

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Tratamento Superficial por Refusão a Laser em Aços AISI H13 e AISI 420

Autora: Elaine Cristina Pereira

Orientadora: Prof^ª. Dra. Maria Clara Filippini Ierardi

07/06

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Tratamento Superficial por Refusão a Laser em Aços AISI H13 e AISI 420

Autora: **Elaine Cristina Pereira**

Orientadora: **Prof^ª. Dra. Maria Clara Filippini Ierardi**

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de Mestrado apresentada à Comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2006
S.P. – Brasil

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Tratamento Superficial por Refusão a Laser em Aços AISI H13 e AISI 420

Autora: Elaine Cristina Pereira

Orientadora: Prof^ª. Dra. Maria Clara Filippini Ierardi

Prof^ª. Dra. Maria Clara Filippini Ierardi, Presidente

Instituição: Universidade Estadual de Campinas – Faculdade de Engenharia Mecânica

Prof. Dra. Célia Marina de Alvarenga Freire

Instituição: Universidade Estadual de Campinas – Faculdade de Engenharia Mecânica

Prof. Dr. José Deodoro Trani Capocchi

Instituição: Universidade de São Paulo - USP

Campinas, 17 de fevereiro de 2006.

UNIDADE BC
Nº CHAMADA _____
V _____ EX _____
TOMBO BC/ 69095
PROC 16.123-06
C _____ D X
PREÇO 11,00
DATA 29/06/06
Nº CPD _____

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

P414t Pereira, Elaine Cristina
Tratamento superficial por refusão a laser em aços
AISI H13 e AISI 420 / Elaine Cristina Pereira. --
Campinas, SP: [s.n.], 2006.

Orientador: Maria Clara Filippini Ierardi
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fusão a laser. 2. Aço inoxidável. 3. Aço -
Ferramenta. 4. Aço - Corrosão. 5. Corrosão. 6. Metais
- processos de solidificação rápida. I. Ierardi, Maria
Clara Filippini. II. Universidade Estadual de Campinas.
Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

200613523

Titulo em Inglês: Laser surface melting of steels AISI H-13 and AISI 420
Palavras-chave em Inglês: Laser surface melting, Stainless steel, Tool steel, Corrosion
resistance, Rapid solidification
Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação
Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica
Banca examinadora: Célia Marina de Alvarenga Freira, José Deodoro Trani Capocchi
Data da defesa: 17/02/2006

Dedicatória

A Deus,

Aos meus adoráveis pais **Marisa Pereira e Uiraci Germano Pereira**, que tiveram fundamental importância durante todo este trabalho, pelo amor e incansável dedicação.

Aos meus irmãos **Germano Pereira e Elisa Pereira Broder e família**, pelo carinho e incentivo.

Ao meu marido **Olavo Gustave Wagner Gonçalves Dias**, com todo o meu amor, carinho e dedicação.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto o meu agradecimento:

A todos os meus familiares pelo carinho e incentivo.

À Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas pelo Programa de Pós-Graduação.

À Prof^a. Dra. Maria Clara Filippini Ierardi por todo carinho e ensinamentos dados durante o curso.

À Prof^a. Dra. Célia Marina de Alvarenga Freire, por ceder o Laboratório de Eletroquímica para as análises e pelo apoio.

À amiga Maria Aparecida Pinto pelos ensinamentos, fundamental colaboração em meu trabalho e companheirismo.

Aos amigos Sheila Natália Silva e Noé Cheung pela colaboração, incentivo e amizade, e ao Wislei Riuper Ramos Osório pela colaboração.

Aos amigos Carlos Triveño Rios e Masahiro Tomiyama pela amizade e apoio.

A Sérgio Gomes e Claudenete Leal do Laboratório de Metalografia do DEMA.

A José Luis Lisboa do Laboratório de Projetos Mecânicos.

A José Daniel da secretaria do DEMA.

A Lisandro Cardoso e José Alfredo Fraymann pelo auxílio nas análises laboratoriais de difração de raios-x no IFGW.

Ao Instituto Superior Técnico de Lisboa, Departamento de Engenharia de Materiais, pelo envio do material para a realização do trabalho.

À CAPES e à FAEP pelo apoio financeiro.

A todos os amigos que direta ou indiretamente colaboraram com a realização do presente trabalho.

“Não há derrota que derrote quem nasceu para vencer.”

Autor desconhecido.

Resumo:

PEREIRA, Elaine Cristina, *Tratamento Superficial por Refusão a Laser dos Aços AISI H13 e AISI 420*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2006. 63p. Dissertação de Mestrado.

A refusão superficial a laser é uma técnica muito promissora para a melhoria das propriedades mecânicas dos aços ferramentas através da homogeneização química e refino da estrutura. O tratamento a laser promove o aquecimento e resfriamento rápidos da camada superficial resultando em transformações microestruturais que promovem a melhoria do desempenho sem envolver o reprocessamento do material como um todo. Neste trabalho foram analisadas, além da microestrutura resultante do tratamento de refusão a laser, a resistência à corrosão e a resistência à flexão dos aços ferramenta para trabalho a quente AISI H13 e inoxidável martensítico AISI 420. Os resultados experimentais foram comparados com os mesmos aços sem tratamento. Observou-se que a microestrutura resultante do tratamento de refusão a laser é formada de martensita e austenita residual. A estrutura refinada e a presença de martensita resultaram em um aumento da dureza, apesar do grande volume de austenita residual. A dissolução de carbonetos e incorporação dos elementos de liga na matriz, como por exemplo o cromo, promoveram uma melhoria no comportamento em corrosão.

Palavras chave:

Refusão a laser, aço inoxidável, aço ferramenta, resistência à corrosão, solidificação rápida.

Abstract:

PEREIRA, Elaine Cristina, *Laser Surface Melting of the Steels AISI H-13 and AISI 420*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2006. 63p. Dissertation (Master degree).

Laser surface melting is a very promising technique to improve the mechanical properties of tool steel by the chemical homogenization and refinement of the microstructure. Laser treatment promotes the rapid heating and cooling of the superficial layer resulting in microstructure transformations, which improve material performance without involving the reprocessing of the bulk material. In this work, besides the microstructure resulting from laser surface melting, corrosion resistance and deflection of hot-work tool steel AISI H13 and martensitic stainless steel AISI 420 were analyzed. The experimental results were compared to the same steels without treatment. The microstructure of the laser surface melting is formed by martensite and retained austenite. The refined structure and the presence of martensite increased hardness, despite the large volume of retained austenite. The carbides dissolution and incorporation of alloying elements into the matrix, for example chrome, improve the corrosion behavior.

Key words:

Laser surface melting, stainless steel, tool steel, corrosion resistance, rapid solidification.

Índice

Lista de Figuras	iii
Lista de Tabelas	vii
Nomenclatura	viii
Capítulo 1: Introdução	01
1.1 – Aspectos Gerais	01
1.2 – Objetivos Gerais	02
Capítulo 2: Revisão da Literatura	04
2.1 – Fundamentos do Laser	04
2.2 – Características da Luz do Laser	07
2.3 – Tipos de Laseres	09
2.4 – Interação do Laser com a Matéria	10
2.5 – Laser de CO ₂	11
2.6 – Aços Ferramenta e Inoxidável Martensítico	13
2.7 – Refusão Superficial a Laser	13
2.8 – Processo de Solidificação	18
2.9 – Resistência à Corrosão	22

2.10 – Tensões Residuais	24
Capítulo 3: Procedimento Experimental	28
3.1 – Materiais Utilizados	28
3.2 – Refusão Superficial a Laser	28
3.3 – Caracterização das amostras	30
3.3.1 – Microscopia Óptica	30
3.3.2 – Microscopia Eletrônica de Varredura	30
3.3.3 – Difração de Raios-X	31
3.4 – Cálculo da Austenita Residual	31
3.5 – Medida de Microdureza Vickers	31
3.6 – Ensaio de Corrosão	31
3.7 – Ensaio de Flexão	33
Capítulo 4:	34
4.1 – Análise Microestrutural	34
4.2 – Microdureza	39
4.3 – Resistência à Corrosão	40
4.4 – Ensaio de Flexão	42
Capítulo 5: Conclusões e sugestões para trabalhos futuros	44
5.1 – Conclusões	44
5.2 – Sugestões para trabalhos futuros	45
Referências bibliográficas	46

Lista de Figuras

Capítulo 2

Figura 2.1	Esquema básico de um laser	05
Figura 2.2	Emissão espontânea do meio ativo excitado. Existem milhões de átomos excitados, moléculas e íons, e eles aliviam seus fótons em todas as direções.	05
Figura 2.3	Emissão estimulada de fótons. Um fóton (a) colide com um átomo excitado que poderá emitir um fóton por emissão espontânea (b) e então os dois fótons irão viajar em fase (c) até nova colisão (d).	06
Figura 2.4	Alimentação ótica dos fótons pelos espelhos para aumentar o percurso para a emissão estimulada e ampliar a potência do laser.	06
Figura 2.5	Modos básicos de feixes: (a) Perfis de potência, (b) Tipos de Modo Eletromagnético Transversal, (c) Distribuição de intensidade de potência em função do raio.	07
Figura 2.6	Divergência do feixe de laser.	08

Figura 2.7	Comparação de ondas de luz incoerente (a) e coerente (b).	08
Figura 2.8	Representação esquemática da região afetada pelo feixe de laser, mostrando a forma geométrica da poça de material líquido.	14
Figura 2.9	Seção longitudinal da amostra mostrando a poça de material líquido e as direções de deslocamento do feixe e da evolução da solidificação.	15
Figura 2.10	Determinação da velocidade de crescimento orientado cristalograficamente.	16
Figura 2.11	Cortes verticais do diagrama Fe-Cr-C para (a) 5% de cromo [Forgeng et al., 1973] e (b) 13% de cromo [Bungardt et al., 1958].	18
Figura 2.12	Efeito da velocidade de crescimento na posição da linha de equilíbrio monovariante $L + \delta \Leftrightarrow \gamma$, no canto rico em ferro do sistema Fe-Cr-C [Colaço, 2001].	20
Figura 2.13	Competição entre uma dendrita de austenita e uma dendrita de ferrita- δ durante a resolidificação após fusão superficial a laser [Colaço, 2001].	21
Figura 2.14	Dependência paramétrica da microestrutura da liga Fe-0,5%C-13%Cr tratada a laser [Colaço, 2001].	22
Figura 2.15	Histerese e tensões residuais durante o tratamento a laser de um material (a) não transformável e (b) transformável [Bergmann et al., 1994].	25
Figura 2.16	Perfis típicos de tensões residuais após o tratamento a laser (a) na seção transversal da trilha e (b) no perfil de profundidade [Bergmann et al., 1994].	25

Figura 2.17	Influência da potência (temperatura de controle), velocidade de deslocamento do feixe de laser e teor de carbono sobre a tensão residual após o tratamento a laser [Bergmann et al., 1994].	26
-------------	---	----

Capítulo 3

Figura 3.1	Representação esquemática do equipamento laser.	29
Figura 3.2	Superfícies resultantes do tratamento de refusão a laser dos aços (a) AISI H13 e (b) AISI 420.	29
Figura 3.3	Esquema da célula eletroquímica.	32
Figura 3.4	Equipamento utilizado no ensaio de corrosão.	32
Figura 3.5	Equipamento utilizado no ensaio de flexão.	33

Capítulo 4

Figura 4.1	Estrutura inicial dos aços (a) AISI 420 e (b) AISI H13.	34
Figura 4.2	Seção transversal típica das amostras dos aços (a) AISI 420 e (b) AISI H13 obtida após fusão superficial a laser.	35
Figura 4.3	Zona termicamente afetada pelo calor dos aços (a) AISI 420 e (b) AISI H13.	35
Figura 4.4	Estrutura de solidificação do aço AISI H13 (a) mostrando a mudança na direção de crescimento dendrítico nas regiões inferior (b) e superior (c).	36

Figura 4.5	Estrutura típica da zona fundida dos aços (a) AISI 420 e (b) AISI H13 constituída por dendritas de austenita parcialmente transformadas em martensita.	37
Figura 4.6	Difratograma de raios-X do aço AISI 420 antes e após o tratamento a laser.	38
Figura 4.7	Difratograma de raios-X do aço AISI H13 antes e após o tratamento a laser.	38
Figura 4.8	Perfil de microdureza Vickers do aço AISI 420 tratado por refusão a laser.	39
Figura 4.9	Perfil de microdureza Vickers do aço AISI H13 tratado por refusão a laser.	40
Figura 4.10	Curvas de polarização do aço AISI H13 antes e após o tratamento de refusão a laser.	41
Figura 4.11	Curvas de polarização do aço AISI 420 antes e após o tratamento de refusão a laser.	42
Figura 4.12	Curvas de deflexão do aço AISI 420 antes e após o tratamento de refusão a laser.	43
Figura 4.13	Curvas de deflexão do aço AISI H13 antes e após o tratamento de refusão a laser.	43

Lista de Tabelas

Capítulo 2

Tabela 2.1	Classificação dos lasers conforme o meio ativo.	09
------------	---	----

Nomenclatura

Letras Latinas

a – difusividade térmica	[m ² /s]
c – calor específico	[J/kg.K]
d – abertura do cone de divergência	[m]
d' – diâmetro do círculo do cone de divergência	[m]
E_{corr} – potencial de corrosão	[V]
G – gradiente térmico no líquido	[K/m]
I_{γ}^{hkl} – intensidade integrada dos picos (hkl) da austenita	[%]
I_{M}^{hkl} – intensidade integrada dos picos (hkl) da martensita	[%]
K – condutividade térmica	[W/m.K]
l – comprimento do cone de divergência	[m]
p – pressão atmosférica	[Pa]
P – carga aplicada	[Kgf]
R – refletividade	[adimensional]
T_1 – temperatura liquidus	[°C]
T_{δ} – temperatura liquidus da fase δ	[°C]
T_{γ} – temperatura liquidus da fase γ	[°C]
R_{γ}^{hkl} – fator de intensidade relativa para os planos (hkl) da austenita	[%]
R_{M}^{hkl} – fator de intensidade relativa para os planos (hkl) da martensita	[%]

V_s – velocidade de solidificação	[m/s]
V_b – velocidade de deslocamento do feixe de laser	[m/s]
V_{hkl} – velocidade de crescimento da dendrita	[m/s]

Letras Gregas

λ – comprimento de onda	[μm]
λ_1 – espaçamento dendrítico primário	[μm]
θ – ângulo entre os vetores velocidade de solidificação (V_s) e velocidade de deslocamento do feixe de laser (V_b)	[rad]
Φ – ângulo de divergência	[rad]
ρ – densidade	[kg/m^3]
v – deflexão	[m]
σ – tensão residual	[MPa]
φ – ângulo entre a normal da frente de solidificação e a direção [hkl]	[rad]

Abreviaturas

CE – contra-eletrodo
ER – eletrodo de referência
ET – eletrodo de trabalho
KGT – modelo de solidificação estrangida proposto por Kurz, Giovanola e Trivedi
TEM – modo eletromagnético transversal
ZTA – zona termicamente afetada

Siglas

AISI – American Iron and Steel Institute
UNICAMP – Universidade Estadual de Campinas
HV – Microdureza Vickers

IST – Instituto Superior Técnico em Lisboa

EDS – Espectroscopia de Energia Dispersiva

EPUSP – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

USP – Universidade de São Paulo

CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior

FAEP – Fundo de Apoio ao Ensino e à Pesquisa

Capítulo 1

1 - Introdução

1.1 - Aspectos Gerais

O avanço tecnológico tem exigido uma busca contínua de novos materiais e novos métodos de fabricação que melhorem a eficiência dos mesmos em serviço e assegurem um processamento econômico e otimizado, visto que os materiais são submetidos a condições cada vez mais extremas e agressivas quanto ao desgaste, corrosão, oxidação e fadiga [Damborenea,1999]. A modificação superficial utilizando o laser é uma técnica efetiva para melhorar as propriedades dos materiais.

Do ponto de vista de sua aplicação no processamento dos materiais, o laser oferece várias vantagens importantes, dentre elas podemos citar: (1) a densidade de energia dirigida a uma certa região de um material é consideravelmente maior quando comparada com qualquer outra tecnologia. A possibilidade de alcançar temperaturas elevadas em tempos muito curtos permite processar qualquer tipo de material; (2) um feixe de laser, na prática, não tem inércia e é possível focá-lo com precisão ótica. Conseqüentemente, o laser é ideal para técnicas com controle automático e aplicações de processamento rápido de formas complexas [Orza, 1998].

Os tratamentos superficiais a laser têm-se mostrado como processos capazes de produzir modificações estruturais que possibilitam melhorar principalmente a resistência ao desgaste e à corrosão dos materiais. Em particular, o aumento do uso do laser em tratamentos superficiais,

deve-se a uma série de vantagens: aquecimento localizado, solidificação rápida da zona fundida, estrutura de granulação muito fina, boa homogeneidade, rugosidade controlável e fácil automatização do processo, o que não ocorre com os métodos convencionais de tratamentos superficiais.

Os tratamentos superficiais a laser que envolvem o fenômeno da solidificação, como o de refusão a laser (laser remelting), constituem-se num dos meios mais eficientes de modificação localizada das propriedades mecânicas ou químicas, sem haver a necessidade de reprocessamento do material como um todo, ou seja, mantendo as características geométricas e estruturais originais da amostra ou peça submetida ao tratamento, além de minimizar defeitos superficiais como, por exemplo, porosidade [Vilar et. al., 1996]. As elevadas taxas de resfriamento e/ou as elevadas velocidades de solidificação, que podem ser obtidas com este tipo de tratamento, possibilitam a extensão da solubilidade sólida [Kar et al., 1988] e a obtenção de fases metaestáveis, extremamente interessantes do ponto de vista de propriedades, como é o caso do aparecimento de quantidades muito elevadas de austenita residual em aços ferramenta tratados a laser [Colaço et al., 1998] e da formação de fases amorfas, por exemplo, em ligas do sistema Zr-Al-Ni [Carvalho et al., 1997], ou de quasicristais em ligas de alumínio [Audebert et al., 1999].

O grande problema dos tratamentos a laser está na determinação dos parâmetros de processo e da correlação destes com a estrutura formada. Atualmente, a busca pelo controle e otimização dos parâmetros de processo tem crescido visando garantir as propriedades finais desejadas do material.

1.2 - Objetivos Gerais:

Os aços AISI 420 e AISI H13 são aços temperáveis e encontram aplicação na fabricação de moldes, matrizes, tesouras e facas para corte a quente, etc., onde a resistência ao desgaste e à corrosão são importantes. Como estas propriedades estão relacionadas às condições superficiais dos componentes torna-se importante buscar meios de melhorar as características destas superfícies. O tratamento de fusão superficial a laser exhibe características que são particularmente

adequadas para tratamento destes componentes visto que permite um aumento considerável da dureza, resistência ao desgaste e à corrosão.

As características dos materiais tratados são dependentes dos parâmetros operacionais do laser que influenciam a microestrutura de solidificação e as transformações no estado sólido durante o resfriamento até a temperatura ambiente. Sendo assim, o objetivo deste trabalho é estudar a influência e a viabilidade do processo de tratamento de refusão a laser sobre a superfície do aço ferramenta AISI H13 e do aço inoxidável martensítico AISI 420 através da análise microestrutural, ensaios mecânicos e eletroquímicos, buscando correlacionar os resultados destes ensaios com a microestrutura resultante do tratamento a laser.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

2.1 - Fundamentos do Laser

A história da tecnologia do laser estende-se por mais de 40 anos, mas somente há 25 anos o laser foi utilizado em aplicações industriais. Desde então, o laser vem se destacando como uma ferramenta efetiva para várias aplicações industriais, tais como: medir parâmetros, traçar, furar, evaporar, fundir, soldar, tratar termicamente uma grande variedade de materiais [Orza, 1998; Reis et al., 1998; Yang et al., 1994]

Um laser básico consiste essencialmente de [Burakowski et al., 1999]:

(1) Um meio ativo que é um acúmulo de átomos selecionados, moléculas ou íons, no estado sólido, líquido ou gasoso. O meio ativo é capaz de emitir luz, com um comprimento de onda característico do material que o compõe;

(2) Uma cavidade ressonante que é composta por dois espelhos separados de uma certa distância, sendo um parcialmente transparente, permitindo que seja emitido um feixe de luz, e o outro totalmente refletor. Nesta cavidade é possível amplificar a oscilação da luz emitida pelo meio ativo por um mecanismo de emissão estimulada;

(3) Um sistema para bombear o meio ativo e ativar a emissão da luz. Este sistema pode ser uma fonte de energia, um pulso de luz ou uma reação química, dependendo do meio ativo;

(4) Um sistema de resfriamento do meio ativo que, às vezes, especialmente em lasers de alta potência, é equipado com bombas que forçam o fluxo do meio gasoso através da cavidade ressonante e através de um trocador de calor;

(5) Um sistema elétrico que serve para fornecer energia continuamente ao sistema de bombeamento e a outros elementos funcionais e de controle;

(6) Uma estrutura de sustentação com carcaça.

Um esquema básico do arranjo ótico de um laser é mostrado na Figura 2.1.



Figura 2.1: Esquema básico de um laser

Para a descrição da luz do laser, o termo fóton será usado ao invés de onda de luz, uma vez que os fótons transportam uma quantidade definida de energia de acordo com o seu comprimento de onda. Seja qual for a constituição do meio ativo, existem milhões de átomos, íons ou moléculas que absorvem energia na forma de fóton quando bombeados, mantendo essa energia por um tempo de vida curto e desordenado. Quando o tempo de vida expira, esses átomos, íons ou moléculas emitem um fóton e retornam para seu estado anterior até serem bombeados novamente. Esse alívio de fótons é conhecido como emissão espontânea. Conforme está representado na Figura 2.2, os fótons aliviados viajam em todas as direções em relação ao eixo ótico.

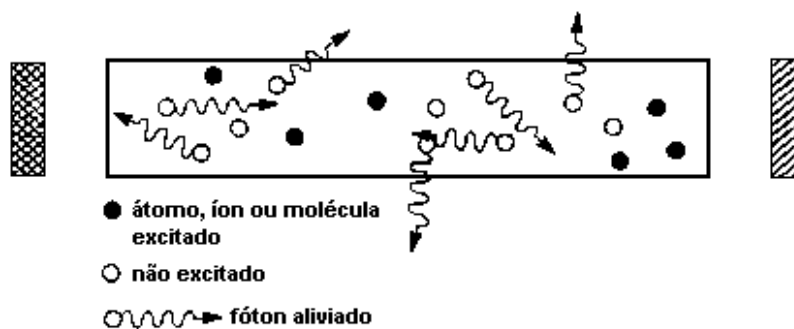


Figura 2.2: Emissão espontânea do meio ativo excitado. Existem milhões de átomos excitados, moléculas e íons, e eles aliviam seus fótons em todas as direções.

Se um fóton colide com outro átomo energizado, esse átomo irá provocar um alívio prematuro de fóton e os dois fótons irão viajar em fase até a próxima colisão, produzindo um

fluxo de fótons de densidade crescente, conforme representado na Figura 2.3. Fótons que não viajam paralelos ao eixo óptico são rapidamente perdidos do sistema. Os que viajam paralelos ao eixo têm o comprimento do seu caminho consideravelmente aumentado pela reflexão nos espelhos, antes de deixar o laser através do espelho parcialmente refletor (Figura 2.4). Essa ação não somente serve para amplificar a geração de fóton por emissão estimulada, para que seja alcançado um nível de potência, mas também para gerar um feixe de luz coerente altamente colimado, que torna possível o uso do laser.

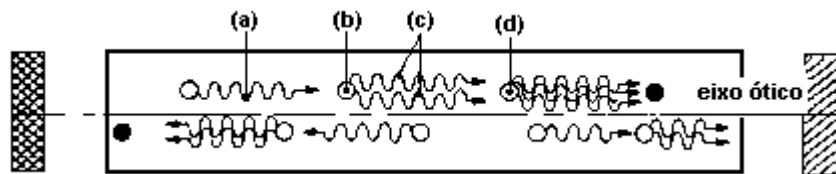


Figura 2.3: Emissão estimulada de fótons. Um fóton (a) colide com um átomo excitado que poderá emitir um fóton por emissão espontânea (b) e então os dois fótons irão viajar em fase (c) até nova colisão (d).

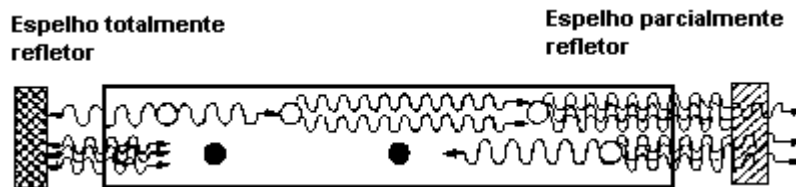


Figura 2.4: Alimentação óptica dos fótons pelos espelhos para aumentar o percurso para a emissão estimulada e ampliar a potência do laser.

A densidade de potência, através do diâmetro de um feixe de saída do laser, não é uniforme e é dependente do meio ativo do laser, da sua dimensão interna, do projeto óptico e do sistema de excitação empregado. O perfil através da seção transversal de um feixe de laser, o qual mostra sua distribuição de potência, é chamado de *Modo Eletromagnético Transversal* (Transverse Electro-Magnetic Mode - TEM). Existem vários tipos de TEMs e cada tipo é relacionado por um par de números e, em geral, quanto maior o número, maior a dificuldade para focalizar o feixe em um pequeno diâmetro para alcançar uma alta densidade de potência. As formas básicas dos perfis de potência dos modos estão representadas na Figura 2.5. Alguns lasers produzem diferentes modos e são denominados como tendo operação multi-modo.

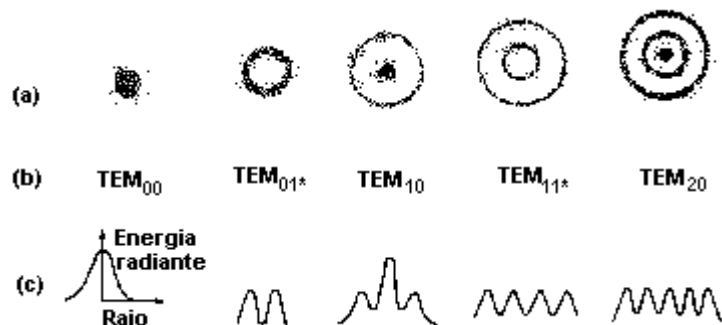


Figura 2.5: Modos básicos de feixes: (a) Perfis de potência, (b) Tipos de Modo Eletromagnético Transversal, (c) Distribuição de intensidade de potência em função do raio.

2.2 - Características da Luz do Laser

A luz do laser é caracterizada pelas seguintes propriedades [Harry, 1974; Ready, 1978]:

Monocromaticidade: a luz do laser consiste de uma só cor.

Radiância ou Brilhância: descreve a quantidade de energia irradiada pelo laser, dentro do seu cone de divergência e está diretamente relacionada à direcionalidade. Se dois lasers têm a mesma direcionalidade, o laser com maior potência de saída deverá ter maior brilhância. Inversamente, se dois lasers tiverem a mesma potência de saída, o laser com o cone de divergência mais estreito terá maior brilhância. O significado de brilhância é a habilidade do laser ser focalizado, com auxílio de uma lente, em um foco muito pequeno e muito intenso. A intensidade extremamente alta dos focos de laser permite que os mesmos possam ser usados para solda, corte e furação de metais e até o corte de materiais extremamente duros como o diamante.

Direcionalidade: a energia contida em um feixe de laser não é espalhada em todas as direções como, por exemplo, a luz de uma lâmpada incandescente, mas é confinada dentro de um estreito cone de divergência, projetada em uma única direção. A Figura 2.6 mostra esquematicamente um feixe saindo de uma abertura (d) divergindo para um círculo de diâmetro (d') com um ângulo de divergência (ϕ). Essa propriedade é muito importante, possibilitando controle e melhor aproveitamento da energia do feixe de laser para várias aplicações.

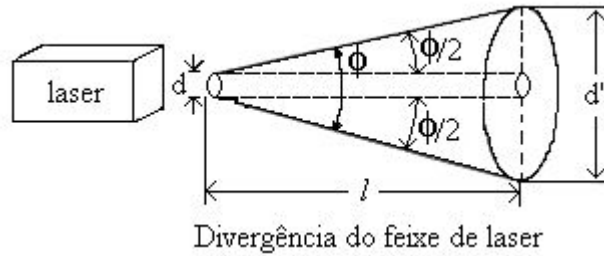


Figura 2.6: Divergência do feixe de laser.

Coerência: Para entender o que é coerência, primeiro é necessário entender a natureza ondulatória da luz. A luz comporta-se como uma onda em movimento através do espaço. Diferentes cores são associadas com as diferentes frequências da luz. Frequência de uma onda é o número completo de oscilações ou vibrações passando por um ponto por unidade de tempo. As ondas da Figura 2.7a representam a luz de uma fonte qualquer e são chamadas incoerentes. A Figura 2.7b representa as ondas de luz produzidas por um laser e são coerentes. Nas ondas incoerentes existe uma mistura de várias frequências (cores) de luz presente e as várias ondas de luz não estão em fase, isto é, os vales e as colinas não ocorrem ao mesmo tempo. As ondas de luz coerentes estão em fase e têm uma única frequência.

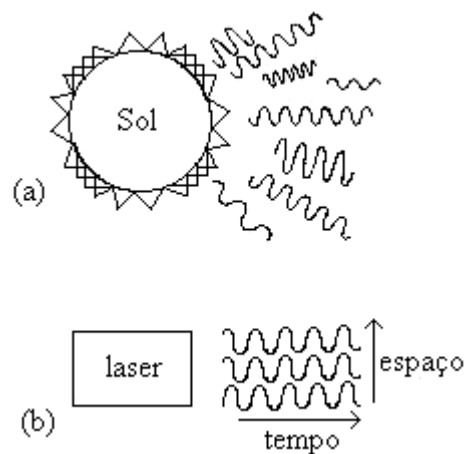


Figura 2.7: Comparação de ondas de luz incoerente (a) e coerente (b).

As relações da coerência com as propriedades discutidas anteriormente são as seguintes: ondas de luz coerentes são monocromáticas, estão em fase umas com as outras conforme viajam no espaço, portanto são altamente direcionais. Visto que a energia é concentrada dentro de um cone estreito de luz, a brilhância é muito grande.

2.3 - Tipos de Laseres

Dependendo do constituinte do meio ativo, os laseres podem ser classificados conforme a Tabela 2.1 [Kaczmarek. 1987, Nowicki, 1978, Burakowski et al., 1987, Burakowski et al., 1999].

Tabela 2.1 - Classificação dos laseres conforme o meio ativo.

Tipo de Laser	Constituintes do Meio Ativo	Tipo de Meio Ativo	Exemplos de Laseres
Gasoso	gás, mistura de gases ou mistura de gás e vapores metálicos	Átomo	Hélio-neônio
		Íon	Selênio, zinco, cádmio, argônio, estanho
		Vapores metálicos	Cobre
		Molecular	Dióxido de carbono, nitrogênio
		Excimer	ArF, KrCl, KrF, XeCl, XeF
Sólido	Cristal dielétrico ou vidro, ativado por íons de elementos de terras raras, série de actinídios ou metais de transição	Cristalino	Rubi, YAG ($Y_3Al_5O_{12}$) CaF_2 , SrF_2 , BaF_2 , $PbMoO_4$, $SrWO_4$, LaF_3
		Cristalino com cores centralizadas	Laseres com centros de F , F_A , F_2 e F_2^+
		Vidro	Laser de Neodímio
		Semicondutor	InP, InS, GaAs, GaAlAs, GaSb, PbTe
Líquido	Centros ativos em suspensão num líquido	Corante	Laseres com soluções de rhodamine, com fluorescência ou com rhodulin azul
		Químico	Laseres de HCl, laseres utilizando a síntese do HF excitado ou DF para excitar o meio ativo ou o laser de iodo

Os laseres mais usados em engenharia de superfície são: o laser molecular de CO_2 e o laser sólido de Nd- YAG, tanto no modo contínuo ou pulsado [Trzesowski, 1987].

2.4 - Interação do Laser com a Matéria

O conhecimento dos processos físicos que ocorrem na interação da radiação do laser de alta potência com materiais é importante para entender as capacidades e limitações do uso do laser como ferramenta para o processamento dos materiais. Quando a radiação laser atinge uma superfície, parte da energia da radiação é absorvida, parte atravessa a superfície e outra parte é refletida. A energia absorvida promove o aquecimento da superfície. O efeito do aquecimento, devido à absorção dos feixes de alta potência, ocorre muito rapidamente, levando a superfície a atingir quase que imediatamente a temperatura de fusão, podendo chegar à temperatura de vaporização, efeito nem sempre desejável. A fusão sem vaporização é produzida dentro de uma estreita faixa de parâmetros de operação do laser. Se a potência do laser por unidade de área é muito grande, a superfície começa a vaporizar antes de ser produzida uma significativa profundidade de material fundido. Para aplicações em fusão existe uma potência máxima por unidade de área.

A fusão vai depender do fluxo de calor no material o qual é dependente da condutividade térmica k (W/m.K) e do calor específico do material c (J/kg.K). A taxa de aquecimento é inversamente proporcional ao calor específico por unidade de volume, que é igual à ρc , sendo ρ a densidade do material. Um fator importante para o fluxo de calor é a difusividade térmica, dada pela relação:

$$a = k / \rho c \quad (\text{m}^2/\text{s}) \quad (2.1)$$

A análise dimensional da difusividade térmica indica m^2/s , que é característico de um coeficiente de difusão, o termo evidencia que o mesmo representa um coeficiente de difusão de temperatura, ou mais especificadamente, de calor [Ready, 1978].

A refletividade (R) da superfície do metal é outro parâmetro importante. Ela define quanto da luz que chega à superfície é realmente absorvida e usada para a fusão. É definida como a relação entre a potência radiante refletida pela superfície e a potência incidente, sendo um número adimensional entre 0 e 1. O valor exato da refletividade é uma função de vários fatores, incluindo o acabamento e o estado de oxidação da superfície. A refletividade de todos os metais

torna-se maior no infravermelho. Para comprimentos de onda maiores que $5\mu\text{m}$, a refletividade é dependente da condutividade elétrica e quase todos os metais têm refletividade maior que 90%.

A quantidade de luz absorvida por uma superfície metálica é proporcional a $1-R$. No caso de lasers de CO_2 , com comprimento de onda de $10,6\mu\text{m}$, onde R é próximo de 1, $1-R$ torna-se muito pequeno, o que significa que somente uma pequena fração da luz incidente é absorvida e disponível para fundir o metal. A diferença nos valores de $1-R$ torna-se importante no infravermelho. No caso da prata ou do cobre para comprimento de onda de $10,6\mu\text{m}$, $1-R$ é aproximadamente 0,002, enquanto para os aços, é 0,05, correspondendo a 2,5 vezes a quantidade absorvida para a prata e o cobre. Na prática, isso significa que o aço é mais fácil de fundir que a prata e o cobre. No caso do laser de CO_2 , a alta refletividade para o comprimento de onda de $10,6\mu\text{m}$, dificulta o acoplamento da energia do laser na peça. Pinturas e recobrimentos com outros materiais nem sempre são efetivos porque a cobertura pode reter o calor no início do aquecimento e evaporar. A alta refletividade é de fato uma barreira no caso de aplicações de laser do CO_2 para materiais como ouro. Materiais ferrosos têm refletividade menor para o comprimento de onda de $10,6\mu\text{m}$ e são melhores candidatos para tratamentos com laser de CO_2 .

O sucesso dos processos que envolvem a fusão com laser depende da propagação da frente de fusão no material durante o tempo de interação do laser, sem que ocorra vaporização da superfície. Esse controle é muito sensível e depende do ajuste ótimo do conjunto de parâmetros do laser.

2.5 - Laser de CO_2

O laser a gás mais importante, tanto do ponto de vista industrial quanto científico, é o laser de CO_2 , no qual as transições entre os níveis vibracional-rotacional podem produzir grandes potências, tanto no modo contínuo quanto no modo pulsado, com eficiência relativamente alta (até 20%). No laser de CO_2 o meio ativo é uma mistura de gases composta de 5 a 10% de CO_2 , 15 a 35% de nitrogênio e 60 a 80% de hélio, onde a pressão na mistura é menor que a pressão atmosférica ($p = (3 \text{ a } 20) \times 10^3 \text{ Pa}$). Por esta razão, algumas vezes são chamados de lasers

subatmosféricos. A excitação das partículas de CO_2 é consequência das colisões ocorridas entre as partículas e os elétrons acelerados a partir de descargas elétricas, bem como partículas de N_2 , que também são excitadas devido às colisões. O hélio presente na mistura aumenta a condutividade térmica da mistura de gases e melhora o seu resfriamento por difusão interna. Moléculas excitadas de CO_2 , ao retornarem ao seu estado básico, emitem radiação infra-vermelha de comprimento de onda de $\lambda=10,63\mu\text{m}$ [Burakowski et al., 1999].

A condição para obtenção de um feixe de alta qualidade é a remoção contínua de contaminantes que são produzidos durante a operação como, por exemplo, oxigênio e CO como produtos de reação, detritos de eletrodo queimado, etc. A remoção dos contaminantes deve ser acompanhada por uma substituição parcial da mistura de gases por uma nova ou uma regenerada [Golubev et al., 1988, Dubik, 1989].

O meio ativo do laser é excitado por um campo elétrico formado devido à alta tensão de corrente contínua (10 a 20 kV) sobre os eletrodos ou por um campo magnético de alta frequência (13,56MHz). A excitação por campo magnético é mais favorável visto que a descarga elétrica, neste caso, é mais homogênea e estável, enquanto que a potência alcançada é maior que aquela alcançada com a excitação por corrente contínua. Além disso, ela causa menos contaminação do meio ativo e permite uma modulação quase ilimitada do laser [Burakowski et al., 1999].

Os lasers moleculares de CO_2 possuem eficiência relativamente alta, em torno de 10 a 20% [Witteman,W.J.,1987; Burakowski et al., 1999]. Portanto, 80 a 90% da energia fornecida converte-se em calor e apenas 10 a 20 % são utilizados para energia radiante. Esta conversão para energia térmica ocorre dentro do meio ativo. Um aumento da potência do laser promove um aumento da quantidade de calor dissipada fazendo com que a temperatura do gás aumente. Este aumento na temperatura é admissível, mas somente até a temperatura chamada crítica (T_c), que dependendo da composição da mistura dos gases, está na faixa de 600 a 700K. Quando esta temperatura é excedida, a taxa de relaxação do nível superior do laser aumenta rapidamente e ocorre a ocupação térmica do nível inferior do laser, causando a queda da amplificação da radiação [Trzesowski, 1987]. Por esta razão, o meio ativo requer intenso resfriamento de modo que não seja alcançada a temperatura crítica.

2.6 - Aços Ferramenta e Inoxidável Martensítico

Os aços ferramenta e inoxidáveis martensíticos são ligados ao cromo e carbono, apresentando composições que interceptam o campo austenítico no aquecimento. Assim estes aços são temperáveis exibindo, na condição de temperado e revenido, elevadas propriedades mecânicas. Em função da adição de cromo, apresentam resistência satisfatória à corrosão em diversos meios [Mei et al., 1988]. O tratamento de endurecimento destes aços é um processo longo de solubilização para dissolver os carbonetos, seguido por um resfriamento controlado para resultar em uma fina dispersão desses carbonetos.

Para os aços ferramenta o comportamento na têmpera e revenimento dependerá, sensivelmente, da quantidade de carbonetos dissolvidos, tamanho de grão, etc. Assim variações no ciclo de têmpera podem alterar substancialmente a distribuição de dureza no estado revenido. Para os aços inoxidáveis martensíticos, o revenimento é essencial para recuperar a tenacidade após têmpera. Entretanto, o revenimento na faixa de 450°C a 550°C é normalmente evitado devido a seu efeito negativo sobre a tenacidade e resistência à corrosão [Mei et al., 1988].

2.7 - Refusão Superficial a Laser

As ligas Fe-C representam um sistema binário simples, com cinéticas de transformação bem conhecidas, para taxas de resfriamento de até aproximadamente 10^3 K/s. Para taxas de resfriamento mais elevadas, os mecanismos de solidificação são bem diferentes. A literatura tem apresentado diversos trabalhos que mostram que, sob elevadas taxas de resfriamento, propriedades como resistência mecânica, plasticidade, fadiga, corrosão sob tensão, dentre outras são bastante modificadas [Steen, 1987; Munitz, 1985]. Evidentemente que estas modificações têm sua principal razão em fenômenos decorrentes, tais como: refino da microestrutura, formação de fases fora do equilíbrio, crescimento de fases cooperativas como os eutéticos fora da composição nominal, extensão da faixa de solubilidade no sólido, redistribuição do produto segregado, recolocação de precipitados em solução, volatilização de inclusões, etc. [Mordike, 1991; Pelletier et al., 1991; Noordhuis et al., 1993; Gremaud et al., 1990].

O arranjo estrutural obtido na solidificação depende de vários parâmetros, mas principalmente da velocidade de solidificação, dos gradientes térmicos envolvidos e da composição química do material [Folkes, 1994]. No caso da resolidificação, que ocorre após a fusão a laser, as altas taxas de resfriamento são obtidas devido ao resfriamento da poça de metal líquido pelo material base constituído pelo material adjacente não afetado pela fusão. Do ponto de vista metalúrgico, várias microestruturas podem ser obtidas ao se variar a potência do feixe incidente e o tempo local de interação, traduzido este último pela velocidade de deslocamento do feixe, já que a profundidade da poça de metal líquido e o campo térmico são conseqüentemente afetados.

O tratamento superficial a laser se desenvolve de forma bastante localizada e está ligado diretamente à potência e dimensão do feixe incidente sobre a superfície do material, ou seja, uma região em torno de poucos milímetros é afetada. A Figura 2.8 mostra uma representação esquemática do feixe incidente e a correspondente formação da poça de metal líquido.

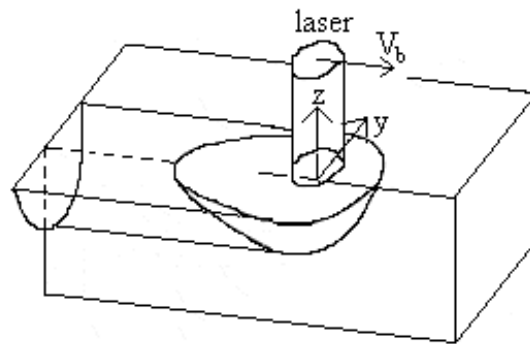


Figura 2.8: Representação esquemática da região afetada pelo feixe de laser, mostrando a forma geométrica da poça de material líquido.

O material base, sendo maior em volume com relação à zona fundida pelo laser, permanece globalmente frio. O fluxo de calor da poça líquida para o material base, cuja massa é maior, provoca o resfriamento rápido. 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 solidificação inicia-se sobre o próprio material base de forma epitaxial a partir da fase líquida e sem barreiras significativas para o início da nucleação, pois a interface sólido-líquido

apresenta condições extremas de afinidade físico-química [Garcia, 2001]. 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 (interface entre a zona fundida 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 velocidade de solidificação (V_s) e a velocidade de deslocamento do feixe de laser (V_b) podem ser correlacionadas dentro de um plano de corte longitudinal localizado no centro da poça de material líquido, conforme exemplifica o esquema da Figura 2.9 [Frenk et al., 1991]. Pode-se neste caso relacioná-las da seguinte forma:

$$V_s = V_b \cos \theta \quad (2.2)$$

onde θ é o ângulo formado pelos dois vetores representativos das velocidades.

As características específicas da solidificação, extremamente localizada e as altas taxas de resfriamento, que ocorrem nestes casos, exigem uma análise numérica da transferência de calor que permita simular o mapeamento das isoterms sobre a amostra afetada pelo feixe e, conseqüentemente, delinear o formato da poça fundida [Hoadley et al., 1991; Huntley et al., 1993; Cheung et al., 2002; Cheung et al., 2003 – 1, 2].

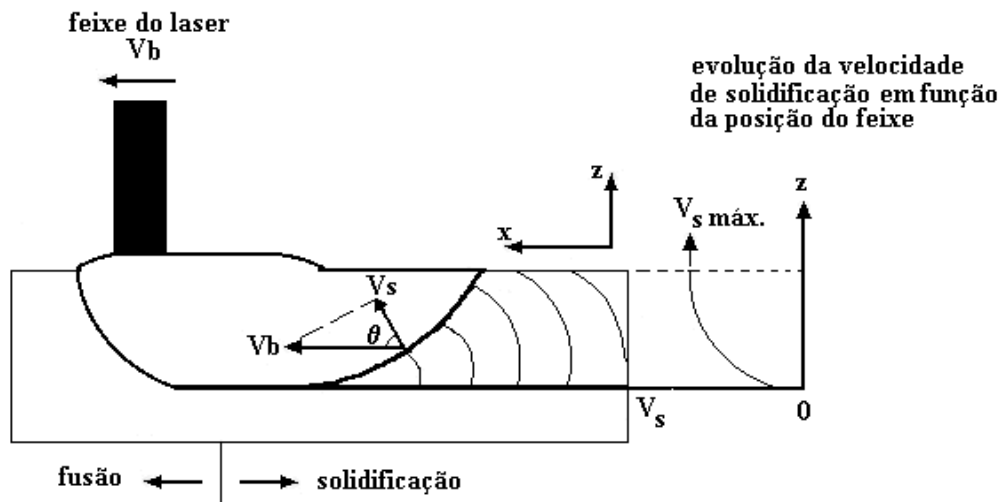


Figura 2.9: Seção longitudinal da amostra mostrando a poça de material líquido e as direções de deslocamento do feixe e da evolução da solidificação.

No estado estacionário do tratamento a laser, sobre o feixe de laser ocorre um campo térmico que se move através da amostra com a mesma velocidade do feixe. A frente de

solidificação segue o campo térmico, sendo 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 no qual o parâmetro que controla a solidificação é o resfriamento do líquido [Elmer et al.(1), 1989; Frenk et al., 1991]. Variações locais na velocidade de solidificação podem ser determinadas a partir da orientação da microestrutura ou pelo formato da poça líquida. A microestrutura, no caso de crescimento colunar, tem orientação paralela ao fluxo de calor.

Quando a determinação experimental da orientação microestrutural não é possível, o formato da poça líquida pode ser obtido pela resolução da equação de fluxo de calor usando técnicas numéricas (por exemplo: Hoadley et al., 1991; Cheung, 2003) ou analíticas (por exemplo: Rosenthal, 1946). Uma vez que a microestrutura tenha condições para desenvolver-se, a velocidade de crescimento da interface sólido-líquido é dada por V_s , mas este critério não é válido para o crescimento dendrítico, pois este ocorre em direções cristalográficas selecionadas. Essas direções são, geralmente, de baixo índice como $\langle 100 \rangle$ em metais cúbicos. Conforme Kurz [Kurz, 1993] a equação 2.1 precisa ser modificada para levar em consideração esse crescimento orientado cristalográficamente. Assim:

$$V_{hkl} = V_b \cos\theta / \cos\varphi \quad (2.3)$$

onde: V_{hkl} é a velocidade de crescimento da dendrita e φ é o ângulo entre a normal da frente de solidificação e a direção $[hkl]$, conforme mostrado na Figura 2.10.

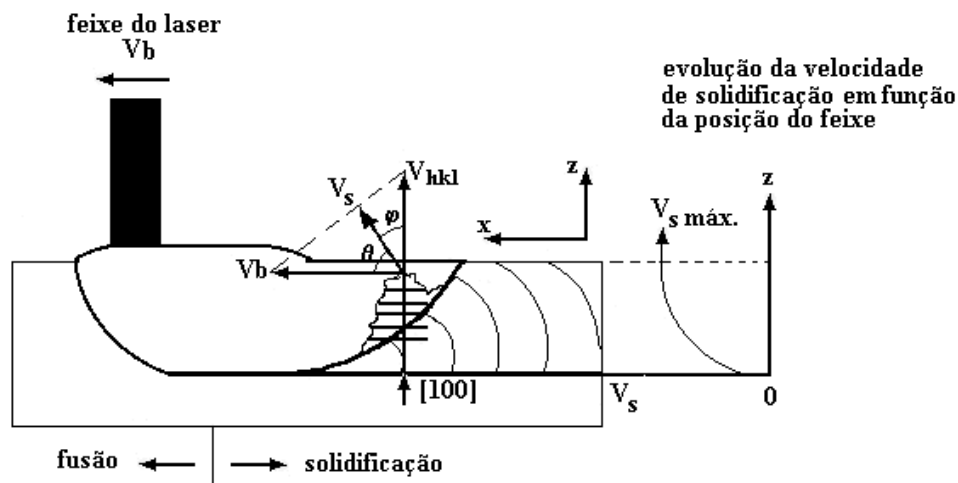


Figura 2.10: Determinação da velocidade de crescimento orientado cristalográficamente.

Na solidificação de ligas pode-se identificar dois tipos bastante característicos de microestruturas que se formam:

- Estruturas celulares ou dendríticas, que se caracterizam por cristais com certo número de ramificações, cujos braços principais crescem segundo as direções cristalográficas preferenciais de sua estrutura cristalina original.

- Estruturas eutéticas que surgem por crescimento cooperativo de duas ou mais fases. Estas estruturas 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).

Além dos tipos de microestruturas mencionados, pode-se ainda encontrar situações práticas onde não há formação de estrutura de solidificação definida, como no caso de crescimento com frente sólido-líquido macroscopicamente plana. Para que a solidificação se desenvolva com frente plana, é preciso que as condições locais de crescimento mantenham a estabilidade desta fronteira.

O calor gerado pela interação do laser com o material funde o material base permitindo o estudo da região refundida. Porém, também se deve observar que a fonte laser gera uma zona afetada pelo calor (zona termicamente afetada) ao lado da poça líquida e, quando a velocidade de varredura é baixa, no próprio material resolidificado. As dimensões características da “ZTA” são influenciadas pelas propriedades do material base e variáveis de processamento.

A refusão superficial a laser é uma técnica efetiva para melhorar as propriedades superficiais dos materiais, em especial dos aços ferramenta e inoxidáveis martensíticos, através das modificações microestruturais obtidas como consequência do aquecimento e resfriamento rápidos de uma fina camada superficial do material base, sem promover distorções ou a degradação das características do material como um todo.

2.8 - Processo de Solidificação

O emprego industrial dos aços ligados ao cromo estimulou a realização de estudos tanto com o objetivo de caracterizá-los quanto visando conhecer o sistema ternário Fe-Cr-C. Este diagrama é limitado pelos três diagramas binários: Fe-C, Cr-C e Fe-Cr. Os campos de existência das fases e as reações que ocorrem nestes sistemas condicionam os campos e reações do sistema ternário. Na prática, as aplicações do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-C são, entretanto, limitadas porque as condições de equilíbrio não são alcançadas e porque a adição de outros elementos de liga altera as fases observadas em ligas Fe-Cr-C puras. Por outro lado, o diagrama de equilíbrio fornece subsídios em relação aos tipos de carbonetos e fases metálicas que são estáveis para uma dada composição e temperatura e informações qualitativas sobre o limite de solubilidade de carbono e do cromo na austenita, bem como sua variação com a temperatura (Carpinetti Costa, 1985). Na Figura 2.11 são apresentados cortes verticais do diagrama Fe-Cr-C para os teores de 5% de cromo, proposto por Forgeng et al. [Forgeng et al., 1973], e de 13% de cromo, proposto por Bungardt et al. [Bungardt et al., 1958].

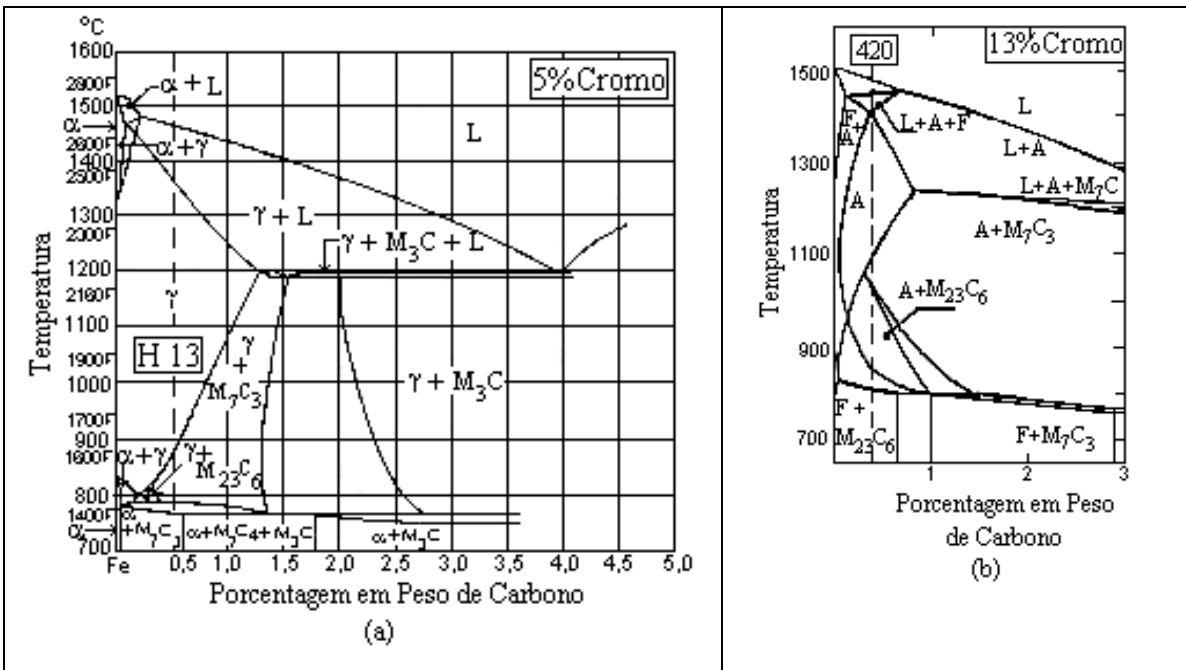


Figura 2.11: Cortes verticais do diagrama Fe-Cr-C para (a) 5% de cromo [Forgeng et al., 1973] e (b) 13% de cromo [Bungardt et al., 1958].

Nos processos de solidificação rápida dos aços, como em processos de tratamento a laser, toda a seqüência de transformações que ocorre até a temperatura ambiente é condicionada, em primeiro lugar, pela solidificação [Löser et al., 1992; Vitek et al., 1992; Elmer et al. (2), 1989]. Sendo assim, torna-se fundamental a determinação da fase sólida que precipita em primeiro lugar, ou seja, a fase primária de solidificação, que pode ser a austenita ou a ferrita- δ . Resultados de trabalhos experimentais de vários autores para os aços inoxidáveis martensíticos [Rayment et al., 1978; Sare et al., 1979; Minemura et al., 1980], porém, mostram resultados contraditórios quanto à fase primária de solidificação.

No caso dos aços Fe-0,5%C-13%Cr, Ion et al. [Ion et al., 1988] mostraram que a solidificação se inicia com a formação da austenita em todo intervalo de velocidades estudado, apesar da fase primária de solidificação termodinamicamente estável ser a ferrita- δ . Por outro lado, os resultados obtidos por Escudero et al. [Escudero et al., 1992] num aço semelhante, mas com um teor em carbono ligeiramente inferior (0,36%C), sugerem que a fase primária de solidificação é ferrita δ , formando-se austenita apenas na região interdendrítica. No caso do aço Fe-1%C-20%Cr os resultados experimentais são, mais uma vez, contraditórios. Strutt et al. [Strutt et al., 1978] observaram que velocidades de tratamento entre 125 e 750 mm/s originam uma microestrutura que consiste em dendritas de ferrita- δ rodeadas por carbonetos do tipo M_7C_3 , enquanto que Molian et al. [Molian et al., 1984], para um aço de composição idêntica, observaram uma estrutura predominantemente austenítica com uma pequena proporção de ferrita- δ e carbonetos $M_{23}C_6$. Resultados posteriores para o mesmo material obtidos por Colaço et al. [Colaço et al., 1992] sugerem que, quando a velocidade de tratamento é inferior a 4mm/s, a solidificação se inicia com ferrita- δ , seguindo-se a reação peritética monovariante $L + \delta \rightarrow \gamma$. No entanto, quando a velocidade de tratamento é superior a 4mm/s a solidificação inicia-se com austenita (γ).

Torna-se evidente que a determinação da fase primária de solidificação destas ligas é fortemente condicionada por pequenas diferenças de composição e pelas condições locais de solidificação. Nos processos de fusão superficial a laser o gradiente térmico à frente da interface S/L é positivo e a solidificação é epitaxial, não havendo nucleação. Assim, a fase primária de

solidificação em processos de fusão superficial a laser é determinada apenas pela cinética de crescimento entre fases durante a solidificação e não pela cinética de nucleação.

Em trabalhos mais recentes, Colaço [Colaço, 2001] usando o modelo de solidificação constrangida proposto por Kurz, Giovanola e Trivedi [Kurz et al., 1986], conhecido por modelo KGT, mostrou que, para as ligas Fe-Cr-C tratadas por fusão a laser, o aumento da velocidade de solidificação conduz ao aumento da extensão da superfície *liquidus* da austenita (Figura 2.12). Uma vez que em tratamentos superficiais de fusão a laser o gradiente térmico no líquido é positivo ($G > 0$) e que a diferença entre as temperaturas *liquidus* das fases δ e γ é pequena, as dendritas de ferrita- δ tendem a “atrasar-se” em relação às dendritas de austenita (Figura 2.13). Para uma determinada velocidade de solidificação imposta, a dendrita de austenita necessita de um super-resfriamento menor para crescer, ou seja, a ponta da dendrita de γ encontra-se sobre uma isotérmica superior. Conseqüentemente, a austenita acabará por dominar a estrutura de solidificação. Como a diferença entre T_δ e T_γ se acentua à medida que a velocidade aumenta, o crescimento da austenita é cineticamente mais favorável do que o da ferrita- δ . Em conseqüência, a austenita torna-se predominante, apesar da fase primária de solidificação em condições de equilíbrio termodinâmico ser a ferrita- δ .

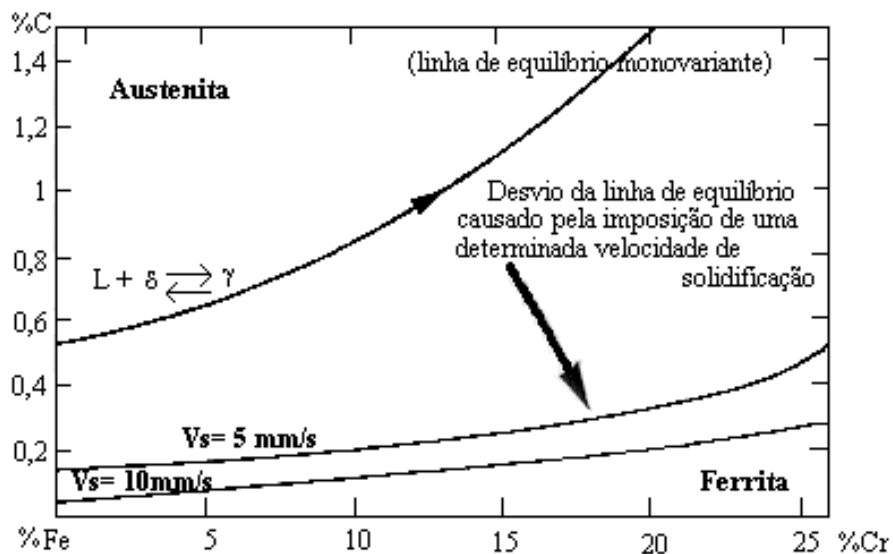


Figura 2.12: Efeito da velocidade de crescimento na posição da linha de equilíbrio monovariante $L + \delta \rightleftharpoons \gamma$, no canto rico em ferro do sistema Fe-Cr-C [Colaço, 2001].

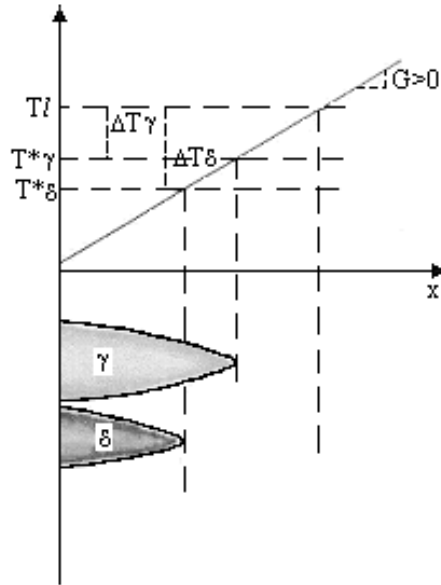


Figura 2.13: Competição entre uma dendrita de austenita e uma dendrita de ferrita- δ durante a resolidificação após fusão superficial a laser [Colaço, 2001].

Após solidificação, os aços tratados a laser sofrem transformações no estado sólido que são dependentes dos parâmetros de processamento. Colaço [Colaço, 2001] verificou a forte dependência entre o teor de austenita residual e as condições de tratamento a laser (potência e velocidade de deslocamento do feixe de laser), mostrando a influência das condições de processamento na transformação no estado sólido austenita \rightarrow martensita, para o aço Fe-0,5%C-13%Cr. A partir daí, estabeleceu uma representação da dependência entre a microestrutura e os parâmetros de tratamento a laser (Figura 2.14). Além disso, mostrou que é razoável concluir que qualquer aço submetido a fusão a laser exibirá a mesma dependência entre a proporção de austenita residual e os parâmetros de processamento. Na Figura 2.14 encontra-se esboçada a velocidade de deslocamento a partir da qual a microestrutura é totalmente austenítica, para o aço Fe-0,5%C-13%Cr, verificando-se que esta é tanto maior quanto maior é a densidade de potência.

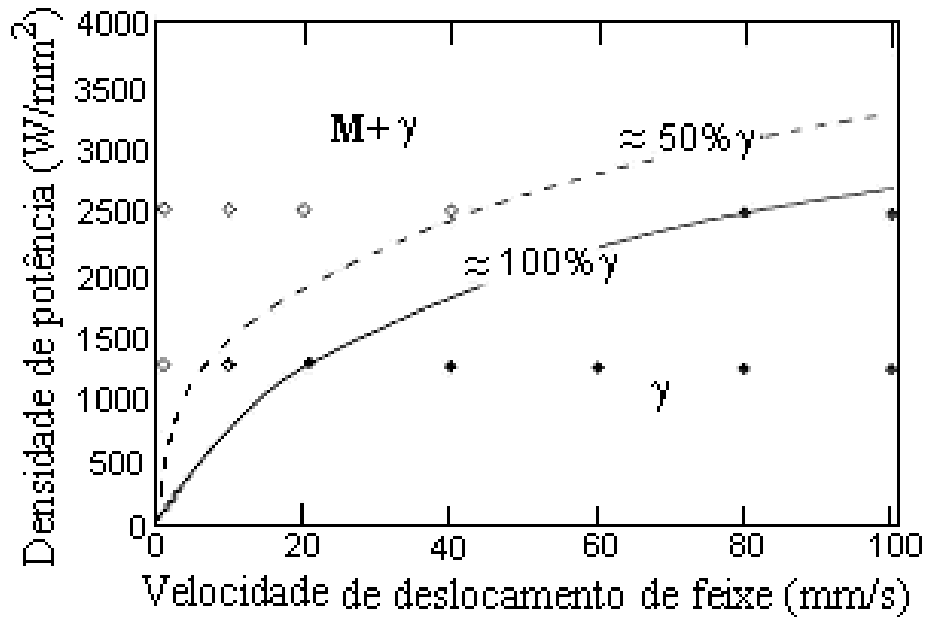


Figura 2.14: Dependência paramétrica da microestrutura da liga Fe-0,5%C-13%Cr tratada a laser [Colaço, 2001]

2.9 - Resistência à Corrosão

Os aços inoxidáveis martensíticos e os aços ferramenta para trabalho a quente são muito usados em aplicações de engenharia onde não só a resistência mecânica, mas também a resistência ao desgaste e à corrosão são fundamentais, visto que estes materiais sofrem deterioração por ação de fatores mecânicos e/ou químicos presentes no meio ambiente.

A superfície de uma peça de engenharia é considerada a parte mais importante no que se refere à corrosão, isto porque a corrosão é um fenômeno de superfície que ocorre de maneira espontânea e que atinge quase todos os metais e ligas como consequência de sua própria instabilidade termodinâmica [Damborenea, 1999].

A aplicação do tratamento de refusão superficial a laser permite melhorar a resistência à corrosão destes aços uma vez que este tratamento promove o refino de grão, dissolução de carbonetos, homogeneização e transformação microestrutural da superfície. Conde et al. [Conde

et al., 2000] verificaram que o tratamento de refusão a laser pode melhorar a resistência à corrosão dos aços. A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis martensíticos tratados a laser é altamente dependente das mudanças estruturais que estão relacionadas com as condições de processamento tais como densidade de potência e velocidade de deslocamento do feixe de laser [Kwok et al., 2003]. Estudos relacionando o efeito dos tratamentos a laser sobre o comportamento em corrosão dos aços ferramenta são raros na literatura e há poucos sobre os aços inoxidáveis martensíticos. A maioria dos trabalhos publicados tem analisado as características microestruturais e as propriedades mecânicas das superfícies destes aços.

Lamb et al. e Escudero et al. [Lamb et al., 1984; Escudero et al., 1992] encontraram um melhor comportamento à corrosão para o aço AISI 420 tratado a laser, comparado com o mesmo aço tratado convencionalmente e verificaram que as áreas de sobreposição de trilhas sucessivas são mais sensíveis à corrosão com pontos de corrosão por pits alinhados na área de sobreposição. Damborenea et al. [Damborenea et al., 1989] verificaram para o aço AISI 420 tratado a laser que, tanto para uma estrutura totalmente martensítica quanto para uma estrutura contendo acima de 0,9% em peso de austenita residual, houve uma melhora na resistência à corrosão.

A presença de austenita residual em aços inoxidáveis martensíticos tratados por refusão a laser é quase inevitável. Colaço e Vilar [Colaço et al., 1998] mostraram um aumento na proporção de austenita residual com a diminuição da densidade de potência e aumento da velocidade de deslocamento do feixe de laser para o aço AISI 420 tratado a laser (Figura 2.14). O efeito da presença de austenita residual no comportamento em corrosão é ainda controverso. Kimura et al. [Kimura et al., 2001] não encontraram nenhum efeito nocivo da austenita residual na corrosão do aço inoxidável martensítico com 13% de cromo. Por outro lado, Kraposhin [Kraposhin, 1993] mostrou que há uma quantidade ótima de austenita residual para melhorar a resistência à dissolução anódica. Entretanto, todas as características do material tratado são dependentes dos parâmetros operacionais do laser que influenciam a microestrutura de solidificação e as transformações no estado sólido durante o resfriamento até a temperatura ambiente.

2.10 - Tensões Residuais

A superfície dos materiais tratados por refusão a laser fica sujeita ao aparecimento de tensões residuais importantes. Estas tensões podem produzir fissuras transversais e longitudinais nos materiais.

Quando um componente é aquecido, ele deforma devido à expansão térmica. Se a temperatura não for homogênea através do componente, isto levará a distorções quando deformações elásticas e também plásticas estiverem envolvidas. A Figura 2.15a mostra a histerese clássica no aquecimento e no resfriamento de um material não transformável durante o aquecimento e resfriamento da camada superficial [Bergmann et al., 1994]. As tensões mecânicas provenientes da diferença das contrações térmicas entre o material base e a camada fundida são devido ao alto gradiente térmico sobre o qual o resfriamento se verifica. A camada superior sofre um aumento expressivo de temperatura, enquanto o material base continua relativamente frio. As tensões residuais aparecem uma vez que as tensões inversas, produzidas no resfriamento, são relaxadas por deformação plástica ou pela passagem ao estado líquido. Este tipo de tensão tende a ser mais importante quanto maior for o ponto de fusão do material. Ainda, uma vez que a composição química da camada resolidificada é modificada, em relação à composição do material base, uma diferença entre os coeficientes de dilatação térmica pode se verificar [Lima, 1997]. As tensões residuais são trativas na superfície e compressivas no material base. Para os materiais transformáveis (Figura 2.15b), a transformação martensítica da camada superficial aquecida, entretanto, causa tensões compressivas na superfície e tensões trativas no material base.

Um perfil típico de tensões através de uma trilha tratada por laser e um perfil da superfície até o interior da peça são mostrados nas Figuras 2.16a e 2.16b [Domes et al., 1993; Boufoussi et al., 1992]. Na trilha tratada a transformação martensítica causa uma expansão quando o parâmetro de rede é transformado. Este efeito promove tensões compressivas na área tratada. Ao redor da trilha, tensões trativas estão presentes na zona termicamente afetada (Figura 2.16a). Estas tensões vão diminuindo até o nível do material base com o aumento da distância. Um comportamento similar das tensões residuais pode ser observado no perfil de profundidade (Figura 2.16b).

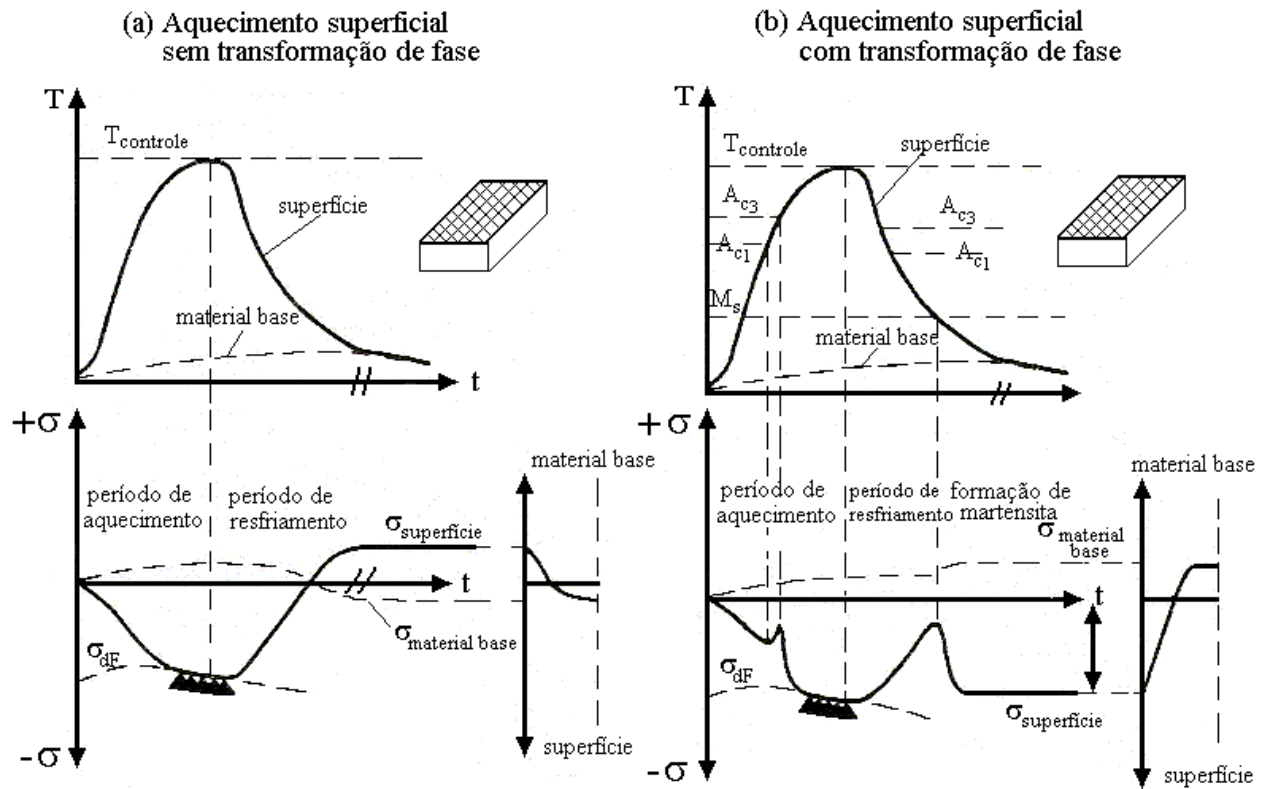


Figura 2.15: Histerese e tensões residuais durante o tratamento a laser de um material (a) não transformável e (b) transformável [Bergmann et al., 1994].

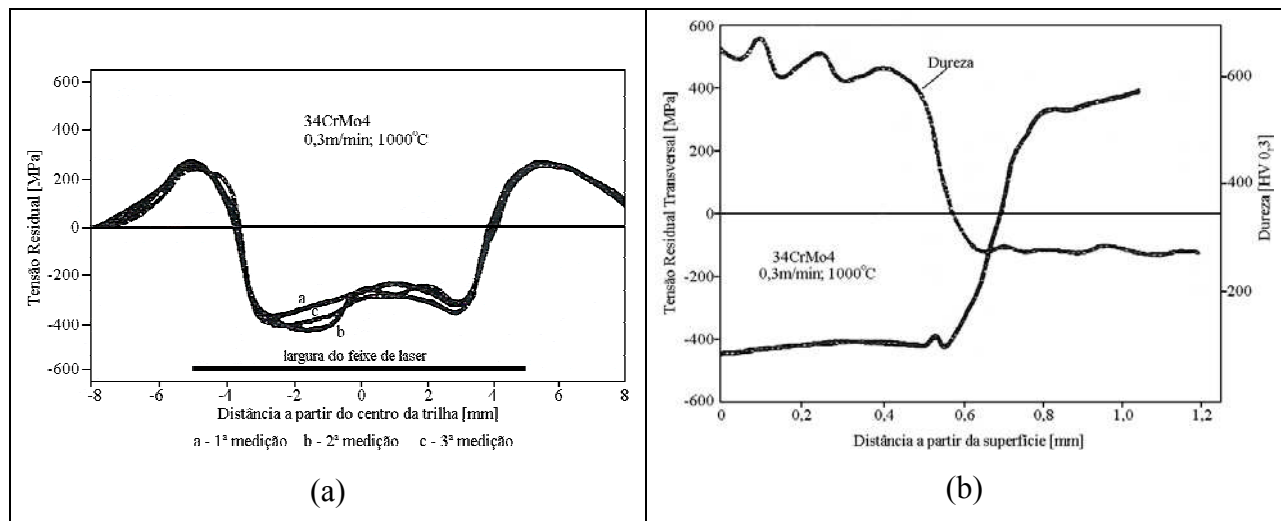


Figura 2.16: Perfis típicos de tensões residuais após o tratamento a laser (a) na seção transversal da trilha e (b) no perfil de profundidade [Bergmann et al., 1994].

A transformação martensítica leva também a tensões compressivas na camada transformada e a tensões trativas na zona termicamente afetada. Dependendo do grau de austenitização e subsequente transformação martensítica, o processamento a laser pode gerar diferentes situações de tensões internas. A Figura 2.17 mostra a influência da potência (temperatura de controle), da velocidade de deslocamento do feixe de laser e da composição química para alguns aços selecionados. Fica evidente que o valor das tensões compressivas não é muito influenciado pelos parâmetros de processo bem como pela concentração de carbono dos aços analisados. As tensões trativas na zona termicamente afetada, entretanto, dependem dos parâmetros de processo. Altas potências e baixas velocidades de deslocamento do feixe de laser resultam em baixas tensões trativas. A razão deste comportamento possivelmente poderia ser encontrada pelo gradiente de temperatura formado pelos diferentes parâmetros de processamento.

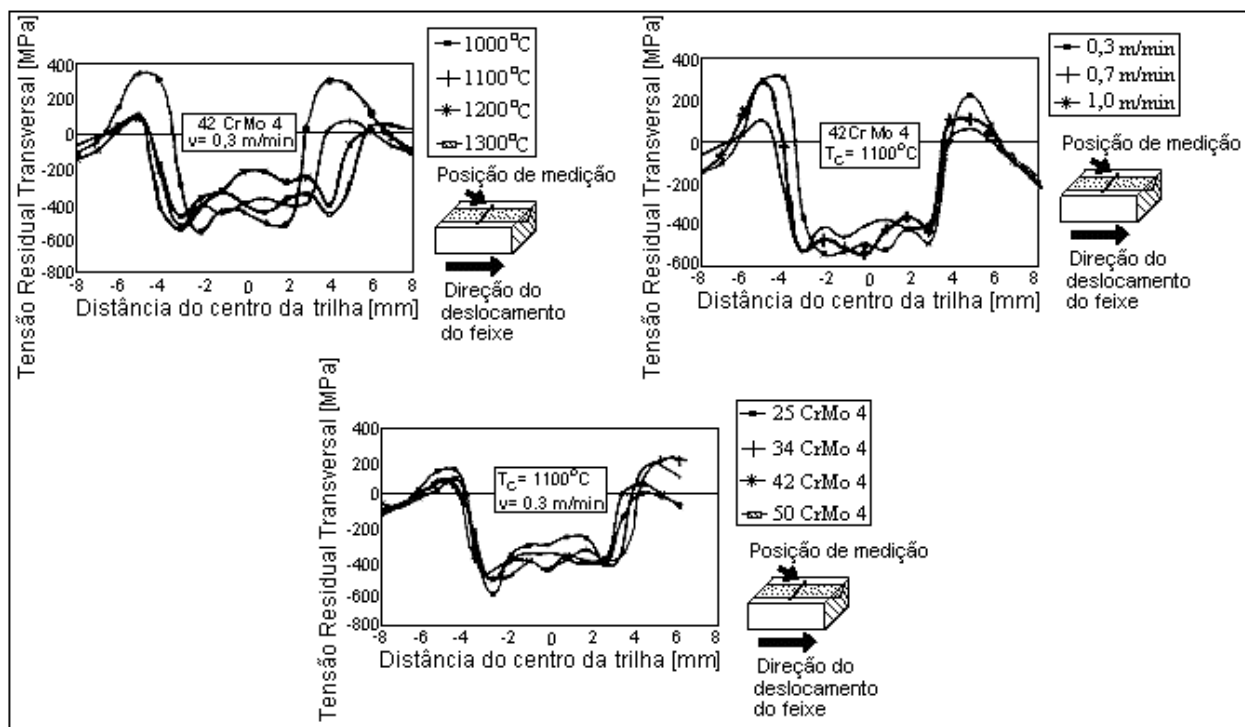


Figura 2.17: Influência da potência (temperatura de controle), velocidade de deslocamento do feixe de laser e teor de carbono sobre a tensão residual após o tratamento a laser [Bergmann et al., 1994].

Se a microestrutura transformada martensiticamente é aquecida uma segunda vez, o recozimento provoca um desvio típico na expansão linear para um dado aço. Por isto, num

segundo ciclo térmico a profundidade da camada austenitizada com subsequente formação de martensita será menor a partir da área irradiada e, portanto, haverá formação de tensões trativas na zona termicamente afetada. Na sobreposição de trilhas, a região de sobreposição poderá, portanto, ter tensões trativas entre as trilhas ou na zona de recozimento [Schwager et al., 1992].

Capítulo 3

Procedimento Experimental

3.1 - Materiais Utilizados

Foram utilizados dois tipos de aço ferramenta: AISI 420 (aço inoxidável martensítico) e AISI H- 13 (aço ferramenta para trabalho a quente). O aço AISI 420 no estado inicial recozido esferoidizado e o aço AISI H13 no estado revenido foram tratados por refusão superficial a laser. Foi feita a análise do teor de carbono, pelo processo de combustão em um equipamento LECO do Centro Tecnológico da UNICAMP, encontrando-se os valores 0,38% e 0,36% para os aços AISI H13 e AISI 420, respectivamente.

3.2 - Refusão Superficial a Laser

Os tratamentos superficiais de refusão a laser foram realizados no Instituto Superior Técnico em Lisboa (IST), utilizando um laser de CO₂ de fluxo axial rápido, marca Messer Griesheim, modelo Eurolas 3000, com modo TEM₀₁^{*}, cuja potência máxima nominal é de 3000W. O percurso do feixe do laser até a saída da cavidade é desviado por dois espelhos de cobre planos, refrigerados a água, incidindo num terceiro espelho parabólico de cobre, com uma distância focal de 127mm.

Os tratamentos foram realizados com o laser operando em regime contínuo, com o feixe focado no plano acima da superfície da amostra, de modo a originar em sua superfície uma

mancha circular com cerca de 1 mm de diâmetro. A potência do feixe de laser incidente foi de 1500W. A representação esquemática do equipamento laser utilizado é apresentada na Figura 3.1.

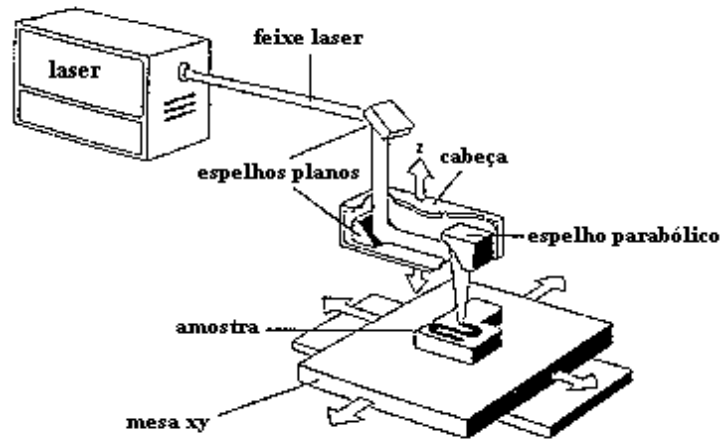


Figura 3.1: Representação esquemática do equipamento laser

O tratamento superficial foi realizado movendo a amostra sob o feixe de laser, sendo para tal utilizada uma mesa xy motorizada e comandada numericamente (comando Forenback Unipos 800F), deslocando com velocidade de 10mm/s. As amostras foram submetidas a múltiplos passes do feixe de laser, sempre no mesmo sentido, com uma sobreposição de 30% entre as trilhas consecutivas obtendo-se para o aço AISI H13 uma área de aproximadamente 60x50mm² e para o aço AISI 420 uma área de aproximadamente de 50x40mm². Para evitar a oxidação da superfície durante o tratamento, foram utilizados dois jatos de gás argônio, um coaxial com o feixe e outro lateral. As superfícies resultantes do tratamento de refusão dos dois aços são apresentadas na Figura 3.2.

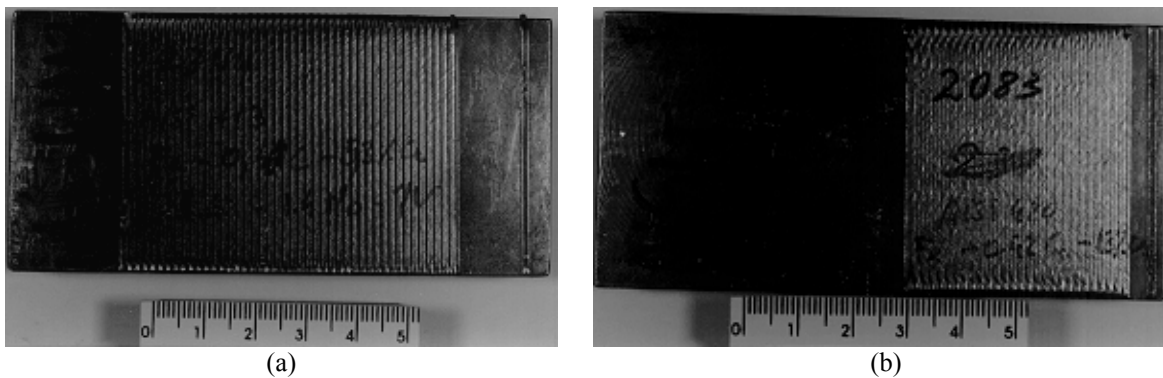


Figura 3.2: Superfícies resultantes do tratamento de refusão a laser dos aços (a) AISI H13 e (b) AISI 420.

3.3 - Caracterização das amostras

Os aços ferramenta AISI 420 e AISI H 13 foram fresados e cortados em 12 corpos de prova com dimensões de 6 x 40 x 5 mm³ para cada aço e em seguida foram embutidos em baquelite nas posições transversal e longitudinal em relação à direção de deslocamento do feixe de laser. O preparo metalográfico consistiu no lixamento (lixas 100 a 1200), polimento em panos metalográficos com pasta de diamante de 6 a 0,25µm, seguido por ataques químicos diferenciados.

Quatro ataques químicos foram utilizados:

- a) nital 4% e Vilela: estes reagentes revelaram a microestrutura das amostras para observação por microscopia ótica e para determinação da microdureza Vickers.
- b) Fry e Beraha 7b: estes reagentes revelaram a microestrutura das amostras para observação por microscopia eletrônica de varredura, visto que com os reagentes nital e Vilela não foi possível revelar a microestrutura para este fim.

3.3.1 - Microscopia Ótica

Em seguida ao ataque químico, as amostras foram lavadas com acetona e secas ao ar quente. Após esse procedimento de preparação, as amostras foram analisadas por microscopia ótica realizada num microscópio NEOPHOT 32. Esse equipamento possui uma série de filtros que permitem a regulagem da luz, do brilho e do contraste. Acoplado a esse equipamento, existe uma câmera fotográfica convencional e um sistema de aquisição de imagens.

3.3.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura

Após preparação metalográfica padrão e ataque com os reagentes adequados, as amostras foram submetidas à análise através de microscopia eletrônica de varredura (MEV). O equipamento utilizado é da marca JEOL, modelo JXA- 840. As micrografias foram feitas empregando o modo de elétrons retroespalhados, obtendo-se uma melhor qualidade de imagem que com o modo de elétrons secundários. Com este equipamento foi possível também realizar análises por espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

3.3.3 - Difração de Raios-X

Com o objetivo de determinar as fases presentes nos aços, foram executadas análises através da técnica de difração de raios-X. Essa análise foi elaborada em um difratômetro Philips, modelo PW 1730/10, com tubo de Cu ($\lambda=1,5406\text{\AA}$), dentro da faixa de ângulos de 20° a 100° .

3.4 - Cálculo da Austenita Residual

A porcentagem da austenita residual nas amostras tratadas a laser foi estimada à partir dos difratogramas de raios-X, através da equação desenvolvida por Jatczak et al. [1980] para ligas Fe-1%C:

$$\% \gamma = \frac{I_{\gamma}^{hkl} / R_{\gamma}^{hkl}}{I_{\gamma}^{hkl} / R_{\gamma}^{hkl} + I_M^{hkl} / R_M^{hkl}} \quad (3.1)$$

Onde I_{γ}^{hkl} e I_M^{hkl} são as intensidades integradas dos picos (hkl), R_{γ}^{hkl} e R_M^{hkl} são os fatores de intensidade relativa para os planos (hkl) da austenita e da martensita, respectivamente.

3.5 - Medida de Microdureza Vickers

Para a avaliação da microdureza Vickers empregou-se carga de 100gf, de acordo com a norma NBR- 6672. As medidas de microdureza Vickers foram feitas na direção vertical da seção transversal das amostras, para verificar o efeito de têmpera devido à refusão a laser.

3.6 - Ensaio de Corrosão

Para o ensaio eletroquímico, utilizou-se uma célula eletroquímica composta por 3 eletrodos de acordo com a norma ASTM G3/89. A Figura 3.3 apresenta o esquema da célula eletroquímica utilizada, sendo as siglas: ER - eletrodo de referência de calomelano saturado em KCl; CE – contra eletrodo de platina; ET – eletrodo de trabalho. O equipamento utilizado foi um

potenciostato EG x G Princeton Applied Research – Potenciostat/ Galvanoplast Modelo 273A acoplado a um analisador de resposta de frequência Solartron Modelo 1250, fazendo-se uso do “software” de corrosão PAR- M352 (Figura 3.4).

O ensaio de corrosão foi realizado nas seguintes condições: temperatura ambiente, eletrólito de solução de NaCl 3%, eletrodo de referência de calomelano saturado em KCl, velocidade de varredura de 0,2mV/s. A área das amostras submetidas ao ensaio eletroquímico foi de 240mm² para a amostra tratada a laser e de 102mm² para a amostra não tratada.

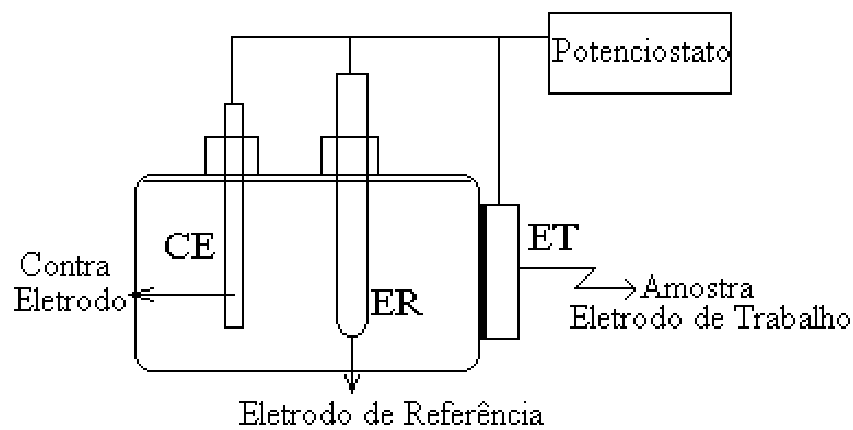


Figura 3.3: Esquema da célula eletroquímica

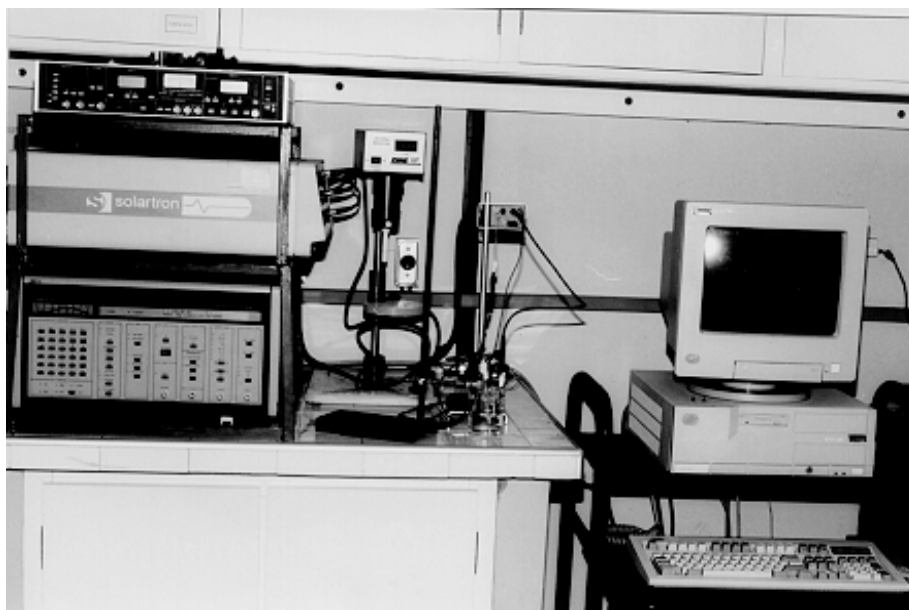


Figura 3.4: Equipamento utilizado no ensaio de corrosão

3.7 - Ensaio de Flexão

Amostras dos aços AISI 420 e AISI H13 com dimensões $40 \times 6 \times 5 \text{mm}^3$ foram submetidas a um ensaio de flexão a três pontos antes e depois do tratamento de refusão a laser com o objetivo de avaliar a influência do tratamento a laser sobre a fragilização do material.

O equipamento utilizado para o ensaio de flexão, apresentado na Figura 3.5, é uma máquina servo- hidráulica TEST- STAR II com célula de carga de 100kN. O equipamento é constituído de dois apoios inferiores ajustáveis na forma de roletes metálicos com 5mm de diâmetro e distância entre centros de 36mm. Estes apoios apresentam possibilidade de giro, o que ajuda a diminuir o atrito entre o corpo de prova e os apoios. O apoio superior é um rolete metálico com 10mm de diâmetro. O ensaio de flexão a três pontos foi realizado à temperatura ambiente, com velocidade de 0,02mm/s.

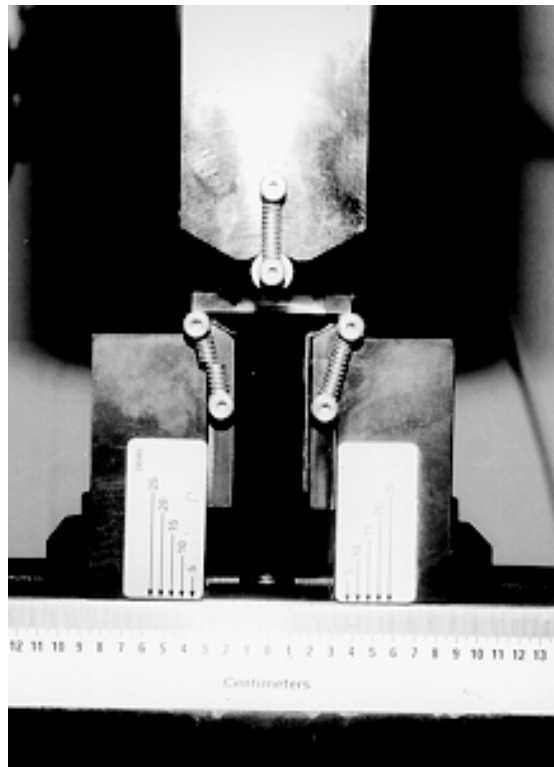


Figura 3.5: Equipamento utilizado no ensaio de flexão.

Capítulo 4

4.1 - Análise Microestrutural

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados do presente trabalho. Os parâmetros utilizados no tratamento de refusão a laser para os aços AISI 420 e AISI H13 foram: diâmetro do feixe = 1mm, velocidade de deslocamento do feixe de laser = 10mm/s, potência do feixe = 1500W, com sobreposição de pistas de 30%.

A estrutura inicial dos aços AISI 420 e AISI H13 são apresentadas na Figura 4.1. O aço AISI 420 apresenta uma estrutura de martensita recozida com carbonetos esferoidizados (Figura 4.1a) e o aço AISI H13 apresenta uma estrutura de martensita revenida (Figura 4.1b).

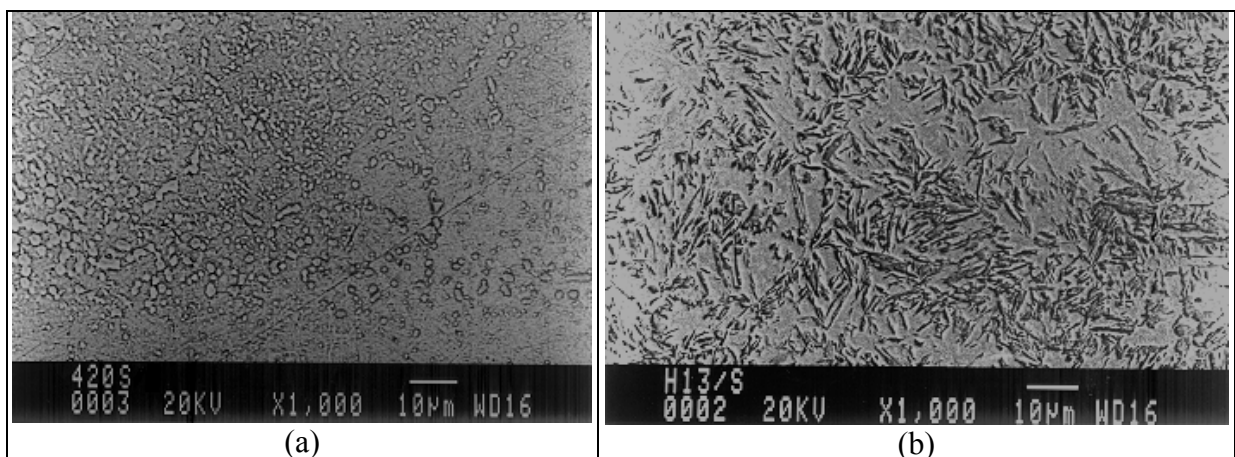


Figura 4.1: Estrutura inicial dos aços (a) AISI 420 e (b) AISI H13

Na análise da seção transversal das amostras dos dois aços, após o tratamento de refusão a laser, podemos identificar três zonas distintas: o material base (MB) a zona termicamente afetada

pelo calor (ZTA) e a zona fundida (ZF) que são mostradas na Figura 4.2. Na amostra do aço AISI H13 podemos observar também trincas na parte inferior da zona fundida que, provavelmente, foram formadas pelas tensões internas desenvolvidas durante o tratamento a laser.

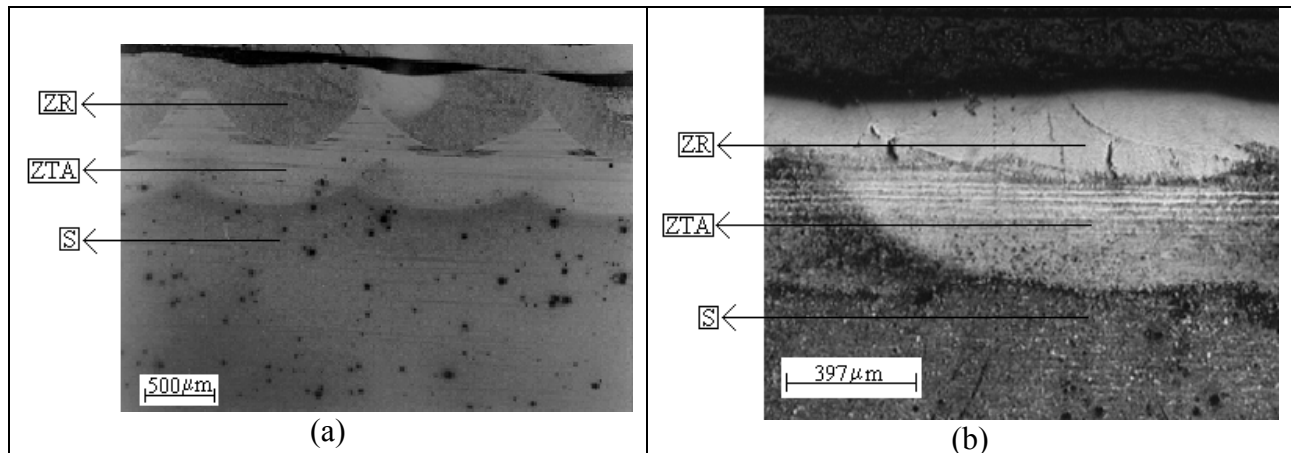


Figura 4.2: Seção transversal típica das amostras dos aços (a) AISI 420 e (b) AISI H13 obtida após fusão superficial a laser

Na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA), que absorve o calor da poça líquida e onde ocorrem apenas reações no estado sólido, o material é austenitizado e devido ao resfriamento rápido ocorre a transformação da austenita para martensita e, no caso do aço AISI 420, observou-se uma dissolução parcial dos carbonetos. A Figura 4.3 apresenta as fotomicrografias da ZTA dos aços AISI 420 (Figura 4.3a) e AISI H13 (Figura 4.3b). Em ambos os aços, verificou-se que a martensita presente na ZTA é mais refinada que a martensita presente no material base.

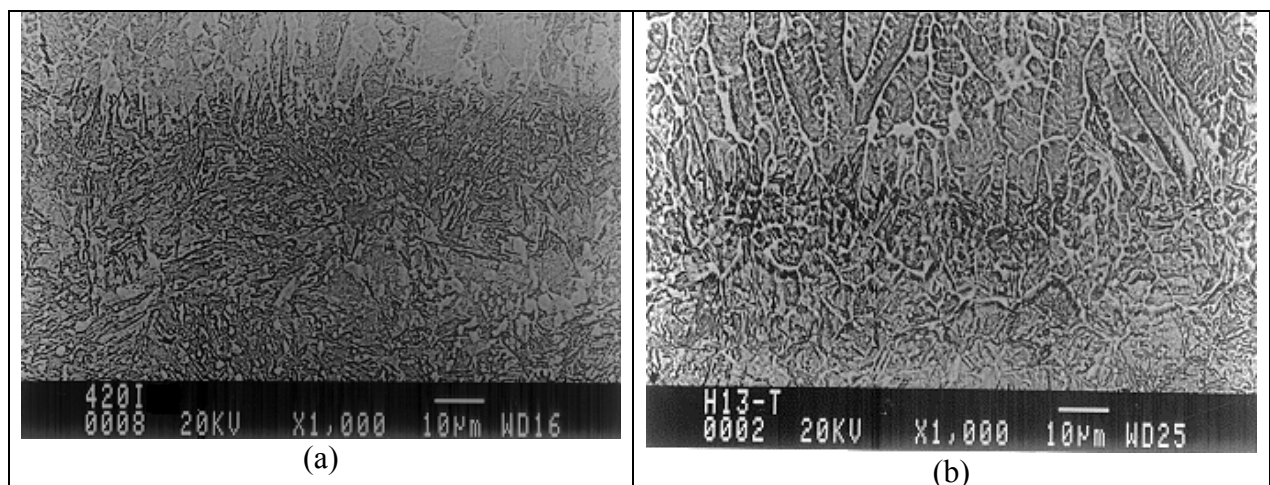


Figura 4.3: Zona termicamente afetada pelo calor dos aços (a) AISI 420 e (b) AISI H13

Na zona fundida de ambos os aços a solidificação ocorreu de forma epitaxial com uma morfologia dendrítica refinada ($2,1\mu\text{m} < \lambda_1 < 2,8\mu\text{m}$ para o aço AISI 420 e $1,9\mu\text{m} < \lambda_1 < 2,9\mu\text{m}$ para o aço AISI H13) com crescimento na direção de extração de calor. A partir da região central em direção à superfície da zona fundida foi observada uma mudança na direção de crescimento dendrítico, com as dendritas crescendo quase perpendicularmente à direção de extração de calor. Esta mudança de orientação é definida pelo ângulo θ entre os vetores velocidade de solidificação e velocidade de deslocamento do feixe de laser e pelo ângulo φ entre os vetores velocidade de crescimento dendrítico e velocidade de solidificação conforme descrito no capítulo 2 (Figura 2.10). A Figura 4.4 apresenta a estrutura dendrítica de solidificação das regiões inferior e superior da poça líquida do aço AISI H13. Pode-se observar que na região inferior as dendritas estão orientadas no sentido da extração de calor (Figura 4.4b) e na região superior o crescimento das dendritas está orientado na direção perpendicular à direção de extração de calor (Figura 4.4c).

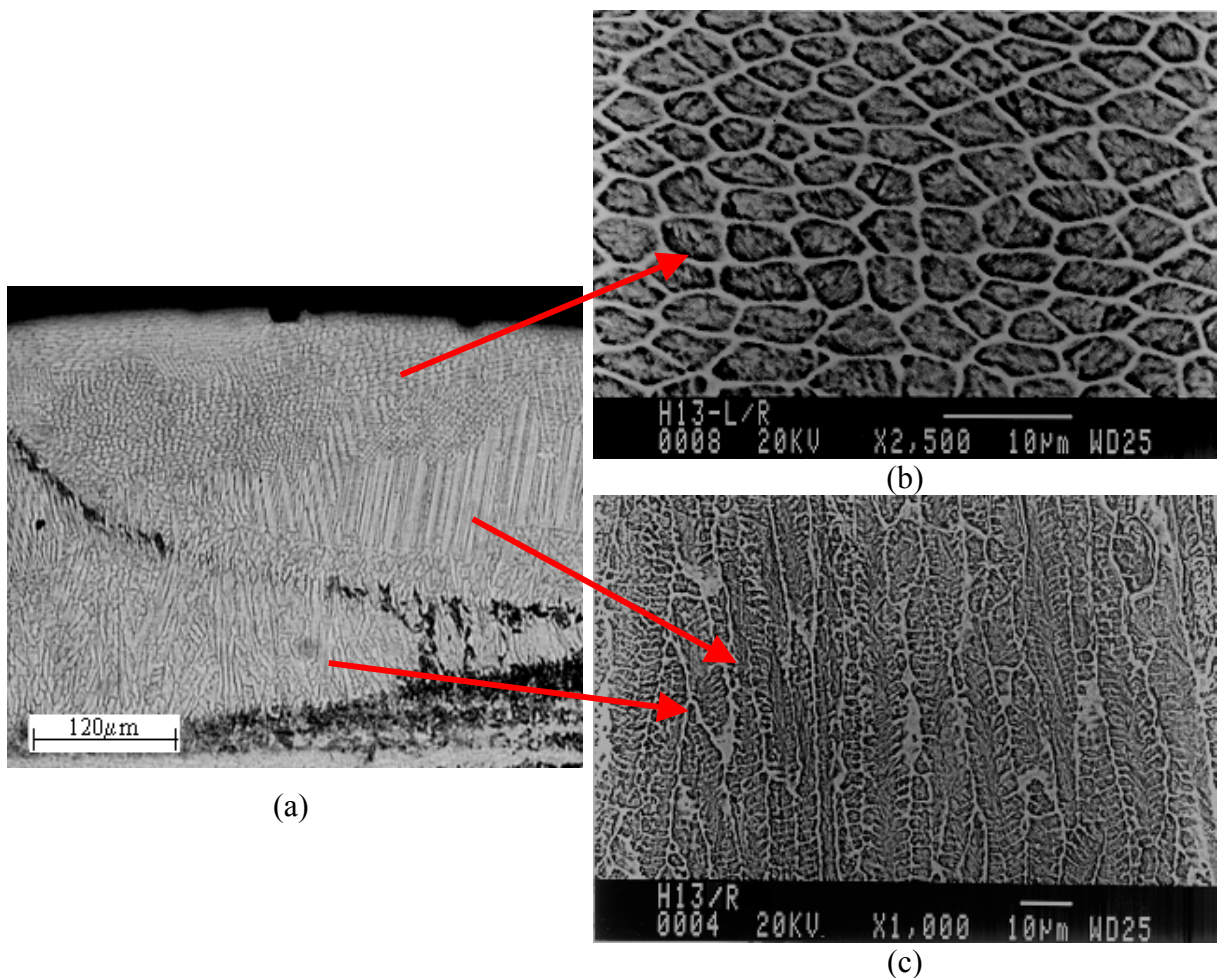


Figura 4.4: Estrutura de solidificação do aço AISI H13 (a) mostrando a mudança na direção de crescimento dendrítico nas regiões inferior (b) e superior (c).

Apesar da diferença de composição entre os aços AISI 420 e AISI H13, ambos apresentaram uma estrutura semelhante após o tratamento de refusão a laser. A microestrutura da zona fundida pelo laser dos dois aços é constituída por dendritas de austenita parcialmente transformada em martensita. No caso do aço AISI 420 foi observado também que houve dissolução completa dos carbonetos. Não foram detectados quaisquer vestígios de ferrita- δ , o que evidencia que a solidificação de ambos os aços iniciou com a formação de austenita, apesar da composição destes materiais estar sobre a superfície *liquidus* da ferrita- δ no diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr-C (Capítulo 2 - Figura 2.11). Este resultado, que também foi verificado por outros autores [Löser et al., 1992; Vilar et al., 1996; Colaço, 2001], pode ser explicado pelo fato que, para altas velocidades de solidificação, a ponta da dendrita de austenita cresce com um superesfriamento menor que a ponta da dendrita de ferrita (Capítulo 2 – Figura 2.13). Como consequência a austenita passa a ser a fase predominante na solidificação após tratamento de refusão a laser destes aços para os parâmetros de processamento usados.

A alta proporção de austenita residual verificada na estrutura solidificada, após o tratamento de refusão a laser dos dois aços, pode ser explicada pelo fato que a austenita formada na solidificação é supersaturada em elementos de liga e apresenta um tamanho de grão muito pequeno que são fatores que diminuem a temperatura M_s o que acarreta a estabilização da austenita. A Figura 4.5 apresenta a estrutura típica da zona fundida dos aços AISI 420 e AISI H13 tratados por refusão a laser. Pode-se observar a maior quantidade de austenita residual na amostra do aço AISI 420.

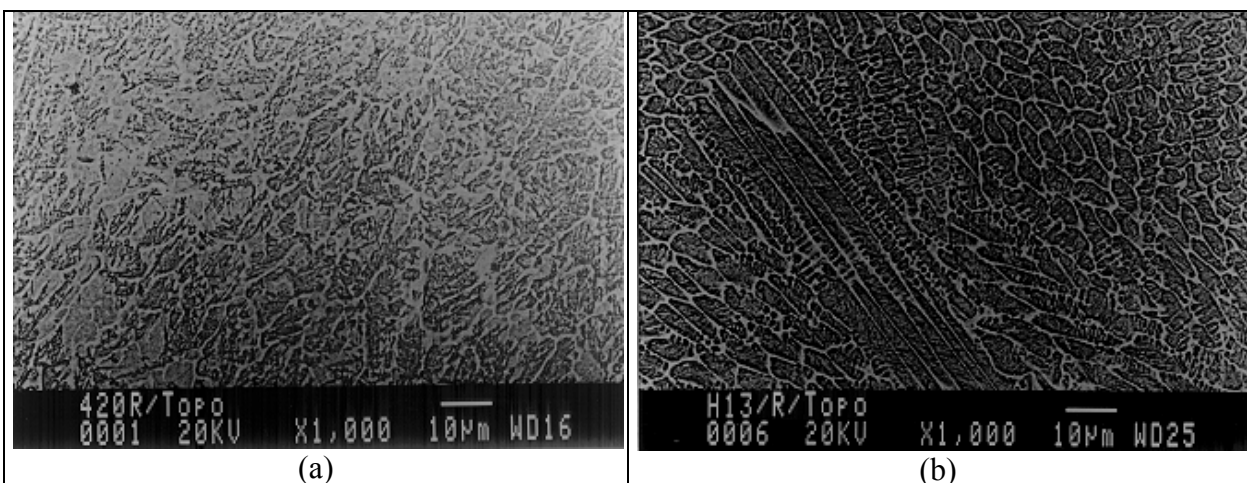


Figura 4.5: Estrutura típica da zona fundida dos aços (a) AISI 420 e (b) AISI H13 constituída por dendritas de austenita parcialmente transformadas em martensita

Os resultados de difração de raios-X dos aços AISI 420 e AISI H13 (Figuras 4.6 e 4.7) confirmam as observações da microestrutura. O teor de austenita residual foi calculado com base nos difratogramas de raios-X utilizando a equação proposta por Jatzcak et al. (Equação 3.2) a partir das intensidades integradas dos picos M(110), M(211), $\gamma(200)$, $\gamma(220)$ para o aço AISI 420 e M(110), M(200), $\gamma(200)$, $\gamma(220)$ para o aço AISI H13. Os valores encontrados foram 49,8% e 37% para os aços AISI 420 e AISI H13, respectivamente.

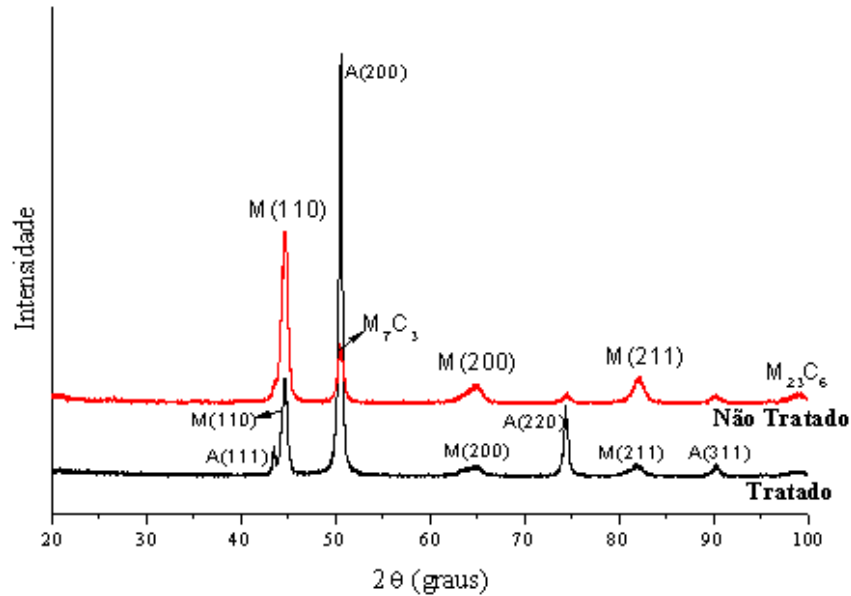


Figura 4.6: Difratograma de raios-X do aço AISI 420 antes e após o tratamento a laser

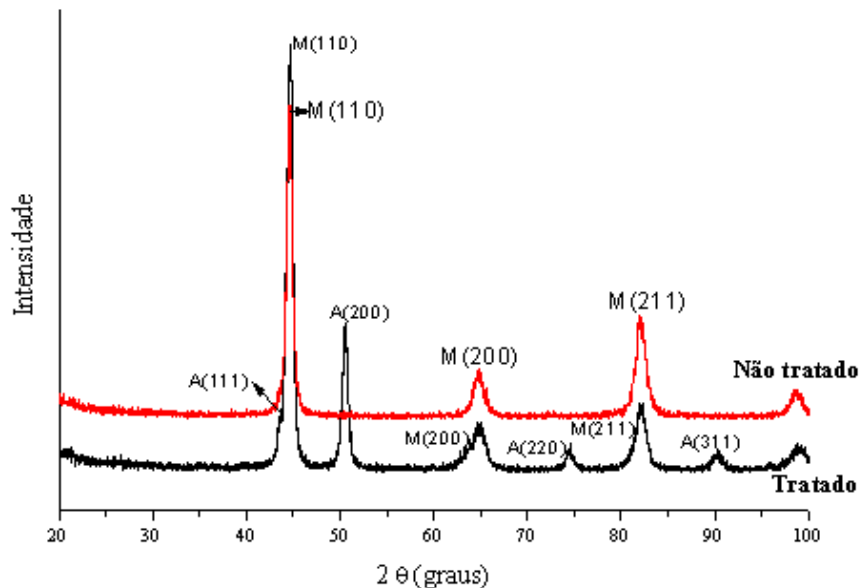


Figura 4.7: Difratograma de raios-X do aço AISI H13 antes e após o tratamento a laser

4.2 - Microdureza

O perfil de microdureza Vickers é apresentado nas Figuras 4.8 e 4.9 para os aços AISI 420 e AISI H13, respectivamente. As medições foram feitas na seção transversal ao longo da zona fundida, zona termicamente afetada e material base. Observou-se que, apesar da alta proporção de austenita residual na zona fundida dos dois aços, os valores médios de microdureza foram elevados (aço AISI 420: ZF = 760 HV e aço AISI H13: ZF = 920 HV). Isto se explica não só pela presença da martensita, mas principalmente pela estrutura extremamente refinada desta região e pelo alto teor de soluto e densidade de discordância na austenita. Comportamento semelhante foi observado por Vilar et al. (1996). Os valores médios de microdureza da zona termicamente afetada pelo calor (aço AISI 420: ZTA = 750 HV e aço AISI H13: ZTA = 890 HV) são maiores que do material base (aço AISI 420: MB = 570 HV e aço AISI H13: MB = 600 HV) apesar das duas regiões serem constituídas por martensita, visto que a martensita do material base é revenida, portanto de menor dureza.

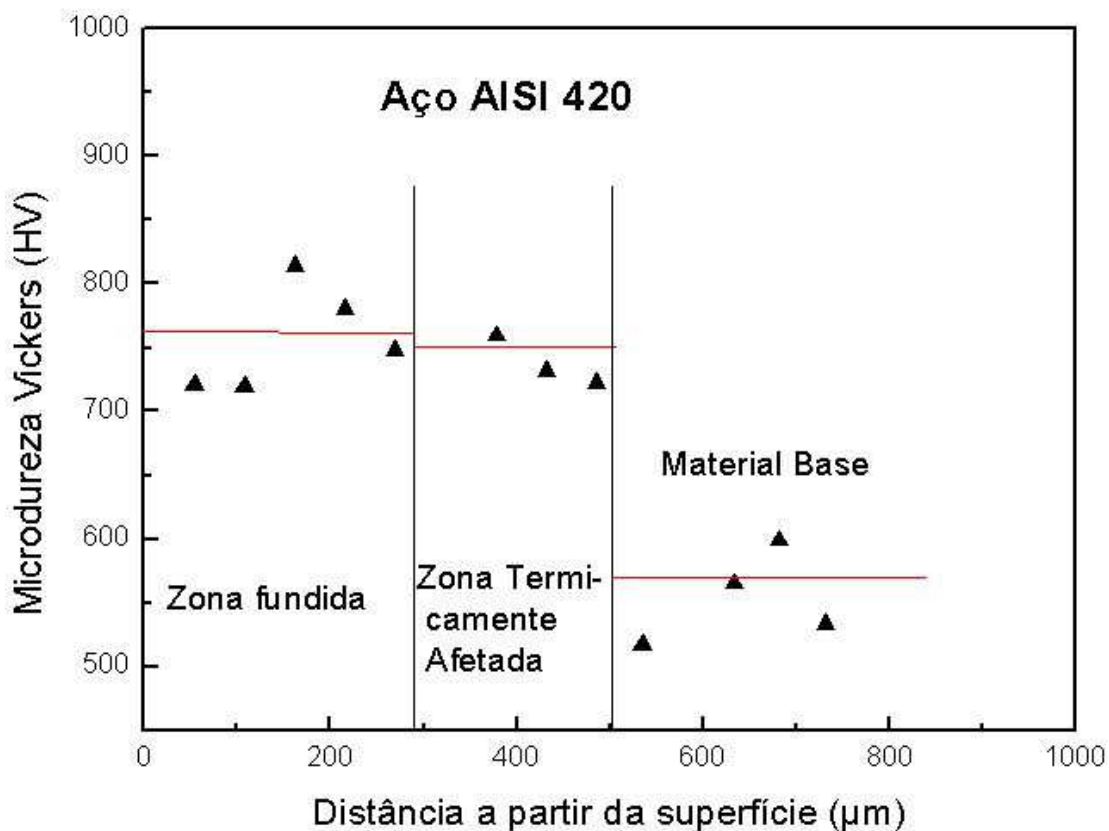


Figura 4.8: Perfil de microdureza Vickers do aço AISI 420 tratado por refusão a laser

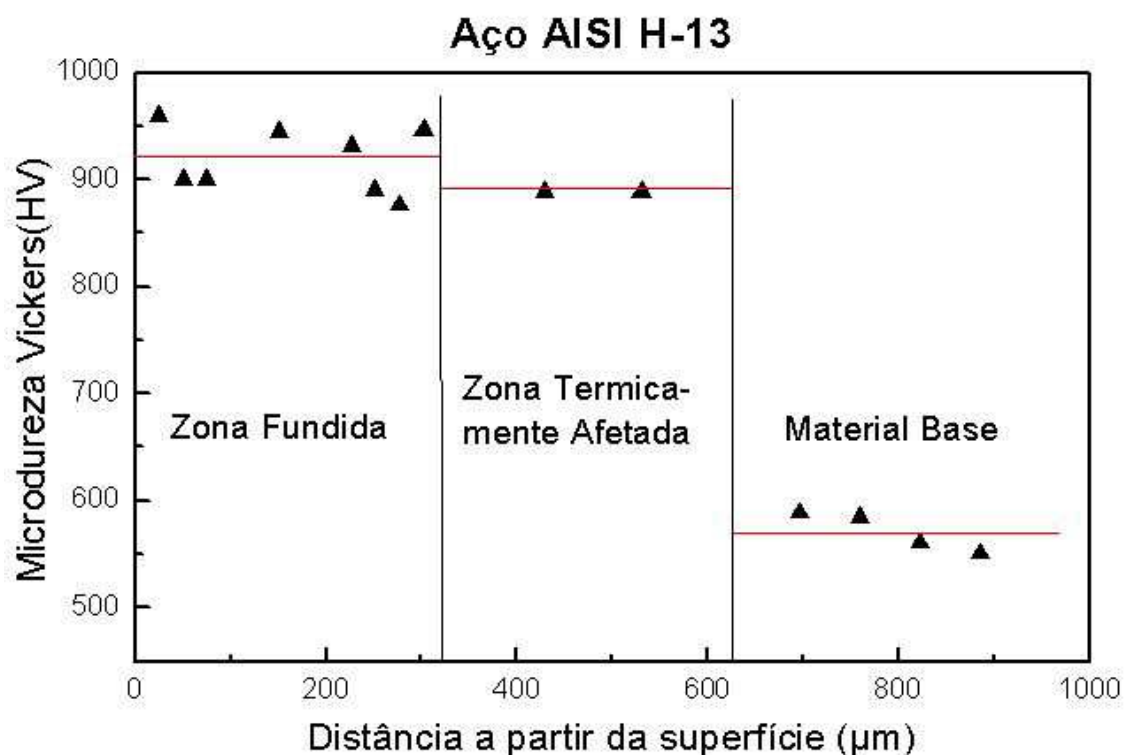


Figura 4.9: Perfil de microdureza Vickers do aço AISI H13 tratado por refusão a laser

4.3 - Resistência à Corrosão

Conforme os resultados obtidos nos ensaios de corrosão para os aços AISI H13 e AISI 420 tratados por refusão a laser, pode-se observar que houve um melhoramento no comportamento em corrosão dos dois aços devido à dissolução de carbonetos e incorporação dos elementos de liga na matriz, como, por exemplo, o cromo. As taxas de corrosão foram determinadas pelo método de extrapolação de Tafel a partir das curvas de polarização. A Figuras 4.10 apresenta as curvas de polarização para o aço AISI H13 antes e após o tratamento de refusão a laser. Observa-se que após o tratamento houve uma considerável queda na taxa de corrosão da ordem de 4 vezes e um deslocamento do potencial de corrosão para um comportamento mais nobre. O aço tratado exibe valores médios de $20\mu\text{A}/\text{cm}^2$ e $-0,40\text{V}$ para a taxa (i_{Corr}) e o potencial de corrosão, respectivamente. Por sua vez, o aço não tratado apresenta valores médios de $73\mu\text{A}/\text{cm}^2$ e $-0,43\text{V}$ para i_{Corr} e E_{Corr} , respectivamente. Dos resultados obtidos, pode-se concluir que o tratamento de

refusão laser mostra-se como uma ferramenta útil para melhoria da resistência à corrosão do aço AISI H13.

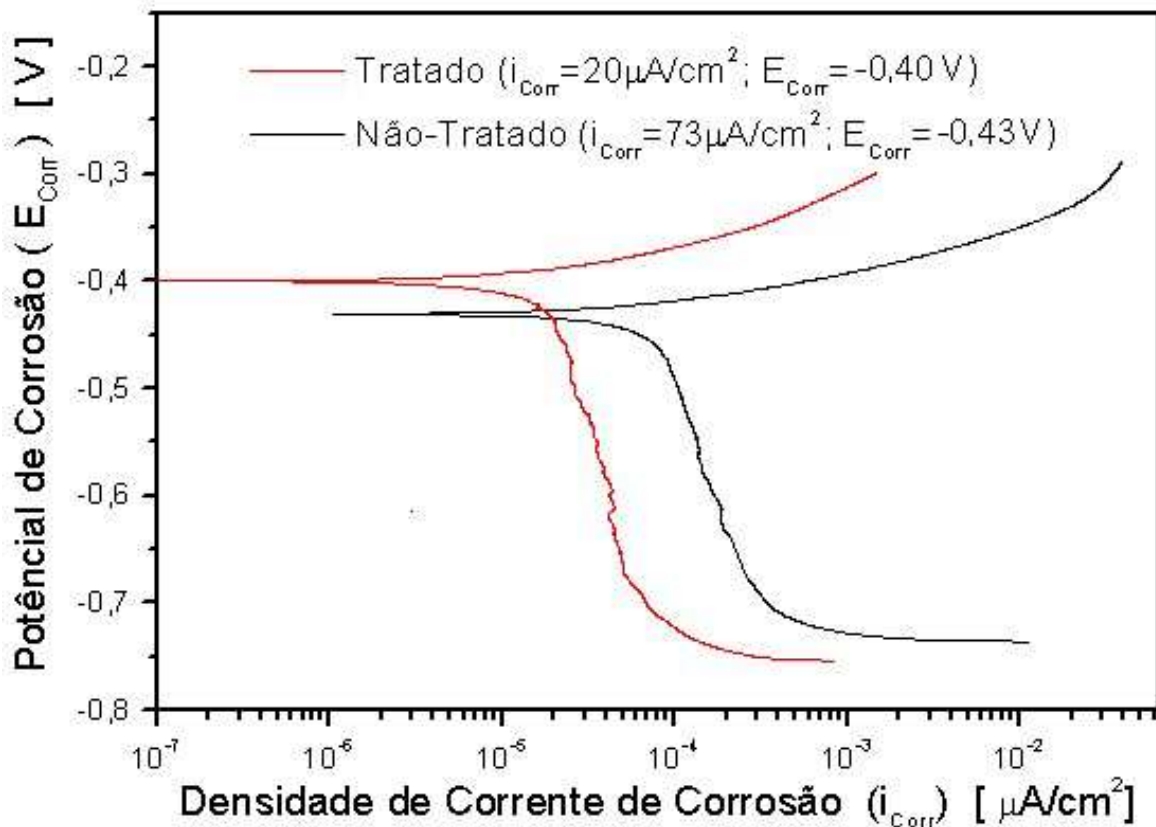


Figura 4.10: Curvas de polarização do aço AISI H13 antes e após o tratamento de refusão a laser

Na Figura 4.11 são apresentadas as curvas de polarização para o aço AISI 420 antes e após o tratamento de refusão laser. Pode-se observar que a curva de polarização após o tratamento a laser sofre uma brusca queda na taxa de corrosão, da ordem de 70 vezes. O aço tratado apresentou valores médios de $i_{\text{Corr}} = 0,55 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ contra valores de $i_{\text{Corr}} = 38 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ para o aço não tratado. Após o tratamento o potencial sofreu um deslocamento para um comportamento menos nobre, da ordem de 0,18V. No entanto, a grande queda na taxa de corrosão permite concluir que houve uma melhoria no comportamento do aço contra o fenômeno corrosivo após o tratamento a laser.

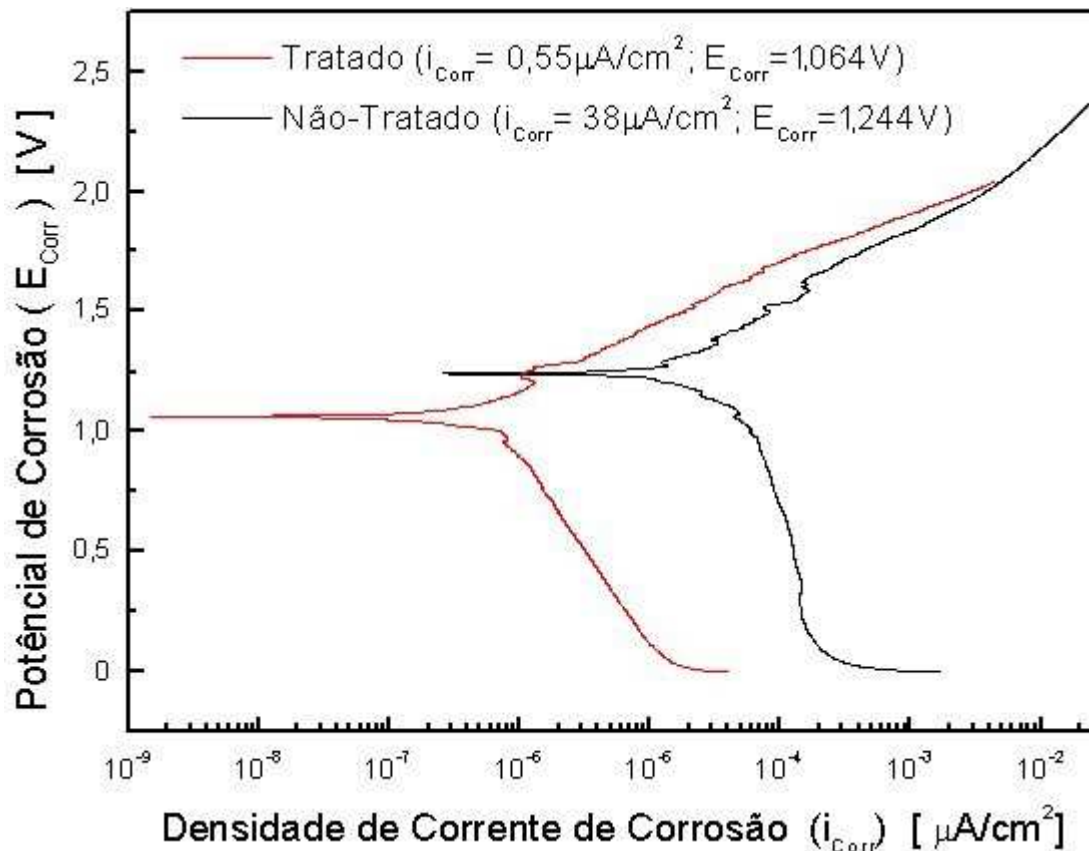


Figura 4.11: Curvas de polarização do aço AISI 420 antes e após o tratamento de refusão a laser

4.4 - Ensaio de Flexão

Através do ensaio de flexão a três pontos procurou-se avaliar qualitativamente a fragilização das amostras dos aços devido às tensões internas geradas no processamento a laser. Conforme os resultados verificados no ensaio de flexão para os aços AISI H13 e AISI 420 tratados por refusão a laser, pode-se observar que dependendo do grau de austenitização e subsequente transformação martensítica o processamento a laser pode gerar tensões internas nos aços, apresentando diferenças significativas no ensaio de flexão a três pontos conforme mostrado nos gráficos: carga de flexão x deflexão das Figuras 4.12 e 4.13. Verificou-se que o valor médio da deflexão para as amostras sem tratamento (AISI 420 = 1,69mm e AISI H13 = 2,03mm) é maior que aquele apresentado pelas amostras após tratamento a laser (AISI 420 = 0,70mm e AISI H13 = 0,93mm). Isto ocorreu devido às tensões internas provocadas pelo tratamento a laser na

zona fundida fragilizando o material. No caso do aço AISI H13 verificou-se a presença de trincas na região inferior da zona fundida (Figura 4.2b).

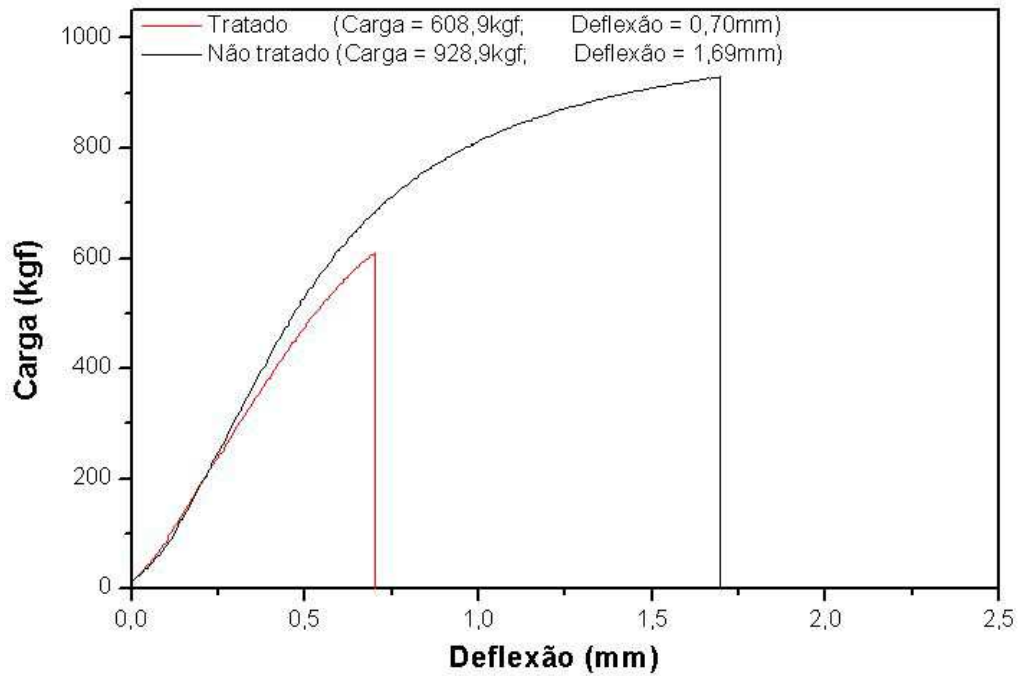


Figura 4.12: Curvas de deflexão do aço AISI 420 antes e após o tratamento de refusão a laser

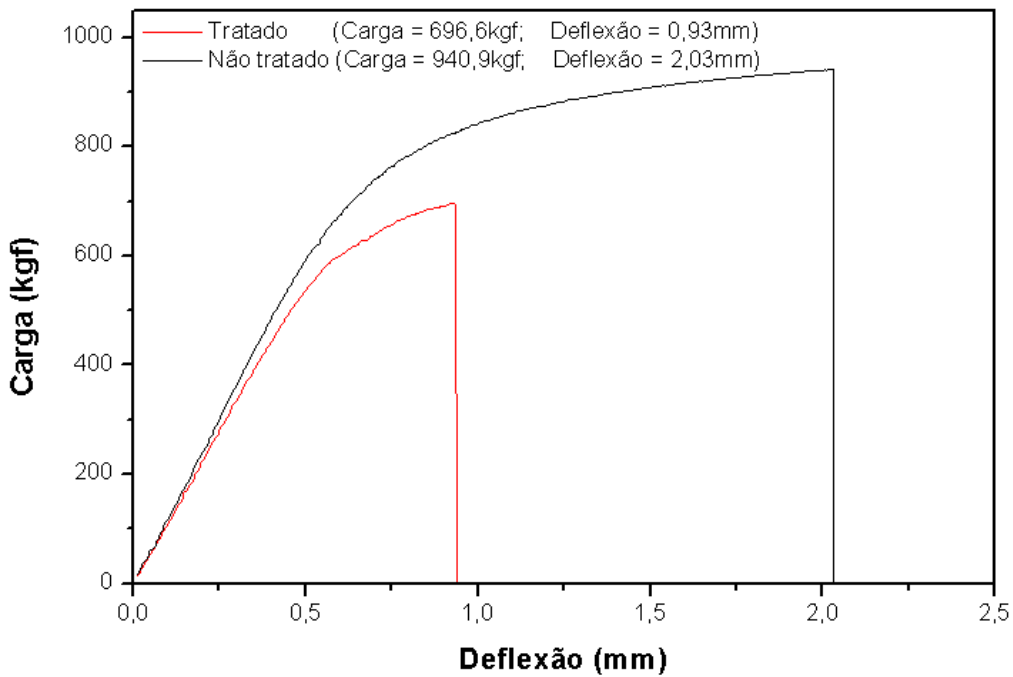


Figura 4.13: Curvas de deflexão do aço AISI H13 antes e após o tratamento de refusão a laser

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

5.1 - Conclusões

O trabalho desenvolvido neste projeto de pesquisa teve como objetivos principais avaliar as características do processo de refusão a laser e a caracterização microestrutural dos aços AISI H13 e AISI 420. Dos resultados obtidos, pode-se concluir que:

1 – Para os parâmetros de processamento utilizados, as transformações microestruturais ocorridas na camada refundida dos aços AISI H13 e AISI 420, através do tratamento de refusão superficial a laser, foram as seguintes: formação de dendritas de austenita parcialmente transformadas em martensita, refino da microestrutura, dissolução de carbonetos e homogeneização química.

2 – Quanto à dureza, houve um aumento dos valores de dureza nas zonas refundida e termicamente afetada, em relação ao material base (dureza média de 600 HV e 570 HV para os aços AISI H13 e AISI 420, respectivamente). Na zona refundida, apesar da alta percentagem de austenita residual presente, os valores médios de dureza apresentados foram elevados (920 HV e 760 HV para os aços AISI H13 e AISI 420, respectivamente) em função da estrutura extremamente refinada desta região e pelo alto teor de soluto e densidade de discordâncias na austenita.

3 - A homogeneização da estrutura, a dissolução de carbonetos e a incorporação do cromo na matriz, promovida pelo tratamento a laser, proporcionou uma melhoria no comportamento em corrosão dos aços tratados em relação aos mesmos não tratados a laser.

4 - As transformações microestruturais verificadas na camada tratada a laser acarretaram a ocorrência de altas tensões internas promovendo a formação de trincas na zona de sobreposição do aço AISI H13.

5.2 - Sugestões para Trabalhos Futuros

A partir dos resultados obtidos neste trabalho as sugestões para novas pesquisas referentes aos aços AISI H13 e AISI 420 são:

1 - Os aços AISI H13 e AISI 420 tratados por refusão a laser podem apresentar bons resultados quanto à resistência ao desgaste, portanto seria interessante a realização deste ensaio em trabalhos futuros, visto que eles são utilizados em moldes e matrizes onde a resistência ao desgaste é de grande importância.

2 – Realizar tratamentos de refusão superficial a laser variando os parâmetros de processo de forma a obter frações diferentes de austenita e martensita e avaliar, para cada caso, a resistência ao desgaste e à corrosão.

Bibliografia

Audebert, F.; Colaço, R.; Vilar, R.; Sirkin, H. Laser cladding of aluminium - base quasicrystalline alloys. *Scripta Materialia*, v.40, n.5, p.551-557, 1999.

Bergmann, H. W.; Muller, D.; Endres, T.; Damascheck, R.; Domes, J.; Bransden, A. S. Industrial applications of surface treatments with high power lasers. *Materials Science Forum, Transactions Technology Publications*, Switzerland, v.163 - 165, p.377-404, 1994.

Boufoussi, M; Denis, S.; Chevrier, J.Ch.; Simon, A.; Bignonnet, A.; Merlin J. Prediction of thermal, phase transformation and stress evolutions during laser hardening of steel pieces, *ECLAT'92*, DGM, Oberursel, p. 635-640, 1992.

Bungardt, K., Kunze, E., Horn, E. Untersuchung überden Aufbau des Systems Eisen - Chrom – Kohlenstoff. *Arch für Eisenhüttenwesen*, v.29, n.3, p.193-203, 1958.

Burakowski, T.; Straus, J. Development of laser techniques for technological needs. *Surface Engineering*, n.88, p.3-7, 1987.

Burakowski, T.; Wierzchón, T. *Surface engineering of metals principles, equipment, technologies*. Flórida, USA: CRC Press LLC, 1999.

Carvalho, D.; Cardoso, S.; Vilar, R. Amorphisation of Zr 60 Al 15 Ni 25 surface layers by laser processing for corrosion resistance. *Scripta Materialia*, v.37, n.4, p.523-527, 1997.

- Cheung, N. *Simulação numérica de tratamento superficial por refusão a laser: interação laser-matéria e solidificação*. Campinas: FEM, UNICAMP, 2003. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003. 206p.
- Cheung, N.; Pinto, M. Ap.; Ierardi, M. C. F.; Garcia, A. Mathematical modeling and experimental analysis of the hardness zone in laser treatment of AISI 1045 steel. In: *XV Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - XV Cbecimat 2002*, Natal, RN, Brasil, Novembro 2002.
- Cheung, N.; Pinto, M. Ap.; Ierardi, M. C. F.; Garcia, A. (1) Development and experimental validation of a numerical thermal model for the evaluation of the depth of laser treated zone in the laser transformation hardening process. *Materials Science Forum*, v. 423-425, p.707-712, 2003.
- Cheung, N.; Pinto, M. Ap.; Ierardi, M. C. F.; Garcia, A. (2) Numerical simulation and microstructural investigation of an aluminum - copper alloy processed by laser surface remelting. *Surface Treatment VI - Computer Methods and Experimental Measurements for Surface Treatment Effects*, v.7 - Editor C.A. Brebbia- WIT Press, p.155-164, March 2003.
- Colaço, R. A. C. *Comportamento ao desgaste abrasivo de ligas Fe- Cr- C processadas e desenvolvidas por laser*. Lisboa: IST, Universidade Técnica de Lisboa, 2001. Tese (Doutorado). Instituto Superior Técnico, Universidade Técnica de Lisboa, 2001. 232p.
- Colaço, R.; Vilar, R. Effect of the processing parameters on the proportion of retained austenite in laser surface melted tool steels. *Journal Materials Science Letters*, v.17, n.7, p.563-567, 1998.
- Colaço, R.; Vilar, R. Laser application for mechanical industry. Martellucci, S.; Chester, A. N.; Scheggi, A. M., Eds., *Nato ASI E Series*, v.238, Kluwer Academic Publisher, p.305 -314, 1992.

Conde, A.; Colaço, R.; Vilar, R.; Damcorenea, J. Corrosion behaviour of steels after laser surface melting. *Materials and Design*, v.21, p.441-445, 2000.

Costa, C., P.H. *Efeito do nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo e molibdênio*. São Paulo : EPUSP, USP, 1985. Tese (Mestrado) - Faculdade de Engenharia, Universidade de São Paulo, 1985. 109p.

Damborenea, J. J. Mejora de la resistencia a la corrosión de materiales metálicos mediante tratamiento láser. In: *Seminário Ibero - Americano sobre Procesamiento de Materiales por Láser*. Buenos Aires, Argentina, p.63-67, Abril 1999

Damborenea, J. J.; Marsden, C.F.; West, D.R.F.; Vázquez, A.J. Pitting resistance of 420 stainless steel after laser surface treatment. In: Proceedings of the 9th European Corrosion Congress, 1989, *The European Federation of Corrosion, v.1, Paper: FU- 172*, Utrecht, 1989.

Domes, J.; Müller, D.; Bergmann, H.W. Residual stresses in temperature controlled laser hardened steels, 3rd *European Conference on Residual Stresses*, Frankfurt 1992, DGM, 1993.

Dubik, A. *1000 Words about lasers and laser radiation*. Warsaw, MON Publications, 1989.

Elmer, J. W.; Allen, S. M.; Eagar, T. W. (1) Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. *Metallurgical Transactions A*, v.20A, p.2117-2131, Oct. 1989.

Elmer, J. W.; Allen, S. M.; Eagar, T. W. (2) The influence of cooling rate on the ferrite content of stainless steel alloys. *TWR'89- Proceedings of the 2nd International Conference on Trends in Welding Research*, Gatlinburg, TN; 14-18, May 1989. Published by ASM International, p.165-170.

- Escudero, M. L.; Bello, J. M. Laser surface - treatment and corrosion behaviour of martensitic stainless AISI 420 steel. *Materials Science and Engineering A*, v.152A, n.2, p.227-233, 1992.
- Folkes, J. A. Developments in laser surface modification and coating. *Surface and Coatings Technology*, v.63, p.65-71, 1994.
- Forgeng, W. D.; Forgeng, W. D. Jr. *Metals Handbook*, v.8, Lyman, T. Ed., American Society for Metals: Metals Park, OH, p.402-404, 1973.
- Frenk, A.; Kurz, W. Formation des Microstructures dans les traitements laser, In: *Laser de Puissance e Traitements des Materiaux*. Suíça: edited by A. B. Vannes, Presses Polytechniques et Universitaire Romandes, p.195-215, 1991.
- Garcia, A. *Solidificação: fundamentos e aplicações*. Editora da Unicamp, Campinas, S.P., 2001.
- Golubev, V. S.; Lebedev, F. V. Engineering principles of technological laser design. *Laser Technology and Techniques*. Moscow: Publ. Vissaya Skhala, n.2, 1988.
- Gremaud, M.; Carrard, M.; Kurz, W. The microstructure of rapidly solidified Al- Fe alloys subjected to laser surface treatment. *Acta Metallurgica et Materialia*, v.38, p.2587- 2599, 1990.
- Harry, J. E. *Industrial lasers and their applications: chapter 2- laser characteristics*. England: Mc Graw- Hill. Book Company (UK) Limited, 1974.
- Hoadley, A.F.A.; Rappaz, M.; Zimmermann, M.. Heat flow simulation of laser remelting with experimental validation. *Metallurgical Transactions B*, v.22B, p.101-109, 1991.
- Huntley, D. A.; Dvais, S. H. Thermal effects in rapid directional solidification: linear theory. *Acta Metallurgica et Materialia.*, v.41, p.2025-2043, 1993.

- Ion, J. C. Thorstensen, B.; Sorensen, B.; Hansson, C. M. *Proceedings of LIM-5 - 5th International Conference of Lasers in Manufacturing*, Hugel, H. Ed., IFS Publications/Springer Verlag, p.127-136, 1988
- Jaczak, C. F., Larson, J. A., Shin, S. W. *Retained austenite and its measurement by X-ray diffraction*. Society Automotive Engineers, 1980.
- Kaczmarek, F. *Introduction to laser physics*. PWN, Warsaw, II Edition, 1987.
- Kar, A.; Mazumder, J. One dimensional finite medium diffusion model for extended solid solution in laser cladding of Hf on Nickel. *Acta Metallurgica*, v.36, n.3, p.701-712, 1988.
- Kimura, M.; Miyata, Y.; Toyooka, T.; Kitahaba, Y. Effect of retained austenite on corrosion performance for modified 13%Cr steel pipe. *Corrosion*, v.57, n.5, p.433-439, 2001.
- Kraposhin, V. S. Influence of retained austenite on properties of steels and cast irons after surface melting. *Proceedings of SPIE – The International Society for Optical Engineering*, vol. 2257, p. 63-68, 1994.
- Kwok, C. T.; Lo, K. H.; Cheng, F. T.; Man, H. C. Effect of processing condition on the corrosion performance of laser surface - melted AISI 440C martensitic stainless steel. *Surface & Coatings Technology*, v.166, Issues 2-3, p.221-230, Mar. 2003.
- Kurz, W. Numerical analysis of weldability, *Anais do 2nd. International Seminar*, Graz, Suíca, p.6-9, 1993.
- Kurz, W.; Fisher, D. J. Fundamentals of solidification. 3rd ed., *Transactions Technology Publications*, 1992.
- Kurz, W.; Giovanola, B.; Trivedi, R. Theory of microstructural development during rapid solidification. *Acta Metallurgica et Materialia*, v.34, n.5, p.823-830, May 1986.

- Lamb, M.; Steen, W. M.; West, D. R. F. The pitting corrosion behaviour of laser surface melted 420 and 316 stainless steels. *Proceedings ICALEO'84-Materials Processing, Laser Institute of America*, v.44, p.133-139, 1984.
- Lima, M.S.F. *Uma contribuição ao estudo da microestrutura dos ferros fundidos refundidos superficialmente por laser*. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1997, Tese (Doutorado)
- Löser, W.; Herlach, D. M. Theoretical treatment of the solidification of undercooled Fe- Cr -Ni melts. *Metallurgical Transactions A*, v.23A, n.5, p.1585-1591, May 1992.
- Mei, P.R.; Costa, A.L. *Aços e ligas especiais*. Sumaré, S.P.: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 2ª edição, 1988.
- Minemura, T.; Inoue, A.; Kojima, Y.; Masumoto, T. Formation of metastable austenite in splat quenched high alloy - steels containing Cr, Mo or W. *Metallurgical Transactions A*, v.11A, n.4, p.671-673, 1980.
- Molian, P. A.; Wood, W. E. Rapid Solidification of laser processed chromium steels. *Materials Science Engineering*, v.62, n.2, p.271-277, 1984.
- Mordike, B.L. *Surface Treatments by lasers*, In: *Laser de Puissance e Traitements des Materiaux*. Suíça: edited by A. B. Vannes, Presses Polytechniques et Universitaire Romandes, p.176-216, 1991.
- Munitz, A. Microstructure of rapidly solidified laser molten Al 4,5%Cu surfaces. *Metallurgical Transactions B*, v.16B, p.149-161, 1985.
- Noordhuis, J.; Hosson, J. Th. M. Microstructure and mechanical properties of a laser treated Al alloy. *Acta Metallurgical Materialia*, v.41, p.1989-1998, 1993.

- Nowicki, M. *Lasers in electron beam technology and in material treatment*. WNT, Warsaw, 1978.
- Orza, M. Una introducción a las aplicaciones industriais de los láseres. Aspectos econômicos y nuevos desarrollos. *Revista de Metalurgia de Madrid*, v.34, n.2, p.188-193, 1998.
- Pelletier, J. M.; Renaud, L.; Fouquet, F. Solidification Microstructures Induced by laser surface alloying: influence of the substrate. *Materials Science and Engineering A*, v.314A, p.1283-1287, 1991.
- Rayment, J. J.; Cantor, B., Splat - quenching of high speed tool steels. *Metal Science*, v.12, p.156-163, March 1978.
- Ready, J. F. *Industrial applications of lasers*. New York: Academic Press, 1978.
- Reis, M.; Estanislau, S.; Cabral, A.; Peças, P.; Gouveia, H. Revestimentos de cobre em aço inoxidável 304L por laser cladding. *Revista de Metalurgia de Madrid*, v.34, n.2, p.154-161, 1998.
- Rosenthal, D. The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. *Transaction of the A.S.M.E.*, p.849-866, Nov. 1946.
- Sare, I. R.; Honeycombe, R. W. K. Microstructural effects of splat cooling a high - speed steel. *Metal Science*, v.13, p.269-279, May 1979.
- Schwager, K.D.; Scholtes, B.; Macherauch, E.; Mordike, B.L. Residual stresses and microstructures in the surface layers of different laser treated steels, ECLAT'92, DGM, p. 629-634, 1992.
- Steen, W. M. Surface engineering with lasers, Applied Laser Tooling. Edited by O.D.D. Soares and M. Perez - Amor, Dordrecht, Netherland: Martinus Nijhoff Publishers. 1987.

Strutt, P.R.; Nowotny, H.; Tuli, M.; Kear, B.H. Laser surface melting of high speed tool steels. *Materials Science and Engineering*, v.36, p.217-222, 1978.

Trzesowski, Z. High power CO₂ technological lasers. Part I and II. *Metaloznawstwo, Obróbka Ciepła, Inżynieria Powierzchni. Metallurgy, Heat Treatment, Surface Engineering*, n.88, p.8-17, 1987.

Vilar, R.; Colaço, R.; Almeida, A. *Laser surface treatment of tool steels. Laser processing: surface treatment and film deposition - Nato ASI Series E: Applied Sciences*. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, v.307, p.453-478, 1996.

Vitek, J. M.; David, S. A. The metal science of joining. Cieslak, M. J.; Perepezko, H., Kang, S., Glicksman, M. E. Eds. *The Minerals Metals & Materials Society*, 1992.

Witteman, W. J. *The CO₂ laser*. Springer Verlag. New York - London - Berlin, 1987.

Yang, L. J.; Jana, S.; Tam, S.C.; Lim, L.E.N. The effects of process variables on the case depth of laser transformation hardened AISI O1 tool steel specimens. *Materials and Manufacturing Processes*, v.9, n.3, p.475-492, 1994.