taxa de resfriamento influencia a temperatura M_i somente a níveis de carbono mais altos, acima de 0.20%, de modo que para esses níveis de carbono, M_i decresce em função da taxa de resfriamento [Griffing, N. R.; Forging, W. D.; e Healy, G. W.; 1962]. Note que a temperatura absoluta de tempera torna-se um fator importante perante a taxa de resfriamento brusco (tempera), onde a temperatura de tempera mais alta dissolve uma quantidade bem maior de carbonetos dentro da estrutura austenítica. Este carboneto pode reprecipitar antes da transformação da martensita se o resfriamento é suficientemente lento e o carbono já precipitado não deve estar disponível para rebaixar a temperatura M_i ou aumentar a dureza. O efeito é menor na maioria dos casos práticos. A variação máxima de dureza observada ocorre a partir de 440 a 508 HV para tempos de encharque de 1 hora. A temperabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos ainda pode ser caracterizada pela Figura 44 que representa o diagrama de resfriamento contínuo do aço AISI410.

Após temperada, a classe dos inoxidáveis martensíticos não apresenta tenacidade suficiente para aplicações em Engenharia. Por essa razão, como por exemplo no caso dos martensíticos menos ligados, uma temperatura mais baixa de tratamento térmico é utilizada para restaurar a tenacidade. Com aços inoxidáveis essa é uma exigência adicional para manter a resistência a corrosão. Conseqüentemente, é necessário discriminar entre os aços de alto cromo tal como AISI440(ABC) e o AISI420 e as variedades remanescentes de mais baixo cromo. A classe de mais alto cromo é usualmente selecionada por sua excelente resistência a corrosão. Esta propriedade deve ser adversamente afetada pelo revenido à alta temperatura (precipitação de carbonetos de cromo), de modo que essa classe sofre um alívio de tensão residual para uma temperatura mais baixa. Outras classes de inoxidáveis também podem sofrer esse mesmo alívio de tensão residual, ou serem revenidos dependendo das propriedades finais desejadas.

Após o aço ter sido temperado e revenido, uma fina dispersão de carbonetos do tipo da cementita M_3C ocorre. Estes crescem até 315 °C, a morfologia muda a partir da morfologia dendrítica para a distribuição de placas de Widmanstätten. Tal morfologia acontece freqüentemente quando a fase precipitada forma-se com um contorno característico tal como placas ou agulhas. Nestes casos a aparência das partículas de precipitados sobre a micrografia

tem uma regularidade característica. Em 1820 Carl von Schreibers publicou a micrografia de um meteorito de ferro-níquel, a qual foi preparada por Aloys von Widmanstatten usando ácido nítrico para atacar a superfície polida. Como resultado tornou-se costume chamar qualquer estrutura que tenha a aparência de placas ou agulhas, como segunda fase deitadas ao longo de planos cristalográficos de orientação preferencial da matriz, uma estrutura de Widmanstatten [Lovejoy, Paul T].

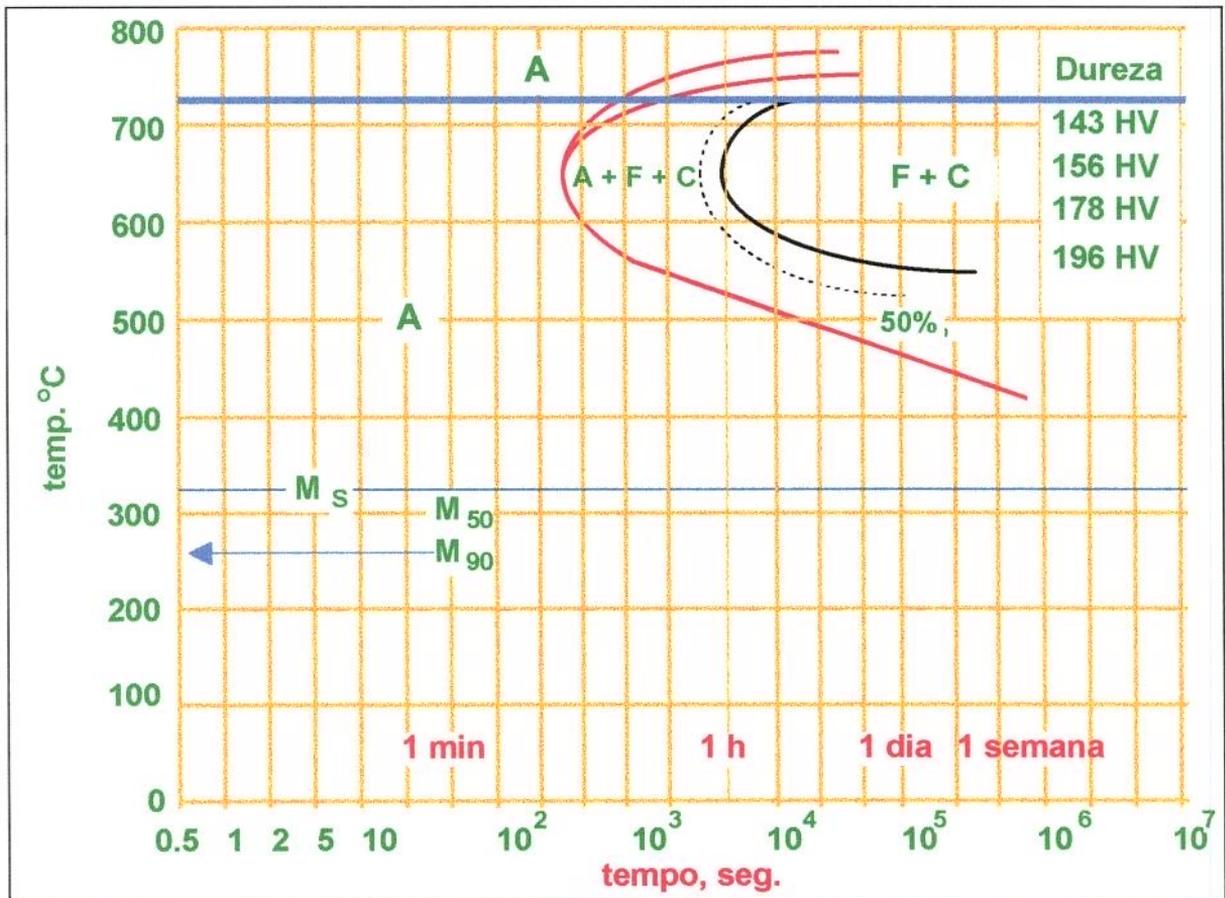


Fig. 7.8 - Diagrama TTT de um aço inoxidável do tipo 410

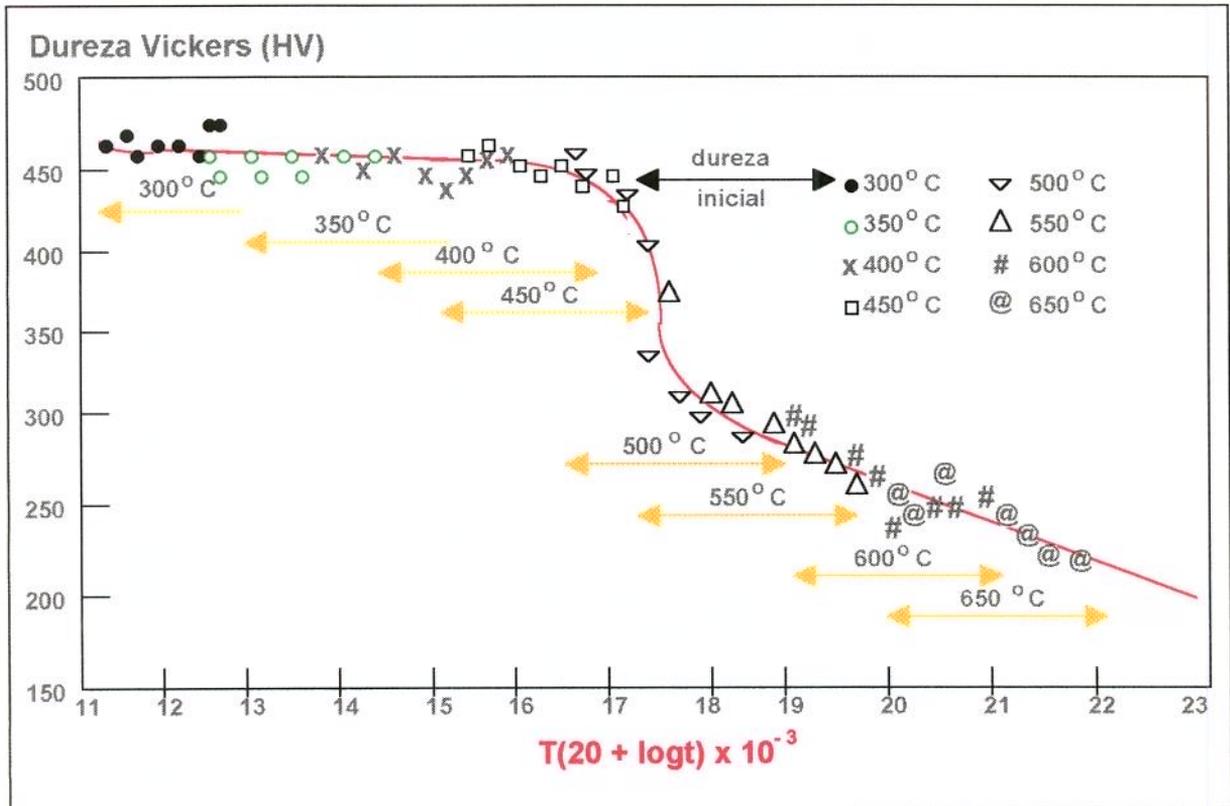
FONTE - Paul T. Lovejoy, 1962

Se o aspecto característico de um precipitado é semelhante ao de uma placa, então é geralmente certo que o precipitado deve formar em conjunto um grupo específico de planos $\{hkl\}$ na matriz. Tornou-se costume referir-se a esses planos como o plano de hábito do precipitado. Similarmente, um precipitado do tipo agulha deve existir ao longo da direção de hábito da matriz [Lovejoy, Paul T].

Em geral, tal forma de hábito resulta pelo fato deles permitirem que a interface matriz-precipitado seja uma interface de baixa energia. Deve ser esperado que tal interface de baixa energia deva requerer uma orientação cristalográfica específica entre a matriz e o precipitado [Lovejoy, Paul T].

Para temperaturas mais altas, próximas a 482 °C, o carboneto M_7C_3 torna-se estável. Estes carbonetos podem precipitar originalmente ou podem desenvolver-se a partir dos carbonetos elementares favoravelmente dispostos. O máximo de cromo no carboneto M_7C_3 está próximo a 50% em oposição ao máximo de 18% de cromo no M_3C , conseqüentemente a resistência a corrosão é reduzida da classe martensítica revenida, para esta temperatura.

Isto indica que a queda principal na dureza está associada com a precipitação do carboneto $M_{23}C_6$, de acordo com o aumento da temperatura de revenido na Figura 7.9. Se uma reação de tempera secundária existe, então espera-se que a dureza divirja a partir desta curva.



**Fig. 7.9 - Curva de revenido para um aço com 0.14 C - 12 Cr
FONTE - Paul T. Lovejoy, 1962**

O tratamento térmico de aços inoxidáveis altamente ligados requer maiores considerações da temperatura de transformação da martensita (M_i) do que é necessário para outros aços martensíticos. Em algumas classes de aços endurecidos por precipitação e de aços semiausteníticos, um tratamento subzero é necessário para completar a transformação. Na classe de inoxidável martensítico, a formação enriquecida de austenita, e portanto austenita retida, nas operações de revenido a alta temperatura é um fenômeno que ocorre através da diminuição da temperatura M_i com teores de elementos de liga mais altos.

Os efeitos de alguns elementos tanto sobre a temperatura M_i quanto A_{c1} tem sido determinados por Irving.

Diferentes cálculos para a temperatura A_{c1} são oferecidos por Tricot e Castro como a seguir:

$$A_{c1} (^{\circ}\text{C}) = 310 + 35\text{Cr} + 3.5 (\text{Cr} - 17)^2 + 60\text{Mo} + 73\text{Si} + 170\text{Cb} + 290\text{V} + 620\text{Ti} + 750\text{Al} \\ + 1400\text{B} - 250\text{C} - 280\text{N} - 115\text{Ni} - 66\text{Mn} - 18\text{Cu}$$

A diferença nos coeficientes é devido ao uso de um ponto de referência de 17% de cromo. O limite da transformação da martensita esta em torno de mais ou menos 150 °C ou menor. Conseqüentemente, é obvio que o mínimo desejável de M_i deve ser da ordem de 200 °C para assumir a transformação durante o resfriamento até a temperatura ambiente [Lovejoy, Paul T, 1962].

Um efeito da temperatura M_i baixa, da classe dos inoxidáveis, é um pequeno autorevenimento que pode ocorrer quando a martensita transformada resfria a temperatura ambiente. Conseqüentemente, o teor de carbono equivalente, da classe de inoxidáveis pode ser levemente maior do que dos aços carbono correspondentes.

A estrutura austenítica pode ser retida em alguma operação que conduza ao enriquecimento da matriz, com algum elemento capaz de reduzir a temperatura M_i . Isto pode ocorrer tanto por contaminação externa anterior ao tratamento térmico ou por tratamento térmico impróprio conduzindo a segregação interna.

Quando executado ao ar, a descarbonetação da superfície é também possível. Isto pode conduzir a formação da ferrita delta, evitando a têmpera.

O efeito da austenita retida depende da porcentagem. A quantidade típica muitas vezes encontrada pode estar dentro do limite de até 25 a 30%. Esta quantidade pode reduzir significativamente o campo de resistência para o nível da austenita. Diferentes reações potencialmente sérias podem ocorrer após a transformação da martensita, seguida do revenido. Este volume de mudança pode conduzir a trinca. O segundo de um duplo revenimento é pretendido para revenir alguma martensita formada desta maneira. O uso do revenimento duplo é comum na tecnologia de aço ferramentas [Lovejoy, Paul T, 1962].

7.3. Cinética da transformação martensítica

O nome Martensita deve-se ao metalurgista Alemão Adolf Martens, que descobriu esse tipo de estrutura em 1928, desde então o nome Martensita vem sendo utilizado para designar uma microestrutura de alta dureza encontrada nos aços após o tratamento térmico de tempera e em alguns outros tipos de liga como por exemplo metais não ferrosos, óxidos, etc.

As transformações de fase que resultam em martensita como uma estrutura final de transformação, em função do tipo de liga, podem ocorrer por um dos seguintes processos:

__ não termoelástico - podendo ser: 1- atérmico
2- isotérmico

__ termoelástico

Nesse trabalho somente o processo atérmico (não termoelástico) será brevemente comentado, devido a ser o processo inerente da transformação martensítica em aços. Em muitos aços comerciais a conversão de uma estrutura austenítica em uma estrutura martensítica ocorre continuamente com o decréscimo da temperatura durante um resfriamento ininterrupto. Este processo está diretamente relacionado com a cinética de transformação e é atérmico (sem ativação térmica), diferenciando-se das cinéticas caracterizadas por ativação

térmica e pelas transformações controladas por difusão. A formação da Perlita, por exemplo, ocorre continuamente como uma função do tempo se a austenita é mantida a uma temperatura constante abaixo de A_1 . A formação da martensita, contudo, é realizada verdadeiramente quanto mais rapidamente uma determinada temperatura é atingida. No momento em que o resfriamento é interrompido, nenhuma transformação adicional da martensita deve ocorrer. Transformações adicionais, usualmente por meio de nucleação e crescimento rápido de novas placas de martensita, é acompanhado somente por resfriamentos a temperaturas mais baixas.

A temperatura na qual a martensita começa a se formar em uma determinada liga é designada como a temperatura de início de transformação da martensita (M_i). A M_i reflete a quantidade da força termodinâmica motriz exigida para iniciar a transformação de cisalhamento da austenita para a martensita, rompendo o equilíbrio termodinâmico entre as duas fases. O carbono em solução sólida aumenta a resistência ao cisalhamento da austenita e, um superesfriamento maior ou força motriz é requerido para iniciar o cisalhamento para a formação da martensita em ligas de mais alto carbono. Com concentrações mais altas de carbono na estrutura martensítica, muitos sítios intersticiais são ocupados pelo átomo de carbono, e a tetragonalidade aumenta, de acordo com a Figura 10.42 [Entwisle, A. R., 1971].

A temperatura final de transformação da martensita (M_f), ou a temperatura na qual a transformação da martensita é completada em uma determinada liga, é também uma função do teor de carbono. A detecção de pequenas quantidades de austenita não transformada é experimentalmente difícil; as curvas de M_f baseadas em resultados de fáceis investigações são somente aproximadas. Quantidades significativas de austenita não transformada, especialmente em aços de alto carbono (teor de carbono acima de 0.3%), deve estar presente com a martensita a temperatura ambiente. O teor de austenita retida medido por técnicas de difração de Raio-X, a temperatura ambiente, é tão alto quanto 30 a 40% em ligas de Fe-C contendo 1.2 a 1.4% de carbono. Em ligas contendo somente 0.3 a 0.4% de carbono, uma pequena quantidade de austenita é retida em processos convencionais de tratamento térmico. Os elementos de liga que estabilizam a austenita aumentam a quantidade de austenita retida para um determinado nível de carbono e temperatura [Entwisle, A. R., 1971].

Os aspectos abordados para os aços inoxidáveis martensíticos devem ser considerados na análise da microestrutura resultante em tratamentos térmicos com laser, embora como referência, uma vez que as taxas de resfriamento são diferentes.

7.4. Resistência a corrosão

A vida em serviço de peças produzidas em aço inoxidável é freqüentemente dependente de sua corrosão. Assim, um conhecimento básico dos mecanismos e taxas de corrosão que podem afetar a durabilidade dos itens em serviço é fundamental na seleção do material mais econômico.

Os mecanismos de corrosão localizados que ocorrem nos aços inoxidáveis (mas não apenas nestes materiais), podem conduzir a falhas prematuras. Dois desses mecanismos serão descritos a seguir.

7.4.1. Corrosão Intergranular

Os contornos de grão são regiões de mais alta energia e, por isto, sítios preferenciais de precipitação de segundas fases.

Quando aços austeníticos (como 304 ou 316) são aquecidos na faixa de 425 - 815 °C ou resfriados lentamente nesta faixa de temperatura, pode ocorrer a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos de acordo com a Figura 7.10.

Aspectos a serem considerados:

1. Contorno de grão: nos limites dos grãos cristalinos os átomos apresentam certo desarranjo decorrente do encontro entre os grãos, que determina freqüentemente certas imperfeições no interior dos cristais. É evidente que o limite entre dois grãos quaisquer é uma região heterogênea comparada com o grão: não somente pode variar a orientação dos átomos, em grãos adjacentes, mas também pequenas partículas, de fase diferente da solução sólida inicial, podem-se formar seletivamente nessa região dos contornos dos grãos.

Algumas experiências mostram que geralmente o contorno dos grãos funciona como área anódica em relação ao grão, que funciona como área catódica. Daí, provavelmente, ser um fenômeno eletroquímico, o ataque preferencial do contorno dos grãos (ataque intergranular) em muitas ligas e metais que, em certas soluções, podem apresentar o contorno de grão catódico em relação ao grão anódico [Gentil, V; 1982].

2. Orientação dos grãos: os grãos orientados em diferentes direções devem apresentar diferentes potenciais.
3. Diferença de tamanho dos grãos: um grão fino, de um dado metal, contém energia interna em valor mais alto do que um grão grosseiro. Logo, pode-se esperar, teoricamente diferentes potenciais para grãos de diferentes tamanhos.
4. Tratamentos térmicos ou metalúrgicos diferentes: se uma parte de uma superfície metálica sofrer um tratamento térmico diferente das regiões da superfície, ocorre diferença de potencial entre essas regiões. Esta é uma situação comum em soldagem de peças metálicas, já que o aquecimento local resulta na modificação da natureza das fases presentes ou de suas composições, dando condições para criação de diferença de potencial [Gentil, V; 1982].

Quando o aço é submetido, em um dado tempo, a uma determinada temperatura que o torna sujeita à corrosão intergranular, diz-se que o aço está “sensitizado” ou “sensibilizado”. A extensão de sensitização, em uma dada temperatura e em um dado tempo, depende muito do teor de carbono do aço: quanto maior o teor de carbono maior a suscetibilidade a corrosão intergranular quando exposto a um meio corrosivo. As propriedades físicas do aço inoxidável, após a sensitização, não são muito alteradas. A liga se torna menos dúctil e quando colocada em meio corrosivo se corrói ao longo dos contornos dos grãos a uma velocidade que vai depender do poder corrosivo do meio e da extensão da sensitização[Gentil, V; 1982].

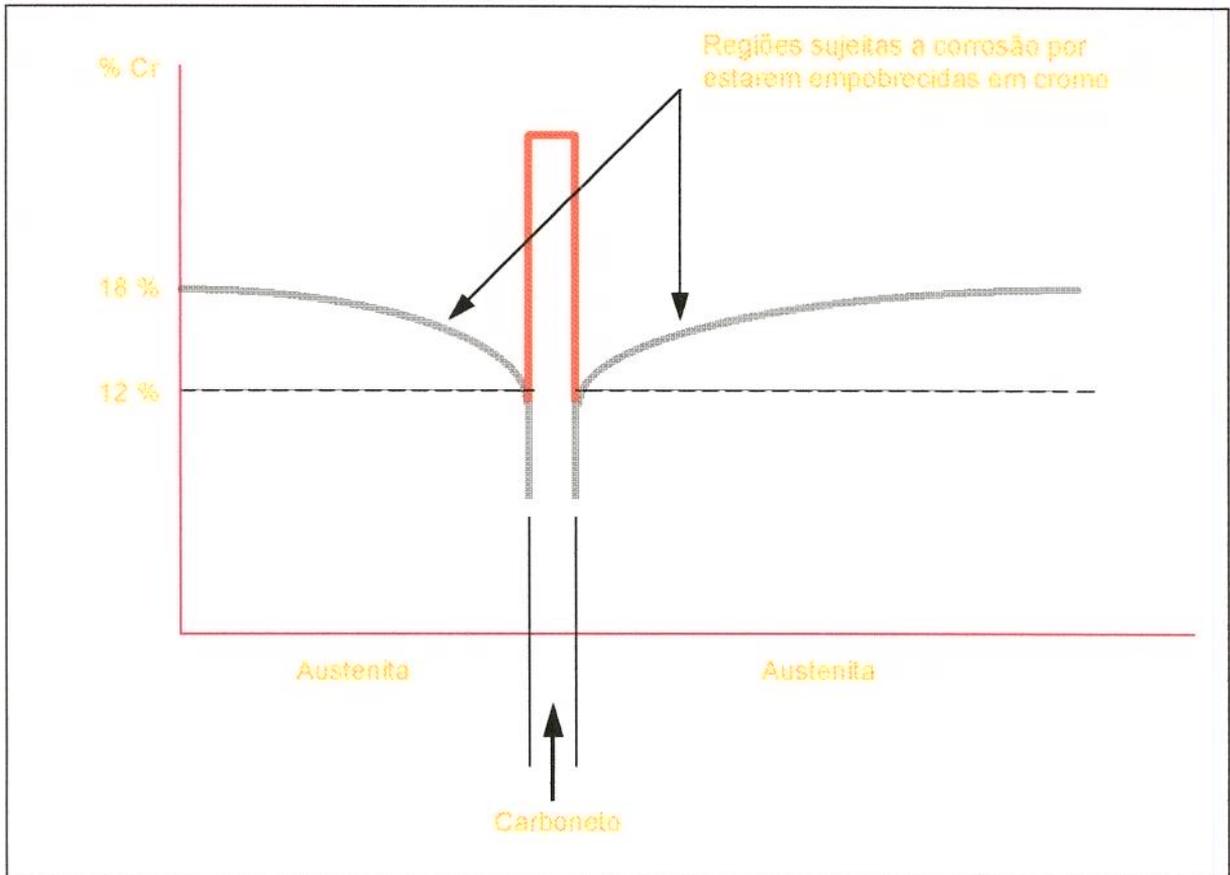


Figura 7.10 - Diagrama esquemático da sensitação de aço inoxidável devido à precipitação de carbonetos de cromo

FONTE - Paulo Mei, 1988

A corrosão intergranular de aços inoxidáveis deve ser sempre considerada quando estes materiais passam por um tratamento térmico prolongado em temperaturas inferiores a 500 °C, ou aquecimentos rápidos em temperaturas entre 500 °C - 950 °C, como por exemplo na soldagem.

7.4.2. Corrosão sob Tensão

A combinação de tensões (trativas), de trabalho ou residuais, e determinados ambientes corrosivos e temperaturas pode levar a um tipo de corrosão acelerada que conduz a trincas e fragilização do metal. Esse tipo de corrosão definida como corrosão sob tensão ocorre por mecanismos ainda pouco claros em peças sujeitas a ambientes contendo cloretos, bases quentes, nitratos quentes e sulfeto de hidrogênio. Tais combinações devem ser, portanto, evitadas [Gentil, V; 1982].

7.5. Emprego do aço inoxidável martensítico AISI420

Aplicações principais incluem: cutelaria, instrumentos cirúrgicos, peças para válvulas e bombas, peças para turbinas a vapor e compressores, moldes de injeção de plásticos de considerável ação corrosiva e vidro, válvulas e instrumentos de medição.

7.6. Condições de tratamento térmico para o AISI420

Para o aço inoxidável martensítico AISI420 a temperatura do tratamento térmico de têmpera é de 950/1030 °C (resfriamento em óleo), recozimento de 750/850 °C (resfriamento lento) e de revenido de 200/400 °C devendo se evitar a faixa de 450 a 550 °C (baixa tenacidade) [Mei, Paulo; 1988]. A variação da condutividade térmica do aço AISI 420 em função da temperatura é apresentada na Figura 7.11.

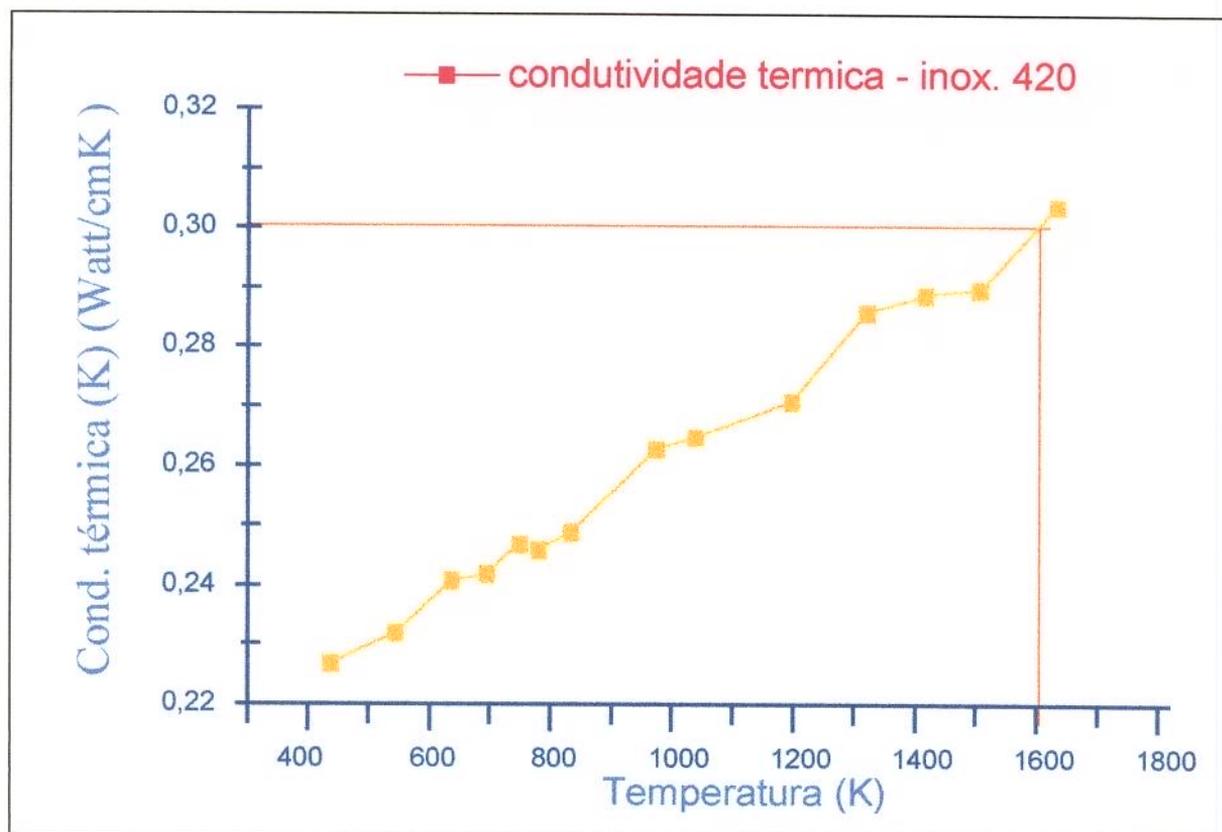


Fig. 7.11 - Variação da condutividade térmica com a temperatura para um aço inoxidável martensítico 420

O aquecimento, tanto para têmpera como para recozimento, deve ser lento, em virtude da baixa condutividade térmica destes aço. Devido a elevadíssima temperabilidade deste aço, cuidados especiais são recomendados nos resfriamentos, especialmente após deformação a quente.

Em vista da excepcional temperabilidade, a dureza de peças de dimensões normais pode ser obtida diretamente de curvas de revenimento.

Referências Bibliográficas:

Artigos Técnicos:

- ANDERSON, J. O.; "A Thermodynamic Evaluation of the Fe - Cr - C System", **Metallurgical Transation**, vol. 19A, 627-636, March - 1988.
- ENTWISLE, A. R.; "The Kinetics of Martensite Formation in Steel", **Met Trans**, vol. 2, 1971, p. 2395-2407.
- GRIFFING, N. R.; FORGENG, W. D.; E HEALY, G. W.; "Liga Ternária C-Cr-Fe", **Trans AIME**, vol 224, p 148 - 159, 1962.
- JACKSON, R. S.; "The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-CrC Metastable System", in **Journal of The Iron and Steel Institute**, February, p.163, 1970.
- WARREN, R. THORPE AND CHICCO, BRUNO; "The Fe-Rich Corner of the Metastable C-Cr-Fe, Liquidus Surface", in **Metallurgical Transactions A**, vol. 16A, pp. 1541, September 1985.

Livros:

GENTIL, V.; “Corrosão”, **Editora Guanabara Dois**, 2^a ed., Rio de Janeiro, 1982.

LOVEJOY, PAUL T.; “Structure and Constitution of Wrought Martensitic Stainless Steels”,
in Metallurgy of Stainless Steels - Research Metallurgist, Research Center, **Allegheny
Ludlum Steel Corporation**, Brackenridge, Pennsylvania 1962.

MEI, PAULO; SILVA, A. L. DA COSTA e; “Aços e ligas especiais”, Sumaré, SP:
Eletrometal S. A. Metais Especiais, 2^o ed., 1988.

VERHOEVEN, J. D., “Fundamentos da Metalurgia Física”, **John Wiley & Sons**, Canada, p.
457, 1975.

Escolha do material para matrizes e moldes e considerações sobre a avaliação das camadas obtidas por Cladding

Capítulo 8

8.1. Introdução

O desenvolvimento de matrizes ou moldes para a injeção de peças plásticas exige a escolha de um material com considerável resistência à tração, deformação e a corrosão, devido aos esforços de injeção e a ação corrosiva dos plásticos, além de superfícies livres de qualquer tipo de falha ou rugosidade excessiva (a superfície do molde deve ser retificada apresentando alto brilho), capaz de alterar as características superficiais do produto acabado, incluindo nesse montante o custo final.

Vários aços se encontram disponíveis para os moldes plásticos com propriedades variáveis, cuja seleção deve atender cada uma das características acima.

Os requisitos de resistência a tração aparecem devido às altas pressões empregadas na moldagem por injeção, em torno de 300 a 1400 kg/cm². As forças de fechamento dependem da prensa empregada, sendo que as matrizes muito grandes podem atingir esforços de até 300 toneladas. A resistência para estas forças consideráveis é uma função tanto do desenho do molde como da resistência a tração inerente ao aço utilizado. Esta consideração de resistência à tração é necessária não só para o macho ou cavidades principais mas também para o molde em si, uma vez que este também está exposto a severas pressões. A necessidade de suportar as tensões de flexão, e também as cargas de compressão direta, requer que a resistência à tração do núcleo do material seja alta, enquanto se mantenha uma dureza superficial adequada. A Tabela 8.1 fornece os principais aços aplicados na confecção de moldes para a injeção de peças plásticas.

Tabela 8.1 - Principais aços usados na confecção de moldes para injeção de peças plásticas

Fabricante	Composição Química								Norma	Norma
	C	Mn	Cr	Mo	Si	W	V	Ni	ABNT	DIN
<i>Villares</i>									AISI	
									ASTM	
									SAE	
<i>VC - 150</i>	0,35	1,00	13,0		1,00				420 AISI	≈1.4028
									51420 SAE	
<i>VC - 131</i>	2,1		11,5			0,70	0,20		D6(AISI)	≈1.2436
<i>VC - 130</i>	2,00		11,5				0,20		D3(AISI)	≈1.2080
<i>VPCW</i>	0,35		5,0	1,5	1,00	1,35	0,25		H12	≈1.2606
<i>VP - 20A</i>	0,36	0,60	1,8	0,2				1,0	P20	≈1.2330
<i>VT - 45</i>	0,45	0,75			0,25				1045	≈1.1191

Ref. Catálogo - composição química de aços Villares

A dureza superficial adequada é importante para atender aos seguintes requisitos:

- a) Habilidade de suportar os efeitos de erosão dos materiais termoplásticos rígidos, nas ferramentas em que o fluxo é restrito ou obstruído.
- b) Resistência ao desgaste nas ferramentas - particularmente nas longas produções.
- c) Capacidade da superfície do molde em adquirir e manter um alto brilho em função do polimento empregado - essencial para a produção de peças de qualidade quanto ao acabamento superficial e para facilitar a extração.

Em algumas injetoras, os moldes, que não os usados com nylon, geralmente não apresentam grande dureza, exceto as partes móveis. Entretanto, muitas outras injetoras exigem dureza de todos os moldes, freqüentemente devido à razão adicional da diminuição da avaria durante a ajustagem ou operação da ferramenta.

A escolha das condições de tratamento térmico pode variar com o tipo de aço empregado, a dureza necessária para a aplicação em particular, a complexidade e a precisão da ferramenta. Normalmente aplica-se o tratamento térmico de tempera ao ar ou óleo e, freqüentemente, a cementação. O endurecimento ao ar é geralmente empregado em ferramentas complexas, para assegurar uma distorção mínima. Um tratamento de cementação mais elaborado, usualmente o processo de cianetação, é usado para se alcançar maiores durezas.

É essencial que o aço seja endurecido de forma limpa, particularmente no caso de moldes complexos, e relativamente a isto, a tempera em óleo tende a produzir menos depósitos de resíduos (carepa) do que o endurecimento ao ar. A inexistência de depósitos (carepa) excessivos é essencial para facilitar o polimento posterior do molde e para manter a precisão dimensional. A mínima distorção no processo de tratamento térmico é desejável da mesma forma para manter a precisão dimensional.

É importante que o material do molde possua boas propriedades de usinagem e, para tal fim, o aço é geralmente fornecido na condição de recozido (180/302 HV) para endurecimento após a usinagem. Entretanto, muitos aços podem ser fornecidos na condição de termicamente tratados (286/336 HV), permitindo a usinagem e a utilização imediata do molde sem qualquer operação posterior reduzindo o problema da distorção e do polimento. Para o aumento da resistência ao desgaste, esses moldes freqüentemente são cromados.

Uma consideração final consiste na habilidade do aço de suportar a ação química de certos materiais plásticos, particularmente o P.V.C. Isto é freqüentemente alcançado pela utilização de aços específicos para a construção de moldes que, subseqüentemente são cromados como mencionado acima, embora uma segunda alternativa é o emprego de aços inoxidáveis. Esta última tem a vantagem de permitir modificações subseqüentes no molde, sem a retirada de qualquer revestimento e, contorna a dificuldade de deposição de cromo (ou metalização) nos recessos profundos. Em geral os aços inoxidáveis são de usinagem mais difícil do que outros aços-liga e implicam em um custo mais elevado.

8.2. Processo e material adotado

8.2.1. Justificativa

Para moldes maciços na indústria de injeção de peças plásticas, normalmente dois tipos de aço são os mais utilizados:

1 - Aços ferramenta para moldes - “série P”

2 - Aço inoxidável martensítico “AISI 420”

Aços ferramenta para moldes - “série P”

O rápido crescimento e a importância adquirida pela indústria de plásticos nos anos recentes, causaram uma expansão considerável no número de aços para moldes [Mei, Paulo; Silva, A. L. da Costa e; 1988]. Os aços para moldes podem ser usados cementados ou simplesmente temperados e revenidos. Os aços P2 a P6 são aços para cementação, enquanto P20 e P21 são normalmente temperados e revenidos. Para moldes de injeção de peças plásticas o aço P20 pode ser cementado e tratado após a usinagem da cavidade do molde.

Os aços mais usuais desta família são: P1, P6, P20 e P20 ISOTENAX (refundido por Electroslag). Os aços para trabalho a frio estão entre os mais importantes dentre os aços-ferramenta devido à variedade de aplicações que encontram [Mei, Paulo; Silva, A. L. da Costa e; 1988].

Suas propriedades mais importantes incluem:

- 1 - Pequena distorção na têmpera
- 2 - Alta temperabilidade com temperaturas de austenitização baixas
- 3 - Ausência de trincas na têmpera de seções complicadas
- 4 - Alta dureza após têmpera
- 5 - Manutenção de gume afiado para corte

Entretanto, não precisam apresentar dureza a quente. As três primeiras propriedades permitem o emprego destes aços em ferramentas complexas, que não podem ser usinadas após o tratamento térmico. Desta classe dois devem ser destacados:

— **moldes do aço P20 (sem enxofre)** - quando temperado e revenido apresenta uma variação do limite de resistência a tração de acordo com a Figura 8.1 em função da temperatura de revenido, boa usinabilidade e melhores características de acabamento superficial quando submetido ao processo de retificação do que o aço Thyroplast (P20 - com enxofre). O aço P20 (sem enxofre) apresenta uma composição química de acordo com a Tabela 4. Quando recozido entre 710 ° à 740 °C e resfriado em forno apresenta uma dureza máxima de 247 HV. Quando aquecido entre 840° e 870 °C e temperado em óleo apresenta uma dureza de 528 HV e um limite de resistência a tração de 1730 N/mm².

aplicação: moldes para plásticos, estrutura de moldes para injeção de plástico, matrizes de fundição sobre pressão, ferramentas em geral e mangas de recipientes.

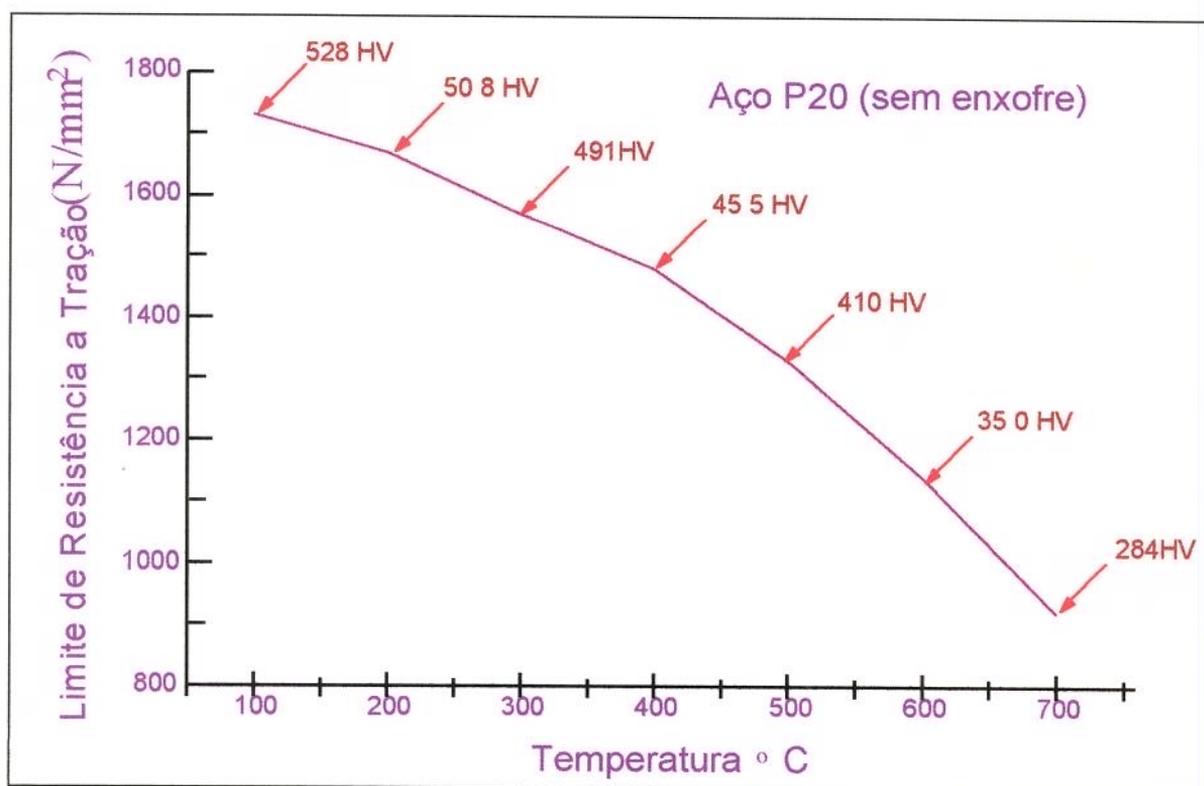


Figura 8.1 - Variação das propriedades mecânicas em função da temperatura de revenimento

__ **moldes do aço Thyroplast P20** (com enxofre) de composição de acordo com a Tabela 4. Suas propriedades quando temperado e revenido são adequadas à construção de moldes de injeção de plástico apresentando um limite de resistência à tração de aproximadamente 1100 N/mm². Apresenta melhor usinabilidade em comparação com o aço P20 (sem enxofre) e características superficiais após retíficas razoáveis.

Aplicações: moldes para plásticos, estrutura do molde de injeção de plástico e matrizes de fundição sobre pressão, ferramentas em geral e mangas de recipientes.

Aço Inoxidável Martensítico (Capítulo 7)

__ **moldes de aço AISI420 (SAE51420 - inoxidável martensítico)** apresentam excelente resistência à corrosão e excelente acabamento superficial quando retificado. O aço AISI420 de composição de acordo com a Tabela 4 quando recozido entre 780 ° e 800 °C e resfriado em forno atinge uma dureza máxima de 241 HV. Quando temperado entre 1020 ° e 1050 °C e resfriado em óleo apresenta uma dureza de 615 HV. Quando revenido apresenta a variação das propriedades mecânicas em função da temperatura de revenido de acordo com a Figura 7.9, apresentada no capítulo 7.

aplicação: cutelaria, instrumentos cirúrgicos, peças para válvulas e bombas, peças para turbinas a vapor e compressores, moldes para plástico e vidro etc.

Em função das exigências descritas acima e das características dos aços usualmente empregados na confecção dos moldes de injeção buscou-se uma alternativa que envolvesse esses aços e ao mesmo tempo alcançasse uma considerável redução de custo, mantendo as especificações de construção dos moldes dentro do padrão desejado. A alternativa de um revestimento via laser surgiu pelo fato de se tratar de uma nova tecnologia com grandes avanços na área de materiais e processos devendo ser dada considerável atenção. A opção foi escolher o processo “cladding” em uma 1^a etapa, em uma 2^a etapa a viabilidade do processo (o que está sendo apresentado nessa dissertação) e em uma 3^a etapa a adequação do processo pela otimização dos parâmetros utilizados (etapa para trabalhos futuros).

A solução via laser, que está sendo avaliada envolve a aplicação do aço P20 como substrato (com e sem enxofre - aço comercial muito empregado que apresenta propriedades mecânicas adequadas quanto ao comportamento do núcleo do molde) e como material de revestimento o aço AISI420 (aço inoxidável martensítico apresentando excelentes propriedades superficiais de resistência à corrosão e ao desgaste do molde) na forma de pó, adquirido no mercado Português. Essa alternativa foi escolhida com o intuito de se utilizar um substrato mais barato revestido com um aço inoxidável martensítico AISI420 como descrito que deverá suprir as necessidades quanto às características superficiais do molde, além do fato de que o processo empregado é inovador e de alta tecnologia.

8.3. Avaliação do processo de acordo com a norma A 263 - 63 da ASTM

A avaliação do processo de Cladding quanto a resistência ao cisalhamento da camada e propriedades mecânicas deve ser feita de acordo com a norma A 263 - 63 da ASTM, que considera o processo como sendo o revestimento de barras, chapas e tiras de aço carbono com aço cromo ou aço inoxidável. Algumas considerações da norma são descritas a seguir.

8.3.1. Escopo da norma

Aspectos considerados na avaliação pela norma:

- 1.(a)Esta especificação envolve chapas, lâminas e tiras de aços carbono e aços de baixa liga os quais apresentam uma ou mais superfícies revestidas com uma camada de aço cromo ou aço inoxidável resistente a corrosão.

- (b)Este material é considerado como sendo revestido por aço cromo resistente à corrosão como chapas, lâminas ou tiras dependendo se uma ou mais superfícies são revestidas.

- (C)Os termos chapa, lâmina e tira usados nesta especificação significam o seguinte:
Chapa - material com espessura igual ou superior a 4.75 mm
lâmina - material com espessura inferior a 4.75 mm e largura superior a 610 mm
tira - material laminado a frio com largura inferior a 610 mm.

8.3.2. Processo de obtenção do aço empregado como substrato

2.(a)O aço base deve ser produzido por um dos seguintes processos:

__ forno elétrico

__ forno Siemens - Martin

(b)O metal liga do cladding pode revestir o metal base através de algum método que deve produzir um aço revestido (clad steel) o qual deve ser conforme as exigências dessas especificações.

8.3.3. Tratamento térmico

3. Exceto especificações diferentes ou algum acordo entre comprador e fabricante, todas as chapas devem ser fornecidas na condição de normalizada ou revenida ou em ambas as condições.

8.3.4. Espessura da camada depositada

4.A espessura mínima assim como a tolerância da espessura da camada depositada devem estar de acordo com o comprador e o fabricante.

8.3.5. Propriedades físicas

7. (a) Chapa :

(1) As propriedades físicas quando determinadas pelo ensaio de tração sobre a chapa composta deverá ser semelhante ou maior do que as exigências mínimas prescritas nas especificações para a chapa do aço base utilizada.

- (2) Dois testes de dobramento da chapa composta deverão ser realizados, um com a liga revestida em tração e o outro com a liga revestida em compressão, para determinar a ductilidade dos materiais. Sobre as chapas de clad-duplo, os testes de dobramento devem ser realizados de modo que o corpo de prova represente a liga revestida em tração sobre uma superfície enquanto o outro corpo de prova represente a liga revestida em compressão sobre a pista oposta. O teste de dobramento tendo a liga revestida em tração deverá ser realizado de acordo e conforme as exigências prescritas nas especificações para o metal cladding. O teste de dobramento tendo o metal base em tensão deverá ser realizado de acordo e conforme as exigências prescritas nas especificações para o metal base.
- (3) Quando exigido pelo comprador, a resistência mínima ao cisalhamento da liga cladding e metal base deverá ser de 1800 Kgf/mm². O teste de cisalhamento, quando especificado, deverá ser realizado na maneira indicada na figura 8.2.

O bloco de cisalhamento deve ser firmemente parafusado defronte a peça de apoio, o qual mantém um espaço 0.127 mm maior do que t. A Figura 8.2 mostra o esquema do teste e método de cisalhamento da chapa clad.

- (4) Como uma alternativa para o ensaio de resistência ao cisalhamento fornecido no item (3) e quando exigido pelo comprador, 3 testes de dobramento devem ser realizados com a liga cladding em compressão para determinar a qualidade da ligação, união ou junta. Estes ensaios de dobramentos devem ser realizados de acordo com as especificações para metal cladding. No mínimo dois dos três testes devem mostrar não mais do que 50 % de separação sobre ambas as arestas da porção torta. Separações maiores são motivo para rejeição.
- (b) Lâmina e tira: Nota 1. - Quando necessário, é possível o uso de um corpo de prova pequeno, mas em tal caso a porção reduzida não deve ser menor do que 25.4 mm em largura.

Nota 2. - Marcas de punções (Punch marks = traços de medição em corpos de prova) para medir o alongamento após a fratura devem ser realizadas sobre a superfície plana ou sobre a extremidade do corpo de prova e dentro da seção paralela; tanto a forma de 9 marcas distanciadas a 25.4 mm cada uma, ou uma ou mais formas dentro das 203.2 mm das marcas de punção podem ser usadas. A seção transversal da amostra para o ensaio de tração é plana e não cilíndrica, revestida nas duas superfícies, inferior e superior.

Nota 3. - A dimensão "t" é a espessura do corpo de prova do ensaio como fornecido pelas especificações aplicáveis ao material.

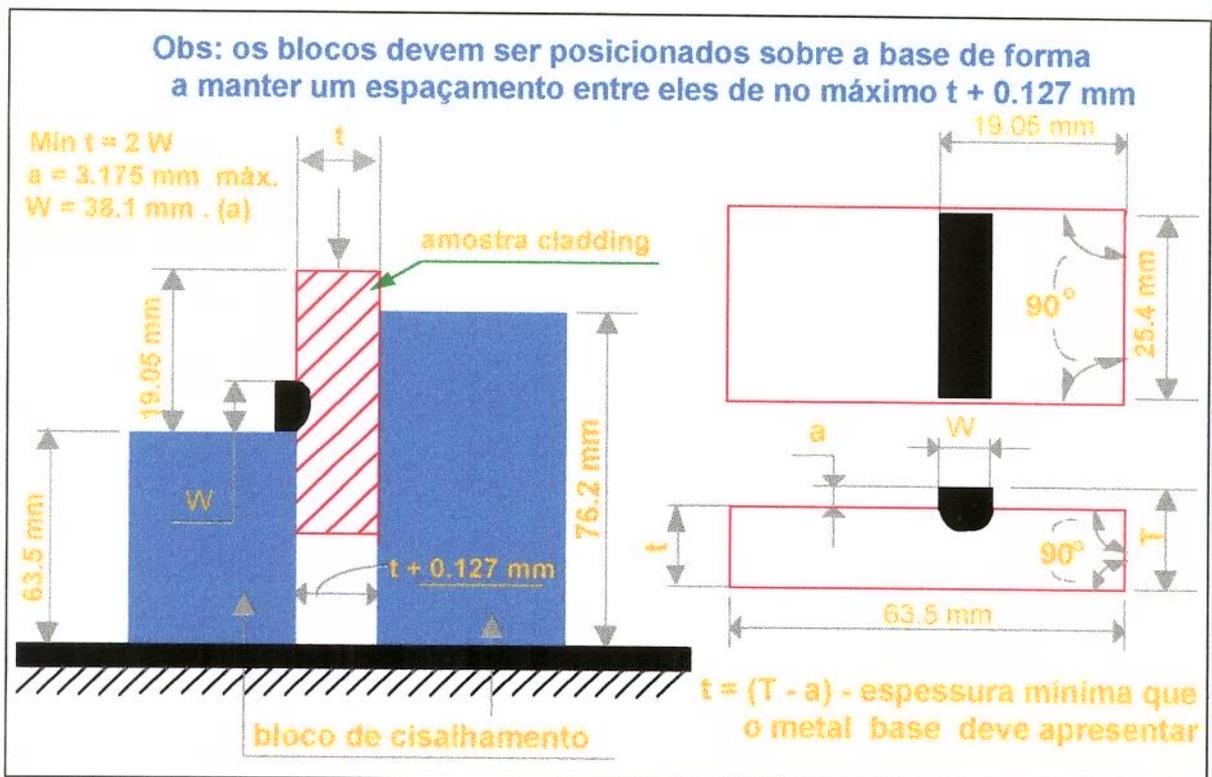


Fig. 8.2 - Diagrama esquemático do ensaio de aderência da camada por cisalhamento segundo a norma A263 - 63 da ASTM

Essas especificações devem ser levadas em consideração na avaliação do revestimento para segurança da aplicação industrial.

8.4. Ângulo de molhamento das trilhas

Um aspecto importante é a tensão superficial nesse tipo de aplicação. A tensão superficial é um resultado direto no momento de deposição, em função da força atômica ou molecular de desequilíbrio de duas fases, ou seja, uma fase líquida e outra sólida. Uma molécula junto a superfície é atraída em direção ao interior da mesma a qual é envolvida por um campo médio uniforme das moléculas vizinhas [Campos Filho, Maurício Prates de; Graeme, John Davies; 1978]. Contudo, a superfície tem uma energia livre mais alta do que o volume e tende a contrair para minimizar sua área. A energia livre superficial extra pode ser expressa por:

$$dG = dw - \gamma dA \quad \{44\}$$

onde A é a área superficial, w é o trabalho e γ (N/m) é a tensão superficial.

8.4.1. Medidas da tensão superficial

Um método de medir a tensão superficial de sólidos é colocar um arame fino em um forno com peso conhecido ($w = mg$) suficiente para impedir contração no comprimento. A energia de superfície pode ser aproximadamente dada por:

$$\gamma = mg / \pi d \quad \{45\}$$

onde d é o diâmetro do arame.

Outro método é determinar o calor da solução de partículas bastantes finas de tamanho desconhecido. Devido ao aumento da energia superficial das partículas, o calor da solução deve se diferenciar a partir daquele do volume do material. Esta diferença junto com a área superficial conhecida pode ser usada para calcular exatamente a energia superficial.

Se um líquido é gotejado sobre uma superfície plana sólida, então o líquido derramado (gotejado) deve se espalhar ou produzir uma bolha esférica como mostrado na Figura 8.3.

A maior ou menor influência do substrato na nucleação é traduzida pelo ângulo de molhamento (θ) existente entre o embrião e o substrato, conforme ilustra esquematicamente a Figura 8.3.

O termo molhamento traduz o grau de afinidade físico-química que existe entre o metal e o substrato. Quanto menor o ângulo de molhamento, maior será a contribuição da energia superficial do substrato na nucleação da fase sólida [Campos Filho, Maurício Prates de; Graeme, John Davies; 1978]. Os casos-limite de molhamento segundo seu ângulo característico são: $\theta = 0^\circ$ (molhamento total), $0^\circ < \theta < 90^\circ$ (molhamento parcial) e $\theta > 90^\circ$ (molhamento nulo).

A presença do embrião sobre o substrato implica no aparecimento de três tipos de tensões superficiais, quais sejam:

γ_{SL} = tensão sólido/líquido;

γ_{ST} = tensão sólido/substrato;

γ_{LT} = tensão líquido/substrato.

Admitindo-se condições de equilíbrio, a relação entre essas tensões superficiais, segundo o esquema da Figura 8.3, será dada por:

$$\gamma_{LT} - \gamma_{ST} = \gamma_{SL} \cos \theta \quad \{46\}$$

ou seja:

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{LT} - \gamma_{ST}}{\gamma_{SL}} \quad \{47\}$$

Analisando esses parâmetros verificamos que quanto menor o ângulo de contato ou ângulo de molhamento, menor a tensão superficial do líquido.

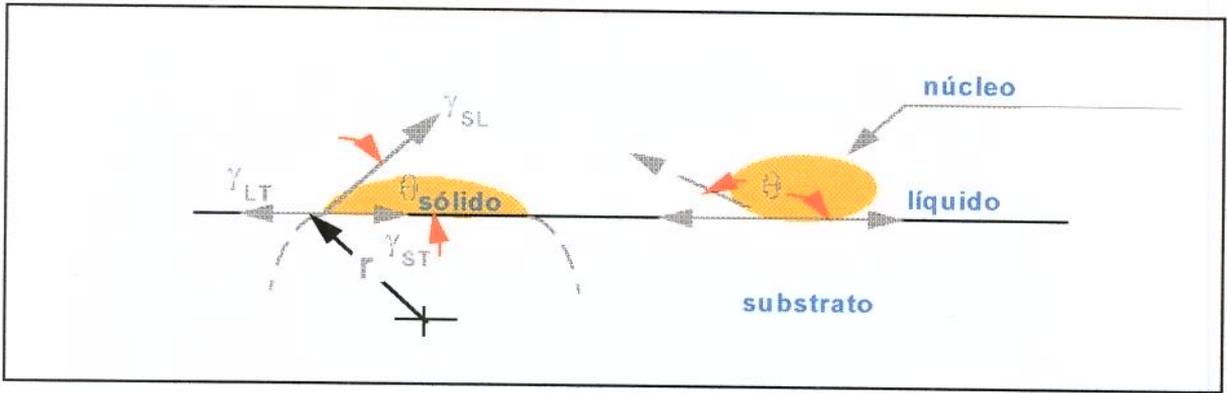


Fig. 8.3 - ângulo de molhamento de um líquido sobre uma superfície plana de um sólido. Observe o ângulo de ângulo de contato θ .

Referências Bibliográficas:

Artigos Técnicos:

- ESCUADERO, M. L. AND Belló, J. M.; “Laser surface treatment and corrosion behavior of martensitic stainless AISI420 steel”, **Materials Science and Engineering**, vol. A158 , pp. 227- 233, Maio; 1992.
- HEGGE, H. J.; DE BEURS, H.; NOORDHUIS, H. AND DE HOSSON, J.; “Tempering of Steel during Laser Treatment” , **Metallurgical Transactions A**, vol. 21A, pp.987 - 995, April, 1990.
- VILAR, R.; COLAÇO, R. AND DURÃO, L.; “Laser Surface Melting of Martensitic Stainless Tool Steels”, **Proceedings of Lamp**, pp. 779 - 782, June, 1992.
- VILAR, R.; CONDE, O. AND COLIN, D.; “Laser Surface Melting of AISI 420 Stainless”, The Minerals, **Metals&Materials Society-Surface Modification Technologies III**, 343 - 357, 1990.
- VILAR, R. AND COLAÇO, R.; “Laser Surface Melting of Bearing Steels”, **Laser Applications for for Mechanical Industry** , pp. 305-313, 1993.
- WEERASINGHE, V. M. AND STEEN, W. M.; “Laser Cladding with Pneumatic Powder Delivery”, **Proc. 4th Int.Conf. on Lasers in Materials Processing**, Los Angeles, Jan. 1983, ed. E. A. Metzbower. Publ. ASM, Ohio, USA, pp. 166 - 175, 1984.
- WEERASINGHE, V. M. AND STEEN, W. M.; “Laser Cladding by Powder Injection”, **Proc. Conf. Lasers in Manufacturing 1**, publ. IFS publ. Ltd., Kempston Bedford ed. M. Kimmitt, Nov., pp 125 - 132, 1993

Livros:

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; “Standard Specifications for Shear Strength Test and Corrosion - Resisting Chromium Steel Clad Plate, Sheet, and Strip (A 263 - 63)”, Metals Handbook, 9 ed., **Metals Park**, vol. 11, p. 240 - 247, 1978.
- DE CAMPOS FILHO, MAURÍCIO PRATES E GRAEME, JOHN DAVIES; “Solidificação e fundição de metais e suas ligas”, Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos; São Paulo: **Editora da Universidade de São Paulo**, 1978.
- GLAMVILL, A. B. E DENDON, E. N.; “Princípios Básicos e Projetos de Moldes de Injeção”, **Editora Edgard Blucher Ltda**, 1963.
- LONGO, W. P.; “Seleção dos Aços para Construções Mecânicas”, Rio de Janeiro, 2ª ed, **IME**, 1966.
- MEI, PAULO; SILVA, A. L. DA COSTA E; “Aços e ligas especiais”, Sumaré, SP: **Eletrometal S. A. Metais Especiais**, 2º ed., 1988.
- RAUTER, R. O.; “Aços Ferramentas”, **L. Téc. Cient. Ed.**, Rio de Janeiro, 1974.

Capítulo 9

Procedimento experimental

9.1. Materiais utilizados e preparação das amostras

9.1.1. Materiais utilizados

Duas barras do aço P20 de composição química semelhante de acordo com a Tabela 9.1 foram revestidas pelo processo utilizado com o aço inoxidável martensítico AISI420. Tanto o aço inoxidável martensítico AISI420 na forma de pó quanto as barras do aço P20 foram obtidas comercialmente no mercado Português.

Tabela 9.1 - Composição nominal como especificado em norma

<i>Material/composição química</i>	C	Mn	Cr	Mo	S
<i>P20 - (1)</i>	0.4	1.5	1.9	0.2	
<i>P20 - (2)</i>	0.4	1.5	1.9	0.8	0.05
<i>AISI420</i>	0.42		13		

9.1.2. Preparação das amostras

Inicialmente seis amostras do aço (1) e sete amostras do aço (2) foram cortadas com as dimensões descritas pela Figura 9.1 (50 x 110 x 20 mm). Em seguida essas amostras foram aquecidas a 870 °C por 1 hora e 30 minutos e temperadas em óleo com agitação (a especificação do óleo está contida na Tabela 9.2), em seguida revenidas a 700 °C por duas horas atingindo uma dureza final em torno de 200 HV.

Após a operação de tratamento térmico foram usinadas até ser obtida uma superfície de retífica e jateadas para melhorar a absorção da energia transmitida pelo feixe laser.

Dessas treze amostras oito foram utilizadas para o ensaio da escolha dos parâmetros de operação. As amostras foram submetidas às velocidades de deslocamento do feixe, onde dessas oito 4 foram do aço (1) e 4 foram do aço (2). Das cinco amostras restantes, 2 do aço (1) e 2 do aço (2) foram utilizadas para o 1º experimento, e a última amostra do aço (2) foi utilizada para o 2º experimento.

As amostras para o difratograma de Raio-X foram preparadas da mesma forma que para metalografia, sendo que a área exposta para o Raio-X foi a superfície indicada pela Figura 9.1. A amostra do experimento 2 após ter sido revestida e analisada por metalografia e Raio-X foi aquecida a 970 °C por 2 horas e resfriada em óleo para verificação do teor de austenita retida e posteriormente analisada por Raio-X e metalografia.

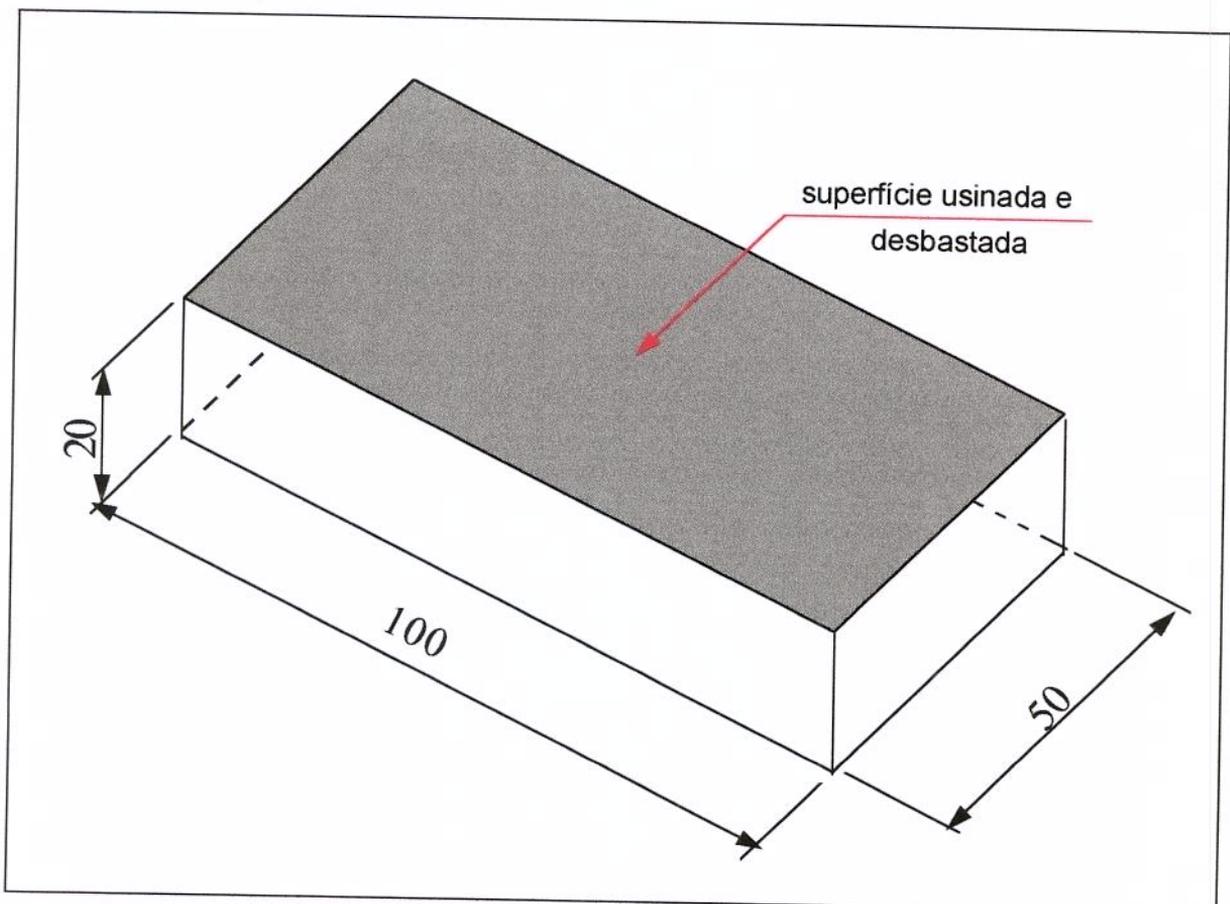


Figura 9.1 - Diagrama esquemático da preparação das amostras

Tabela 9.2 - Especificações do óleo de têmpera utilizado**Marca: Petronasa - Petronasa Têmpera 20A - Óleo para tratamento térmico****Características**

apresenta Ponto de Fulgor elevado minimizando os riscos de fogo e as perdas por evaporação. A incorporação de aditivos especiais asseguram resistência à oxidação e proporcionam excelente estabilidade química. Devido a baixa viscosidade desses produtos, a quantidade aderida às peças temperadas é reduzida ao mínimo.

Aplicações

o Pronasa Tempera 20 A é recomendado para têmpera de um modo geral que não apresente componentes críticos. Taxa de resfriamento sem agitação em torno de 20°C/s.

Propriedades

Viscosidade cSt a 40°C	20.5
Ponto de Fulgor °C	190
Densidade a 20/4°C	0.867
Corrosão Lâmina de Cobre	1 a
pH	-
Sedimentos para centrifugação	0

9.2. Definição dos parâmetros**9.2.1. Parâmetros adotados e a determinação da velocidade de deslocamento do feixe em função do ângulo de molhamento**

Nesse processo, a investigação das propriedades superficiais resultantes é muito importante, pelo fato do material revestido ficar exposto ao meio ambiente ou envolvido por outro material em torno de 200 °C.

Os parâmetros iniciais foram adotados em função da experiência de alguns outros revestimentos já aplicados no Instituto Superior Técnico de Lisboa, servindo de ponto de

partida para o revestimento desejado, por se tratar de um processo inédito de aplicação do Laser Cladding.

Para definição dos parâmetros de tratamento, primeiramente fez-se uma análise da quantidade de pó depositada em função da velocidade de deslocamento do feixe. Escolheu-se débitos (conceito usual em hidrologia - taxa de descarga num ponto) de pó de 0.10 g/s e 0.15 g/s e o alimentador foi ajustado de acordo com a curva de calibração da Figura 9.2, de modo que o alimentador foi mantido a 17 e 25.5 rpm..

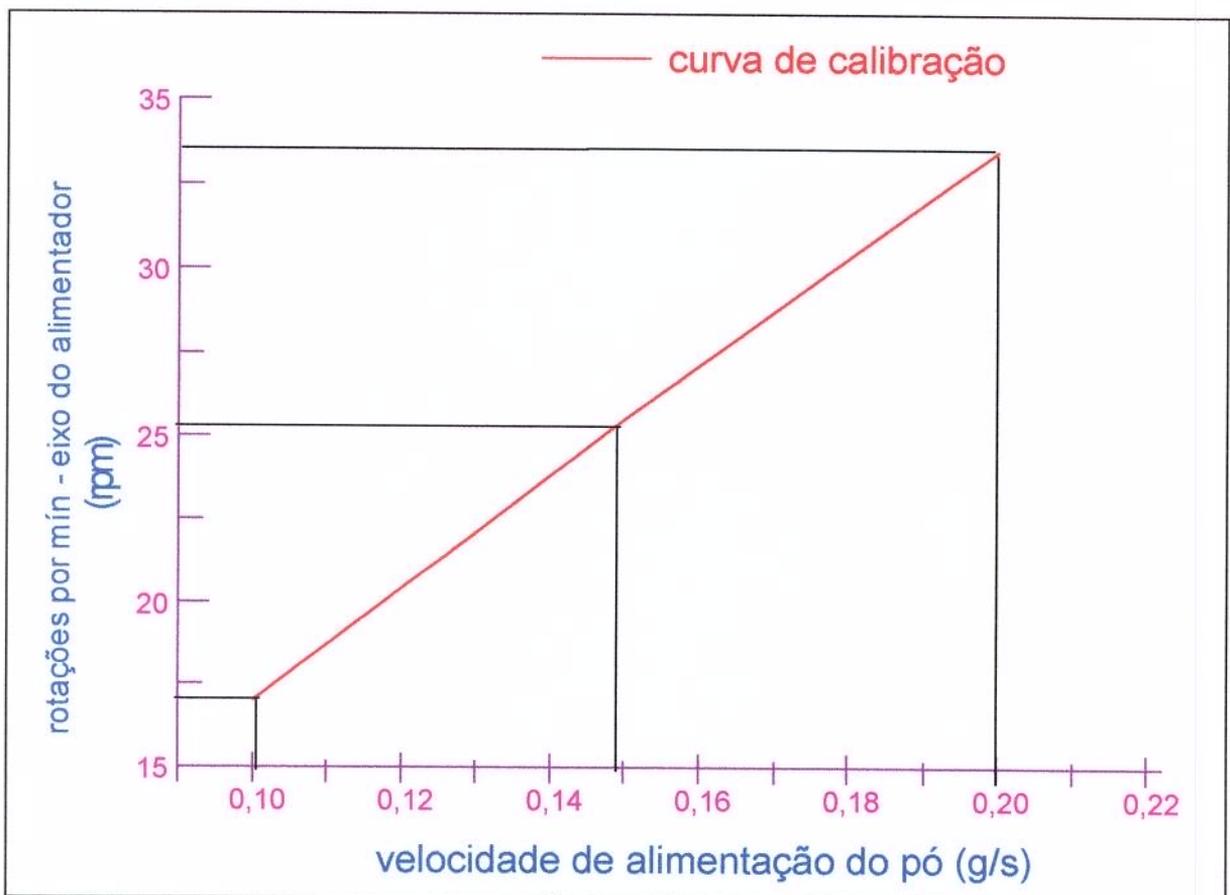


Fig. 9.2 - Curva de calibração do alimentador de pó

A condição de conservação do pó é de extrema importância para evitar-se oxidação e umidade, de modo que para a eliminação da umidade o pó é mantido aquecido a 100 °C por várias horas antes de ser utilizado.

Conforme descrito no capítulo 8 o ângulo de molhamento de cada trilha individualmente implica diretamente na afinidade físico-química do substrato com a camada depositada durante

o processo, influenciando a aderência final da camada. Deste modo o tempo de interação do feixe deve ser controlado em função da velocidade de deslocamento. Mantendo-se a potência do feixe em 2.5 KW e o diâmetro em 2 mm, onde uma lente de focalização com distância focal de 127 mm e diâmetro de 18 mm foi utilizada, duas velocidades de deslocamento foram adotadas inicialmente: 4 e 8 mm/s para a verificação do ângulo de molhamento de acordo com o parágrafo assinalado e Tabela 9.3. Em função dos resultados obtidos através dos parâmetros da Tabela 9.3, analisou-se as melhores condições levando-se em consideração o ângulo de molhamento das trilhas realizadas de acordo com as Figuras 10.4 a 10.11 e com a teoria apresentada no capítulo 8. Essa etapa definiu a velocidade de deslocamento do feixe em 8 mm/s a qual resultou nas melhores condições de trabalho e conseqüentemente o tempo de interação mais adequado a ser empregado no revestimento final. O ângulo de molhamento é um importante critério quanto as propriedades finais do revestimento.

TABELA 9.3 - Parâmetros inicialmente adotados

<i>MATERIAL</i>	Velocidade do feixe	Velocidade de dep. do pó	Figuras
<i>P20 (sem enxofre)</i>	8	0.10	06
<i>P20 (sem enxofre)</i>	8	0.15	07
<i>P20 (sem enxofre)</i>	4	0.10	08
<i>P20 (sem enxofre)</i>	4	0.15	09
<i>P20 (com enxofre)</i>	8	0.10	10
<i>P20 (com enxofre)</i>	8	0.15	11
<i>P20 (com enxofre)</i>	4	0.10	12
<i>P20 (com enxofre)</i>	4	0.15	13

Após a verificação da melhor velocidade de trabalho levando em consideração o ângulo de molhamento das trilhas definiu-se os parâmetros descritos nas **Tabelas - 9.4 e 9.5**, ou seja, dois experimentos com o objetivo de caracterizar a influência das variáveis do processo, variando-se as velocidades de deposição, potência do feixe, diâmetro do feixe e a sobreposição de uma pista sobre a outra, mantendo a velocidade de deslocamento do feixe constante. Algumas trilhas foram realizadas com densidades de potência inferiores as adotadas no 1º e no 2º experimento, somente para verificação do nível de aderência, onde as mesmas apresentaram

um alto grau de destacamento após serem aquecidas a 970^o por duas horas e serem resfriadas em óleo, portanto baixo índice de aderência, sendo desqualificadas para o processo.

Tabela 9.4 - Parâmetros adotados para o 1^o experimento

<i>Potência do laser aplicada:</i>	2.5 KW
<i>Velocidade:</i>	8.00 mm/s
<i>Sobreposição:</i>	30.00 %
<i>Diâmetro do feixe:</i>	2.00 mm
<i>Velocidades de deposição do pó:</i>	0.10 g/s
	0.15 g/s
<i>Desfocalização da lente:</i>	≈14 mm
<i>Distância focal da lente:</i>	127 mm
<i>Densidade de potência:</i>	≈796 w/mm ²
<i>Densidade de energia:</i>	≈1.6 x 10 ⁴ J/cm ²
<i>Diâmetro da lente:</i>	18 mm

Tabela 9.5 - Parâmetros adotados para o 2^o experimento

<i>Potência do laser aplicada:</i>	2.2 KW
<i>Velocidade:</i>	8.00 mm/s
<i>Sobreposição:</i>	33.00 %
<i>Diâmetro do feixe:</i>	2.75 mm
<i>Velocidades de deposição do pó:</i>	0.10 g/s
<i>Desfocalização da lente:</i>	19 mm
<i>Distância focal da lente:</i>	127 mm
<i>Densidade de potência:</i>	371 w/mm ²
<i>Densidade de energia:</i>	10 ⁴ J/cm ²
<i>Diâmetro da lente:</i>	18 mm

9.3. Processo

Utilizou-se no processo de revestimento um laser de 2.5 KW do Instituto Superior Técnico de Lisboa acoplado de um sistema de alimentação de pó. O dispositivo aplicado é semelhante ao esquema da Figura 6.2, onde o pó é colocado em um alimentador mecânico acoplado ao laser utilizado. O bico do alimentador é posicionado junto ao feixe mantendo um fluxo constante de pó quando o laser é acionado (injetado por intermédio de um fluxo de argônio que age tanto como atmosfera de proteção como o meio fornecedor da pressão necessária para a injeção de pó, junto ao sistema mecânico), a velocidade de alimentação pode ser controlada pelo operador em função do tratamento de revestimento desejado.

A peça a ser tratada é colocada sobre uma mesa x - y, cujo sistema CNC esta acoplado ao conjunto, ou seja, o feixe do laser se mantêm fixo e a mesa se movimenta. O aspecto das amostras revestidas esta representado pela Figura 9.3.

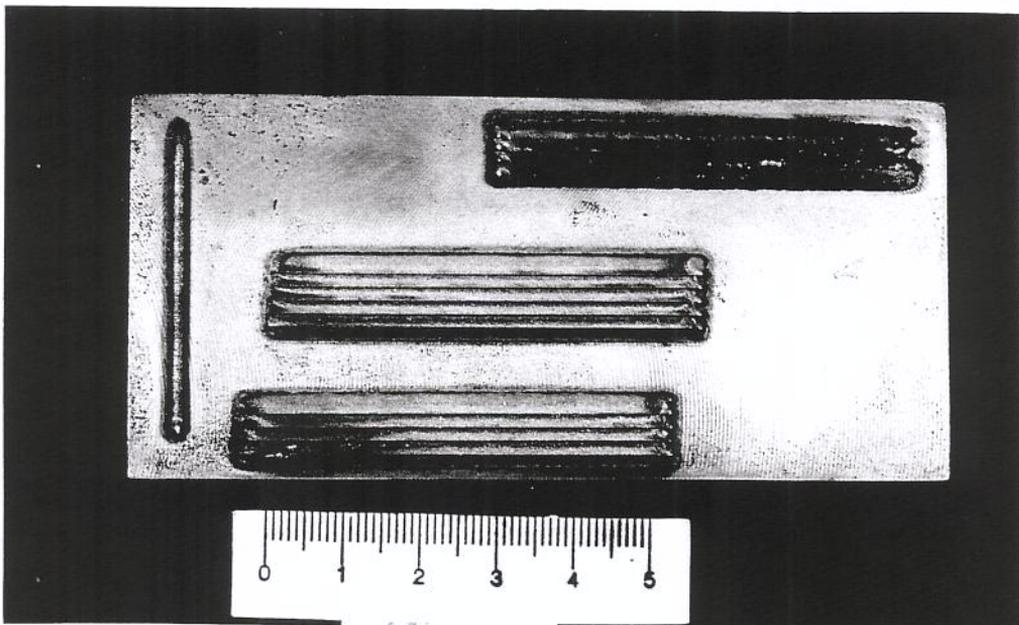


Fig. 9.3 - Aspecto da amostra após o revestimento

9.4. Técnicas de análise

Feito o revestimento as amostras foram cortadas e embutidas em baquelite e preparadas metalograficamente através de lixamento (lixas -180 a 1200) sendo posteriormente polidas (pasta de diamante de 6 a 0.25 μm) e atacadas. A finalidade do ataque foi a identificação das fases presentes. Dois ataques foram aplicados de acordo com as **Tabelas - 9.6 e 9.7**, onde o primeiro apresentou melhores resultados, diferenciando a austenita retida da martensita, colorindo a martensita de acordo com a Figura 9.4 (região da camada próxima a interface camada/substrato). O ataque descrito na Tabela 9.7 apresentou-se mais adequado para revelar a austenita retida do aço AISI420 (de acordo com a Figura 10.40).

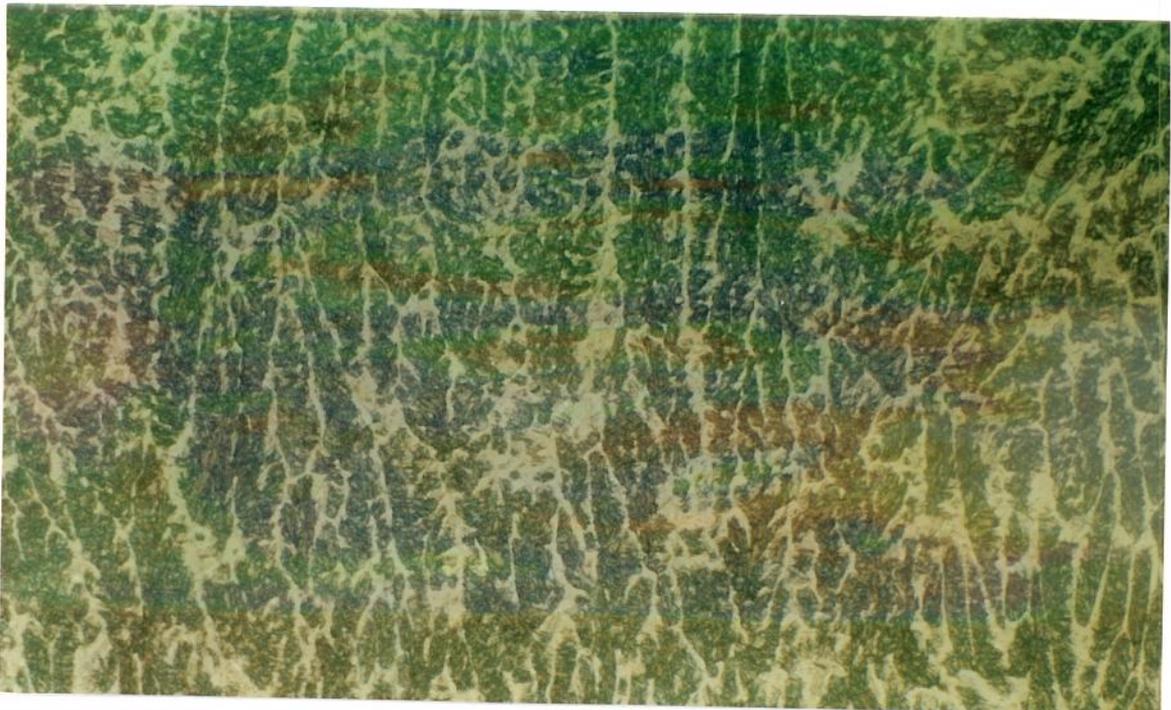


Fig. 9.4 - Micrografia - microestrutura colorida pelo ataque da Tabela 9 aço (2) - 0.15 g/s - 8 mm/s - 500 x

Posteriormente as amostras foram analisadas por microscópio óptico (NEOPHOT32), difração de Raio-X (RINT2000 Wide angle goniometer) e microscópio eletrônico de varredura (JEOL - JXA-840A Electron Probe Microanalyzer). Análises do teor de cromo por dispersão de energia para as quatro amostras estão contidas na Figura 10.44 assim como as medidas de microdureza Vickers sobre a camada estão contidas nas **Figuras 10.45 a 10.58**. As medidas de microdureza foram feitas tanto na vertical (profundidade \Rightarrow topo da trilha e interface entre uma trilha e outra) quanto na horizontal (largura) de acordo com a Figura 9.5.

As medidas de microdureza Vickers na horizontal foram realizadas para verificar o efeito de revenido devido a sobreposição das pistas. O difratograma de Raio-X obtido e os respectivos resultados tabelados estão representados no anexo 1, onde uma análise quantitativa da fração volumétrica de austenita retida foi realizada para os dois experimentos e para a amostra do 2º experimento após ter sido aquecida a 970 °C por 2 horas e resfriada em óleo . Os gráficos resultantes do ensaio de corrosão estão representados no anexo 2. É importante ressaltar que a análise da variação de cromo e de carbono sobre a camada pela microsonda eletrônica do MEV, deve ser considerada apenas qualitativamente, pois devido ao diâmetro de focalização da mesma não é possível caracterizar a microsegregação do cromo e do carbono devido a estrutura ser muito fina, logo os resultados obtidos são a média da área da integral dos picos resultantes de cada elemento.

Uma análise aproximada por dispersão de energia, da diferença do teor de carbono entre a austenita e martensita foi realizada, em função da média da diferença de área da integral de cada pico, onde verificou-se para a austenita $A_i = 312$ e para a martensita $A_i = 339$ (A_i é a área da integral). Essa diferença pode se dizer a princípio insignificante, de modo que não houve variação de carbono entre as duas fases, embora esses resultados devam ser considerados apenas como referência e não como valores exatos. A análise quanto a microestrutura resultante da região afetada pelo feixe laser foi feita sobre as micrografias representadas pelas **Figuras 10.14 a 37**, desde o substrato até a superfície da camada.

Tabela 9.6 - Preparação da amostra

Ataque para verificação da presença de martensita

Procedimento:	1- Polimento 2- Ataque
Solução de ataque:	100 ml H ₂ O 20 ml HCl 2.4 gr Bifluoreto de amônia 0.2 gr Metabisulfito
Condições de ataque:	T = temperatura ambiente t = 40 a 60 segundos

Tabela 9.7 - Preparação da amostra

**Ataque para verificação da presença de austenita retida
 ácido clorídrico 50% em álcool**

Procedimento:	1 - Polimento 2 - Ataque
Solução de ataque:	100 cm ³ de ácido clorídrico 100 cm ³ água 100 cm ³ álcool etílico 5 gr cloreto cúprico
Condições de ataque:	T = temperatura ambiente t = 120 segundos

9.4.1. Microdureza

Utilizou-se um penetrador acoplado a um microscópio óptico NEOPHOT 32 de forma piramidal. A objetiva do sistema tem uma capacidade de aumento de 50 x e a lente do microscópio 10 x, de modo que o aumento total é de 500 x. Caso seja usado a lente do penetrador de capacidade de aumento de 32 x, o aumento total é de 320 x para a leitura das diagonais da impressão piramidal. Pela norma, a distância de cada impressão deve ser de 1.5 x b, onde b é a diagonal da impressão. A fórmula de cálculo da microdureza é:

$$dureza = \frac{1854.4 \times 80}{d^2} \quad \{48\}$$

onde d é a média das diagonais.

As medidas de dureza foram realizadas em uma linha reta na horizontal a uma determinada distância da superfície para verificar o efeito de revenimento, na vertical no centro de cada trilha e na interface entre uma trilha e outra de acordo com a Figura 9.5.

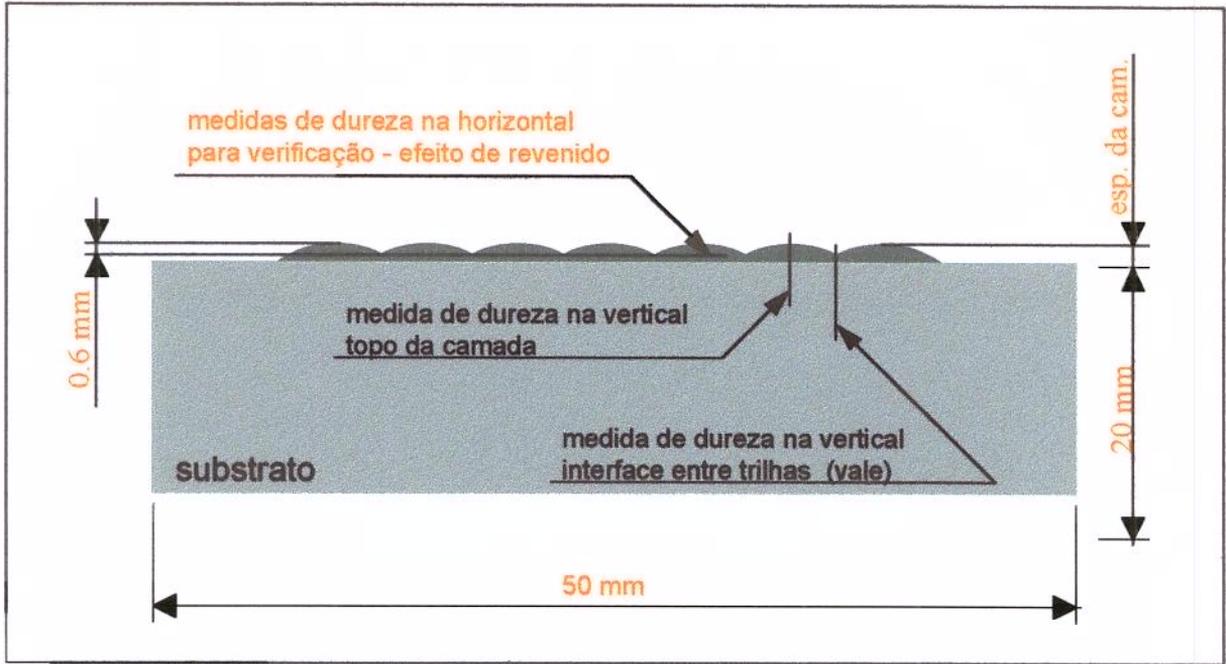


Figura 9.5 - Diagrama esquemático do posicionamento das linhas de microdureza na vertical e na horizontal

9.4.2. Difratoograma

A identificação das duas fases presentes na camada depositada simplesmente por ataque químico não foi suficiente para afirmar categoricamente a presença de austenita retida. Embora uma primeira análise levou a essa conclusão, pois a ferrita nos aços em geral apresenta um delineamento de contorno de grão na microestrutura resultante, enquanto a austenita apresenta-se como uma fase em um segundo plano ou fase de fundo, o que ocorreu na fase clara do nosso material de acordo com as Figuras 10.11, 10.12 e 10.13.

A verificação por análise quantitativa da fração volumétrica de austenita por difração de Raio-X manteve a posição de que a fase clara se trata de austenita retida, cujo percentual não é pequeno. A amostra foi lixada e polida no topo da camada (pasta de diamante de 0,25 μm) para o ensaio de Raio-X. O ensaio foi realizado no IPEN com tubo de Cu, monocromador automático e goniômetro RINT2000.

No difratograma resultante foi constatado ausência do carboneto Cr_{23}C_6 e percentuais de 34% para o primeiro experimento e 56% para o segundo experimento de austenita retida com martensita, posteriormente confirmada pelo nível de dureza atingido.

9.4.3. Microsonda eletrônica

A análise semi quantitativa de cromo e de carbono na camada depositada foi realizada em um equipamento JEOL - JXA - 840A Electron Probe Microanalyzer por dispersão de energia para o cromo. Embora a análise do carbono deva ser feita por comprimento de onda, não foi possível realizá-la nesse equipamento.

A análise do C por comprimento de onda (WDS) deve-se ao fato que o background formado na análise por dispersão de energia cobre o pico de carbono, não permitindo se alcançar resultados seguros na análise, o que não ocorre na análise por comprimento de onda, pois o comprimento de onda do carbono é único. Como o pico de cromo supera o background formado sua análise é possível por dispersão de energia.

Foram feitas duas análises: a primeira delas apenas para verificar se houve alguma difusão (diluição) de cromo da camada para a interface substrato - camada no momento da fusão, de acordo com a Figura 10.44, e a outra para verificar a variação de carbono e cromo entre as duas fases presentes, caracterizando a microestrutura junto com a análise de Raio-X.

O cromo, não apresentou difusão para a interface e muito menos para o substrato de acordo com o gráfico apresentado na Figura 10.44, para as quatro amostras analisadas.

9.4.4. Espaçamento dendrítico (taxa de resfriamento)

As variações do espaçamento interdendrítico é plotada em função da taxa de resfriamento (conforme Figura 5.5 - pág. 84) para um aço 310 utilizando-se a equação de Katayama e Matsunawa obtida experimentalmente. Para o aço utilizado nesse trabalho a equação utilizada é a equação experimental de Suzuki, onde através de investigações sistemáticas de laboratório, para o caso de solidificação de aços com composições variando de 0.14% até 0.88% em peso de carbono, chegou-se à seguinte relação entre o espaçamento dendrítico secundário e a taxa de resfriamento (ϵ):

$$\lambda_2 = 146 \varepsilon^{-0.39} \quad \{40.b\}$$

Das Figuras 10.42 a 10.43 foi medido o espaçamento dendrítico secundário, na Tabela 10.2 são apresentados os espaçamentos medidos, sendo que a média foi tirada em função de 7 medidas realizadas.

9.4.5. Ensaio de Corrosão

A resistência à corrosão foi avaliada pela imersão da amostra em uma solução de NaCl 3.5% durante um tempo médio de quinze horas, sob temperatura e pressão ambiente, ou seja, em condições ideais de laboratório. Realizou-se quatro ensaios alternando-se entre substrato, camada + substrato (interface), topo da camada e sobre a interface de sobreposição entre uma trilha e outra. A resistência à corrosão foi determinada através de três parâmetros característicos: a taxa de corrosão, a tensão de corrosão e a corrente de corrosão.

O Anexo 2 indica os gráficos de onde obteve-se os resultados mencionados na Tabela 10.1. As Figuras 10.61 a 10.65 mostram o aspecto das superfícies sujeitas ao meio de corrosão, fora da célula galvânica por 300 horas na mesma solução.

Capítulo 10

Resultados experimentais e discussões

10.1. Variação da densidade de energia

Primeiramente devemos lembrar que a variação da densidade de energia é o resultado da alteração dos seguintes parâmetros: diâmetro do feixe, potência aplicada e tempo de interação ou velocidade de deslocamento do feixe. O tempo de interação para as duas densidades de energia aplicadas neste trabalho foi constante, pois a velocidade de deslocamento do feixe foi mantida a 8 mm/s, alterando somente o diâmetro do feixe e a potência fornecida. A escolha da velocidade de deslocamento do feixe esta detalhada no item 10.2.

Algumas trilhas realizadas com densidades de energia inferiores as adotadas nesse trabalho ($< 10^4$ J/cm²), quando aquecidas a 970 °C por duas horas e resfriadas em óleo para a verificação da variação do teor de austenita retida, apresentaram um alto grau de destacamento, como se tivessem sido apenas coladas ao substrato, enquanto que trilhas realizadas com densidades de energia superiores a 10^4 J/cm² não apresentaram vestígio de destacamento e sim, perfeita junção nessas condições, demonstrando que houve fusão do substrato.

Quanto a presença de vazios, apenas as trilhas realizadas com densidade de energia de 10^4 J/cm² apresentaram alguns vazios formados na região de sobreposição das trilhas e na interface camada depositada/substrato de acordo com a Figura 10.1. Por outro lado nenhum vazio foi encontrado nas trilhas realizadas com a densidade de energia de 1.6×10^4 J/cm². No primeiro caso as pistas apresentaram-se com menor área afetada pelo calor e mais espessas e largas enquanto que no segundo caso apresentaram-se mais estreitas e menos espessas sobre o substrato, mas com maior área afetada pelo calor. Este resultado implica, para esse material e

processo em uma densidade de energia superior a 10^4 J/cm² para garantia da qualidade da junção.

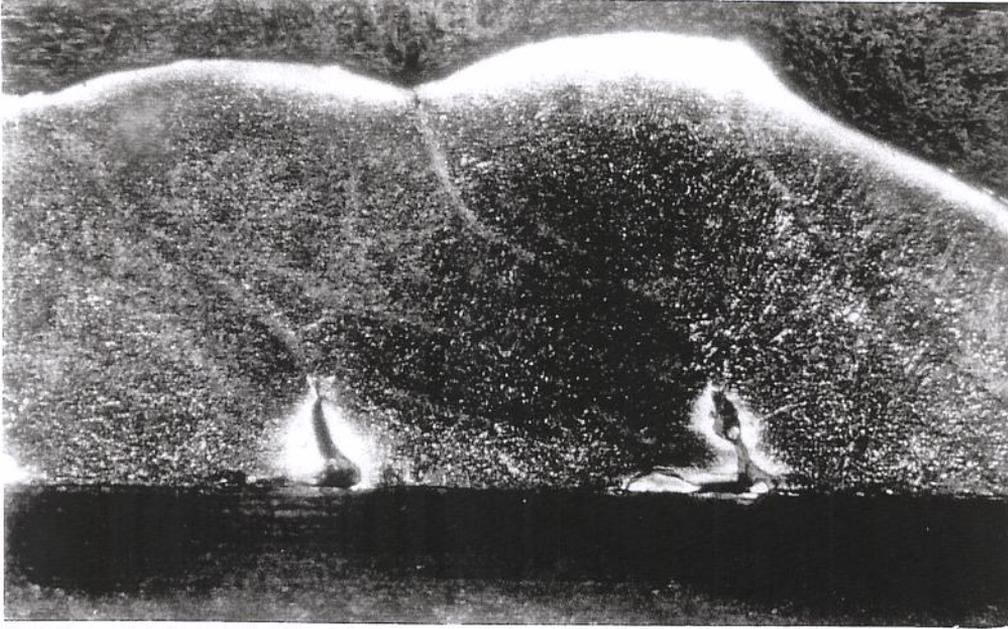


Fig. 10.1 - Vista de frente das trilhas - vazios na interface entre uma pista e outra - 200 x

Uma quantidade razoável de poros foi observada em ambos os experimentos de acordo com as Figuras 10.12 e 10.13.

Outro aspecto importante é a variação do teor de austenita retida na camada em função da variação de densidade de energia, ou seja, para uma densidade de energia de 10^4 J/cm² o percentual de austenita retida foi de 56 % enquanto que para uma densidade de energia de 1.6×10^4 J/mm² foi de 34 %.

10.2. Velocidade de deslocamento do feixe

Levando-se em conta a teoria apresentada no capítulo 8 sobre o ângulo de molhamento, analisou-se esse parâmetro para cada trilha individualmente, de modo que em função dele e da densidade de energia necessária para o processo em questão adotou-se a

princípio duas velocidades de deslocamento do feixe como descrito anteriormente, alterando assim o tempo de interação. As velocidades testadas foram 4 e 8 mm/s.

O aspecto das trilhas obtidas é apresentado nas Figuras 10.4 a 10.11 onde é nítido o ângulo de molhamento de cada trilha em função das condições adotadas. Observa-se que o melhor resultado foi obtido para 8 mm/s e, portanto, a velocidade adotada.

10.3. Microestrutura

A microestrutura resultante junto a interface substrato camada depositada com baixo aumento esta apresentada nas Figuras 10.2 e 10.3. Um aspecto a ser considerado é que o processo de solidificação tem início com uma morfologia dendrítica e não de frente macroscopicamente plana característica de “alguns processos” a laser em metais, o que indica que a taxa de resfriamento não foi suficientemente alta para manter a estabilidade da frente de solidificação. A solidificação se dá de forma epitaxial e em direção a fonte de energia (feixe laser). Três regiões podem ser consideradas: substrato, região afetada pelo calor e camada, onde na camada duas fases são detectadas.

Regiões claras e escuras delimitam o contorno das fases e indicam a fase clara como fase de fundo e a fase escura como estando em um plano superior. Neste caso, como o aspecto mencionado fase clara é semelhante ao de uma estrutura austenítica e o nível de dureza da fase escura é semelhante ao de uma estrutura martensítica, uma conclusão preliminar é que as duas estruturas estão presentes.

Segundo a literatura [Griffing, N. R.; 1962], o aquecimento a alta temperatura seguido de um resfriamento rápido de um aço inoxidável martensítico resulta, durante a solidificação na transformação do metal líquido em ferrita delta, dissolução de todo carboneto $M_{23}C_6$ e posteriormente a transformação no estado sólido durante o resfriamento da ferrita delta em austenita.

Se o processo de resfriamento ocorre a taxas mais elevadas, a austenita transforma-se em martensita e pode ser retida a temperatura ambiente, considerando que a variação da porcentagem de austenita retida é devido ao fato de que para ligas acima de 0.2 % de C a linha

Ms abaixa com a taxa de resfriamento [Griffing, N. R.; 1962]. Já no tratamento superficial a laser [Vilar, R.; Conde, O. e Colin, D.; 1990] o aço AISI 420 (0.42 % C - 13 % Cr) tratado superficialmente por Laser Glazing apresentou uma estrutura dendrítica formada através de martensita, ferrita δ residual, em torno de 35% de austenita retida e pequena quantidade de carbonetos $M_{23}C_6$.

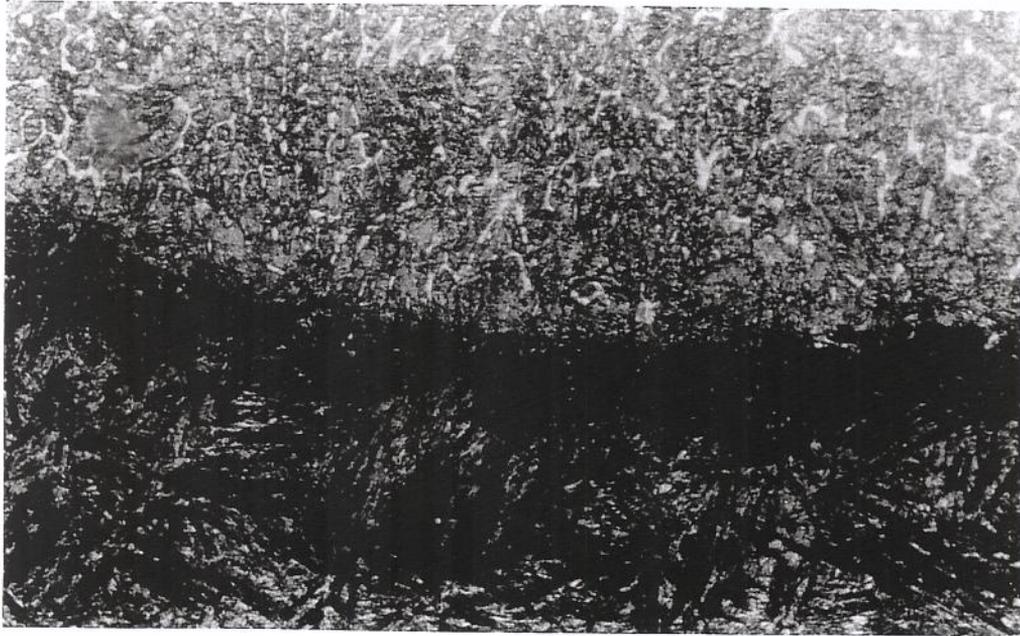


Fig. 10.2 - Micrografia - interface substrato camada - P20 (2) (0.1 g/s) -200 x

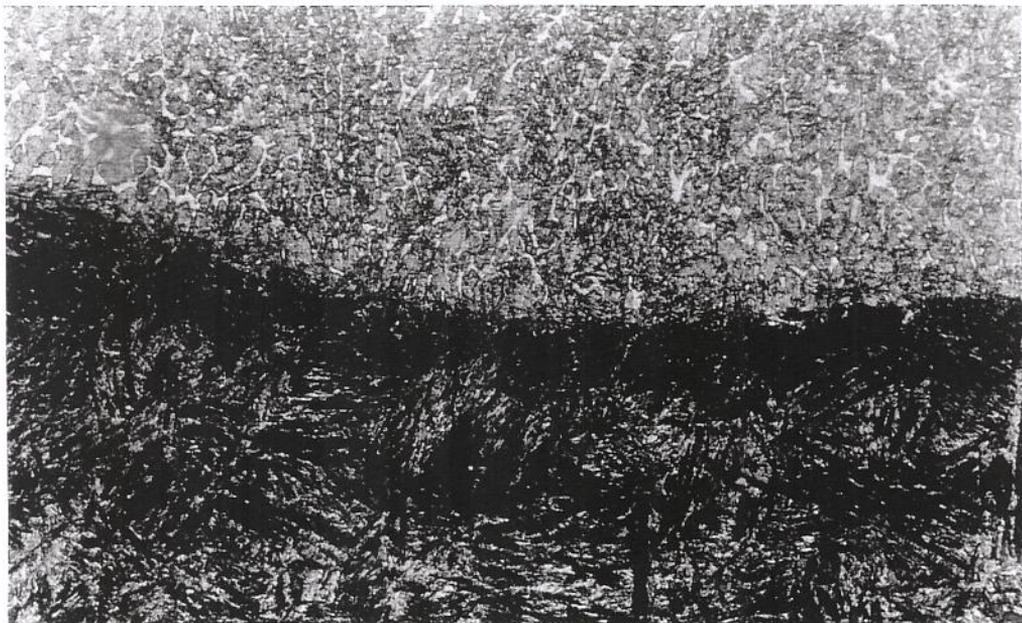


Fig. 10.3 - Micrografia - interface substrato camada - P20 (1) (0.1 g/s) -200 x

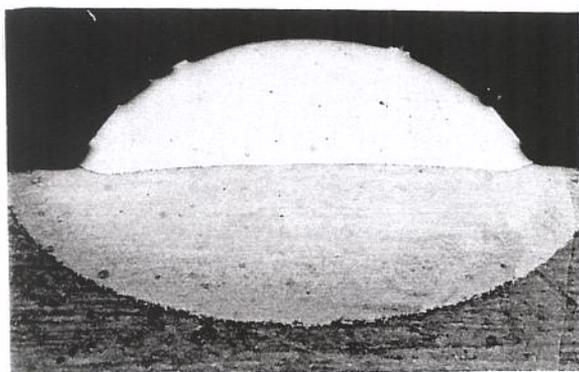


Fig. 10.4 - Micrografia - formato da trilha - P20 (1) (0.1 g/s - 8 mm/s) - 30 x
 $\theta = 52^\circ$

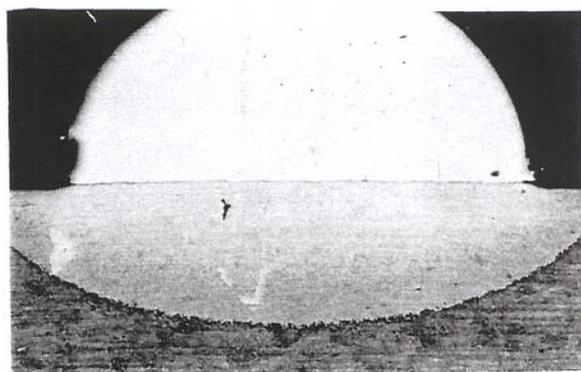


Fig. 10.5 - Micrografia - formato da trilha - P20 (1) (0.15 g/s - 8 mm/s) - 30 x
 $\theta = 80^\circ$

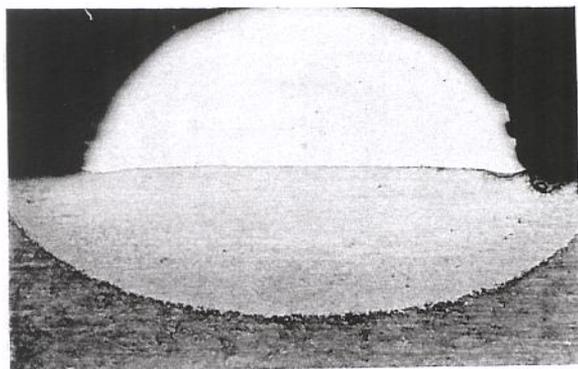


Fig. 10.6 - Micrografia - formato da trilha - P20 (1) (0.1 g/s - 4 mm/s) - 30 x
 $\theta = 66^\circ$

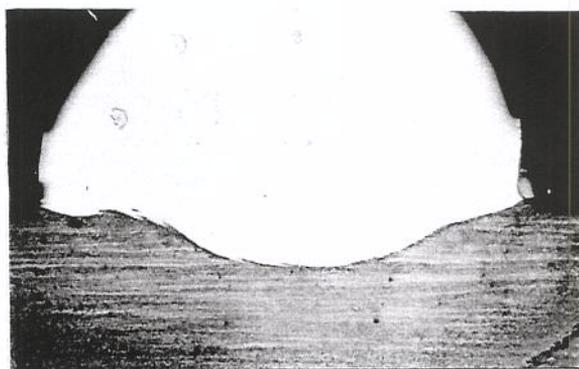


Fig. 10.7 - Micrografia - formato da trilha - P20 (1) (0.15 g/s - 4 mm/s) - 30 x
 $\theta = 85^\circ$

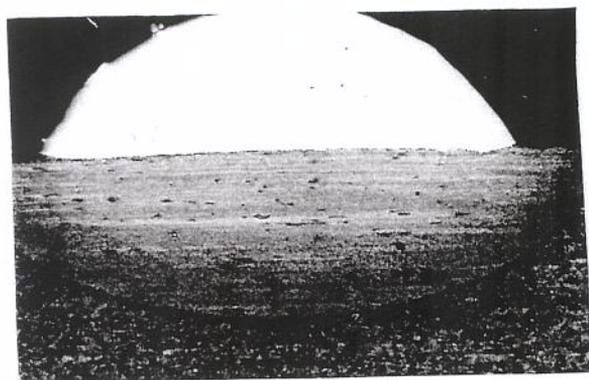


Fig. 10.8 - Micrografia - formato da trilha - P20 (2) (0.1 g/s - 8 mm/s) - 30 x
 $\theta = 55^\circ$

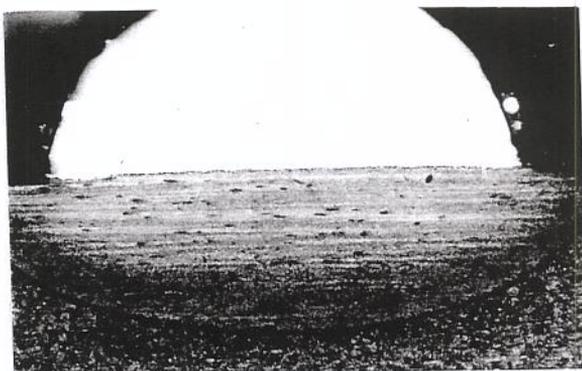


Fig. 10.9 - Micrografia - formato da trilha - P20 (2) (0.15 g/s - 8 mm/s) - 30 x
 $\theta = 70^\circ$

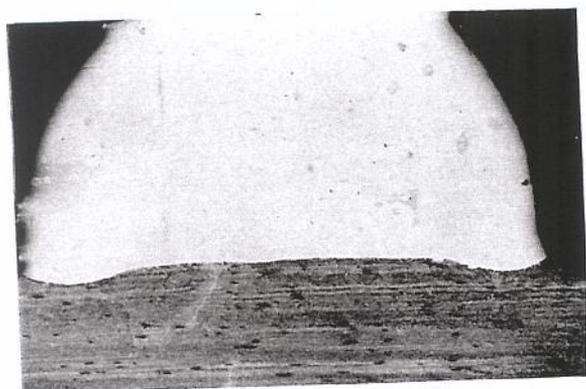


Fig. 10.10 - Micrografia - formato da trilha - P20 (2) (0.1 g/s - 4 mm/s) - 30 x
 $\theta = 83^\circ$

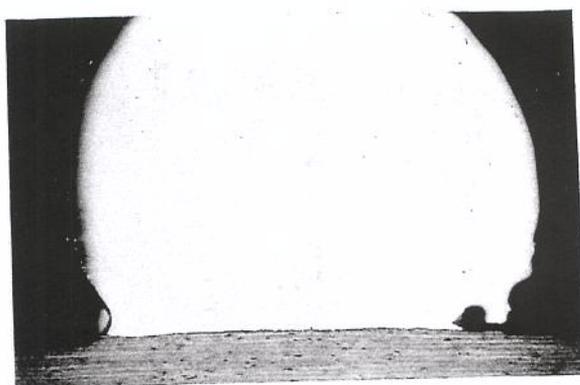


Fig. 10.11 - Micrografia - formato da trilha - P20 (2) (0.15 g/s - 4 mm/s) - 30 x
 $\theta = 95^\circ$

As amostras resultantes do laser cladding no presente trabalho apresentaram somente martensita e austenita retida. Por difração de Raio-X não caracterizou-se a presença de ferrita δ e do carboneto $M_{23}C_6$ e o teor resultante de austenita retida foi de 34% para o 1º experimento e 56% para o segundo experimento, resultado coerente com o exposto acima.

As Figuras 10.12 e 10.13 mostram as duas fases em relevo enquanto as Figuras 10.14 a 10.39 apresentam a microestrutura resultante com maior aumento desde o substrato até a superfície da camada. As Figuras 10.40 e 10.41(a) apresentam a microestrutura da amostra do 2º experimento atacada com ácido clorídrico - 50% em álcool. Nas Figuras 10.12 e 10.13 nota-se uma presença acentuada de poros, os quais estão presentes em grande parte da camada depositada.

A Figura 10.41(b) mostra a micrografia da amostra revestida e posteriormente aquecida a 970 °C por duas horas e resfriada em óleo para verificação do teor de austenita retida, onde podemos verificar que a estrutura é totalmente martensítica não havendo vestígios de austenita retida, o que é comprovado pelo difratograma de Raio-X, onde verifica-se um percentual 0% de austenita retida ou inferior a 5%, de modo que o sistema não pode detectar.

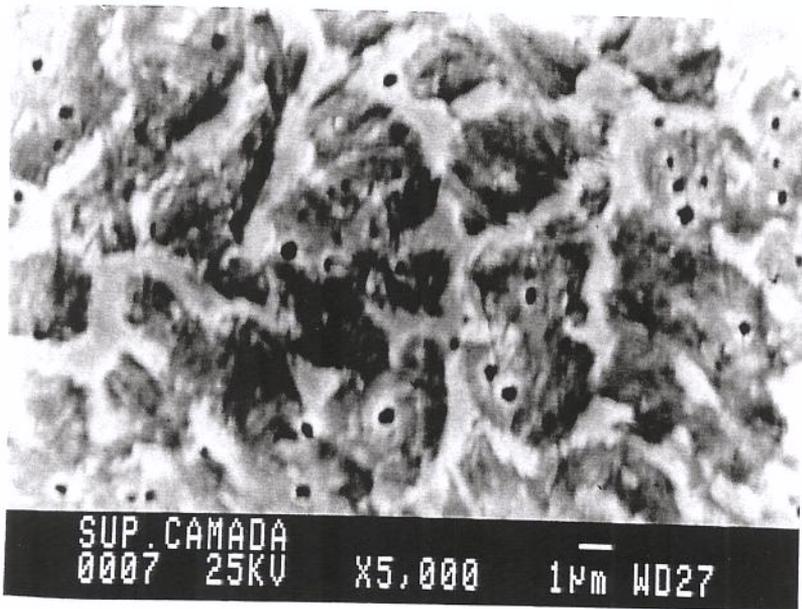


Fig. 10.12 - Micrografia - aspecto em relevo das fases

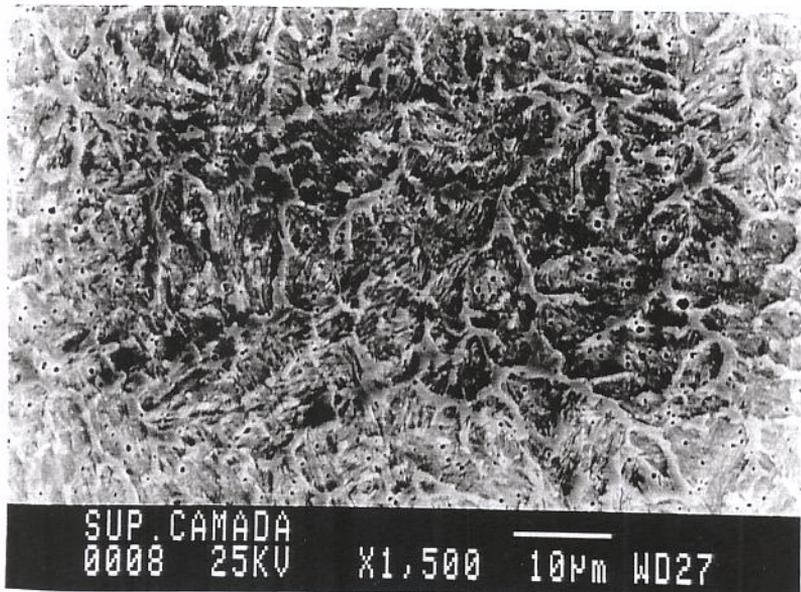


Fig. 10.13 - Micrografia - aspecto em relevo das fases



Fig. 10.14 - Micrografia - substrato próximo a ZTA - P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x

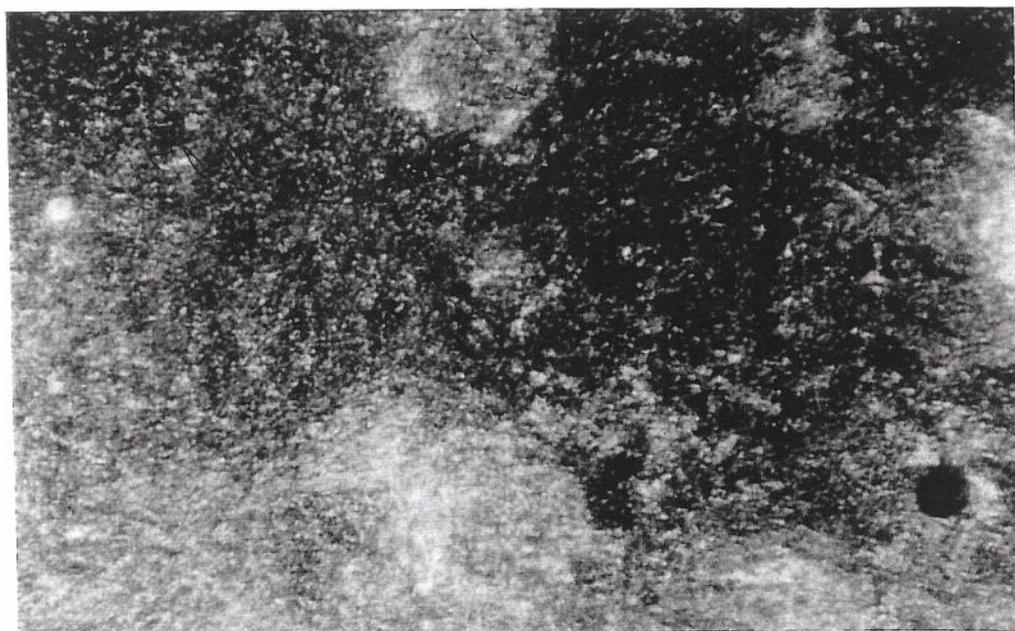


Fig. 10.15 - Micrografia - interface substrato -ZTA - P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x

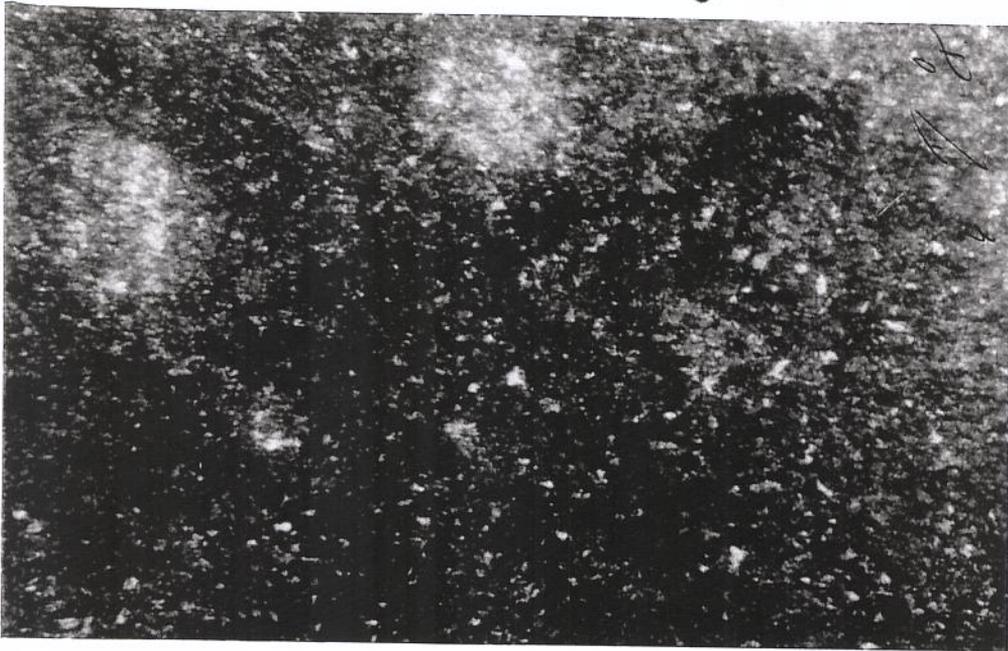


Fig. 10.16 - Micrografia - ZTA - P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x

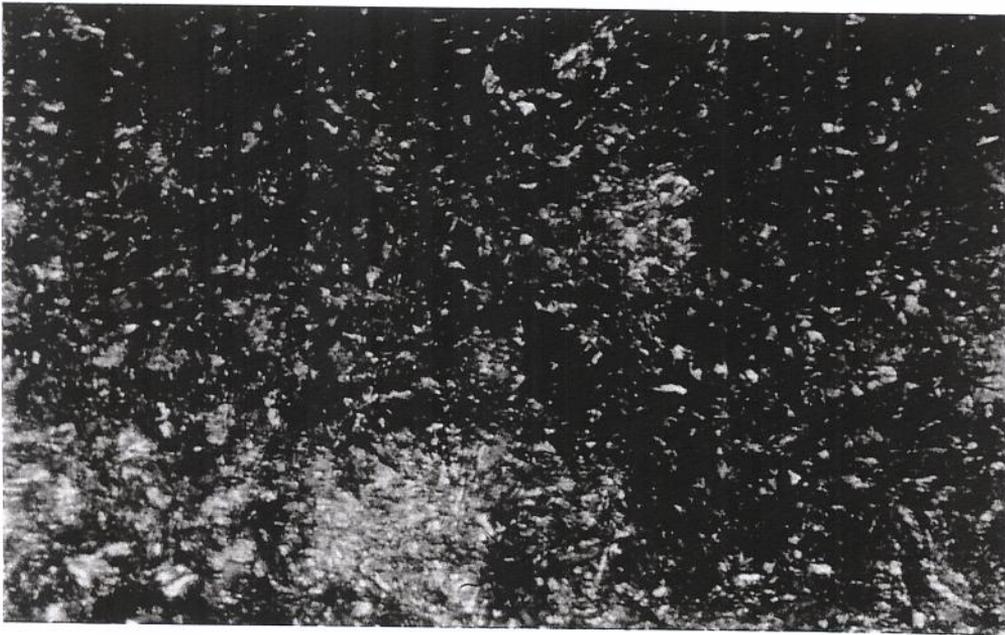


Fig. 10.17 - Micrografia - ZTA - próximo da camada P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x

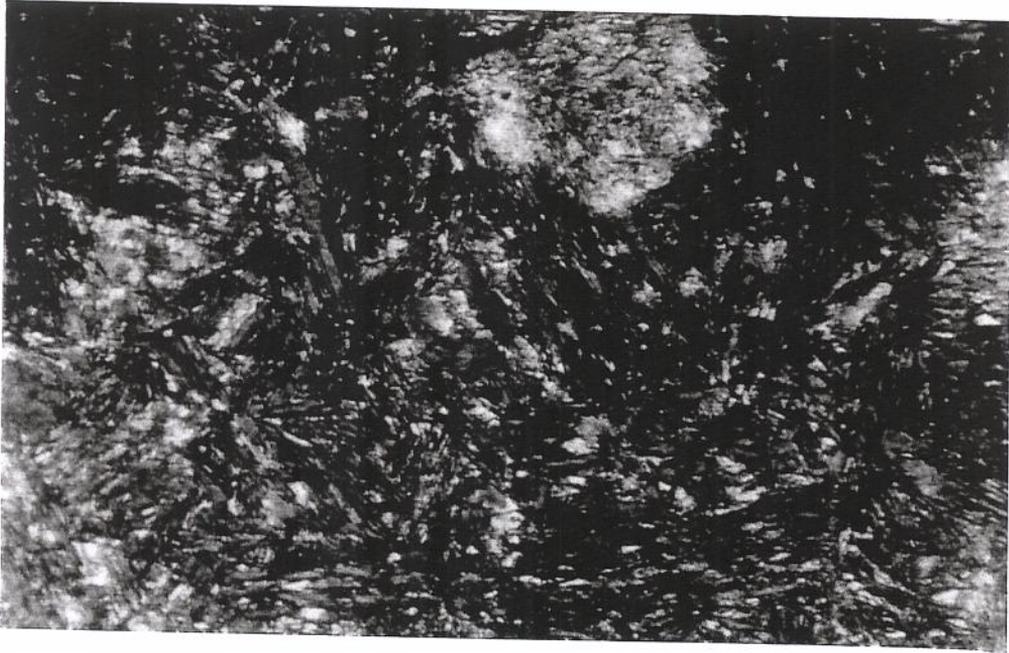


Fig. 10.18 - Micrografia - ZTA - próximo da camada P20 (2) (0.1 g/s)-2000 x

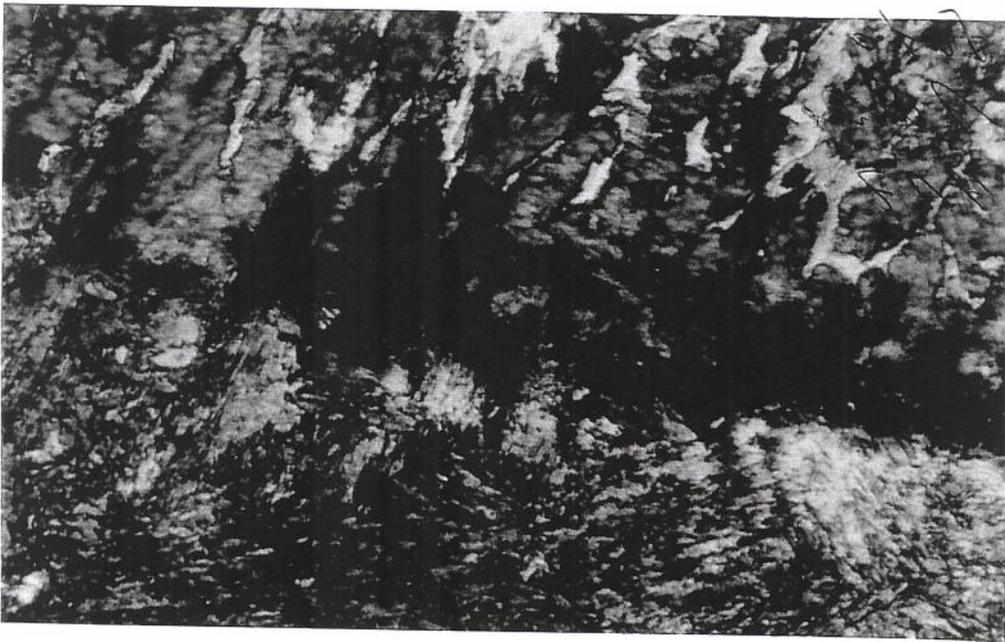


Fig. 10.19 - Micrografia - interface ZTA - camada P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x

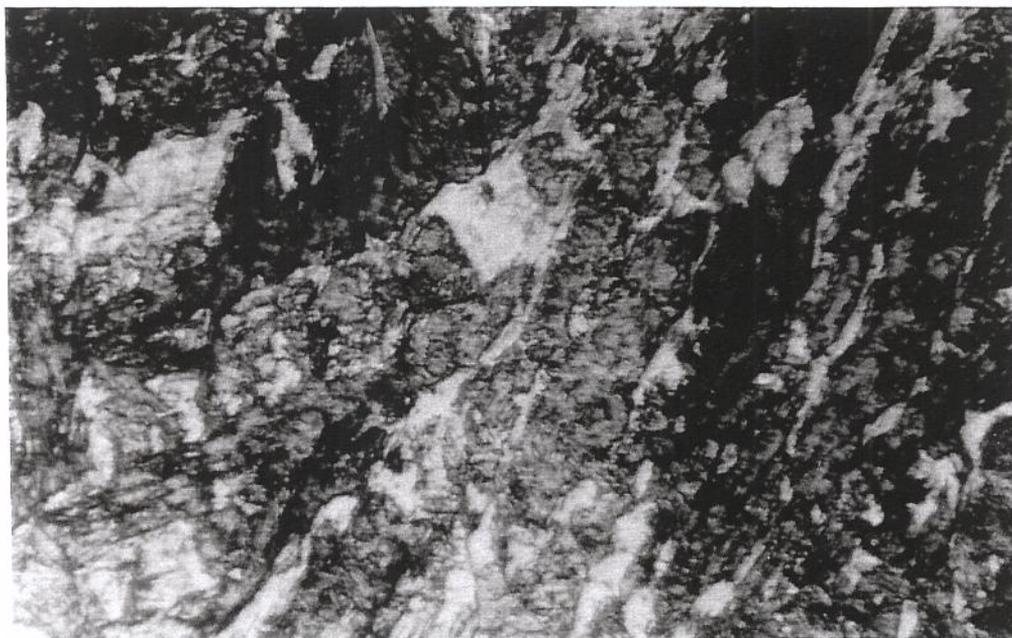


Fig. 10.20 - Micrografia - início da camada depositada - P20 (2) (0.1 g/s)-2000 x



Fig. 10.21 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x



Fig. 10.22 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x



Fig. 10.23 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x

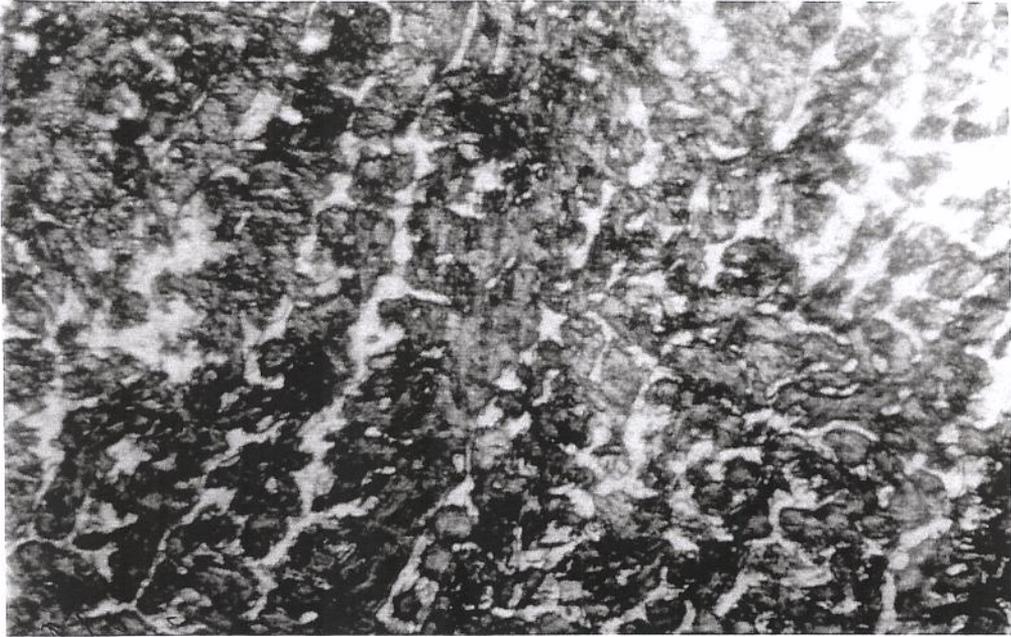


Fig. 10.24 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x



Fig. 10.25 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x

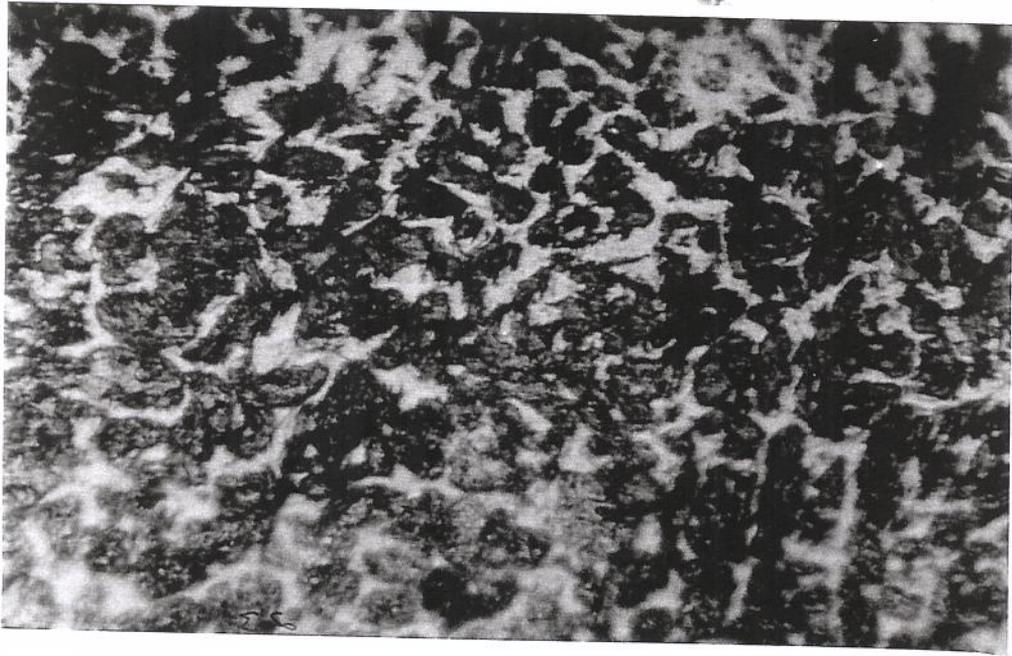


Fig. 10.26 - Micrografia - superfície da camada - P20 (2) (0.1 g/s) - 2000 x

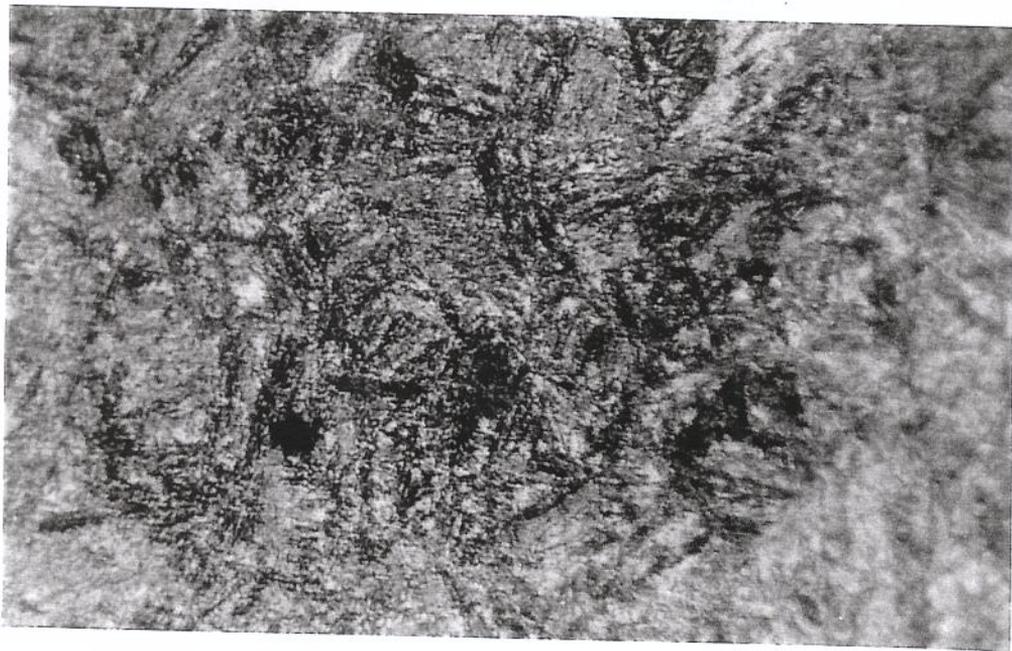


Fig. 10.27 - Micrografia - substrato - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x

Estrutura martensítica



Fig. 10.28 - Micrografia - interface substrato - ZTA - P20 (2) (0.15 g/s)- 2000 x

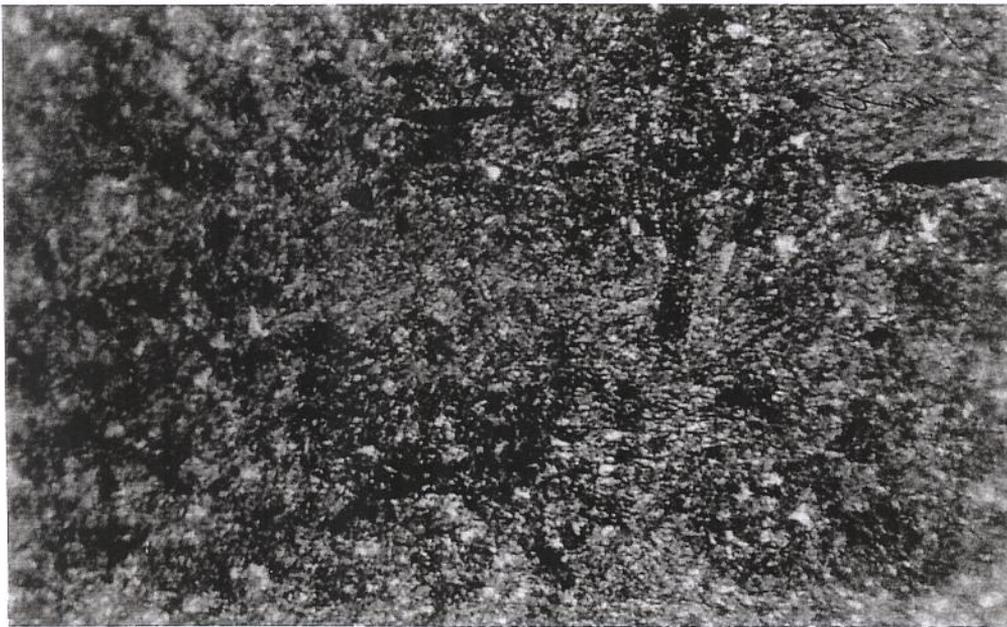


Fig. 10.29 - Micrografia - ZTA - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x

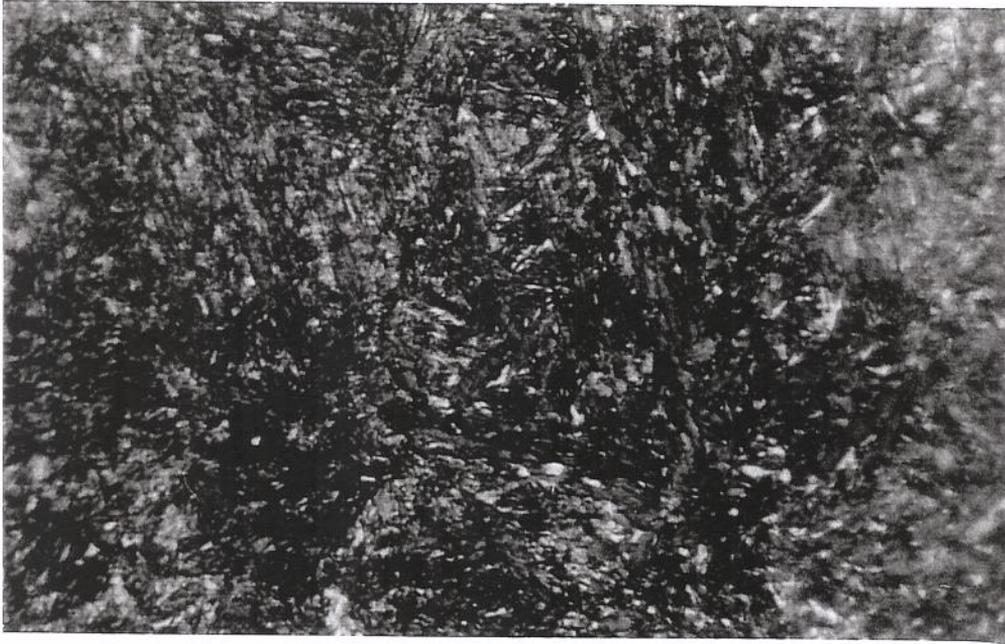


Fig. 10.30 - Micrografia - ZTA próximo da camada - P20 (2) (0.15 g/s)- 2000 x

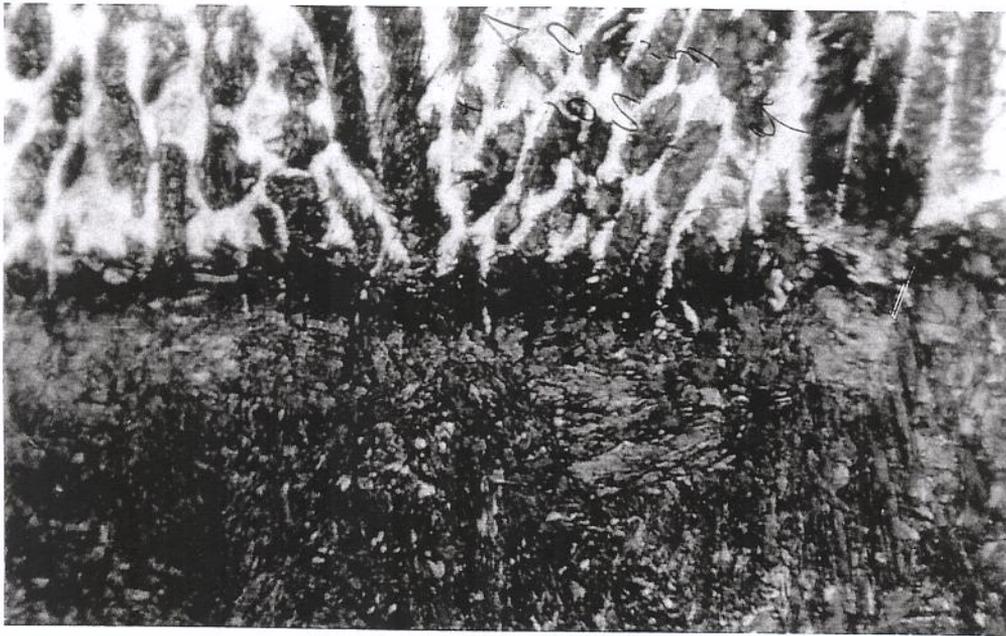


Fig. 10.31 - Micrografia - interface camada - ZTA - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x



Fig. 10.32 - Micrografia - camada próximo a interface - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x



Fig. 10.33 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x



Fig. 10.34 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x



Fig. 10.35 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x

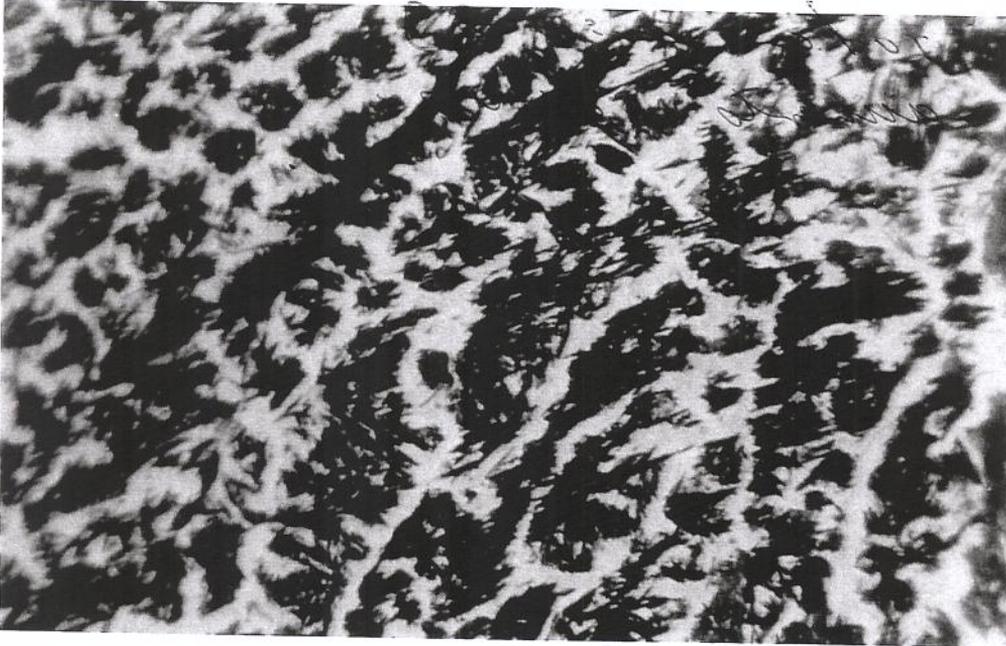


Fig. 10.36 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x



Fig. 10.37 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x



Fig. 10.38 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x

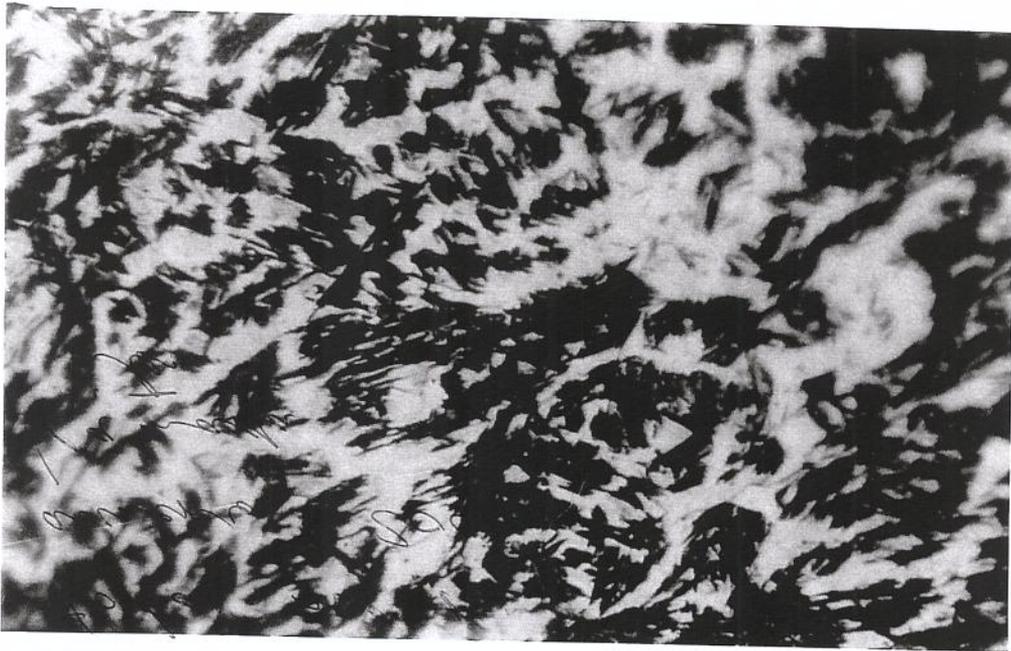


Fig. 10.39 - Micrografia - camada - P20 (2) (0.15 g/s) - 2000 x



Fig. 10.40 - Micrografia - camada - 2^a exper. P20 (2) (0.15 g/s) - 125 x

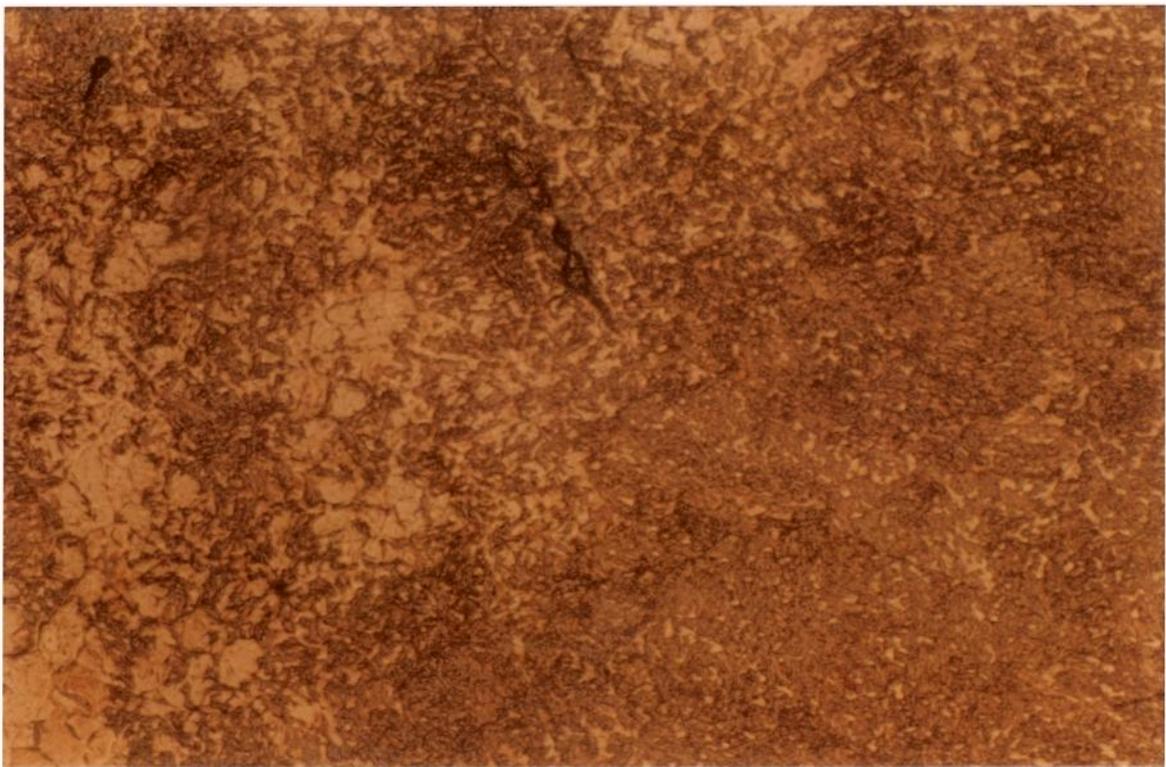
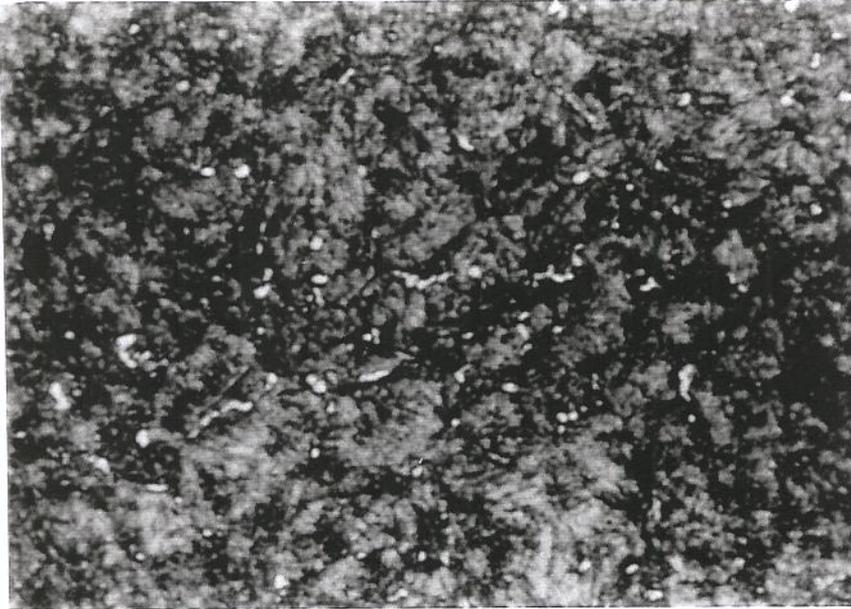


Fig. 10.41(a) - Micrografia - camada - 2^a exper. P20 (2) (0.15 g/s) - 500 x



**Fig. 10.41(b) - Micrografia - camada - 2^o exper. P20 (2) (0.15 g/s) - 500 x
(aquecida a 970 °C por duas horas e resfriada em óleo)**

As micrografias apresentadas representam a microestrutura do aço P20 (2) com os débitos de pó de 0.10 e 0.15 g/s pelo fato que para as outras amostras do aço P20 (1) a microestrutura é semelhante.

10.3.1. Difratoograma

O difratograma apresentado no anexo 1 indicou 34% de austenita retida na microestrutura para o 1^o experimento e 56% para o 2^o experimento, apresentando resultados coerentes com a literatura de acordo com a Tabela 11 e com as micrografias apresentadas, para a amostra da Fig. 10.41(b) não verificou-se pelo Raio-X nenhum vestígio de austenita retida.

Da Figura 10.42, em função do teor de carbono e do cromo, verificamos que os parâmetros de rede da estrutura cristalina foram $a_0 = 2.866$ angstrom para a martensita e $a_0 =$

3.592 angstrom para a austenita. Isso implica que os picos de número 1, 3, 5 e 7 são da austenita e os picos de número 2, 4 e 6 são da martensita no difratograma.

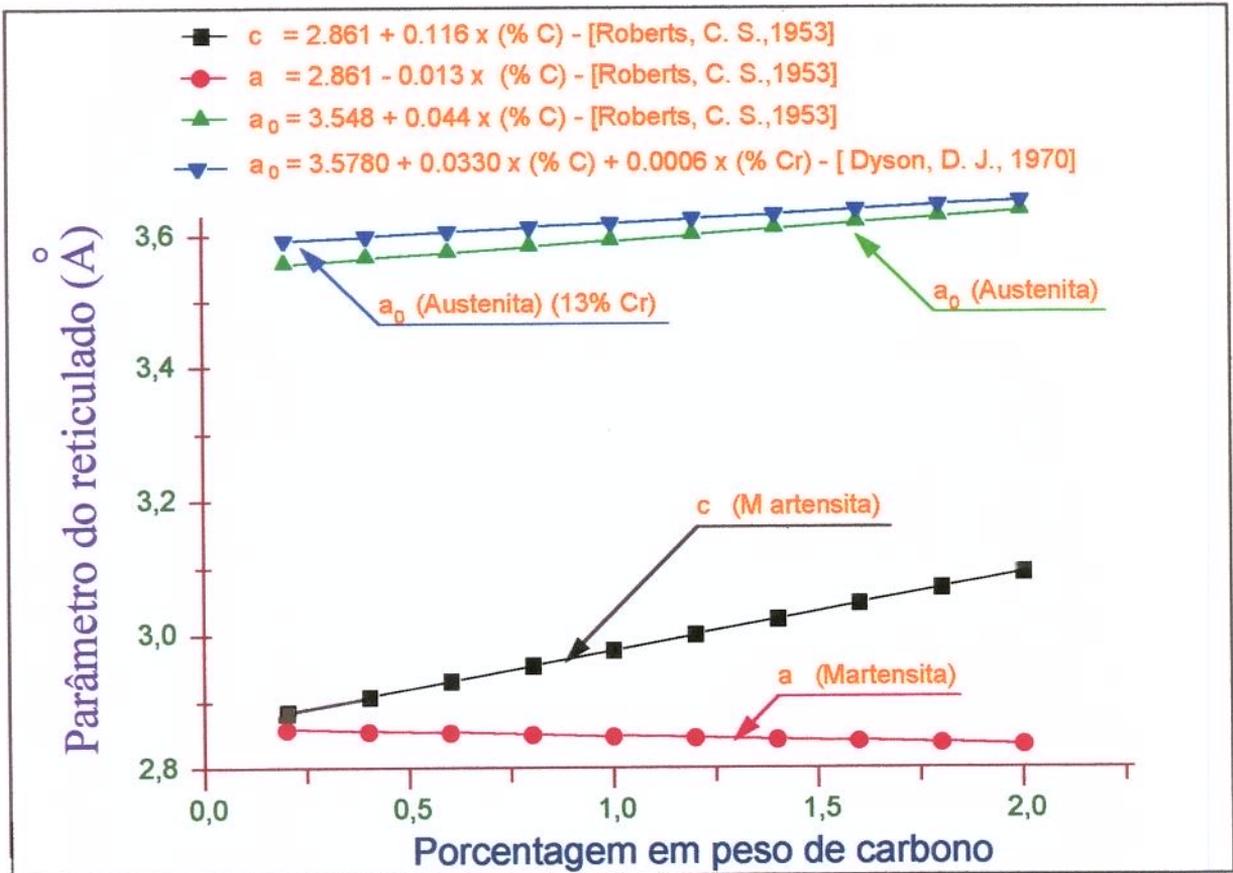


Figura 10.42 - Mudança nos parâmetros c e a da martensita com o teor de carbono em ligas Fe-C

Utilizando a expressão de Dyson para o aço AISI 420 (13% Cr; 0.42% C) determina-se um $a_0 = 3.599 \text{ \AA}$ para a austenita enquanto que o determinado pelo difratograma foi de 3.592, ou seja, da mesma ordem de grandeza. Isso implica que realmente a austenita está presente na microestrutura da camada e que o espaçamento de rede não sofreu grandes alterações em função da elevada taxa de resfriamento. Usando a expressão de Roberts para a martensita:

$$c = 2.861 + 0.116 \times 0.42 = 2.9097$$

$$a = 2.861 - 0.013 \times 0.42 = 2.8555$$

Neste caso os valores obtidos concordam com os da Figura 7.42.

Tabela 10.1 Parâmetros da Martensita e da Austenita tirados do banco de dados do sistema

<i>Martensita</i>		<i>Austenita</i>	
<i>hkl</i>	<i>d</i>	<i>hkl</i>	<i>d</i>
<i>110</i>	2.027	<i>111</i>	2.074
<i>200</i>	1.433	<i>200</i>	1.796
<i>211</i>	1.170	<i>220</i>	1.270
		<i>311</i>	1.083

10.4. Taxa de resfriamento

Para o cálculo da taxa de resfriamento, adotou-se a equação experimental de Suzuki, que é aplicável à aços carbono. Os espaçamentos medidos e as taxas de resfriamento estimadas estão representadas na Tabela 10.2. Essa relação foi adotada devido a falta de uma relação para o aço AISI 420.

Obs: a variação da concentração de carbono na composição do aço não afeta de forma significativa as constantes da equação de Suzuki, e os resultados experimentais obtidos até o momento segundo a literatura não apresentaram grande variação em relação aos valores calculados. A equação de Suzuki é a única relação exclusivamente experimental existente na literatura que pode ser aplicada para aço carbono.

Tabela 10.2 - Taxa de resfriamento sob a região transversal da camada

<i>Espaçamento secundário - λ_2 (μm)</i>	<i>Taxa de resfriamento (K/s)</i>
2.0	$\approx 6 \times 10^4$
2.86	$\approx 2 \times 10^4$
3.57	$\approx 10^4$
3.00	$\approx 2 \times 10^4$
2.70	$\approx 3 \times 10^4$
2.55	$\approx 3 \times 10^4$
2.66	$\approx 3 \times 10^4$
<i>Média: 2.763</i>	<i>Média: 3×10^4</i>

As Figuras 10.43 e 10.44 representam a região da camada onde foram medidos os espaçamentos dendríticos secundários.



Fig. 10.43 e 10.44 - Micrografia - microscópio eletrônico de varredura crescimento dendrítico - 1100x

10.5. Micro-sonda eletrônica

Duas análises foram feitas com a micro-sonda eletrônica:

- 1 - Verificação da variação de cromo e de carbono entre as fases presentes de forma qualitativa;
- 2 - Verificação da variação de cromo da camada para o substrato, ou seja, se houve difusão ou diluição.

Na primeira análise verificou-se a variação de cromo entre as fases presentes, onde a média do teor de cromo na martensita foi de 15% enquanto que na austenita a média do teor de cromo foi de 12%. Tal resultado é coerente com a literatura, onde a relação de cromo e de carbono entre a austenita e a martensita deve se apresentar como descrito abaixo:

martensita:

$$\frac{\% Cr \text{ martensita}}{\% Cr \text{ austenita}} > 1$$

austenita:

$$\frac{\% C \text{ austenita}}{\% C \text{ martensita}} > 1$$

pois o cromo é um elemento desestabilizador da austenita, logo a mesma deve conter uma porcentagem menor desse elemento. Outro aspecto interessante seria a verificação do teor de carbono.

A análise da variação do teor de carbono deve ser feita por comprimento de onda como descrito anteriormente, o que não foi possível com esse equipamento.

Na segunda análise, cujo objetivo foi verificar a variação de cromo da camada para o substrato, constatou-se que realmente o processo mantém baixa diluição dos elementos de liga de acordo com a Figura 10.45 (a), de composição química e conseqüentemente propriedades superficiais da camada para o substrato.

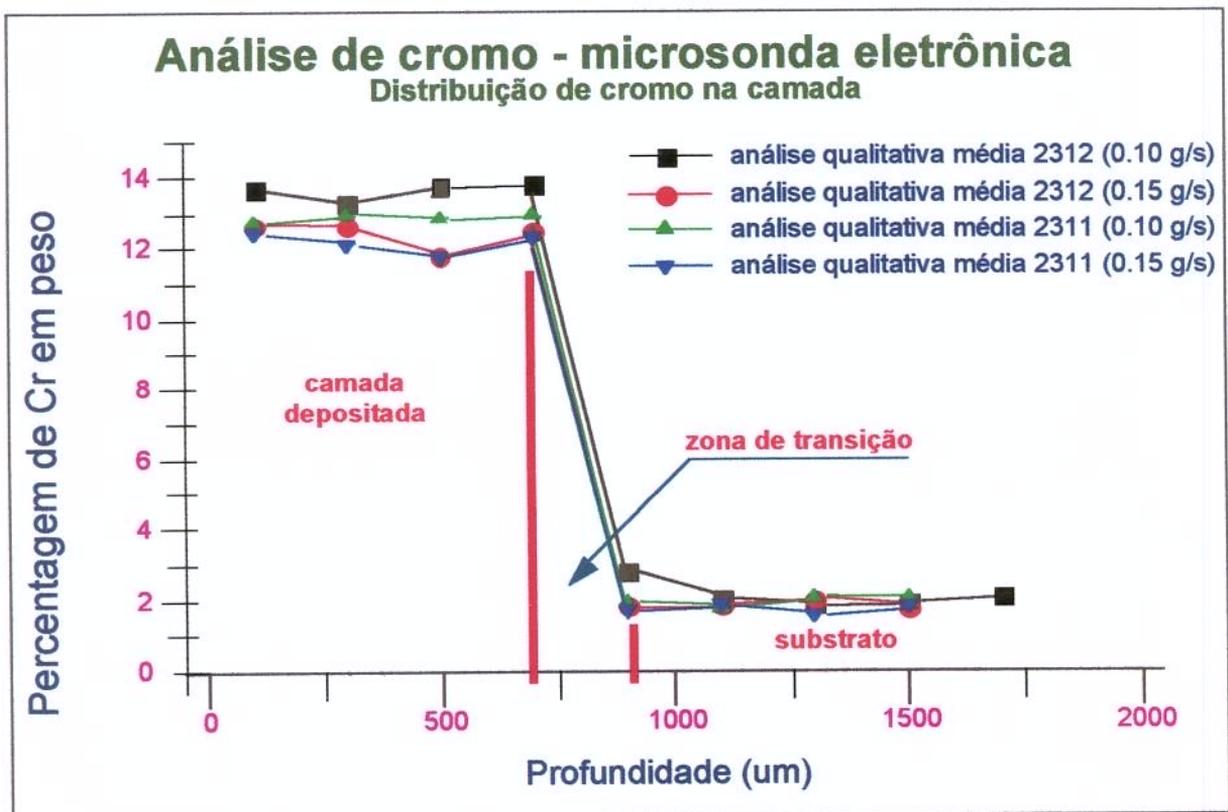


Figura 10.45 (a) - Gráfico da análise qualitativa da distribuição de cromo sobre a camada e o substrato.

10.6. Microdureza

As Figuras 10.45 a 10.58 representam a variação de dureza Vickers (HV) na vertical como uma função da profundidade e na horizontal para verificação do efeito de revenimento devido a sobreposição das trilhas. A região mais afastada da superfície, já no substrato e não afetada pelo tratamento, mantém a dureza Vickers, nominal desse tipo de aço (substrato) na condição de temperado e revenido.

Deve ser observado que o índice de dureza se mantém aproximadamente constante em todas as condições impostas variando em torno de 700 a 800 Vickers.

Podemos também constatar, em função das Figuras 10.45 a 10.58, a profundidade da região afetada pelo calor de acordo com os parâmetros adotados. Conforme já discutido, uma densidade de energia menor implica em menor área afetada pelo calor. Os valores extraídos das Figuras citadas estão representados na Tabela 10.3.

Outra observação é que as durezas máximas e mínimas são características dos materiais empregados. A transição da região máxima para a região de mínima dureza, vai depender do tamanho da região afetada pelo calor, portanto, da densidade de potência.

Quanto ao nível de dureza alcançado no processo os resultados foram mais do que satisfatórios pelo fato de que a dureza final da ordem de 700 Vickers é cerca de 3.5 vezes maior que a dureza do substrato.

As medidas de dureza na horizontal não apresentaram nenhum efeito de revenimento na camada devido a sobreposição das pistas, uma vez que a dureza, não varia de forma acentuada sobre a linha de medida horizontal na camada, principalmente na interface entre uma trilha e outra. As variações de medida contidas no gráfico se mantêm dentro do limite especificado para o material de revestimento e não caracteriza nenhum efeito de revenimento devido a presença do cromo que aumenta a temperabilidade do aço, levando a curva de resfriamento para a direita.

Tabela 10.3 - Análise dos resultados da microdureza

aço	vel. de dep. do pó (g/s)	região	experimento	camada		zona termicamente afetada (ZTA) na interface subst./camada		posição da medida
				dureza HV		esp. topo	largura	
				Mín.	Máx.	μm	μm	
(1)	0.10	interf.	1 ^o	≈600	≈730		≈730	V
(1)	0.10	topo	1 ^o	≈820		≈800	≈730	V
(1)	0.15	interf.	1 ^o	≈800			≈650	V
(1)	0.15	topo	1 ^o	≈750		≈1000	≈650	V
(2)	0.10	interf.	1 ^o	≈730	≈800		≈700	V
(2)	0.10	topo	1 ^o	≈770		≈800	≈700	V
(2)	0.15	interf.	1 ^o	≈800			≈645	V
(2)	0.15	topo	1 ^o	≈780		≈930	≈645	V
(2)	0.10	interf.	2 ^o	≈800			≈445	V
(2)	0.10	topo	2 ^o	≈760	≈800	≈1087	≈445	V
(1)	0.10		1 ^o	≈700	≈800			H
(1)	0.15		1 ^o	≈740	≈830			H
(2)	0.10		1 ^o	≈730	≈800			H
(2)	0.10		2 ^o	≈800	≈870			H

Obs: H = horizontal

V = vertical

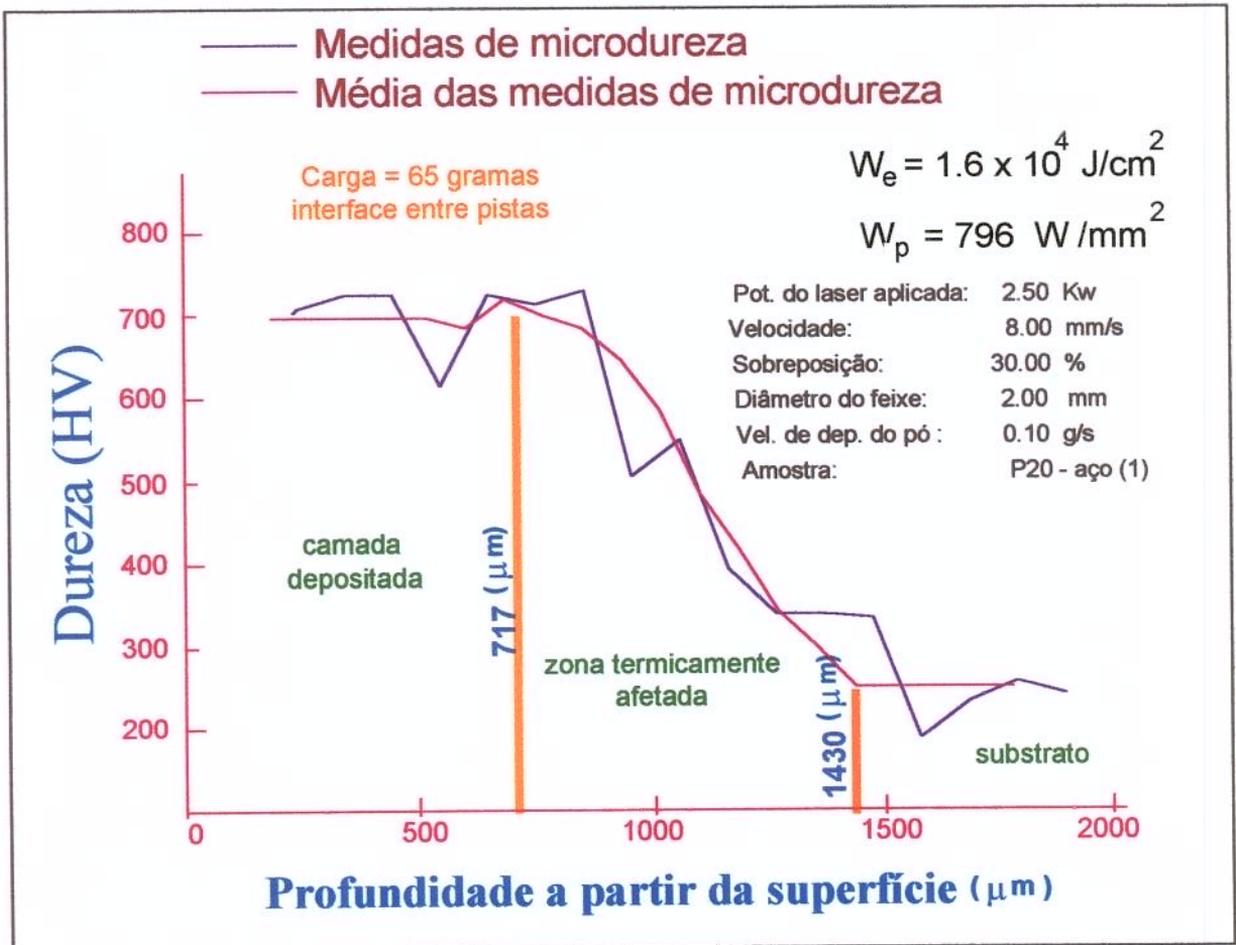


Figura 10.45 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

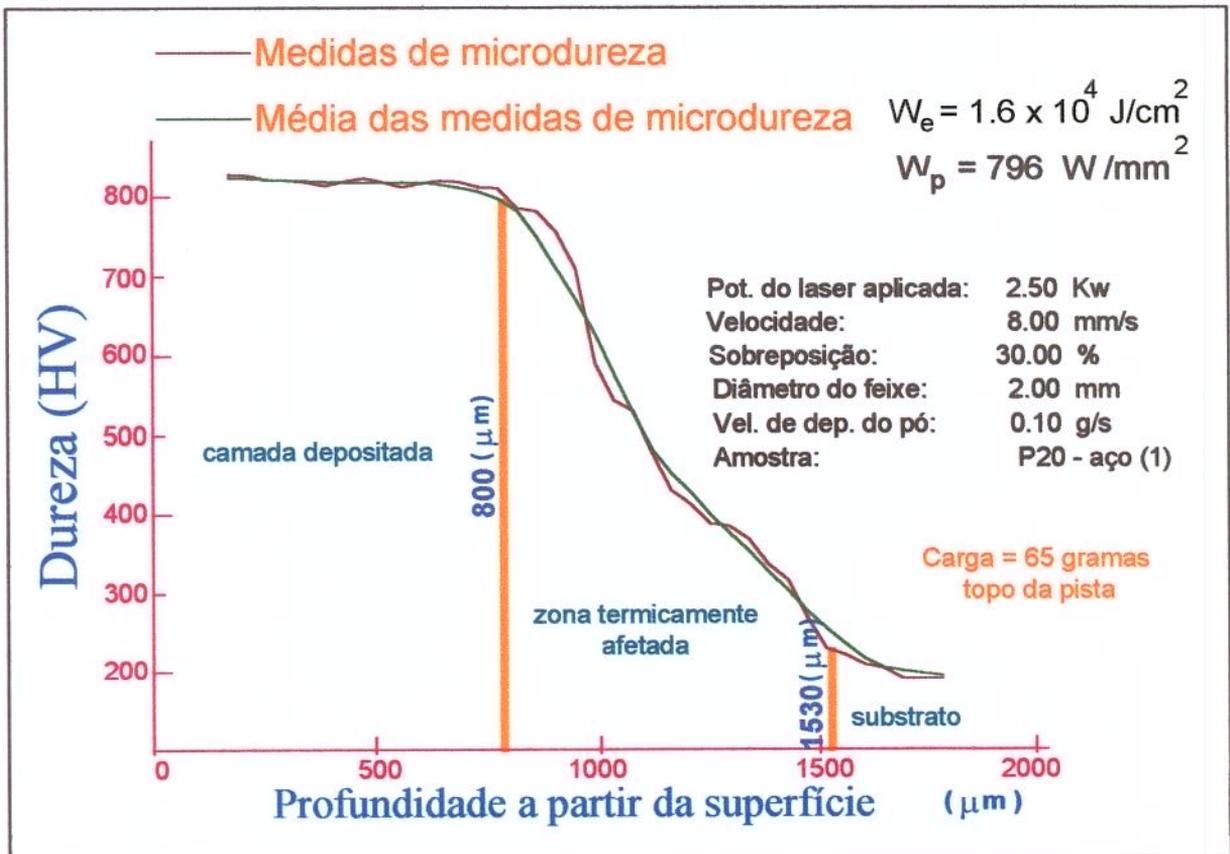


Figura 10.46 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

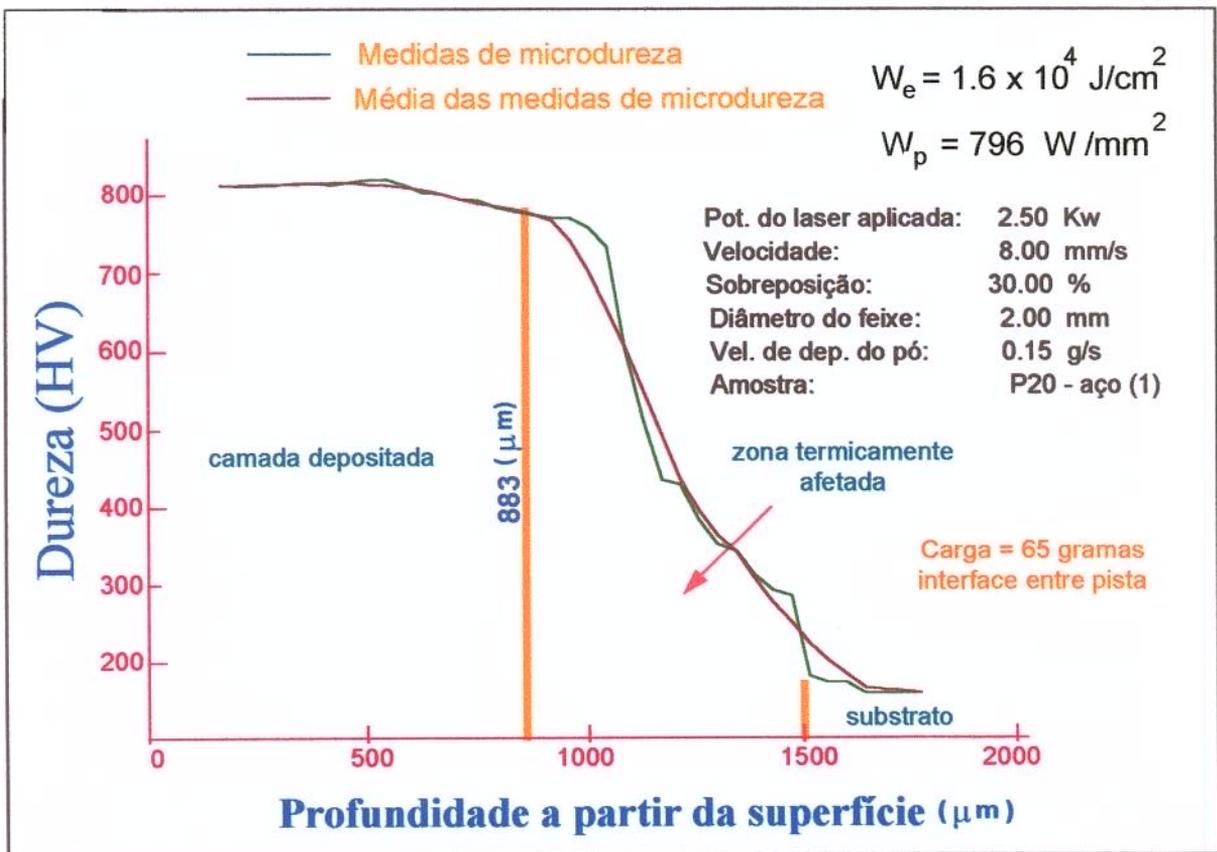


Figura 10.47 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

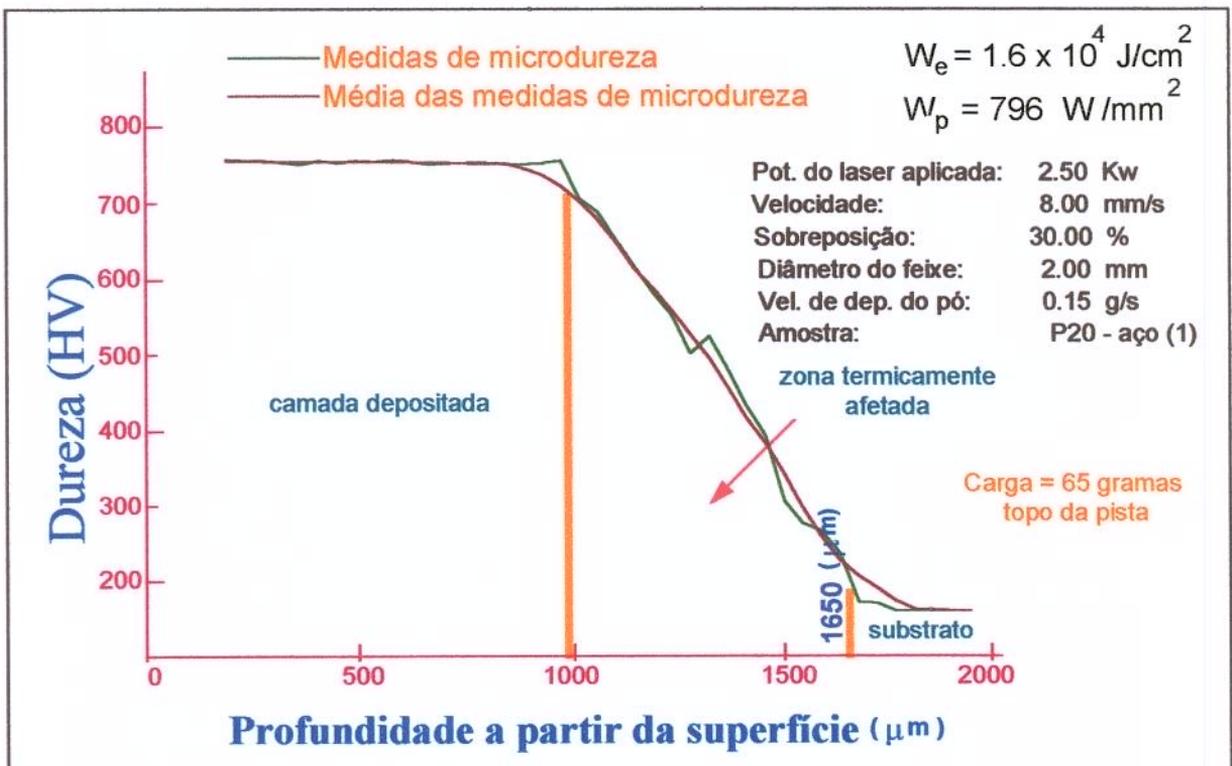


Figura 10.48 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

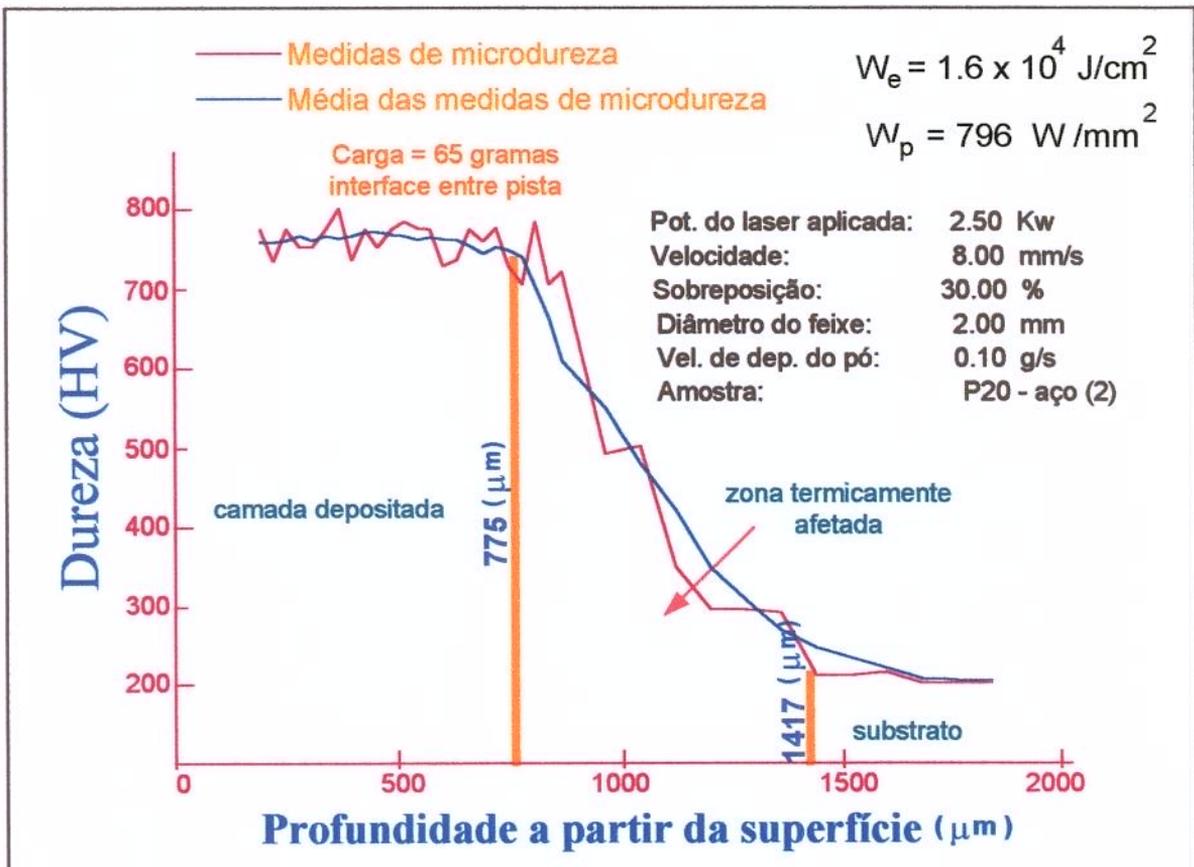


Figura 10.49 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

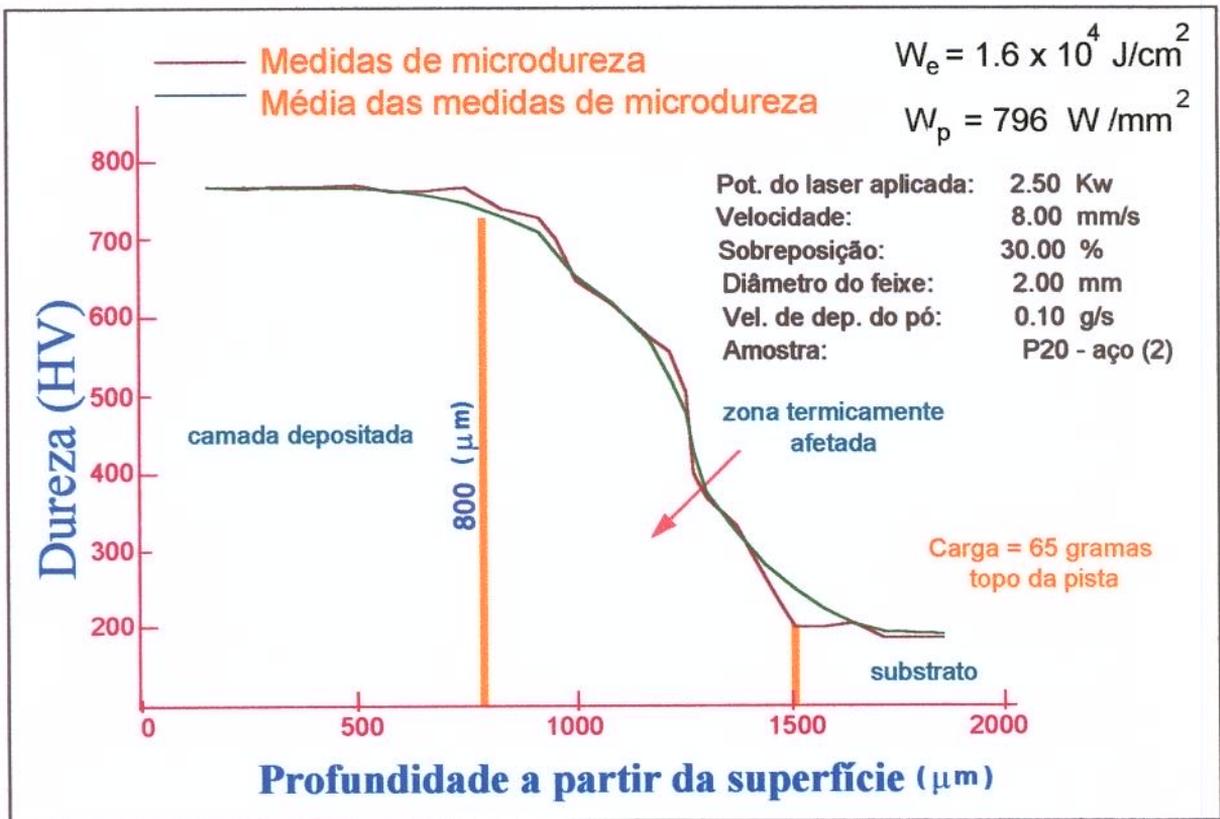


Figura 10.50 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

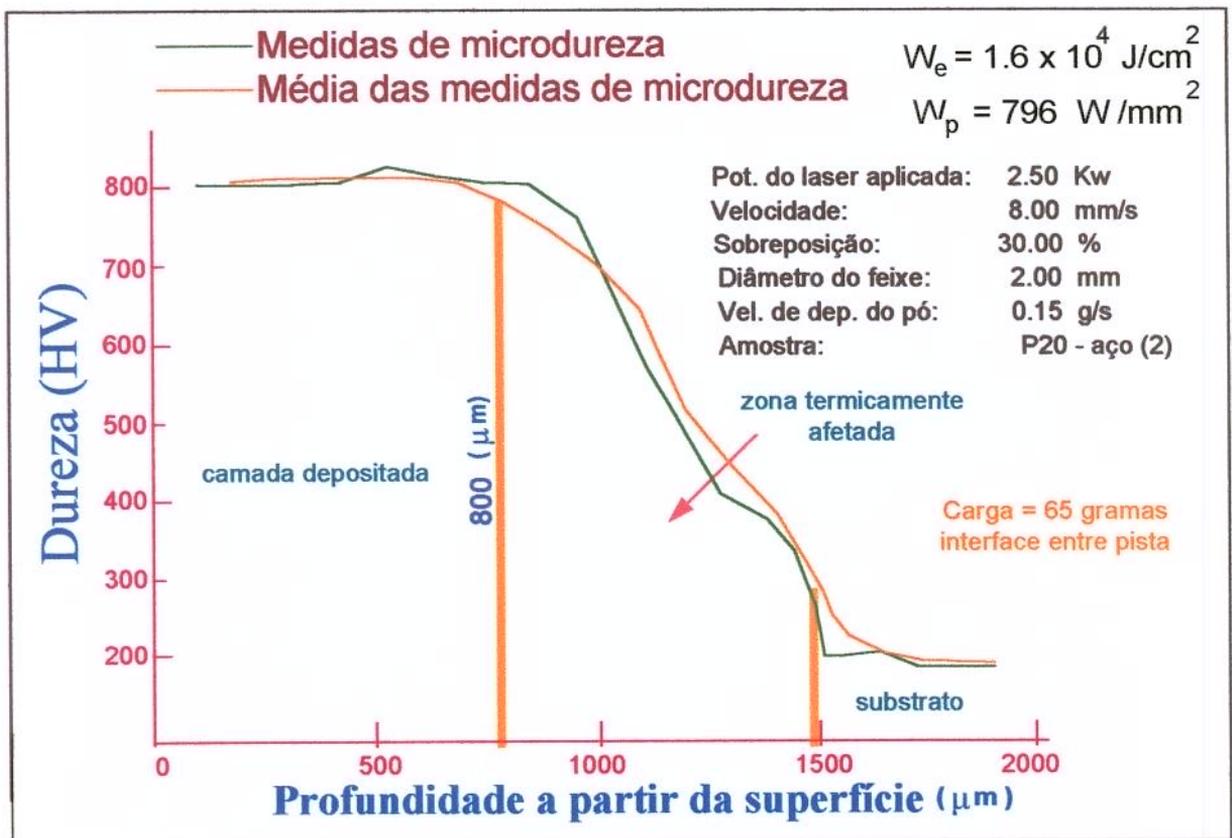


Figura 10.51 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

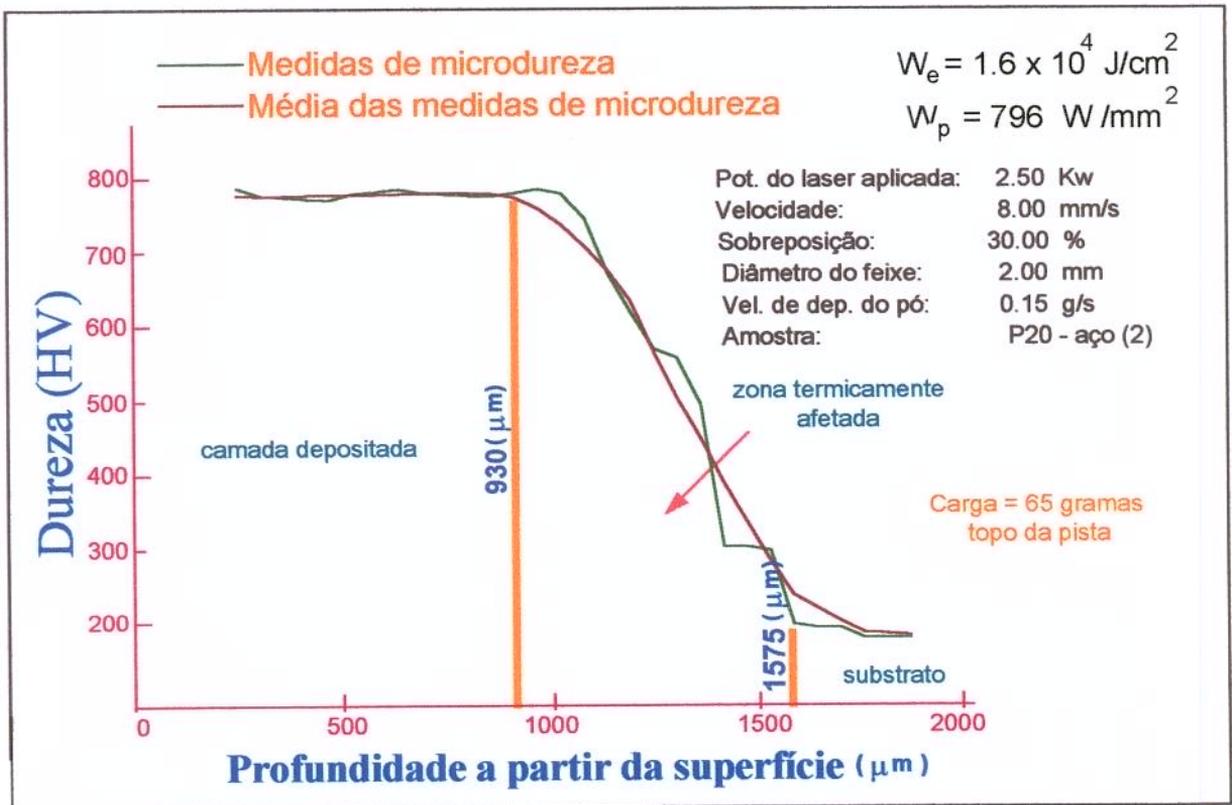


Figura 10.52 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

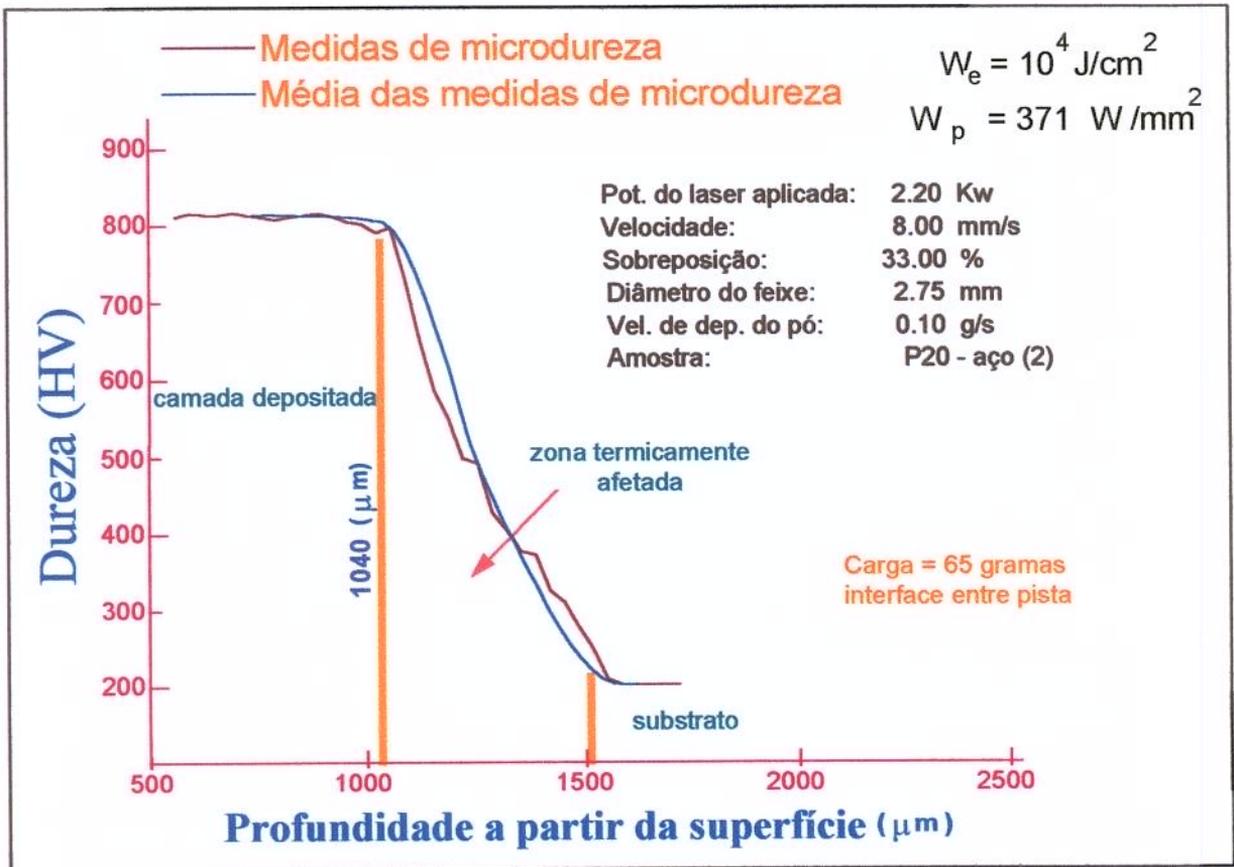


Figura 10.53 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

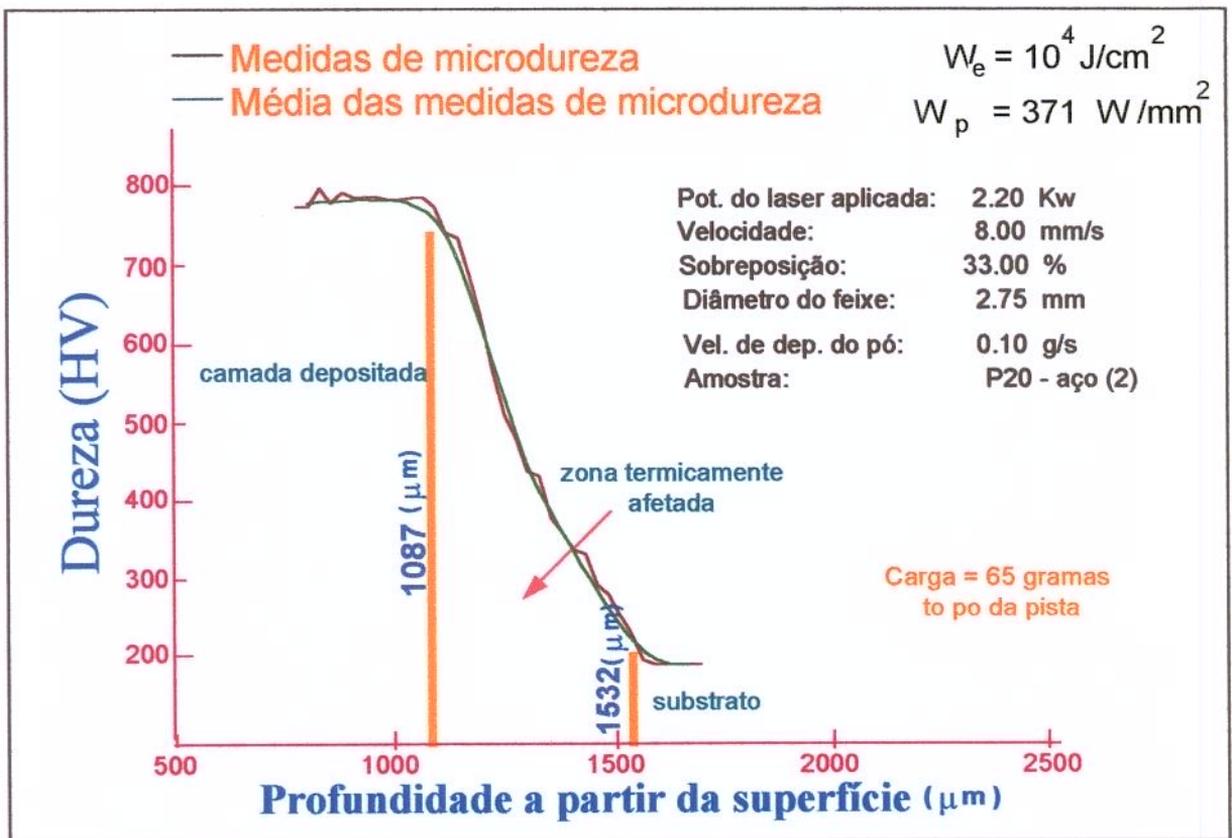


Figura 10.54 - Gráfico de microdureza (média) em função da profundidade para as condições mencionadas

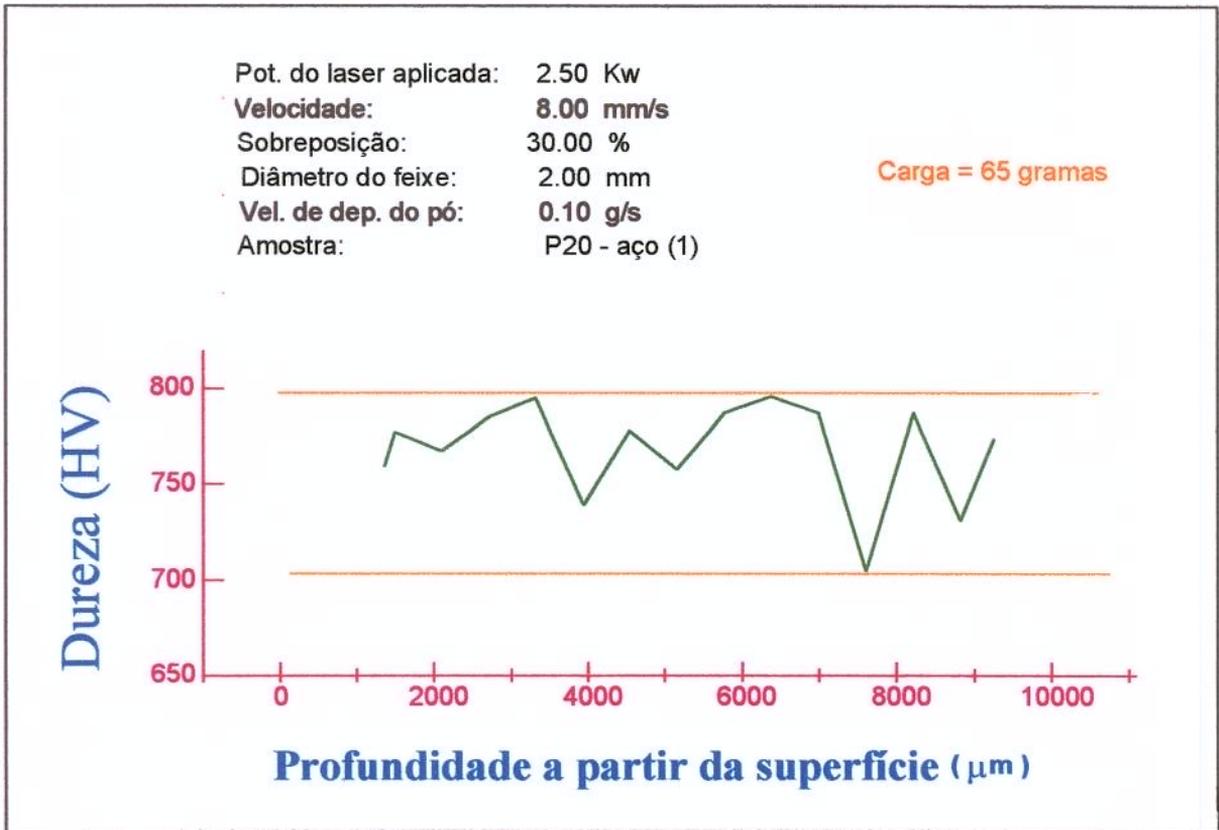


Figura 10.55 - Gráfico de microdureza (média) na horizontal sob a superf. para as condições mencionadas

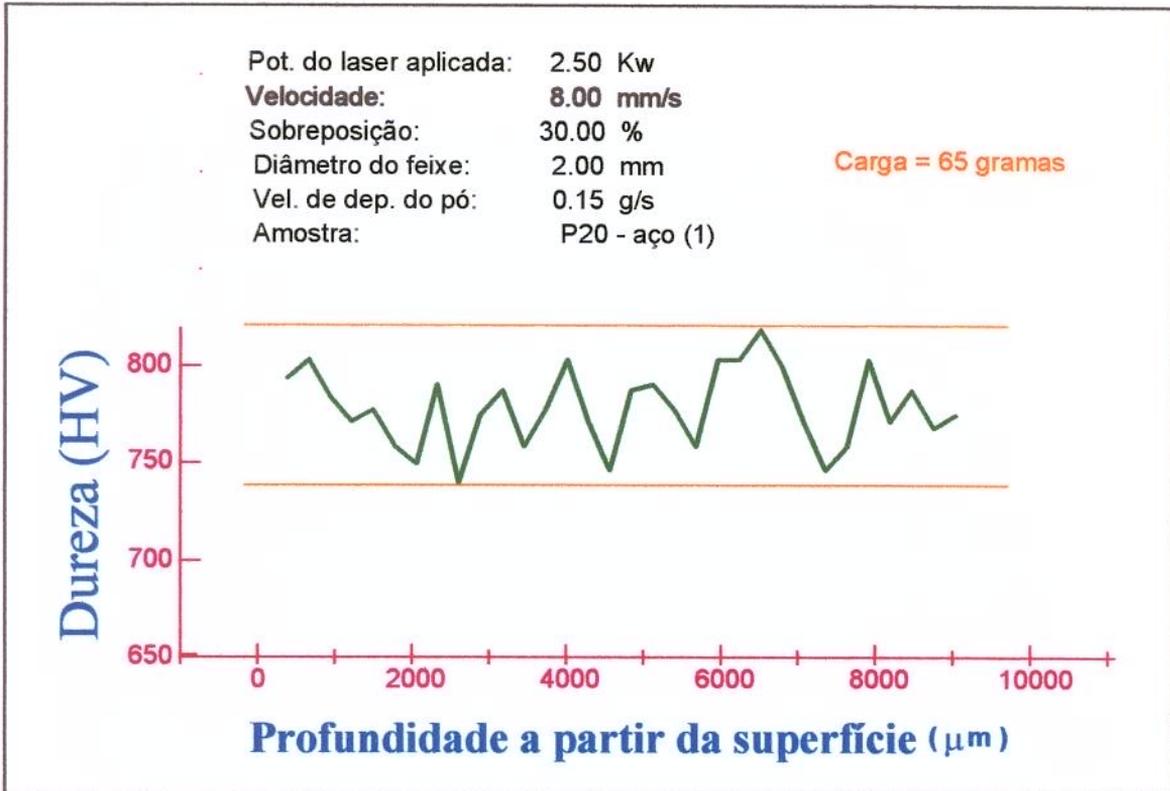


Figura 10.56 - Gráfico de microdureza (média) na horizontal sob a superf. para as condições mencionadas

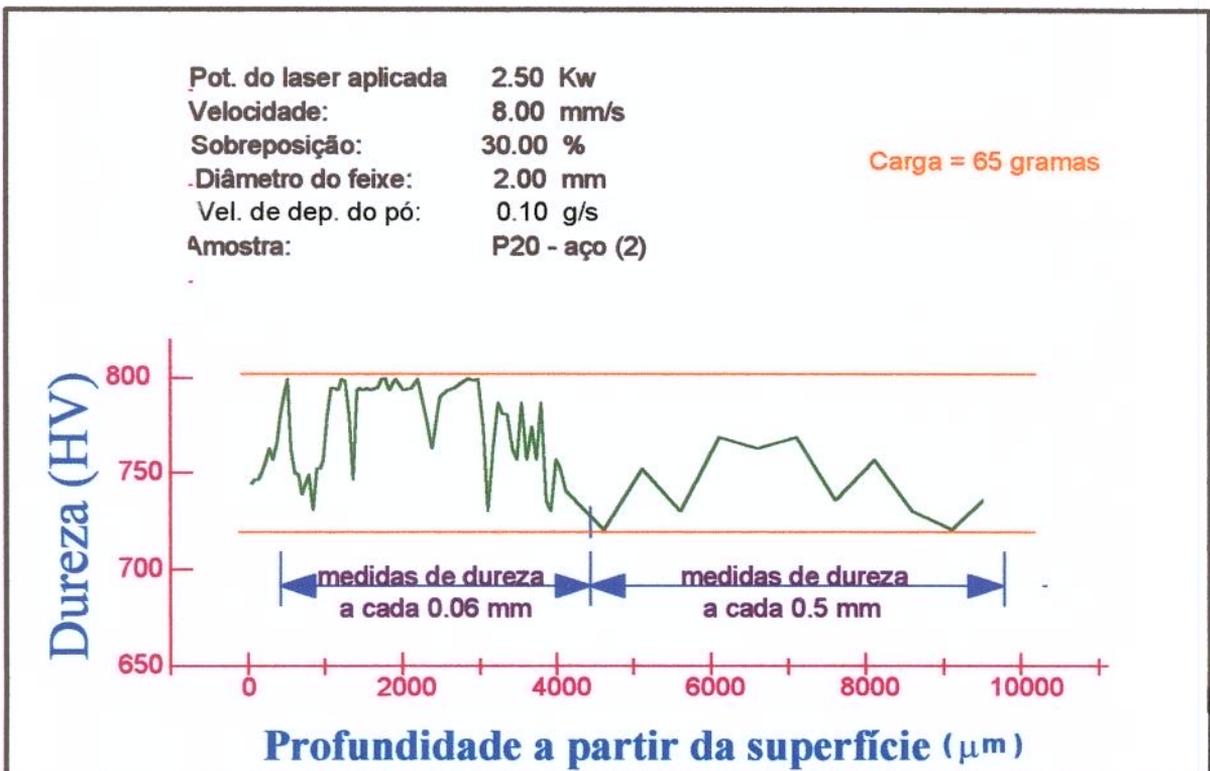


Figura 10.57 - Gráfico de microdureza (média) na horizontal sob a superf. para as condições mencionadas

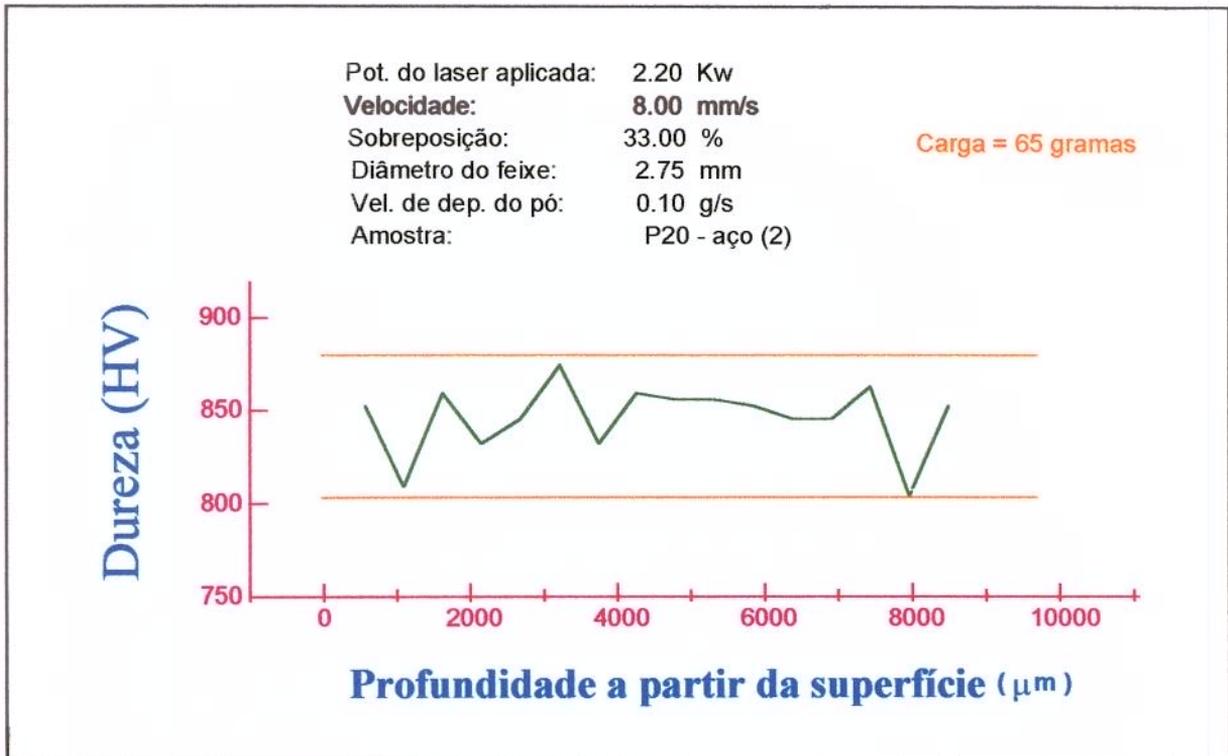


Figura 10.58 - Gráfico de microdureza (média) na horizontal sob a superf. para as condições mencionadas

10.7. Corrosão

Em função dos dados apresentados pela Tabela 10.4 com relação a taxa de corrosão, podemos constatar que a interface de sobreposição entre uma camada e outra não tem corrosão, enquanto o topo da camada, ou seja, a superfície de recobrimento apresentou uma taxa de corrosão 10 vezes menor que o substrato. Quando analisamos os dois juntos, a propriedade de corrosão piora.

A piora se deve ao tipo de corrosão induzida, ou seja, corrosão na zona termicamente afetada. A corrosão eletroquímica pode-se verificar sempre que existir heterogeneidade no sistema material metálico - meio corrosivo, pois a diferença de potencial resultante possibilita a formação de áreas anódicas e catódicas.

Tabela 10.4 - Dados relativos ao ensaio de corrosão

<i>Região ensaiada</i>	Taxa de corrosão mm/ano	Tensão de corrosão V	Corrente de corrosão uA/cm ²
<i>substrato</i>	3.17×10^{-3}	0.3807	7.258
<i>interface</i>	1.6×10^{-10}	0.2771	0.3856×10^{-6}
<i>topo</i>	3.6×10^{-4}	0.3328	0.8297
<i>subst. + camada</i>		0.3583	31.54

Uma superfície revestida implica em áreas de diferentes materiais, ou seja, o material de revestimento e o substrato. Desse modo ocorre diferença de potencial entre essas regiões. Isto ocorre também para peças soldadas ou que sofreram algum tipo de revestimento localizado como no processo a laser por exemplo, pelo fato que o aquecimento local resulta na modificação da natureza das fases presentes ou de suas composições, dando condições para criação de diferença de potencial.

Os valores da corrente de corrosão fornecem uma evidência qualitativa do fato de que a camada comporta-se passivamente. Em contraste, a interface substrato - camada se comporta de modo ativo, implicando em uma corrente de corrosão bem mais alta. Desse modo para superfícies revestidas com laser onde a estrutura martensítica predomina, assim como nas regiões de sobreposição de uma pista sobre outra, as amostras apresentam um comportamento satisfatório com relação a resistência a corrosão.

A alta taxa de corrosão na interface substrato-camada sobre a superfície da amostra pode ser explicada através da coexistência de regiões superficiais altamente heterogêneas com concentrações diferentes e distribuição irregular das fases presentes, o que deve ter ocorrido na zona afetada termicamente. Isto determina um aumento considerável na diferença de potencial, o qual causa a corrosão de regiões menos nobres. A corrosão é significativamente menor para a região sobreposta entre uma pista e outra do que para a interface substrato - camada.

Esta interface camada - substrato afetada pelo tratamento a laser é a região mais sensível a corrosão produzida pelo tratamento térmico, logo as peças revestidas pelo processo

deverão apresentar uma superfície totalmente revestida, sem nenhum tipo de vão entre a camada e o substrato para não criar uma célula galvânica.

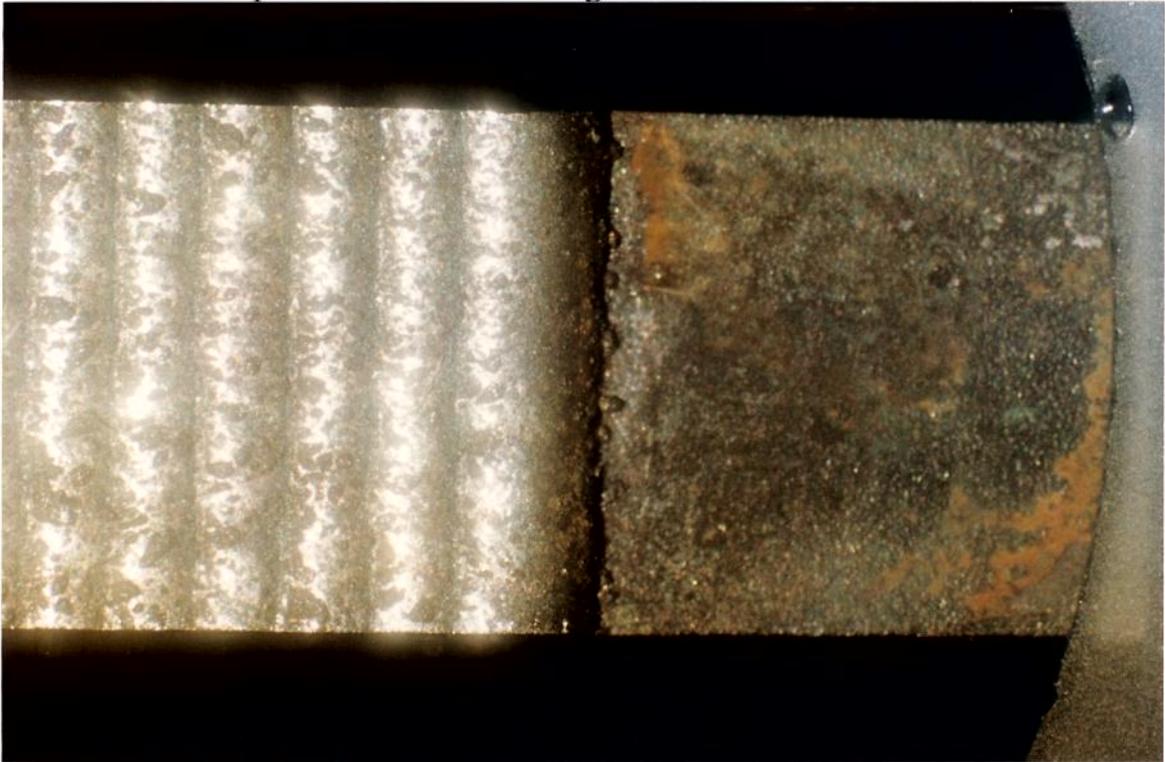


Fig. 10.59 - Aspecto da superfície da amostra exposta ao meio corrosivo por 300 horas - 12.5x



Fig. 10.60 - Aspecto da interface substrato camada sujeita ao meio corrosivo por 300 horas. - 12.5x



Fig. 10.61 - Aspecto da interface substrato camada sujeita ao meio corrosivo por 300 horas. - 12.5x

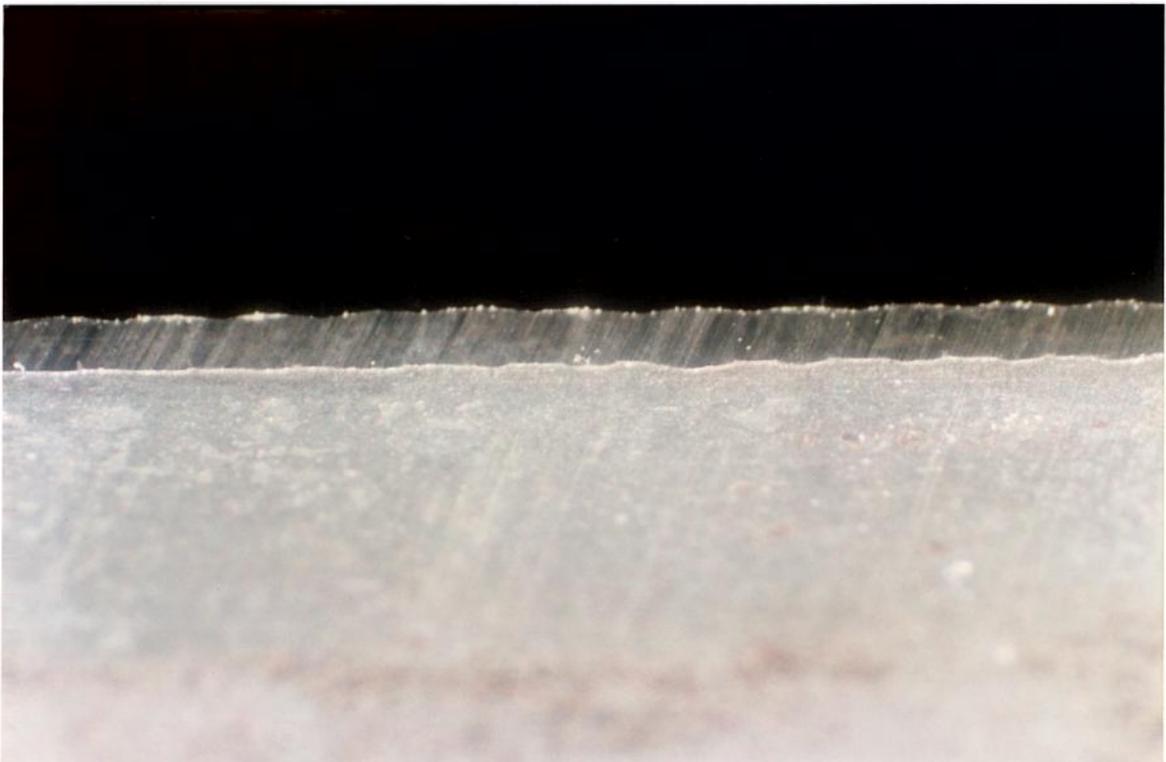


Fig. 10.62 - Aspecto da interface substrato camada sujeita ao meio corrosivo por 300 horas. - 12.5x

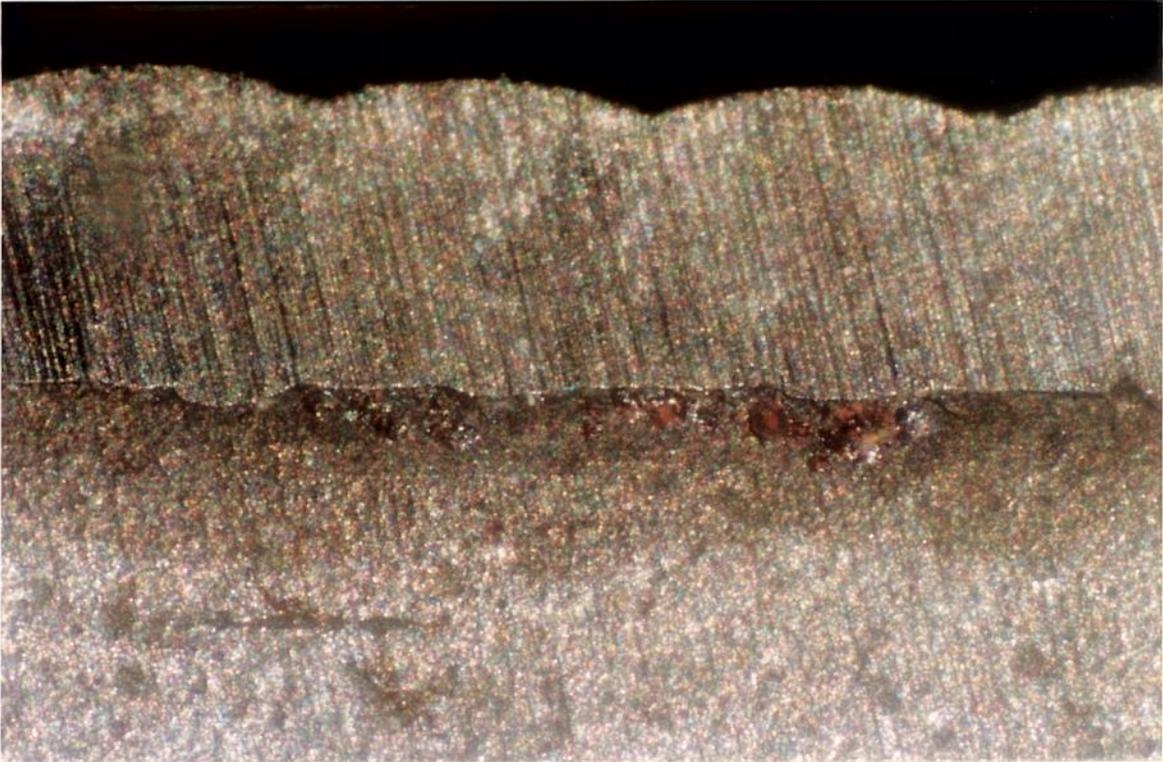


Fig. 10.63 - Aspecto da interface substrato camada sujeita ao meio corrosivo por 300 horas. - 12.5x

Considerações:

A ausência de uma estrutura de solidificação característica de solda, junto a linha de fusão, torna a superfície fundida a laser nos materiais, conhecida em função de seu processo de solidificação desenvolver-se a partir de uma interface L/S plana na maioria dos casos, estabilizada através de um alto gradiente de temperatura no líquido junto a interface sólido/líquido e uma pequena velocidade de solidificação, durante o primeiro estágio da solidificação. O aumento da velocidade de solidificação e a diminuição rápida do gradiente de temperatura no líquido, junto a interface sólido - líquido, após a fusão com o feixe de alta energia, conduz a instabilidade da interface sólido - líquido e para o desenvolvimento da estrutura celular-dendrítica, visível no centro da região fundida. Devido a alta taxa de resfriamento, as ramificações secundárias das dendritas são também completamente ausentes ou muito curtas, de modo que a estrutura é muito fina. A estrutura aparentemente epitaxial, que pode ser observada na região central da região celular-dendrítica, é constituída por uma estrutura dendrítica perpendicular que está alinhada com a direção de deslocamento do feixe de

laser para o centro da pista fundida. No processo avaliado por esse trabalho não ocorre no 1º estágio de solidificação junto a interface substrato-camada uma frente macroscopicamente plana de solidificação, de modo que a solidificação começa de forma dendrítica caracterizando gradientes de temperaturas mais baixos provocando a instabilidade da frente de solidificação.

No pó distribuído diretamente na região de interação do feixe, a energia específica deve ser consumida pela fusão, simultaneamente tanto pelo pó quanto pelo substrato, e a região da poça fundida deverá ser uma solução líquida uniforme. A taxa de solidificação nesse processo variou em torno de 10^4 °C/s, sem apresentar como descrito anteriormente frente macroscopicamente plana de solidificação. Contudo, a região fundida resfriou rapidamente. Durante a solidificação, a energia referente ao calor latente foi liberada e transmitida para o substrato. O fluxo convectivo de fluido que ocorre na região da poça fundida produz uma distribuição uniforme dos elementos de liga na liga solidificada.

A secção transversal da amostra após a solidificação apresentou três regiões distintas: o material base, a região afetada pelo calor e a região fundida (camada depositada). A partir da interface entre a camada e a região afetada pelo calor observa-se uma estrutura de crescimento colunar epitaxial, essa estrutura é quase uniforme e não apresenta grande diluição.

No resfriamento quando atingida a temperatura de transformação $\alpha \Rightarrow \gamma$, uma transformação de estado sólido ocorre resultando uma estrutura austenítica. Com o resfriamento a austenita transforma-se em martensita resultando a temperatura ambiente uma estrutura de dendritas de martensita com austenita retida, pois a temperatura M_i tende a abaixar com a velocidade de resfriamento. Segundo a literatura é possível a presença nos contornos das dendritas alguma percentagem de ferrita interdendrítica residual e precipitação de carbonetos, quando o resfriamento atinge o campo $L + \alpha + \gamma$ ou $L + \alpha$, o que não foi constatado nesse caso.

A microestrutura resultante da camada analisada é como já mencionado martensita circundada por austenita retida em toda a sua espessura. Essa conclusão tem o respaldo dos seguintes aspectos:

1. microestrutura indicada nas fotos das Figuras 10.14 a 10.39, revelada pelo ataque da Tabela 9.6;
2. dureza da camada em torno de 700 a 800 HV, dureza característica de uma estrutura martensítica obtida por fusão laser, ou seja, bastante refinada;
3. difração de Raio-X, onde uma análise quantitativa indica a presença de 34% de austenita retida (fração volumétrica) no 1º experimento; 56% de austenita retida (fração volumétrica) no 2º experimento e 0% na amostra do 2º experimento aquecida a 970 °C e resfriada em óleo.
4. a microestrutura apresentada nas fotos permanece em relevo em toda a sua extensão de acordo com as Figuras 10.12 e 10.13, ou seja, a martensita se mostra em um nível mais elevado enquanto a fase clara em um segundo nível inferior, o que é uma característica da fase austenítica. Já a fase ferrítica geralmente, apresenta um nítido delineamento de grão, onde a fase ferrítica é clara e o contorno de grão se apresenta na forma escura. Esse aspecto em conjunto com a difração de Raio-X elimina a dúvida de que a fase clara pode-se ser ferrita, deixando claro que se trata de austenita retida..

Esta quantidade de austenita retida pode por sua vez reduzir significativamente o campo de resistência da camada para o nível da austenita. Diferentes reações potencialmente sérias podem ocorrer se essa austenita retida se transformar em martensita quando a peça estiver em serviço. Este volume de mudança pode conduzir a trinca. Em processos convencionais a realização de um revenimento duplo é utilizado para reverter alguma martensita formada desta maneira. O uso do revenimento duplo é comum na tecnologia de aços ferramentas. Talvez nesse processo um tratamento térmico de revenido por laser sobre a camada de forma controlada e otimizada possa conduzir a transformação dessa austenita retida em martensita.

Os tratamentos térmicos de materiais através de um laser industrial (usualmente de CO₂) dependem diretamente dos parâmetros inerentes ao equipamento, envolvendo sobretudo

a óptica externa ao laser ou a capacidade de variação dos modos de transmissão da cavidade, além das características inerentes ao material.

No caso dos aços o comportamento quanto a microestrutura resultante não é difícil de prever em virtude dos mecanismos de transformação de fase serem conhecidos, embora nos tratamentos convencionais a taxa de resfriamento não é tão alta quanto no tratamento térmico a laser.

Nesse processo um aspecto importante é a elevação da temperatura A_{c1} e o rebaixamento da temperatura M_f com a elevação da taxa de resfriamento, resultando em elevadas percentagens de austenita retida, embora a influência da austenita retida sobre as propriedades mecânicas da camada depositada não tenha sido analisada. O fato desse percentual ter sido reduzido à 0% ou inferior a 5% pela têmpera em óleo, quando a amostra revestida foi aquecida à 970°C por 2 horas indica que um pós tratamento a laser como mencionado acima sobre a camada obtida à temperaturas mais baixas deve ser eficiente na redução do percentual de austenita retida, uma espécie de revenido.

Quanto a variação de dureza entre o substrato (200 HV) e a camada (700 a 800 HV) e os resultados obtidos na análise pela micro-sonda eletrônica, a eficiência do processo de laser cladding é observada. Tal eficiência se reflete também na resistência à corrosão da camada, que mostrou excelentes condições de suportar a ação de meios corrosivos, enquanto que o substrato mostrou-se bastante suscetível, devendo-se observar que o revestimento deve ser realizado por toda a superfície de modo a não permitir frestas que possam constituir uma célula galvânica.

Considerando ainda um comparativo do laser cladding com relação ao processo de solda a arco por exemplo, podemos listar algumas vantagens como: redução na diluição, redução no refugo devido a distorção térmica (pouca energia é absorvida pelo substrato), redução na porosidade e redução na usinagem posterior ao cladding, diminuindo o custo devido ao material ser precisamente colocado.

A espessura da camada depositada variou de 0.8 a 1 mm e verificou-se a não difusão (diluição) do cromo para o substrato, concentrando-se somente na camada. A ausência da segregação do cromo é muito difícil de explicar, visto que a velocidade de solidificação no fundo da camada é moderada, e uma convecção intensa do metal líquido ocorre durante a refusão à laser.

De uma forma geral a camada mostrou-se uniforme e de boa aderência ao substrato. Quanto a uniformidade dois aspectos são importantes levando em consideração a densidade de potência aplicada:

- 1 - para densidades de potência superiores a $1.6 \times 10^4 \text{ J/cm}^2$ as trilhas são mais estreitas e a ZAT é maior.
- 2 - para densidades de potência entre 10^4 e $1.6 \times 10^4 \text{ J/cm}^2$ as trilhas são mais largas e a ZAT é menor.

De modo que podemos concluir que ao mesmo tempo em que o processo é viável, a gama de parâmetros deve resultar em diferentes resultados, podendo ou não serem de interesse para uma determinada aplicação.

Capítulo 11

Conclusões e sugestões para trabalhos futuros

11.1. Conclusões

Os resultados decorrentes do uso do laser cladding para produzir uma camada de aço de alto cromo em um substrato de baixa liga, nas condições abordadas neste trabalho, nos permitem afirmar:

- ① A análise do ângulo de molhamento e do aspecto micrográfico da junção camada depositada/substrato indicou o seguinte conjunto de parâmetros como o ideal para a realização do cladding: densidade de potência de $1.6 \times 10^4 \text{ J/cm}^2$, velocidade de deslocamento da amostra 8 mm/s e razão de alimentação do pó 0.10 e 0.15 g/s;
- ② Partindo-se de um pó com composição de 13% de Cromo, obteve-se camadas com concentração de Cromo em torno de 13 %, caindo abruptamente para a concentração do substrato, não apresentando uma zona de concentração intermediária. Foram obtidas camadas depositadas com espessuras em torno de 1 mm;
- ③ Na camada depositada, rica em cromo, foram obtidas durezas em torno de 700 a 800 HV e para o substrato 200 HV. A dureza esperada para ligas com a mesma composição de cromo em tratamentos convencionais se situa em torno de 528 HV. O resultado obtido é consequência do refino de grão por laser que também favorece o aumento da dureza;
- ④ A análise da corrosão realizada em uma solução de NaCl 3.5% durante 15 horas apresentou uma taxa de corrosão para a superfície de recobrimento 10 vezes menor que o substrato;
- ⑤ Ocorre a presença de uma distribuição pequena e não homogênea de poros não concentrada na interface que, pelos resultados acima, não compromete a resistência à corrosão e a dureza;
- ⑥ A presença de austenita retida foi em torno de 35 % a 56 %, acima do recomendado pela literatura (em torno de 5% para tratamentos convencionais), sendo portanto recomendável um tratamento sub zero ou um tratamento térmico por laser para adequar aos valores recomendados pela literatura;

- ⑦ O Cladding por laser é uma efetiva ferramenta para revestimentos superficiais de peças metálicas sujeitas a elevados índices de corrosão e de desgaste.

11.2. Sugestão para trabalhos futuros

Para complementar o trabalho sugere-se:

- ① a realização de um ensaio de resistência ao cisalhamento de acordo com a norma A 263 - 63 com o dispositivo da Figura 8.2, em conjunto o ensaio de aderência, dobramento e tração especificados pela norma. Esses ensaios implicam na aquisição de informações capazes de levantar as características mecânicas do revestimento e conseqüentemente, o conhecimento das propriedades mecânicas finais;
- ② Em conjunto aos ensaios deve-se considerar o efeito da austenita retida, variando sua percentagem em função de parâmetros adotados e em seguida realizar novos ensaios de cisalhamento e aderência. Essa variação de parâmetros implica também em uma gama de informações bem maior do que a que foi exposta nesse trabalho pelo fato de que nessa dissertação o objetivo foi verificar a viabilidade do processo, deixando para uma 2^a etapa sua otimização, de forma a se alcançar condições ótimas de operação;
- ③ Outro aspecto é o levantamento dos desenhos existentes dos moldes atuais de forma a se ter conhecimento da dificuldade no momento do revestimento, no caso de moldes de formas mais complexas e de sulcos mais profundos e a verificação do comportamento substrato/camada quando o conjunto é submetido a tratamentos térmicos e processo de usinagem.

Referências Bibliográficas:

Periódicos Utilizados:

- [01] *ACTA METALLURGICA*
- [02] *ASM INTERNATIONAL*
- [03] *FIZ. KHIM. MEKH*
- [04] *INTERNATIONAL MATERIALS REVIEW*
- [05] *JOURNAL OF APPLIED PHYSICS*
- [06] *JOURNAL OF THE IRON AND STEEL INSTITUTE*
- [07] *JOURNAL OF METALS*
- [08] *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*
- [09] *METALLURGICAL TRANSACTIONS*
- [10] *METAL PROGRESS*
- [11] *SURFACE COATINGS & TECHNOLOGY*
- [12] *TRANSATIONS OF THE AIME*
- [13] *THE IRON AGE*
- [14] *WELDING JOURNAL*
- [15] *WELDING RESEARCH SUPPLEMENT*

Artigos Técnicos:

- ANDERSON, J. O.; “A Thermodynamic Evaluation of the Fe - Cr - C System”, **Metallurgical Transation**, vol. 19A, 627-636, March - 1988.
- ASHBY, M. F. AND EASTERLING, K. E.; “The Transformation Hardening of Steel Surfaces by Laser Beam”, **Acta Metall.**, vol. 32, p. 1935 - 1948, 1984.
- AZIZ, M. J.; **J. Appl. Phys.**, vol. 53, p. 1158, 1982.
- AZZOLINI JUNIOR, W.; FILIPPINI IERARDI, M. C.; GARCIA, A. e VILAR R.; “Análise de Cladding obtido pela fusão com laser de aço rico em cromo sobre substrato de aço de baixa liga”, **Anais do 50º Congresso da Associação Brasileira dos Metais (ABM) - Agosto (1995) e M & M - Metalurgia & Materiais - ABM - Vol. 42, nº 455, pp. 407 - 410, julho/1996.**
- BATTLE, T. P.; “Mathematical Modelling of Solute Segregation in Solidifying Materials”, **International Materials Review**, vol. 37, pp. 249 - 270, 1992.
- BOETTINGER, W. J. AND CORIELL, S. R.; “Science and Technology of the Undercooled Melt”, **NATO ASI Series E-No114**, Martinus Nijhoff, Dordrecht, pp. 81 - 108, 1986.
- CARVALHO, P. A.; BRAZ, N.; PONTINHA, M. M.; FERREIRA, M. G. S.; STEEN, W. M.; VILAR, V. AND WATKINS, K. G.; “Automated workstation for variable composition laser cladding -- its use for rapid alloy scanning”; **Surface Coatings & Technology**, Vol. 72, pp. 62 - 70, 1995.
- DYSON, D. J. AND HOLMES, B.; “Effect of Alloying Additions on the Lattice Parameter of Austenite”, **Journal of The Iron and Steel Institute**, pp. 469-474, May, 1970.

- ELMERI, J. W.; ALLEN, S. M. AND EAGAR, T. W.; "Microstructural Development during Solidification of Stainless Steel Alloys", **Metallurgical Transactions A**, vol. 20A, 2117-2131, october, 1989.
- ENTWISLE, A. R.; "The Kinetics of Martensite Formation in Steel", **Met Trans**, vol. 2, p. 2395-2407, 1971.
- ESCUADERO, M. L. AND Belló, J. M.; "Laser surface treatment and corrosion behavior of martensitic stainless AISI420 steel", **Materials Science and Engineering**, vol. A158, pp. 227- 233, Maio; 1992.
- ESSIEN, M. AND FUERSCHBACH, P. W.; "Beam Characterization of a Materials Processing CO₂ Laser", **Welding Research Supplement**, February, p. 48-s, 1996.
- FILLIPINI IERARDI, M. C.; GARCIA, A.; COSTA, A. R. C. E VILAR R.; "Aspectos Macro e Microestruturais induzidos por fusão superficial com laser em aço ferramenta" - **Anais do 49º Congresso da Associação Brasileira dos Metais (ABM)**, vol. X - p. 131 - (1994).
- FRENK, A. AND KURZ, W.; "Formation des Microstructures dans les Traitements Laser", in: **Laser de Puissance e Traitements des Materiaux** (ref. 2), pp. 195 - 215, 1991.
- GRIFFIN, N. R.; FORGENG, W. D. AND HEALLY, G. W.; "Liga Ternária C-Cr-Fe", **Trans AIME**, vol 224, p 148 - 159, 1962.
- HEGGE, H. J.; DE BEURS, H.; NOORDHUIS, H. AND DE HOSSON, J.; "Tempering of Steel during Laser Treatment", **Metallurgical Transactions A**, vol. 21A, pp.987 - 995, April, 1990.
- JOHNSON, E.; GRABAEK, L.; Johansen, A. AND KRISTENSEN, L.S.; "Microstructure of Rapidly Solidified Stainless Steel", **Materials Science and Engineering**, pp. 301 - 303, 1988.

- JACKSON, R. S.; "The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-Cr-C Metastable System", in **Journal of The Iron and Steel Institute**, February, p. 163, 1970.
- KATAYAMA, S. AND MATSUNAWA, A.; **Proc. ICALEO**, pp. 60 - 67, 1984.
- KRAPOSHIN, V. S.; "Treatment of the surface of metallic materials with laser radiation", **Fiz. Khim. Mekh.**, nº 3, p. 1 - 12, 1982.
- KRAUSS, G.; "Steels: Heat Treatment and Processing Principles", **ASM International**, USA, p. 47, December 1989.
- MERLIN, J.; CHANG, JUN LI; MANDERSCHIED, T. ET RENARD, C. AND OLIVEIRA, C.; "Transformation et Caracterisation D'Un Faisceau Laser CO₂ pour des Applications en Traitement des Matériaux", **Laser de Puissance et Traitements des Matériaux**, p. 125, 1991;
- SCHAEFFLER, A. L.; "Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal", **Metal Progress**, vol. 56, 680 and 680b, 1949.
- SCHAEFFLER, A. L.; "Selection of Austenitic Electrodes for Welding Dissimilar Metals", **Welding Journal**, vol. 26, Oct. 1947, p. 601s, 1947.
- SCHAEFFLER, A. L.; "Welding Dissimilar Metals with Stainless Electrodes", **The Iron Age**, vol. 162, p. 72, July, 1948.
- SINGH, J. S.; "The Constitution and Microstructure of Laser Surface - Modified Metals", **Journal of Metals**, pp. 8-14, 1992.
- SHIUE, R. K. AND CHIEN, C.; "Laser Transformation Hardening of Tempered 4340 Steel", **Metallurgical Transactions A**, vol. 23A, January, p. 163 - 170, 1992.

- THOMAS, P. BATTLE AND ROBERT, D. PEHLKE; "Mathematical Modeling of Microsegregation in Binary Metallic Alloys", **Metallurgical Transactions B**, vol. 21B, p. 357, April 1990.
- TRIVED, R.; MAGNIN, P. AND KURZ, W.; **Acta Metall.**, vol. 35, p. 971, 1987.
- VILAR, R.; COLAÇO, R. AND DURÃO, L.; "Laser Surface Melting of Martensitic Stainless Tool Steels", **Proceedings of Lamp**, pp. 779 - 782, June, 1992.
- VILAR, R.; CONDE, O. AND COLIN, D.; "Laser Surface Melting of AISI 420 Stainless", The Minerals, **Metals&Materials Society-Surface Modification Technologies III**, 343 - 357, 1990.
- VILAR, R. AND COLAÇO, R.; "Laser Surface Melting of Bearing Steels", **Laser Applications for Mechanical Industry**, pp. 305-313, 1993.
- WARREN, R. THORPE AND BRUNO, CHICO; "The Fe-Rich Corner of the Metastable C-Cr-Fe Liquidus Surface", in **Metallurgical Transactions A**, vol. 16A, pp. 1541, September 1985.
- WEERASINGHE, V. M. AND STEEN, W. M.; "Laser Cladding with Pneumatic Powder Delivery", **Proc. 4th Int.Conf. on Lasers in Materials Processing**, Los Angeles, Jan. 1983, ed. E. A. Metzbower. Publ. ASM, Ohio, USA, pp. 166 - 175, 1984.
- WEERASINGHE, V. M. AND STEEN, W. M.; "Laser Cladding by Powder Injection", **Proc. Conf. Lasers in Manufacturing 1**, publ. IFS publ. Ltd., Kempston Bedford ed. M. Kimmitt, Nov., pp 125 - 132, 1993.
- ZIMMERMANN, M. et al.; "Rapid Solidification of Al - Cu Eutectic Alloy by Laser Remelting", **Acta Metal.**, vol. 37, pp. 3305-3313, 1989.

Teses:

- BERRETA, J. R.; “Investigação do processo de endurecimento de materiais via laser”, **TESE DE MESTRADO, IPEN/USP**, 1995.
- CARVAJAL FALS, H. D.; “Influência do insumo de calor na corrosão intergranular dos aços AISI316 soldados pelo processo MIG”, **TESE DE MESTRADO, UNICAMP/FEM/DEMA**, (1995).
- D. NETO, OMAR DE OLIVEIRA; “Considerações sobre um sólido cristalino submetido a um campo de laser intenso”, **TESE DE MESTRADO, UNICAMP/INSTITUTO DE FÍSICA**, 1985.
- S. WAGNER, P. R.; “Estudo e desenvolvimento de um laser de CO₂ tipo guia de ondas excitado por rádio frequência”, **TESE DE MESTRADO, UNICAMP/INSTITUTO DE FÍSICA**, 1991.

Livros:

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; “Standard Specifications for Shear Strength Test and Corrosion - Resisting Chromium Steel Clad Plate, Sheet, and Strip (A 263 - 63)”, Metals Handbook, 9 ed., **Metals Park**, vol. 11, p. 240 - 247, 1978.
- BRICK, PENSE AND GORDON; “Structure and Properties of Engineering Materials”, **Mc Graw-Hill (series in materials science and engineering)**, 1977.
- DE CAMPOS FILHO, MAURÍCIO PRATES E GRAEME, JOHN DAVIES; “Solidificação e fundição de metais e suas ligas”, Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos; São Paulo: **Editora da Universidade de São Paulo**, 1978.
- CHARSCHAN, S. S.; “Lasers in Industry”, **Van Nostrand Reinhold Company**, USA, 1972.

EISBERG, ROBERT E RESNICK, ROBERT; “Física Quântica - Átomos e Moléculas, Sólidos, Núcleos e Partículas”, **Editora Campus Ltda**, Rio de Janeiro - 1979.

GENTIL, V.; “Corrosão”, **Editora Guanabara Dois**, 2ª ed., Rio de Janeiro, 1982.

GLAMVILL, A. B. E DENDON, E. N.; “Princípios Básicos e Projetos de Moldes de Injeção”, **Editora Edgard Blucher Ltda**, 1963.

JACKSON, J. D.; “Classical Eletrodynamics”, **ed. Wiley**, 1962.

KOECHNER, W.; “Solid-State Laser Engineering”, **ed. Springer-Verlag**, 1988.

KURZ, W. AND FISCHER, D.; “Fundamentals of Solidification”, **Trans. Tech Publications**, 3ª edição, 1989.

LASER INSTITUTE OF AMERICA; Toledo, Ohio.; “Fundamentals of Lasers”, 1985.

LEVINE, A. K.; Johnson, L. F.; “Lasers”, vol. 1, **ed. New-York**, 1966.

LONGO, W. P.; “Seleção dos Aços para Construções Mecânicas”, Rio de Janeiro, 2ª ed, **IME**, 1966.

LOVEJOY, PAUL T.; “Structure and Constitution of Wrought Martensitic Stainless Steels”, in Metallurgy of Stainless Steels - Research Metallurgist, Research Center, **Allegheny Ludlum Steel Corporation**, Brackenridge, Pennsylvania.

LUXON, J. T.; PARKER, E. D.; “Industrial Lasers and their Applications”, **Prentice - Hall**, Inc. - 1985.

MAILLET, H.; “O Laser - Princípios e Técnicas de Aplicação”, **Editora Manole Ltda**, 1987.

- MARTELLUCCI, S. ET AL. (EDS); "Laser Applications for Mechanical Industry", **Kluwer Academic Publishers, Printed in the Netherlands**, p. 305-314. 1993.
- MEI, PAULO; DA COSTA E SILVA, A. L.; "Aços e ligas especiais", Sumaré, SP: **Eletrometal S. A. Metais Especiais**, 2^o ed., 1988.
- PADILHA, A. F. E GUEDES, L. C.; "Aços Inoxidáveis Austeníticos", **Hemus Editora Ltda.**, 1994.
- RAUTER, R.O.; "Aços Ferramentas", **L.Téc. Cient. Ed.**, Rio de Janeiro, 1974.
- RAYNOR, G. V. AND RIVLIN, V. G.; "Phase equilibria in iron Ternary Alloys: a critical assesment of the experimental literature", London: **Institute of Metals**, 1988.
- ROBERTS, G. A.; HAMAKER JR, J. C. AND JOHNSON, A. R.; "Tool Steels", **American Society for Metals, Metals Park**, Ohio, p. 200, 1962.
- ROESSLER, D. M; "An Introduction to the Laser Processing of Materials", **The Industrial Laser Annual Handbook**, pp 16 - 30, 1986.
- SCHAWLOW, A. L.; "Lasers an light", Readings from Scientific American, **ed. W. H. Freeman and Company**, 1969.
- STEEN, WILLIAM M.; "Laser Material Processing", **Springer - Verlag London Limited**, 1991.

Apêndice 'A'

Simbologia Utilizada

Letras Latinas

A - área	[cm ²]
a ₀ - valor característico da espessura da interface	[μm]
\vec{B} - intensidade do vetor campo magnético (vetor indução magnética)	[T]
C _o - concentração nominal da liga	[%]
C _s ⁱ - concentração do soluto no sólido junto à interface	[%]
c = 3.10 ⁸ velocidade da luz	[m/s]
d - campo de variação do diâmetro do feixe no eixo de "z"	[mm]
D _i - coeficiente de difusão pela interface	[m ² /s]
D _L - coeficiente de difusão no líquido	[m ² /s]
dP - densidade de potência	[W/cm ²]
dE - densidade de energia	[J/cm ²]
E - energia do fóton	[eV]
\vec{E} - intensidade do vetor campo elétrico	[N/C]
f - distância focal da lente	[mm]
G _L - gradiente de temperatura no líquido junto a interface	[K/m]
g - variação do diâmetro do feixe no ponto de aplicação	[adimensional]
h - constante de Planck (6.63 x 10 ⁻³⁴)	[J.s]
I ₀ - intensidade do feixe	[W/cm ²]
I _{máx} - intensidade máxima do feixe	[W/cm ²]

I_{\min} - intensidade mínima do feixe	[W/cm ²]
$K = K_e$ - coeficiente de partição no equilíbrio	[adimensional]
K_v - coeficiente de distribuição de soluto em função da velocidade de solidificação	[adimensional]
K_0 - constante eletrostática do vácuo = 9×10^9	[Nm ² /C ²]
l - distância entre os espelhos da cavidade ressonante	[m]
$m = m_e \Rightarrow$ inclinação da linha liquidus no diagrama de fase no equilíbrio	[°]
m_v - mudança da inclinação com a variação da velocidade de resfriamento	[°]
P = potência	[W]
R - raio de curvatura dos espelhos	[mm]
s (segundos)	[C/A]
$\dot{T} = \varepsilon \Rightarrow$ taxa de resfriamento	[K/s]
$T = \frac{V_S}{m^2} \Rightarrow$ tesla é a indução magnética se um fluxo magnético de 1 Weber (Wb = Vs) atravessa perpendicularmente uma secção de 1 m ²	[J/sA]
t - tempo	[s]
V_s - velocidade de solidificação	[m/s]
V_a - velocidade de estabilização absoluta	[m/s]
V_{sc} - velocidade de instabilização da interface	[m/s]
V_{fi} - fator de visibilidade das franjas	[adimensional]
W_e - densidade de energia	[J/cm ²]
W_p - densidade de potência	[W/mm ²]
z - profundidade de foco	[mm]

Letras Gregas:

λ - comprimento de onda	[μm]
$(\rho (V_{nm}))$ - densidade de energia do campo indutor -	[$(\text{J}/\text{m}^3 \text{ s})$]
$\mu_0 \times \varepsilon_0 = \left[\frac{\text{Tm}}{\text{A}} \right] \times \left[\frac{\text{C}}{\text{Vm}} \right] = \left[\frac{\text{Vs}}{\text{mA}} \right] \times \left[\frac{\text{C}}{\text{Vm}} \right] = \left[\frac{\text{s}}{\text{m}^2} \right] \times \left[\frac{\text{C}}{\text{A}} \right] = \frac{\text{s}^2}{\text{m}^2}$	[s^2/m^2]
μ_0 - permeabilidade magnética do vácuo = $4\pi \times 10^{-7}$	[$\text{T}(\text{m}/\text{A})$]
ε_0 - permissividade elétrica do vácuo = 8.85×10^{-12}	[C/Vm]
θ - ângulo de divergência	[$^\circ$]
τ - intervalo de tempo	[s]
ν - frequência da onda eletromagnética	[Hz]
Γ - parâmetro dependente da tensão superficial e da entropia de fusão	[m]
ω_0 - diâmetro do feixe na cintura do feixe	[mm]
ω - diâmetro do feixe	[mm]
ω_L - diâmetro da lente	[mm]

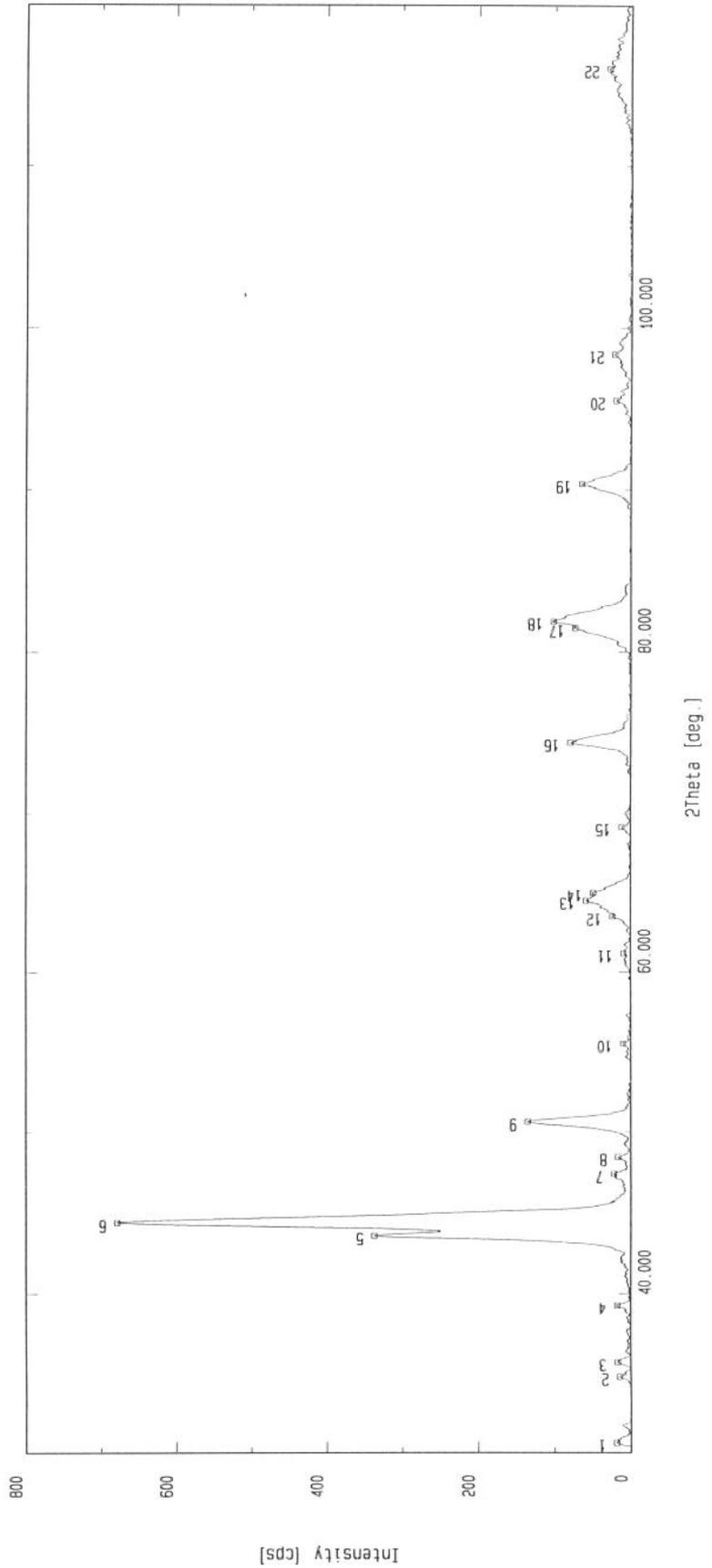
ANEXO 1

Peak search

Sample : Aco/laser] mode : Automatic Savitzkey-Golay's Points : 37
 File : .0063] mode : Sonneveldt-Visser's method
 Comment : Walther-Unicamp
 Date : 21-Mar-96 15:22]
 Operator : RINT]

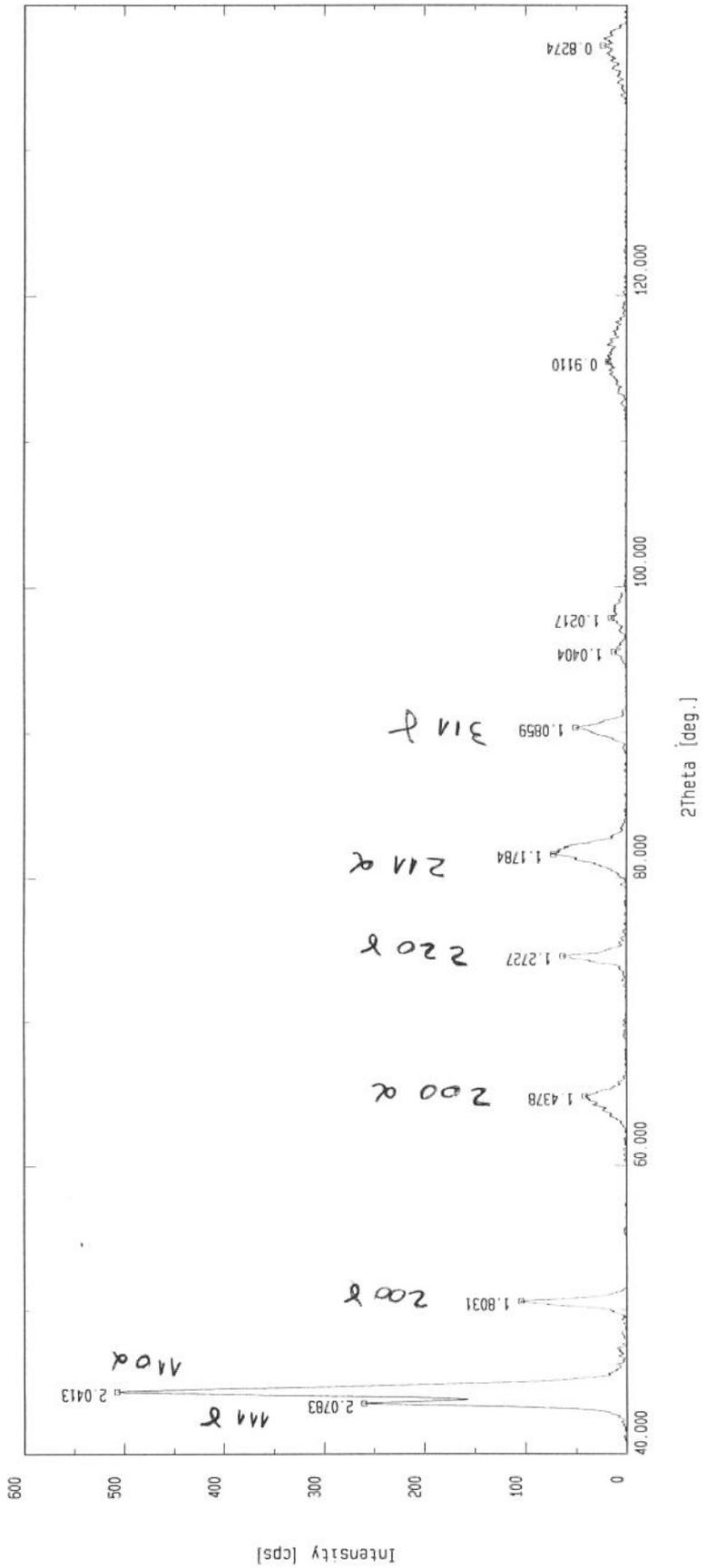
[Smoothing]
 [B.G. elimination]
 [Ka2 elimination]
 [Peak search]

Max. width of peak : 2.00
 Min. height of peak : 1.000
 Typical width : 0.38
 Minimum height : 18.227



Peak search

Sample : Aco Laser/2] mode : Automatic Savitzky-Golay's Points : 33
 File : .0066] mode : Sonneveld-Visser's method Max. width of peak : 2.00
 Comment : Walther/Unicamp] [B.G. elimination] Min. height of peak : 1.000
 Date : 25-Mar-96 12:31] [Ka2 elimination] Intensity ratio : 0.500
 Operator : RINT] [Peak search] Typical width : 0.36
 Minimum height : 10.831



Quant. analy. [Retained austenite]

Sample : Aco Laser Date : 26-Mar-96 01:34
 File : Austenite meth.0018 Operator : RINT
 Comment : Walther/Unicamp

Measurement condition

X-ray : Cu K-ALPHA1 / 40 kV / 30 mA Counter : Scintillation counter
 Gonio : RINT2000 Wide angle goniometer
 Attachment : Auto sample changer (5 samples)
 Filter : Not installed Scan mode : FT
 I. Monochro : Sampling time: 0.62 sec.
 C. Monochro : Automatic monochromator Step angle : 0.01 deg.
 Divergence slit: "1deg." Scan axis : 2 Theta / Theta
 Scattering slit: "1deg." Scan range : 41 -> 46.5 deg.
 Receiving slit: "0.6mm" Theta offset: 0 deg.
 Spin speed : 60.00 rpm

Intensity type : Integrated intensity

Analysis result

Sample : Aco Laser		Comment : Walther/Unicamp		File :		
	(h k l)	K Val.		(h k l)	K Val.	Quant. Val. (%)
Alpha	(2 0 0)	0.1470	Gamma	(2 0 0)	0.3446	16.92
	(2 1 1)	0.2793		(2 0 0)	0.3446	12.27
	(2 0 0)	0.1470		(2 2 0)	0.1929	45.07
	(2 1 1)	0.2793		(2 2 0)	0.1929	36.05
	(2 0 0)	0.1470		(3 1 1)	0.2245	52.13
	(2 1 1)	0.2793		(3 1 1)	0.2245	42.79
				Average (S.D.)		34.21 (S.D. 16.10)

Quant. analy. [Retained austenite]

Sample : Aco Laser Date : 26-Mar-96 01:34
 File : Austenite meth.0018 Operator : RINT
 Comment : Walther/Unicamp

Measurement condition

X-ray : Cu K-ALPHA1 / 40 kV / 30 mA Counter : Scintillation counter
 Gonio : RINT2000 Wide angle goniometer
 Attachment : Auto sample changer (5 samples)
 Filter : Not installed Scan mode : FT
 I. Monochro : Sampling time: 0.62 sec.
 C. Monochro : Automatic monochromator Step angle : 0.01 deg.
 Divergence slit: "1deg." Scan axis : 2 Theta / Theta
 Scattering slit: "1deg." Scan range : 41 -> 46.5 deg.
 Receiving slit: "0.6mm" Theta offset: 0 deg.
 Spin speed : 60.00 rpm

Intensity type : Integrated intensity

Peak data list

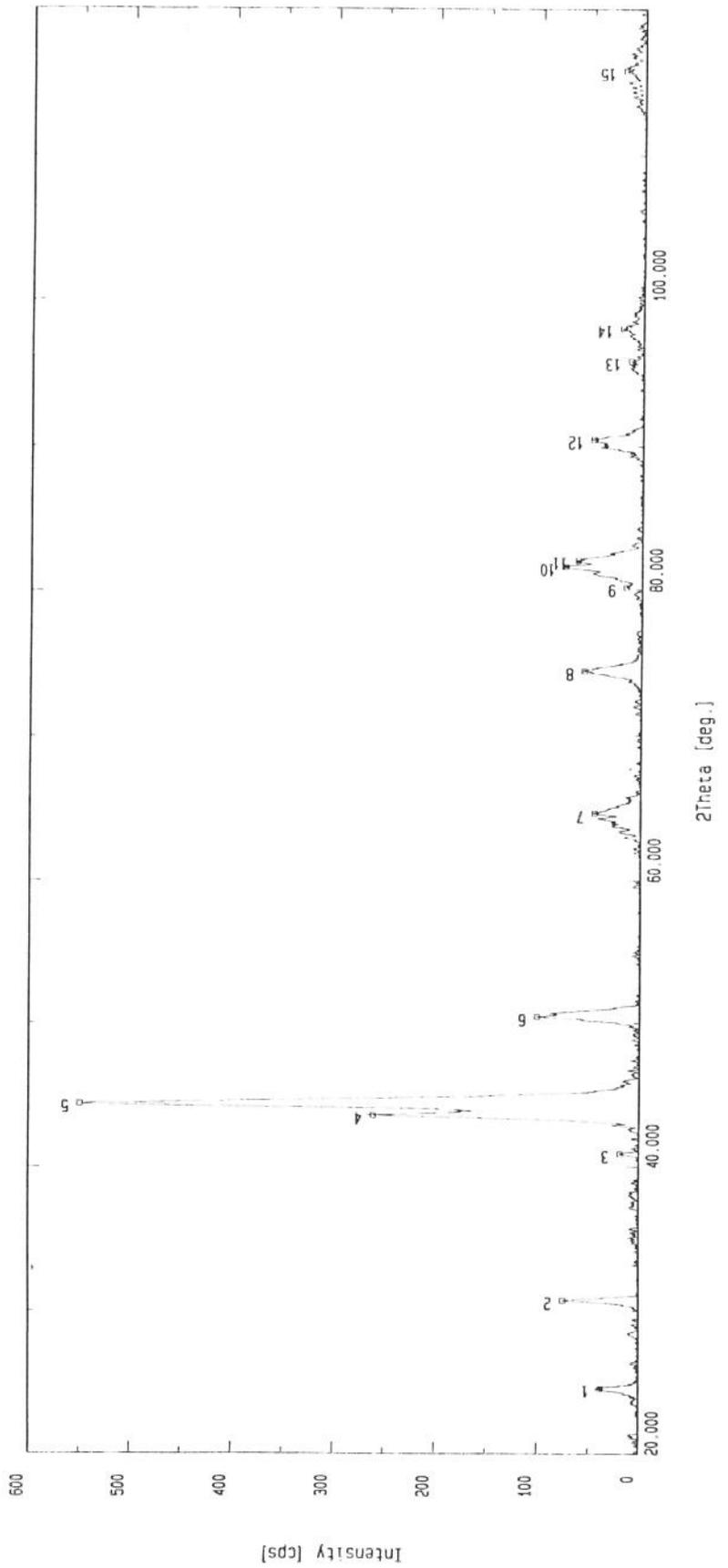
No.	G. No.	Sample name	File name	Peak Position	Alpha/Gamma	Fixed time	Intensity data
3	1	Aco Laser		50.494	Gamma	5.22	134
4	1	Aco Laser		64.614	Alpha	3.79	280
5	1	Aco Laser		74.401	Gamma	5.88	301
6	1	Aco Laser		81.794	Alpha	2.97	774
7	1	Aco Laser		90.256	Gamma	4.50	465

Quant. analy. [Retained austenite]

K value parameter								
a (Alpha)	2.866 Ang			a (Gamma)	3.592 Ang			
	h	k	l	d	m	f	e**k	e**2M
Alpha	(1	1	0)	2.027	12	18.453	2	0.964
	(2	0	0)	1.433	6	15.262	2	0.929
	(2	1	1)	1.170	24	13.155	2	0.896
Gamma	(1	1	1)	2.074	8	18.652	4	0.966
	(2	0	0)	1.796	6	17.443	4	0.954
	(2	2	0)	1.270	12	14.007	4	0.911
	(3	1	1)	1.083	24	12.323	4	0.879

Peak search

Sample : 2-Laser
 File : .0007
 Comment : Walther/UNICAMP
 Date : 23-Jul-96 15:59
 Operator : RINT
 [Smoothing] mode : Automatic Savitzky-Golay's Points : 27
 [B.G. elimination] mode : Sonneveld-Visser's method
 Max. width of peak : 2.00
 Min. height of peak : 30.000
 Intensity ratio : 0.500
 Typical width : 0.34
 Minimum height : 11.663
 [Ka2 elimination]
 [Peak search]



Quant. analy. [Retained austenite]

Sample : 2-Laser Date : 25-Jul-96 06:19
 File : Austenite meth.0006 Operator : RINT
 Comment : Walther/UNICAMP

Measurement condition

X-ray : Cu K-ALPHA1 / 40 kV / 30 mA Counter : Scintillation counter
 Gonio : RINT2000 Wide angle goniometer
 Attachment : Auto sample changer (5 samples)
 Filter : Not installed Scan mode : FT
 I. Monochro : Sampling time: 1.90 sec.
 C. Monochro : Automatic monochromator Step angle : 0.01 deg.
 Divergence slit: "1/2deg." Scan axis : 2 Theta / Theta
 Scattering slit: "1/2deg." Scan range : 38 -> 45 deg.
 Receiving slit: "0.3mm" Theta offset: 0 deg.
 Spin speed : 60.00 rpm

Intensity type : Peak intensity

Peak data list

No.	G. No.	Sample name	File name	Peak Position	Alpha/Gamma	Fixed time	Intensity data
3	1	2-Laser		50.613	Gamma	6.63	485
4	1	2-Laser		64.744	Alpha	7.97	403
5	1	2-Laser		74.534	Gamma	7.90	784
6	1	2-Laser		81.884	Alpha	3.56	562
7	1	2-Laser		90.347	Gamma	8.05	1103

Difratograma de Raio-X - 2º experimento - 8

Quant. analy. [Retained austenite]

Sample : 2-Laser Date : 25-Jul-96 06:19
 File : Austenite meth.0006 Operator : RINT
 Comment : Walther/UNICAMP

Measurement condition

X-ray : Cu K-ALPHA1 / 40 kV / 30 mA Counter : Scintillation counter
 Gonio : RINI2000 Wide angle goniometer
 Attachment : Auto sample changer (5 samples)
 Filter : Not installed Scan mode : FT
 I.Monochro : Sampling time: 1.90 sec.
 C.Monochro : Automatic monochromator Step angle : 0.01 deg.
 Divergence slit: "1/2deg." Scan axis : 2 Theta / Theta
 Scattering slit: "1/2deg." Scan range : 38 -> 45 deg.
 Receiving slit: "0.3mm" Theta offset: 0 deg.
 Spin speed : 60.00 rpm

Intensity type : Peak intensity

Analysis result

Sample : 2-Laser		Comment : Walther/UNICAMP		File :		
	(h k l)	K Val.		(h k l)	K Val.	Quant. Val. (%)
Alpha	(2 0 0)	0.1470	Gamma	(2 0 0)	0.3446	33.89
	(2 1 1)	0.2793		(2 0 0)	0.3446	41.14
	(2 0 0)	0.1470		(2 2 0)	0.1929	59.69
	(2 1 1)	0.2793		(2 2 0)	0.1929	66.88
	(2 0 0)	0.1470		(3 1 1)	0.2245	64.16
	(2 1 1)	0.2793		(3 1 1)	0.2245	70.94
				Average (S.D.)		56.11 (S.D. 15.04)

Quant. analy. [Retained austenite]

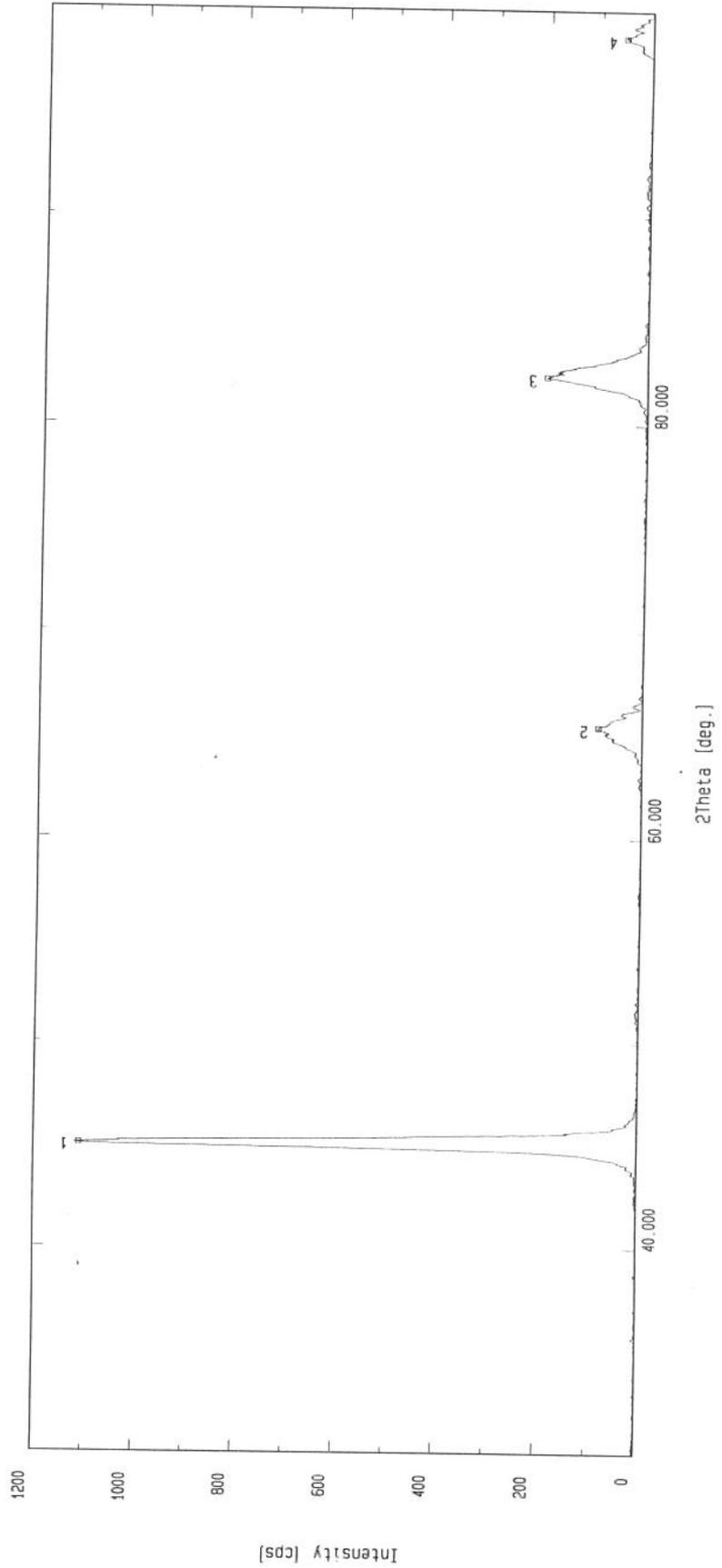
K value parameter								
a (Alpha)		2.866 Ang		a (Gamma)		3.592 Ang		
	h	k	l	d	m	f	e**k	e**2M
Alpha	(1 1 0)			2.027	12	18.453	2	0.964
	(2 0 0)			1.433	6	15.262	2	0.929
	(2 1 1)			1.170	24	13.155	2	0.896
Gamma	(1 1 1)			2.074	8	18.652	4	0.966
	(2 0 0)			1.796	6	17.443	4	0.954
	(2 2 0)			1.270	12	14.007	4	0.911
	(3 1 1)			1.083	24	12.323	4	0.879

Peak search

Sample : Am.1
 File : .0025
 Comment : Walther Unicamp
 Date : 06-Aug-96 17:45
 Operator : RINT

[Smoothing] mode : Automatic Savitzky-Golay's Points : 29
 [B.G. elimination] mode : Sonneveld-Visser's method
 Max. width of peak : 2.00
 Min. height of peak : 30.000
 Intensity ratio : 0.500
 Typical width : 0.32
 Minimum height : 7.209

[Ka2 elimination]
 [Peak search]



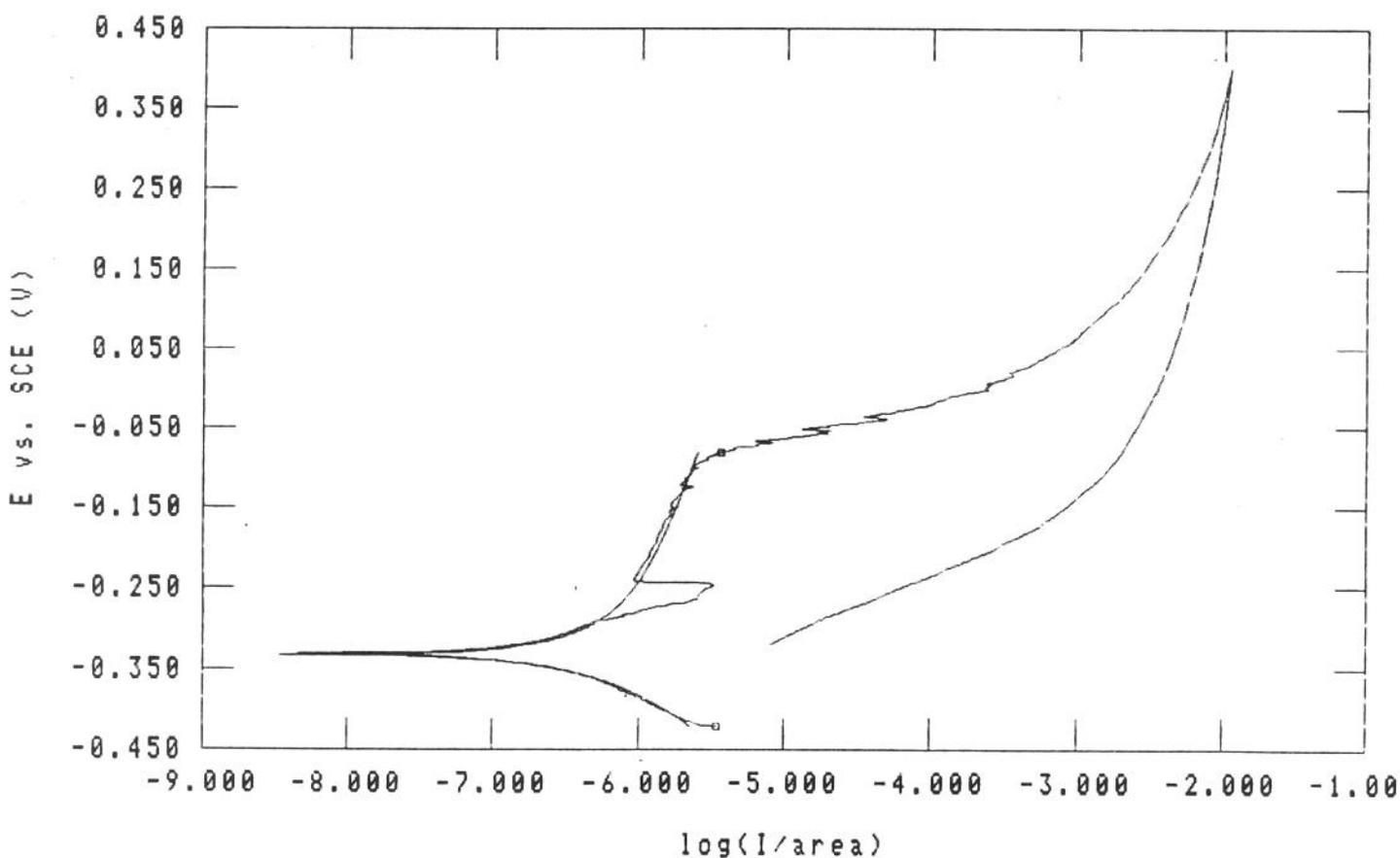
ANEXO 2

```

Model 352 Corrosion Analysis Software, v. 1.00
CP CYCLIC POLARIZATION
FILE STATUS: NORMAL DATE RUN: 02-29-96
TIME RUN: 10:21:15
CP PASS vs. R CT PASS
IP -0.100 vs. OC ID PASS
V1 0.400 vs. R FP 0.000 vs. OC SI 1.000E-03
SR 2.000E-04 ST 5.000E+00 CR AUTO
NP 1544 IR NONE FL LOW PASS
RT HIGH STABILITY REF 0.24150 SCE WRK SOLID
AR 2.200E-01 LS NO IT 2.200E-04
ITA 2.200E-01 EW 1.042E+00 DEN 7.800E+00
OC -0.322
    
```

```

TAFEL CALCULATIONS:
Corrosion Rate = 14.26E-3 mpy Chi^2 = 0.1028E3
E(I=0) = -0.3328 V Icorr = 0.8297 uA/cm^2
Beta Anodic = 0.5194
Beta Cathodic = 0.1667 V/decade Begin = -5.462, -0.4220
End = -5.442 log(A/cm^2), -0.0810 V
    
```

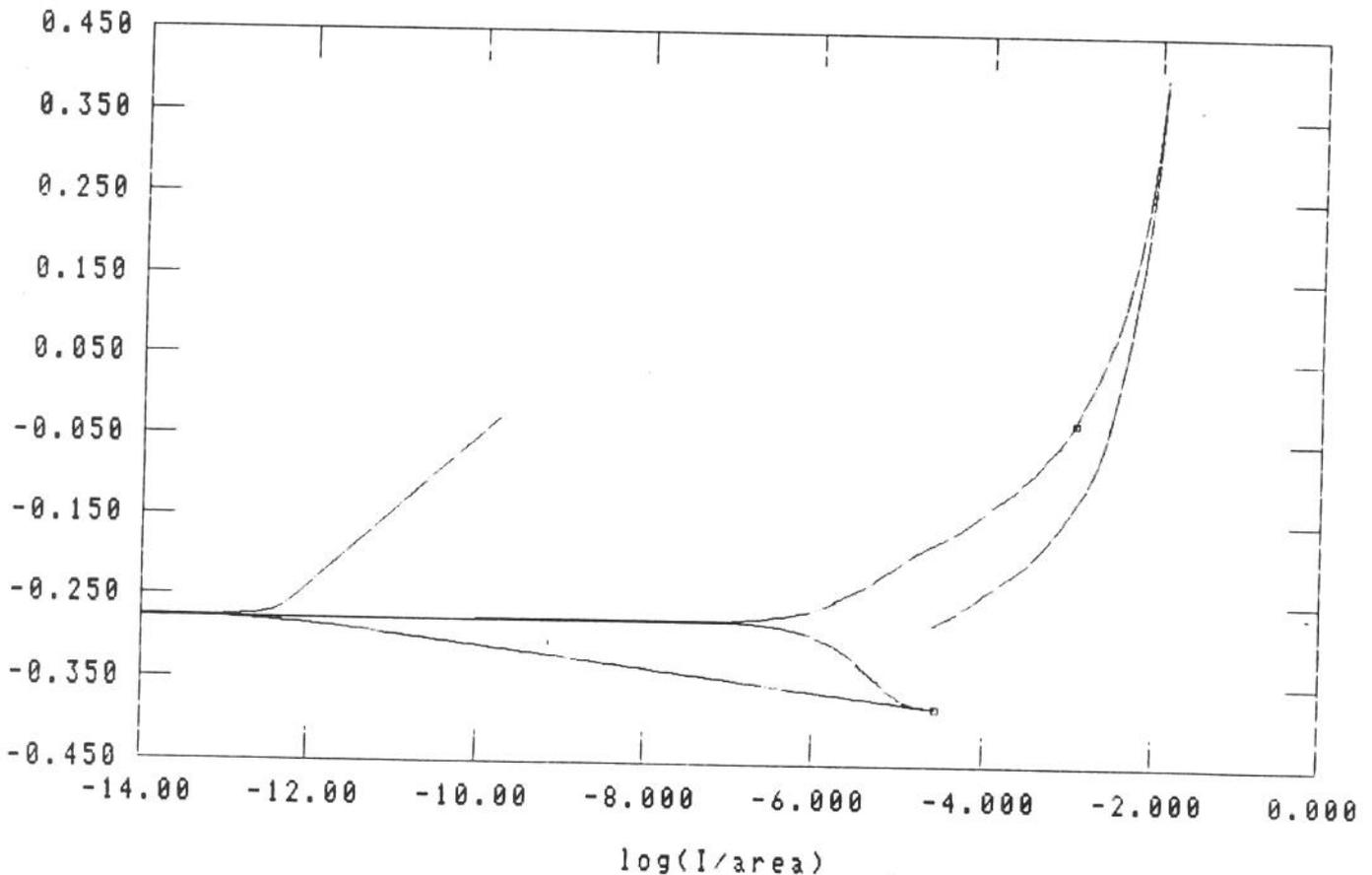


Ensaio de corrosão para uma solução de NaCl 3.5% sobre amostra
(superfície da camada - topo do cordão)

Model 352 Corrosion Analysis Software, v. 1.00
CP CYCLIC POLARIZATION
FILE STATUS: NORMAL DATE RUN: 03-04-96
TIME RUN: 08:23:52
CP PASS vs. R CT PASS
IP -0.100 vs. OC ID PASS
V1 0.400 vs. R FP 0.000 vs. OC SI 1.000E-03
SR 2.000E-04 ST 5.000E+00 CR AUTO
NP 1460 IR NONE FL LOW PASS
RT HIGH STABILITY REF 0.24150 SCE WRK SOLID
AR 2.200E-01 LS NO IT 2.200E-04
ITA 2.200E-01 EW 1.042E+00 DEN 7.800E+00
OC -0.280

TAFEL CALCULATIONS:

Corrosion Rate = 6.628E-9 mpy Chi² = 2.156E3
E(I=0) = -0.2771 V I_{corr} = 0.3856 pA/cm²
Beta Anodic = 94.35E-3
Beta Cathodic = 13.15E-3 V/decade Begin = -4.557, -0.3800
End = -2.959 log(A/cm²), -0.0270 V



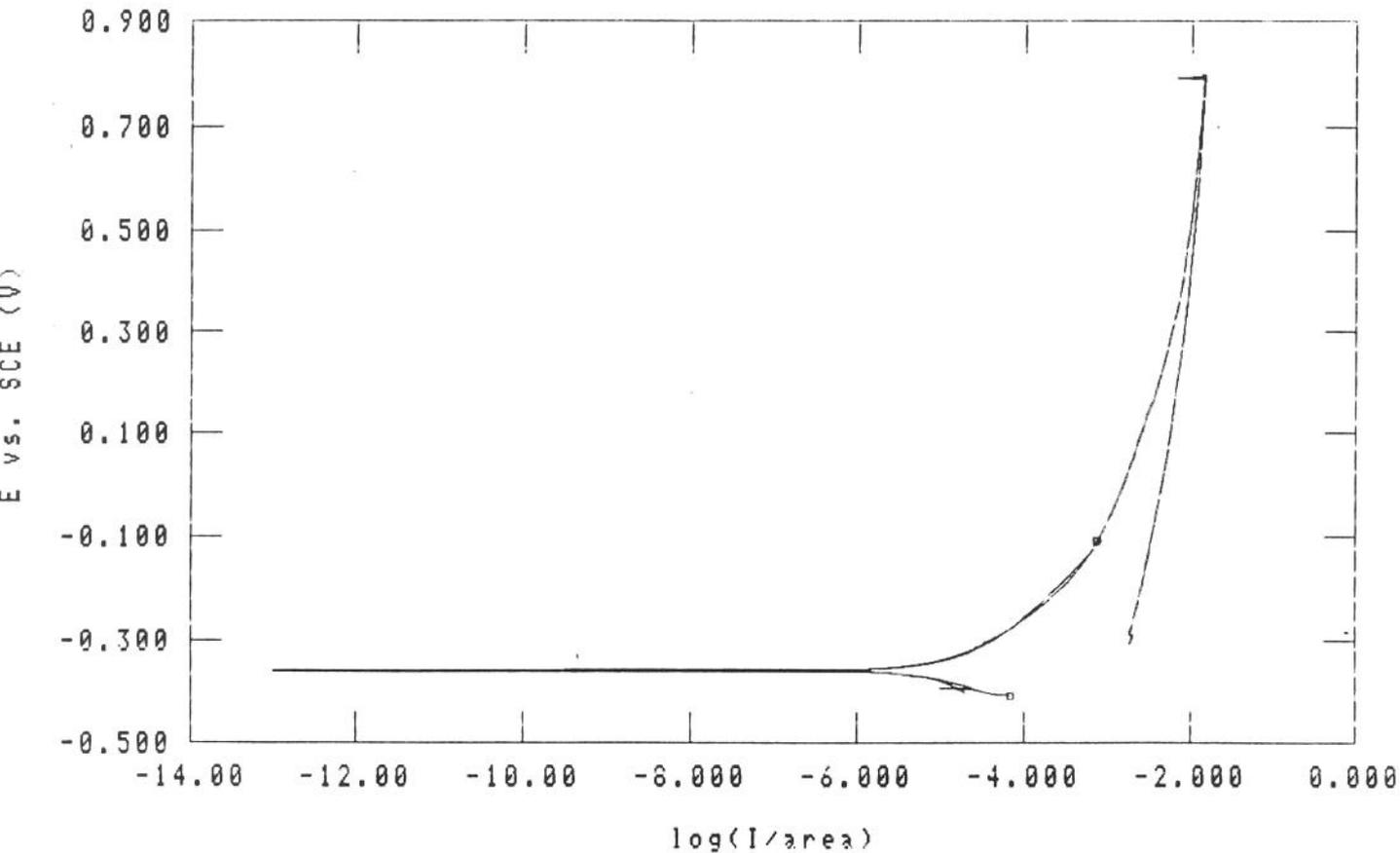
Ensaio de corrosão para uma solução de NaCl 3.5% sobre a amostra
(interface entre uma pista e outra - camada)

```

Model 352 Corrosion Analysis Software, v. 1.00
CP CYCLIC POLARIZATION
FILE STATUS: NORMAL DATE RUN: 03-07-96
TIME RUN: 13:06:32
CP PASS vs. R CT PASS
IP -0.100 vs. OC ID PASS
V1 0.800 vs. R FP 0.000 vs. OC SI 1.000E-03
SR 2.000E-04 ST 5.000E+00 CR AUTO
NP 2318 IR NONE FL LOW PASS
RT HIGH STABILITY REF 0.24150 SCE WRK SOLID
AR 1.000E+00 LS NO IT 1.000E-03
ITA 1.000E+00 EW 0.000E+00 DEN 0.000E+00
OC -0.309
    
```

```

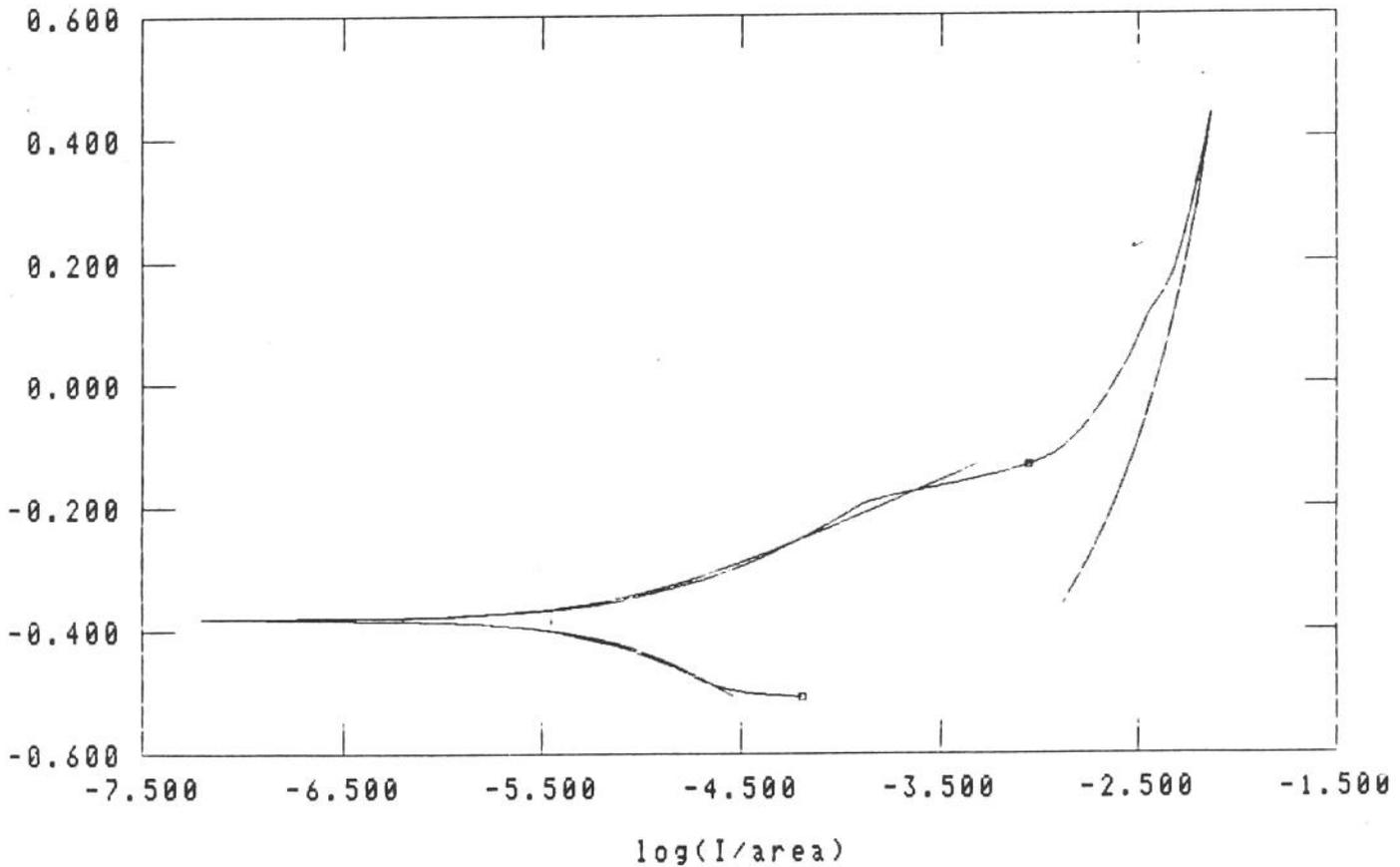
TAFEL CALCULATIONS: Corrosion Rate = N.A.
Chi^2 = 3.120E3 E(I=0) = -0.3583 V
Icorr = 31.54 uA/cm^2 Beta Anodic = 0.1742
Beta Cathodic = 0.6319 V/decade Begin = -4.167, -0.4090
End = -3.126 log(A/cm^2), -0.1080 V
    
```



Ensaio de corrosão para uma solução de NaCl 3.5% sobre a amostra
(substrato + camada - interface = zona afetada pelo calor)

Model 352 Corrosion Analysis Software, v. 1.00
CP CYCLIC POLARIZATION
FILE STATUS: NORMAL DATE RUN: 02-23-96
TIME RUN: 09:08:12
CP PASS vs. R CT PASS
IP -0.150 vs. OC ID PASS
V1 0.800 vs. OC FP 0.000 vs. OC SI 1.000E-03
SR 5.000E-04 ST 2.000E+00 CR AUTO
NP 1750 IR NONE FL NONE
RT HIGH STABILITY REF 0.24150 SCE WRK SOLID
AR 1.050E+00 LS NO IT 1.050E-03
ITA 1.050E+00 EW 1.042E+00 DEN 7.800E+00
OC -0.358

TAFEL CALCULATIONS:
Corrosion Rate = 0.1248 mpy Chi² = 69.67
E(I=0) = -0.3807 V I_{corr} = 7.258 uA/cm²
Beta Anodic = 0.1365
Beta Cathodic = 0.2080 V/decade Begin = -4.195, -0.5080
End = -3.050 log(A/cm²), -0.1320 V



Ensaio de corrosão para uma solução de NaCl 3.5% sobre a amostra
(substrato)