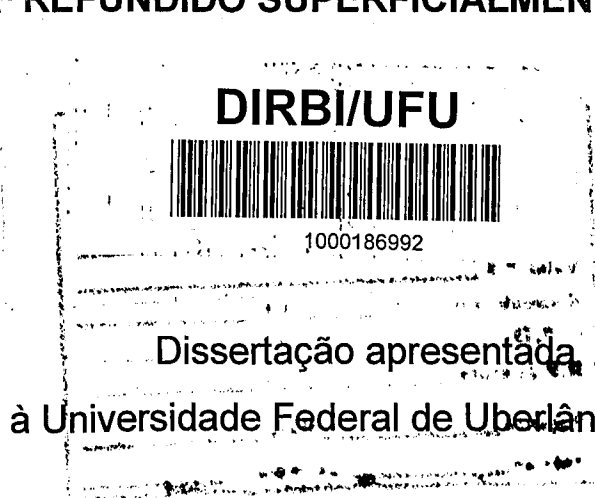


UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA  
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE VARREDURA NO  
COMPORTAMENTO EM ABRASÃO A TRÊS CORPOS DE AÇO  
FERRAMENTA REFUNDIDO SUPERFICIALMENTE POR LASER**



**PAULO EUSTÁQUIO RESENDE NASCIMENTO**

como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em  
Engenharia Mecânica

Aprovada por:

Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello - UFU – Orientador

Prof. Dr. Sinésio Domingos Franco – UFU

Prof. Dr. Ricardo Pinheiro Domingues - UFOP

A meus queridos pais Josino e Maria do Carmo,  
pelos ensinamentos e exemplo de vida e de trabalho.

À minha querida esposa Renata e filha Rafaela,  
que, com amor e compreensão, me ajudaram e apoiaram  
para a obtenção deste título.

OFEREÇO

## AGRADECIMENTOS

Ao Professor José Daniel Biasoli de Mello, pela orientação, pelo incentivo e amizade durante a realização de todo o curso.

A Universidade Federal de Uberlândia, pelos ensinamentos e oportunidade oferecida para a realização deste curso.

À Fundação do Ensino Superior de Rio Verde – FESURV, pela minha liberação, possibilitando com isto a realização do curso.

Ao PICDT/CAPES, pelo suporte financeiro concedido.

Ao Prof. Rui Villar e ao Engenheiro Rogério Colaço, pelo fornecimento das amostras.

Aos Professores do Curso de Pós-graduação de Engenharia Mecânica da UFU, especialmente os do Laboratório de Tribologia e Materiais, pelos ensinamentos transmitidos, como também pelas sugestões, críticas, amizade e incentivo durante a realização deste curso, o meu mais profundo agradecimento.

Aos servidores do LTM/UFU que com muita prestatividade me ajudaram e me apoiaram.

Aos amigos da ESUCARV, pelo apoio nas horas mais difíceis.

Aos colegas de Mestrado pelo convívio, amizade e apoio durante esta fase da minha vida.

Agradeço a todos aqueles que contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho.

Em especial, agradeço a meus familiares, minhas irmãs, Valéria e Luciana, meus cunhados Paulo Giovanni e Sebastião e meus sobrinhos, Ingrid e Iago, pelo carinho e apoio que sempre me dedicaram durante todas as fases da minha vida, seja pessoal ou profissional.

NASCIMENTO, P. E. R., 1998, "Influência da Velocidade de Varredura no Comportamento em Abrasão a Três Corpos de Aço Ferramenta Refundido Superficialmente por Laser", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.

## RESUMO

Amostras de aço AISI 420 temperadas e revenidas foram refundidas superficialmente utilizando-se laser CO<sub>2</sub> de fluxo axial com 4 diferentes velocidades de varredura variando de 5 a 20 mm/s. Após caracterização microestrutural das camadas refundidas as mesmas foram submetidas a ensaios de abrasão a três corpos, utilizando-se Areia Normal Brasileira como abrasivo e pressão aparente de 0,10 N/mm<sup>2</sup>. O efeito de tratamentos térmicos após o laser (Tempera + revenido e Subzero) sobre o comportamento em abrasão das camadas modificadas também foi analisado. Pôde-se constatar que com aumento da velocidade de varredura ocorreu uma redução na camada refundida e uma diminuição da taxa de desgaste, que foi mais significativa nas amostras submetidas aos tratamentos térmicos posteriores, especialmente à tempera subzero.

**PALAVRAS-CHAVE:** Desgaste abrasivo, velocidade de varredura, laser.



NASCIMENTO, P. E. R., 1998, "Influência da Velocidade de Varredura no Comportamento em Abrasão a Três Corpos de Aço Ferramenta Refundido Superficialmente por Laser ", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.

### **ABSTRACT**

Quenched and tempered AISI 420 steel samples were surface remelted using an axial flux CO<sub>2</sub> laser with 4 different scanning speeds in the 5 to 20 mm/s range. After microstructural characterization, the remelted layers were submitted to three bodies abrasion tests, using standard brazilian sand as abrasive material and an apparent pressure of 0,10 N/mm<sup>2</sup>. The effect of heat treatments ( quenching + tempering and subzero), carried out after laser surface melting, on the abrasion behaviour of the modified layers has also been analysed. It could be noticed that as scanning speed increases, reduce both the thictness of the remelted layer and the wear rate. This reduction in wear rate was more significant in the samples that was submitted to later heat treating, specially subzero quenching.

**KEYWORDS:** Abrasive wear, scanning velocity, laser.

## SUMÁRIO

	Página
<b>1. INTRODUÇÃO</b>	<b>1</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>4</b>
2.1. Desgaste	4
2.1.1. Classificação de Desgaste	6
2.1.2. Desgaste Abrasivo	8
2.1.3 Micromecanismos de Desgaste Abrasivo	16
2.2. Laser	19
2.2.1. Caracterização do Laser	19
2.2.2. Processamento de Materiais	20
2.2.3. Vantagens e Desvantagens do Tratamento por Laser	22
2.2.4. Parâmetros do Processo	23
2.2.5. Utilização	25
2.2.6. Técnicas de Processamento	26
2.2.7. Tratamentos de Modificação Superficial	27
2.2.8. Tratamento de Fusão Superficial	28
2.3. Microestrutura	30
2.4. Microdureza	34
<b>3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS</b>	<b>41</b>
3.1. Materiais Ensaados	41
3.2. Análise Microestrutural e Perfil de Microdureza	43
3.3. Determinação da Espessura da Camada Fundida	44
3.4. Tratamentos Térmicos e Ensaios de Desgaste	44
3.4.1. Têmpera( T )	45
3.4.2. Revenido( R )	46
3.4.3. Tratamento Subzero( SZ )	46
3.4.4. Ensaios de Desgaste	46
3.4.4.1. Primeiro Lote de Amostras	48
3.4.4.2. Segundo Lote de Amostras	49
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	<b>50</b>
4.1. Espessura das Camadas Fundidas	50

4.1.1. Primeiro Lote de Amostras	50
4.1.2. Segundo Lote de Amostra	51
4.2. Caracterização Microestrutural	52
4.2.1. Primeiro Lote de Amostras	53
4.2.2. Segundo Lote de Amostras	56
4.3. Medidas de Microdureza	59
4.3.1. Primeiro Lote de Amostras	59
4.3.2. Segundo Lote de Amostras	60
4.4. Ensaio de Desgaste Abrasivo	64
4.4.1. Primeiro Lote de Amostras	64
4.4.2. Segundo Lote de Amostras	64
4.4.2.1. Estabelecimento do Regime Permanente de Desgaste	64
4.4.2.2. Efeito da Velocidade de Varredura	66
4.4.2.3. Efeito dos Tratamentos Térmicos	68
4.4.2.4. Mecanismos de Desgaste	72
<b>5. CONCLUSÕES</b>	<b>75</b>
<b>6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>77</b>
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>78</b>

## LISTA DE FIGURAS

	<b>Página</b>
<b>2.1-</b> Representação esquemática dos elementos do tribossistema	5
<b>2.2-</b> Descrição geral do tribossistema	5
<b>2.3-</b> Descrição esquemática dos quatro mecanismos de desgaste	8
<b>2.4-</b> Principais parâmetros tribológicos associados ao desgaste por abrasão	10
<b>2.5-</b> Configurações mecânicas do processo abrasivo	11
<b>2.6-</b> Resistência dos diferentes materiais ao desgaste abrasivo em função da dureza	14
<b>2.7-</b> Representação esquemática da relação entre o desgaste abrasivo, tenacidade à fratura e dureza para diferentes materiais	15
<b>2.8-</b> Representação esquemática da resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza	15
<b>2.9-</b> Representação esquemática da resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza do material e dos micromecanismos de abrasão	16
<b>2.10-</b> Representação esquemática dos micromecanismos de desgaste	17
<b>2.11-</b> Representação esquemática da relação corte/sulcamento em função do ângulo de ataque	18
<b>2.12-</b> Descrição esquemática do efeito laser	20
<b>2.13-</b> Desenho esquemático do equipamento de laser CO <sub>2</sub>	21
<b>2.14-</b> Diagrama esquemático do laser de CO <sub>2</sub> de fluxo axial	21
<b>2.15-</b> Curvas de profundidade de fusão em função do tempo de interação, calculadas para várias densidades de potências do feixe do laser, no caso da fusão superficial por laser	24
<b>2.16-</b> Cálculo da Desfocalização e diâmetro do spot	25
<b>2.17-</b> Regimes operacionais para diversas técnicas de processamento de materiais por laser	28
<b>2.18-</b> Representação esquemática das zonas após a fusão superficial por laser	30
<b>2.19-</b> Profundidade de Fusão x Velocidade de Trabalho com diferentes potências do laser	33
<b>2.20-</b> Perfil de microdureza para uma amostra de aço AISI 420 fundida por laser	35
<b>2.21-</b> Microdureza em função da profundidade da amostra, com diferentes velocidades de varredura	35
<b>2.22-</b> Variação da microdureza em função da profundidade para diferentes condições iniciais	36
<b>2.23-</b> Perfil de microdureza	37
<b>2.24-</b> Microdureza em função da profundidade, ao longo passe da amostra tratada por laser, com potências de 800W e 1000W	37

<b>2.25-</b> Perfis de dureza ao longo da zona fundida com diferentes velocidades de varredura e com uma mesma potência do laser	38
<b>2.26-</b> Perfil de dureza em uma seção transversal da amostra tratada	39
<b>2.27-</b> Variação da dureza com a temperatura de revenimento	40
<b>3.1-</b> Esquemática do Processo Laser	42
<b>3.2-</b> Representação esquemática das etapas de preparação das amostras	43
<b>3.3-</b> Representação esquemática do perfil de microdureza	44
<b>3.4-</b> Representação esquemática da seqüência dos tratamentos térmicos e dos ensaios de desgaste realizados nas amostras	45
<b>3.5-</b> Abrasômetro à três corpos	47
<b>3.6-</b> Representação esquemática do funcionamento do abrasômetro à três corpos	47
<b>4.1-</b> Valores médios da espessura da Zona Fundida ( 2 <sup>o</sup> lote)	51
<b>4.2-</b> Micrografia da amostra "0" (Sem fusão por laser)	52
<b>4.3-</b> Aspectos microestruturais das ZF, ZTA e ZS do 1 <sup>o</sup> lote de amostras	54
<b>4.4-</b> Micrografias das diferentes zonas nas amostras do 1 <sup>o</sup> lote de amostras	55
<b>4.5-</b> Micrografias típicas das microestruturas produzidas	58
<b>4.6-</b> Resultados de microdureza das amostras do 1 <sup>o</sup> lote	60
<b>4.7-</b> Perfis de microdureza das amostras após refusão superficial por laser	61
<b>4.8-</b> Perfis de microdureza para as amostras após têmpera e revenido	61
<b>4.9-</b> Perfis de microdureza para as amostras submetidas ao tratamento subzero	62
<b>4.10-</b> Valores médios de microdureza até a profundidade 600µm	63
<b>4.11-</b> Estabelecimento do regime permanente do desgaste	66
<b>4.12-</b> Influência da velocidade de varredura na taxa de desgaste. Amostras Sem tratamento térmico posterior	67
<b>4.13-</b> Influência da velocidade de varredura na taxa de desgaste. Amostras temperadas e revenidas	67
<b>4.14-</b> Influência da velocidade de varredura na taxa de desgaste. Após Subzero	68
<b>4.15-</b> Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 0	69
<b>4.16-</b> Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 1	69
<b>4.17-</b> Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 2	70
<b>4.18-</b> Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 3	71
<b>4.19-</b> Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 4	71
<b>4.20-</b> Aspectos típicos das superfícies que sofreram abrasão	73
<b>4.21-</b> Influência da velocidade de varredura e dureza na taxa de desgaste	74

## LISTA DE TABELAS

	<b>Página</b>
<b>2.1- Parâmetros e Resultados Experimentais do Processo de Fusão por Laser em um Aço Baixo Carbono com Cromo</b>	<b>32</b>
<b>2.2- Características Microestruturais dos Aços M-2 E 440C, Fundidos Superficialmente por Laser</b>	<b>34</b>
<b>3.1- Composição Química do Aço</b>	<b>41</b>
<b>3.2- Condições Experimentais do Tratamento por Laser e Características dos Tratamentos Térmicos (Lote de Amostra nº 01)</b>	<b>42</b>
<b>3.3- Condições Experimentais do Tratamento por Laser (Lote nº 02)</b>	<b>43</b>
<b>3.4- Parâmetros de Testes Utilizados nos Ensaios Abrasométricos do Primeiro Lote de Amostras</b>	<b>48</b>
<b>3.5- Parâmetros de Teste Utilizados nos Ensaios Abrasométricos do Segundo Lote de Amostras</b>	<b>49</b>
<b>4.1- Valores Médios da Espessura das Zonas Fundida e Termicamente Afetada das Amostras</b>	<b>51</b>

# Capítulo I

## Introdução

O desgaste é um assunto de grande interesse prático, pois este fenômeno pode vir a ser considerado o maior problema relacionado com a substituição de componentes, com conseqüente perda de materiais, podendo representar o custo destas substituições o item de maior despesa em muitos processos. Desta forma, é necessário procurar alternativas para diminuir estas substituições, através de processos que aumentem a resistência ao desgaste.

A maior parte da evolução do conhecimento em desgaste tem sido concentrado na compreensão das propriedades volumétricas quando, na realidade, o fenômeno é superficial (Rigney and Glaeser, 1978).

Por isso, um esforço maior deverá ser empregado na geração de conhecimento nesta área, uma vez que, mesmo para os metais, ainda se tem muitas dúvidas sobre a real influência do fenômeno superficial nas propriedades de atrito e desgaste ( Domingues,1995).

Dentre as categorias de desgaste, o abrasivo aparece como o mais importante, sendo o processo mais encontrado na prática e o mais destrutivo, representando 50% dos casos de falhas por desgaste, tendo depois a adesão com 15% e os demais mecanismos, em conjunto, representam os outros 35% das falhas em serviço (Jost, 1990). Estudos estatísticos indicam que de 1 a 5% do Produto Interno Bruto ( PIB ) das nações desenvolvidas são gastos, direta ou indiretamente, pela ação destruidora do desgaste ( Rowe,1966).

O desgaste abrasivo é definido por Eyre(1989), como sendo a perda de matéria devido ao movimento relativo de duas superfícies e decorrentes da ação de:

1. Asperidades duras em uma das superfícies,
2. Partículas abrasivas livres entre as duas superfícies, ou
3. Partículas abrasivas engastadas em uma das superfícies.

Esta definição deixa claro que se trata de um processo interfacial complexo que requer um estudo criterioso, pois é impossível a previsão do estado final e a consideração de parâmetros isoladamente é, no mínimo, delicada ( Franco,1989 ).

Como o desgaste é um fenômeno superficial, não é necessário que todo o componente apresente características de resistência à abrasão. Uma boa alternativa tecnológica e tendência atual é a obtenção de características desejáveis apenas na superfície destes componentes. Dentre os vários métodos disponíveis para produzir superfícies resistentes ao desgaste, podemos distinguir aqueles que produzem modificações superficiais ( tratamentos térmicos e termo-químicos ) daqueles que incorporam um revestimento ao componente ( Physical Vapour Deposition (PVD), Chemical Vapour deposition (CVD) e deposição por soldagem). Especial destaque merecem os tratamentos superficiais por laser, uma vez que este processo possibilita tanto o endurecimento superficial por tratamento térmico e fusão, quanto a obtenção de revestimentos e a formação de ligas ( Sandven, 1987 ).

Dos tratamentos mencionados acima, destaca-se a tecnologia de fusão superficial por laser como uma tecnologia nova. Também apresenta maiores desafios, especialmente no que se refere à caracterização das transformações microestruturais e de sua influência sobre as propriedades do material tratado. A técnica consiste na rápida passagem de um feixe contínuo de laser de alta potência, perpendicularmente à superfície de um componente metálico, de modo a produzir uma fina camada que se solidifica e resfria rapidamente, devida às altas taxas de extração de calor providas pelo metal não afetado, localizado logo abaixo da superfície (Sandven,1987).

Este processo permite:

1. Obter alterações das propriedades mecânicas, na camada superficial tratada por laser, com a formação de uma superfície resistente ao desgaste ( Sandven, 1987 ).
2. Alcançar áreas normalmente inacessíveis sobre a superfície da peça ( Doong, 1991 ).

Especialmente no caso do tratamento superficial de aços, a zona termicamente afetada torna-se muito reduzida em extensão, o que diminui apreciavelmente o risco de distorção. Por outro lado, as altas velocidades de resfriamento obtidas pela simples dissipação de calor para o interior das peças produzem microestruturas extremamente refinadas, com excelentes características de tenacidade e dureza.

Muitos fatores influenciam as modificações superficiais por laser, dentre as quais: a largura do feixe do laser, densidade de potência, velocidade do processo, propriedades térmicas e temperabilidade dos materiais (Sandven,1987). Vários trabalhos têm sido desenvolvidos, procurando caracterizar o efeito destes parâmetros nas modificações superficiais de diversos materiais ( Fastow et al., 1990; Steen et al., 1979; Kear et al., 1979; Bande et al., 1991 e Steen & Sharp, 1982).



Nas camadas superficiais, obtidas com tratamento por laser, não é claro como a variação da microestrutura é influenciada pelos parâmetros do processo e qual o efeito destes componentes microestruturais no comportamento do componente obtido ( Sandven,1987).

No caso dos aços ferramentas utilizados na confecção de moldes para injetoras de plásticos, o desgaste abrasivo aparece como fator primordial de reposição. Neste caso, a fusão superficial por laser aparece como uma alternativa interessante para o aumento da vida útil destas ferramentas (Vilar et al., 1988).

No entanto, as condições térmicas impostas, quando da fusão superficial por laser e eventuais tratamentos térmicos posteriores, levam a diferentes microestruturas nesta camada.

O presente trabalho procurou determinar o efeito destas condições, em particular da velocidade de varredura do feixe do laser na formação da microestrutura e dureza e sua influência na resistência à abrasão de superfícies de aços ferramentas.

Este trabalho será composto de sete capítulos, sendo o primeiro o capítulo introdutório. A seguir o capítulo II apresentará a revisão bibliográfica, o capítulo III a metodologia do trabalho, o capítulo IV os resultados e discussões, o capítulo V as conclusões, o capítulo VI as sugestões de futuros trabalhos e finalmente o capítulo VII as referências bibliográficas.

## **CAPÍTULO II**

### **Revisão Bibliográfica**

#### **2.1. Desgaste**

O desgaste não é uma propriedade intrínseca do material, mas depende do sistema tribológico (Hurricks, 1973) e é usualmente considerado de forma empírica e qualitativa (Franco, 1989).

A tribologia (Jost,1975) é a ciência e tecnologia de superfícies interagindo em movimento relativo e os assuntos a isto associados. Podendo haver, no deslizamento relativo de duas superfícies em contato, a presença de complexos abrasivos, de contaminantes, de lubrificantes ou simplesmente de partículas oriundas do processo.

A estrutura do tribosistema é, em geral, alterada com o tempo através da ação do desgaste e do atrito, isto pode alterar no desenvolvimento funcional do sistema (Zum Gahr,1987a).

Basicamente, o sistema tribológico consiste de quatro elementos(corpo, contra-corpo, elemento interfacial e ambiente), mostrados na figura 2.1.

O tribossistema é afetado por uma grande variedade de parâmetros, a maioria deles difícil de ser controlado, medido e mesmo identificado, o que torna bastante complexo o fenômeno do desgaste.

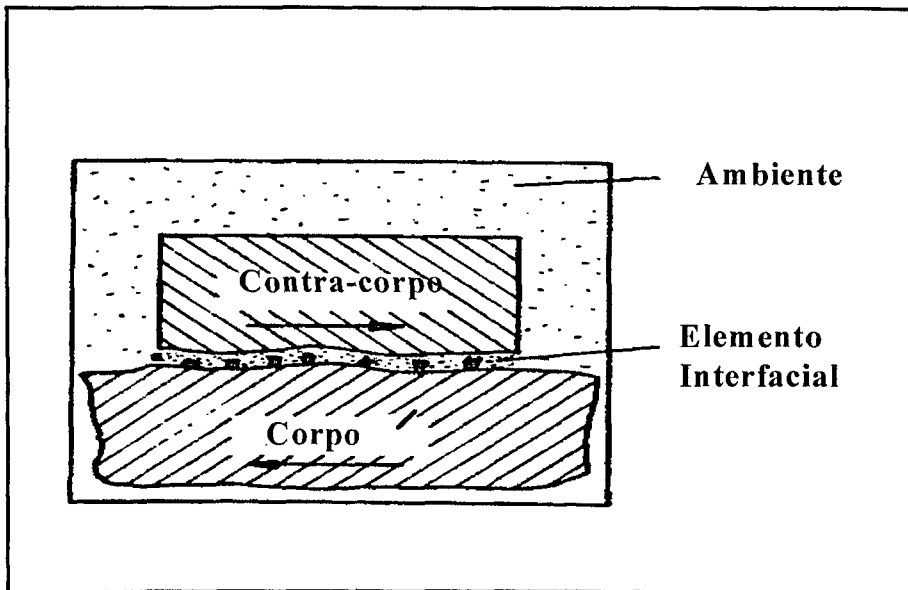


Figura 2.1-Representação esquemática dos elementos do tribossistema ( Zum Gahr,1987b).

Os fatores que influenciam este sistema tribológico são demonstrados na Figura 2.2.

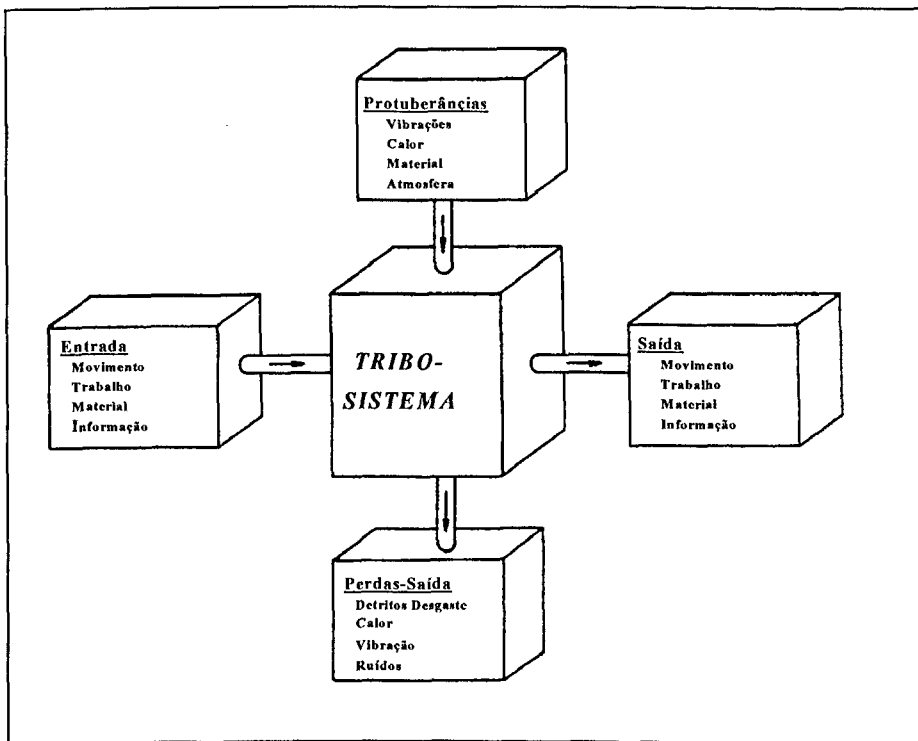


Figura 2.2. Descrição geral do tribossistema (Zum Gahr,1987b).

O desgaste é um fenômeno que pode ocorrer devido a causas diferentes; e a solução de um problema específico de desgaste depende de sua exata identificação (Zum Gahr, 1979).

Ele pode ocorrer com a perda de material e/ou dano da superfície (Eyre,1976), e tem algumas definições que são aceitas, entre as quais podemos citar (Eyre,1991):

1. Remoção de material de uma superfície em movimento relativo por processos mecânicos e/ou químicos.

2. Perda progressiva de material de uma superfície de um corpo sólido, decorrente de ação mecânica; isto é devido ao contato e movimento relativo de um contra-corpo sólido, líquido ou gasoso.

3. Remoção de material de superfícies sólidas como resultado da ação mecânica.

4. A destruição do material produzido como resultado de repetidas perturbações nas junções de atrito.

A que parece ser a mais aceita dentre estas definições é a primeira, por incluir a ação conjunta da corrosão.

O desgaste dos metais ocorre pela remoção plástica de material próximo e da própria superfície ou pela separação de partículas em forma de resíduos de desgaste, ou ainda, devido ao contato com outros metais, sólidos não metálicos, líquidos correntes, partículas sólidas ou gotas arrastadas de fluxos gasosos (Rigney & Glaeser, 1978).

Em decorrência dos danos causados em uma superfície que geralmente consiste de uma perda progressiva de material, pode ser necessária a substituição do componente (Doong & Tan, 1989), ou pode resultar em alterações dimensionais críticas, aumentar a vibração, danos por fadiga, entupimentos de passagens, escoamento de líquidos, ineficiência de operação e falha do sistema (Rigney & Glaeser, 1978).

Através dos princípios da tribologia poderemos levar à redução de custos de três maneiras básicas ( Jost, 1990):

1. Aumentando a vida dos equipamentos em serviço e reduzindo os custos de manutenção e reposição;

2. Evitando interrupções longas em serviço e desta maneira minimizando as perdas de produção;

3. Reduzindo os custos de investimentos em conseqüência do incremento da vida do equipamento.

O desgaste pode incluir oxidação, corrosão, creep, fadiga, efeitos de atrito, impacto por batida e o corte devido à ação da deformação por partículas abrasivas (Zum Gahr, 1987a).

### **2.1.1. Classificação de desgaste**

Além das definições, existem, na literatura, metodologias de classificação bastante vastas quanto aos processos de desgaste por seus mecanismos, segundo vários autores, citado por Zum Gahr (1987b). De acordo com Burwell e Strong: Abrasivo, adesivo, corrosivo. Fadiga, superficial, "fretting", erosão e cavitação; Jahamir: adesão, delaminação, "fretting",

abrasão, erosão, impacto, fadiga superficial, corrosivo e difusivo; Godfrey: adesivo médio, adesivo severo, abrasão, erosão, delaminação, corrosivo, eletrocorrosivo, "fretting", cavitação, descarga elétrica e polimento; Rice: adesão, abrasão, fadiga, corrosão ou oxidação e elétrico.

Estas categorias de desgaste acima se baseiam, de maneira geral, nos critérios sugeridos por Peterson, citado por Frenk et al. (1991), para quem a classificação dos tipos de desgaste deve se basear no modo como as partículas desgastadas são removidas e no nível em que o evento ocorre: asperidades, filmes superficiais ou volumetricamente. Este autor identifica métodos de remoção de partículas os quais compreendem: adesão, corte, deformação e fadiga, fratura dútil, fusão, dissolução, e fenômenos químicos e eletroquímicos.

O grande número de termos usados para a descrição dos processos de desgaste normalmente complica a discussão dos problemas do mesmo. Termos estes que caracterizam a superfície desgastada, modo ou mecanismo de desgaste distinto. Diferentes classificações dos processos de desgastes podem ser encontrados. A característica comum entre estas classificações é usar os mecanismos de desgaste para distinguir os processos de desgaste.

A literatura mostra várias formas de se classificar os tipos de desgaste, podendo ser classificados (Rigney & Glaeser, 1978):

1. Pela presença ou ausência efetiva de lubrificante, ou seja, desgaste lubrificado e não lubrificado.

2. Pela consideração dos mecanismos. Esta classificação tem ênfase em um ou mais fatores que se seguem: Remoção individual de átomos, deformação plástica, fratura frágil e dútil, corte, fadiga, adesão e efeitos químico-eletroquímicos.

3. Pela natureza de contato dos materiais e as condições experimentais.

Para efeito deste trabalho, já que se podem encontrar diferentes classificações (como visto anteriormente), vamos considerar a classificação, segundo Zum Gahr (1987b), em que se considera como sendo 4 os principais mecanismos envolvidos no processo de desgaste ou a combinação entre eles, descritos abaixo e mostrados na figura 2.3.

Seguem as definições dos quatro principais mecanismos de desgaste:

1. Abrasivo: A definição pela O.E.C.D. (Rowe, 1966) é dada como sendo a perda de matéria devido ao movimento relativo de duas superfícies e decorrente da ação de: asperidades duras engastadas em uma das superfícies, ou partículas abrasivas livres entre as duas superfícies, ou ainda devido a partículas abrasivas engastadas em uma das superfícies.

2. Adesivo: Pode ocorrer quando superfícies em contato escorregam uma contra a outra. Alta pressão local entre as asperidades em contato resulta em deformação plástica, adesão e conseqüentemente a formação de junções localizadas. O movimento relativo entre as

superfícies em contato causa ruptura destas junções e freqüentemente a transferência de material de uma superfície para a outra, como por exemplo, juntas de soldagem a frio.

3. Corrosivo: Pode ser caracterizado pelo atrito no contato entre dois corpos sólidos que reagem com as condições ambientais. Os agentes corrosivos podem ser gases ou líquidos. O processo de desgaste ocorre por uma continuada remoção e formação de uma nova camada reagida sobre as superfícies em contato.

4. Fadiga de contato: Este mecanismo de desgaste pode ser caracterizado por formação de trincas e fratura do material causado por tensões alternadas e cíclicas na superfície ou subsuperfície do sólido. Estas tensões cíclicas superficiais podem ser resultados do rolamento e/ou escorregamento, pelo contato de outro sólido ou contato de impacto de sólidos e/ou líquidos. A fadiga localizada pode ocorrer numa escala microscópica devido ao escorregamento repetido de asperidades sobre a superfície do sólido num movimento relativo.

Podem ser colocadas ainda nesta classificação, dentro de um grupo minoritário, outras formas de desgaste como o erosivo (Eyre,1991 e Rigney & Glaeser,1978) e a Delaminação ( Rigney & Glaeser,1978).

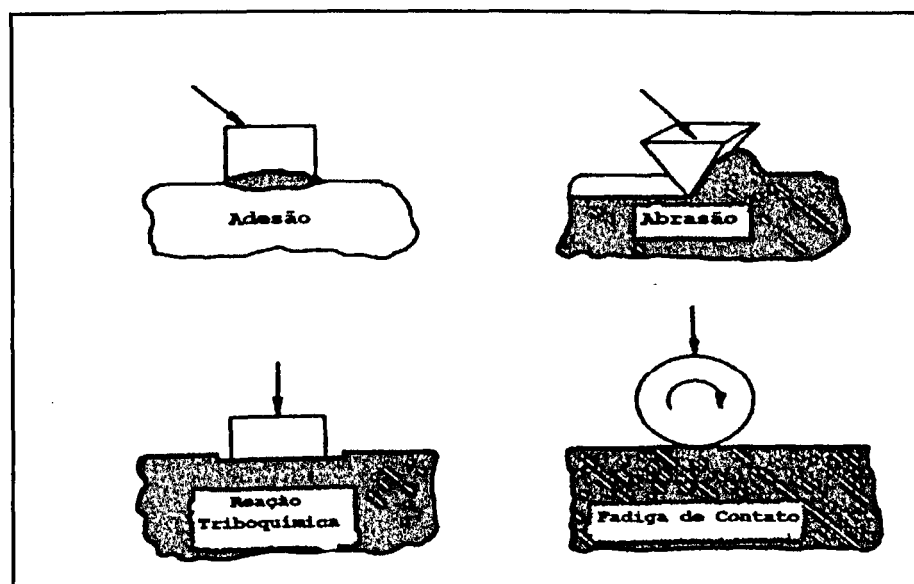


Figura 2.3. : Descrição esquemática dos quatro mecanismos de desgaste ( Zum Gahr,1987b).

### 2.1.2. Desgaste abrasivo

Em virtude de ser o mais importante e por ser de vital importância nos resultados deste trabalho, vamos descrever detalhadamente este tipo de desgaste.

A definição de desgaste abrasivo (ou abrasão) deixa claro que se trata de um processo interfacial complexo, onde a interface apresenta-se como geradora e reatora de fenômenos irreversíveis e evolutivos de difícil caracterização. Neste contexto, a previsão do estado final do sistema é impossível, e a consideração de parâmetros isolados é delicada (11 apud Franco, 1989). Assim, a experimentação e o empirismo são ainda ferramentas básicas para o estudo do fenômeno.

Diante da classificação mencionada acima, e, considerando as formas de interação superficial e as propriedades das substâncias em contato, o desgaste abrasivo é o mais importante. Em particular, devido ao seu caráter destrutivo e frequência, determina a alocação de elevados recursos na economia. Seu controle e minimização dependem essencialmente da seleção de materiais apropriados (Misra & Finnie, 1982).

A resistência ao desgaste abrasivo não pode ser estudada apenas como propriedade do material, mas depende do sistema tribológico.

Somente a quantidade de desgaste não define o “ranking” entre os materiais; este pode ser substancialmente diferenciado pelos parâmetros tribológicos usados.

Zum Gahr (1979) considera que, em se tratando da taxa de desgaste e esta sendo dependente das propriedades do sistema tribológico, um dos seguintes parâmetros para a abrasão deverá ser considerado:

1. Propriedades e condições de operação

2. Tipo do abrasivo

3. Material desgastado, cujas propriedades são parcialmente determinadas pela microestrutura.

Para estimar a resistência dos aços ferramentas ao desgaste abrasivo, os seguintes parâmetros microestruturais devem ser observados (Zum Gahr, 1977):

- a). Inclusões (fração, tamanho, forma, distribuição)

- b). Carbonetos primários ( fração, dureza, tamanho, forma, distribuição e energia interfacial ).

- c). Carbonetos secundários (fração, dureza, tamanho, forma, distribuição, e energia interfacial).

- d). Quantidade de austenita retida (fração, distribuição)

- e). Tamanho de grãos da austenita.

- f). Microestrutura da matriz: ferrita, perlita, bainita martensita e/ou uma combinação destes ( fração, distribuição ).

- g). Aspectos microestruturais como microtrincas no caso de resfriamento rápido.

- h). Tamanho do sulco produzido pelo desgaste ( largura e profundidade do sulco produzido por uma partícula abrasiva ).

Os fatores mais importantes que influenciam a quantidade de desgaste abrasivo na prática, estão demonstrados na figura 2.4.

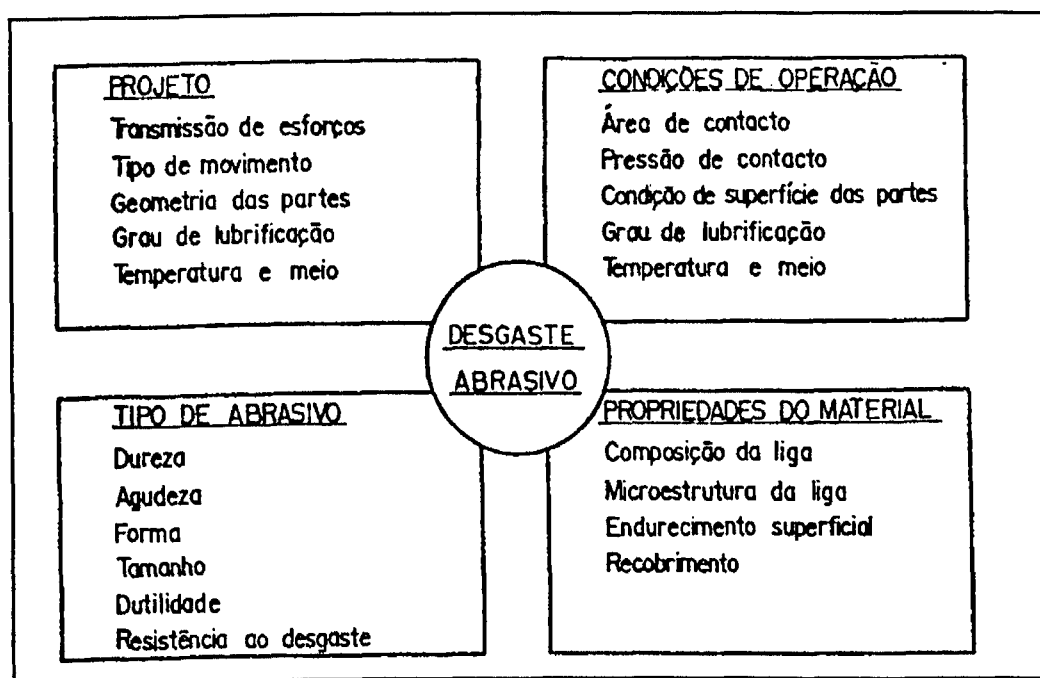


Figura 2.4 - Principais parâmetros tribológicos associados ao desgaste por abrasão ( Zum Gahr, 1987c).

A influência das propriedades dos materiais e os parâmetros microestruturais são fatores importantíssimos no fenômeno. Esses fatores são particularmente importantes em contatos secos, ou seja, em contatos de deslizamento não lubrificados. Com o aumento de profundidade das indentações das partículas abrasivas, as propriedades do material desgastado tornam-se mais e mais importantes para a resistência ao desgaste.

A análise teórica entre a interação de partículas abrasivas e superfícies desgastadas é complicada e a previsão quantitativa pode ser feita somente para tribossistemas muito simples. A vantagem geral dos modelos é na identificação dos fatores mais importantes que influenciam o atrito e o desgaste ( Zum Gahr, 1987c ).

A grande quantidade de fatores intervenientes nos sistemas tribológicos tem gerado dificuldades também para a classificação de desgaste abrasivo.

O presente trabalho foi baseado na classificação proposta por Avery ( 1977 ), citada por ( De Mello,1989; Misra & Finnie,1982 e Misra & Finnie,1983 ). Tal classificação baseia-se na configuração mecânica atuante, e parece ser a mais adequada para se descrever a maior parte dos trabalhos existentes na literatura. Neste caso os processos abrasivos são divididos em:

- a - Abrasão a dois corpos;
- b - Abrasão a três corpos.



O desgaste abrasivo a dois corpos ( Figura 2.5(a) ) é produzido quando partículas abrasivas fixas na superfície ou asperidades duras são colocadas em movimento relativo à outra superfície em estudo. A abrasão a três corpos ( Figura 2.5(b) ) caracteriza-se pela presença de abrasivos livres entre duas superfícies submetidas à abrasão . Neste caso, se a distância "D" entre as duas superfícies for equivalente ao diâmetro médio das partículas abrasivas "da", as duas superfícies são igualmente solicitadas, e o comportamento de uma é refletido sobre a outra. Assim, a incrustação de partículas abrasivas na superfície menos dura ou o ancoramento em defeitos superficiais podem levar ao deslizamento de partículas em relação à outra superfície e transformar o processo em uma abrasão a dois e três corpos.

Por outro lado, se  $D > d_a$ , as características de uma superfície não interferem significativamente no desgaste de sua opositora e os choques, caso existam, são amortecidos pelo rearranjo das partículas abrasivas.

Rigaut e Pavy ( 1981 ) refinaram esta análise abordando ainda subdivisões particulares dentro de cada categoria acima referida. Entretanto, De Mello & Ferreira (1988 ) consideram estas subdivisões desnecessárias.

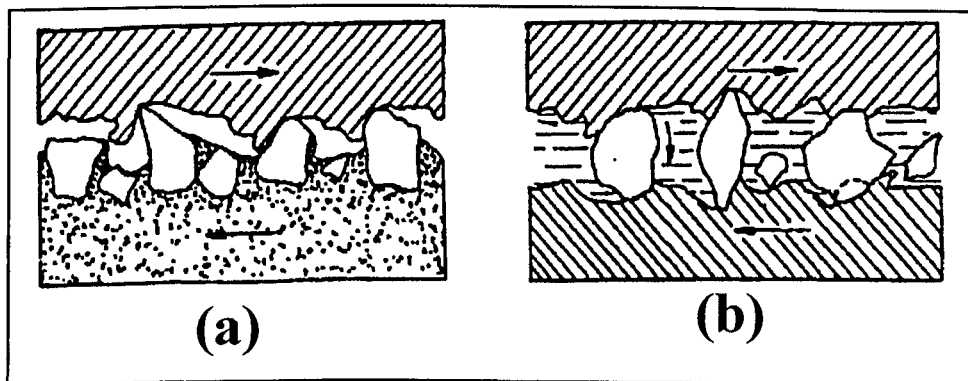


Figura 2.5 - Configurações mecânicas do processo abrasivo: (a) dois corpos; (b) Três corpos

No estado atual do conhecimento, a ausência de leis gerais estabelecidas cientificamente faz com que a análise experimental do fenômeno seja, ainda, a ferramenta básica no estudo dos processos abrasivos.

Esta análise experimental é feita normalmente por duas abordagens distintas: global, utilizando a técnica abrasométrica ( De Mello,1989 ) e local, cuja técnica experimental mais importante é a esclerometria ( De Mello & Ferreira,1988 ).

Numa experiência esclerométrica, o desgaste abrasivo é estudado através de contatos elementares supostos independentes. As partículas abrasivas são assemelhadas a penetradores duros e de geometria simples, geralmente opostos a superfícies preparadas metalograficamente. Estas condições, idealizadas, permitem a utilização de modelos simples, podendo contribuir efetivamente para a compreensão de aspectos fundamentais do processo

abrasivo ( De Mello & Ferreira, 1988 ), tais como: forças atuantes nas partículas, dureza ao risco, energia específica, índice de fragilidade, morfologia do escoamento plástico etc. Os efeitos de parâmetros físico-químicos e mecânicos, atuantes em um determinado tribosistema, podem ser avaliados através desta técnica.

Quando se faz uma abordagem global do desgaste abrasivo, a abrasometria é a técnica de caracterização mais freqüentemente empregada ( De Mello, 1989 ). Nesta abordagem, o sistema é examinado antes e após um ensaio de abrasão e as diferenças são atribuídas ao fenômeno abrasivo. A observação microscópica (ótica ou eletrônica de Varredura) da superfície sob análise é sempre útil, e, imprescindível para a perfeita compreensão do fenômeno.

O método gravimétrico interrompido, no qual se mede a massa de um corpo de prova antes e após cada ensaio de abrasão, é o mais usual, para quantificar as perdas. A taxa de desgaste pode ser expressa ainda de várias maneiras:

- Diminuição de peso.
- Diminuição de peso em relação ao peso inicial.
- Diminuição volumétrica.
- Comparação com um material de referência. Neste caso, deve-se ter cuidado com os resultados, pois o mecanismo de abrasão pode ser diferente nos dois materiais e erros podem ser cometidos.

Tanto a abordagem global quanto a local são tentativas de reprodução laboratorial do fenômeno de abrasão. Uma visão mais atual da correlação entre situação prática e ensaios busca identificar os mecanismos atuantes em cada caso através da análise das superfícies desgastadas e dos resíduos de desgaste. Desta forma, a busca de soluções requer a caracterização dos micromecanismos de desgaste que, por sua vez, são dependentes das características dos materiais, basicamente microestruturais e propriedades dos abrasivos, incluindo forma, tamanho, propriedades, bem como da forma de interação entre estes elementos do sistema.

Em geral, o fenômeno pode ser estudado de forma global, quando se procura reproduzir em laboratório alguma configuração de desgaste, ou de forma local. Neste caso, procuram-se simular, localizadamente no material, os efeitos de cada partícula.

Em relação aos ensaios, devido ao vasto número de tribossistemas, não existem ainda normas internacionais disponíveis. Observa-se, no entanto, um esforço no sentido de se padronizar os mesmos e as normas DIN e ASTM/ANSI já apresentam instruções gerais e normas específicas para alguns testes mais comuns.

Devido à complexidade do fenômeno do desgaste abrasivo aliada à grande variedade de configurações com que ele pode ocorrer, impossibilita-se a sua caracterização através de um único dispositivo universal.

Sendo assim cada situação real específica exige, para a sua simulação, um tipo de ensaio. Vários são os tipos de abrasômetros que já foram criados, visando a reproduzir configurações mecânicas particulares e permitir o estudo de domínios específicos.

A literatura nesta área é muito rica, sendo que, alguns destes equipamentos são de aplicabilidade muito restrita.

O que foi utilizado neste trabalho, e por isso mesmo merece uma descrição mais detalhada é o “Abrasômetro a Três Corpos”, que está demonstrado na figura 3.5 ((a) e (b)).

Muito embora os testes nas condições práticas de utilização sejam obviamente aqueles que melhor caracterizem o processo abrasivo, essa metodologia apresenta uma série de desvantagens, entre elas, destacam-se:

- alto custo;
- as dificuldades de se isolar o efeito de uma variável, dada a grande quantidade de parâmetros envolvidos no sistema tribológico;
- falta de conhecimento das condições de operação ( Domingues,1995).

Ressalta-se, entretanto, que na ausência de correlações gerais que descrevam o fenômeno, o único recurso é deduzir seus efeitos a partir de observações comparativas. Neste caso, o sucesso dependerá da compreensão dos micromecanismos da abrasão, juntamente com uma adequada caracterização das condições operacionais.

A seleção de materiais resistentes ao desgaste é baseada em algumas propriedades relevantes, tais como dureza, tenacidade à fratura, estabilidade mecânica, ductilidade, anisotropia do cristal, parâmetros microestruturais, entre outras. Dentre estas, a microdureza é um fator de extrema importância na análise deste trabalho.

A figura 2.6 mostra resultados de teste de desgaste para uma ampla faixa de materiais. Esquemáticamente é mostrada a relação entre a resistência do desgaste abrasivo, usando um abrasivo duro, como o carbetto de silício e a dureza dos materiais. Verificou-se que a dureza é somente um dos indicadores da resistência à abrasão nos diferentes materiais. Grandes diferenças na resistência à abrasão podem ser verificadas em materiais de mesma dureza (Axén & Zum Gahr,1992 e Misra & Finnie,1982).

A tenacidade à fratura é estabelecida como uma forma usual de se medir a resistência à propagação de trincas em materiais frágeis. Ela é inversamente proporcional à dureza. Acima de um carregamento crítico, a resistência ao desgaste abrasivo de materiais frágeis é controlada pela formação e propagação de trincas. A influência desta propriedade dos materiais sobre a resistência ao desgaste pode ser esperada se ocorrer microtrincamento em adição aos mecanismos de microsulcamento e microcorte ( Zum Gahr,1987c).

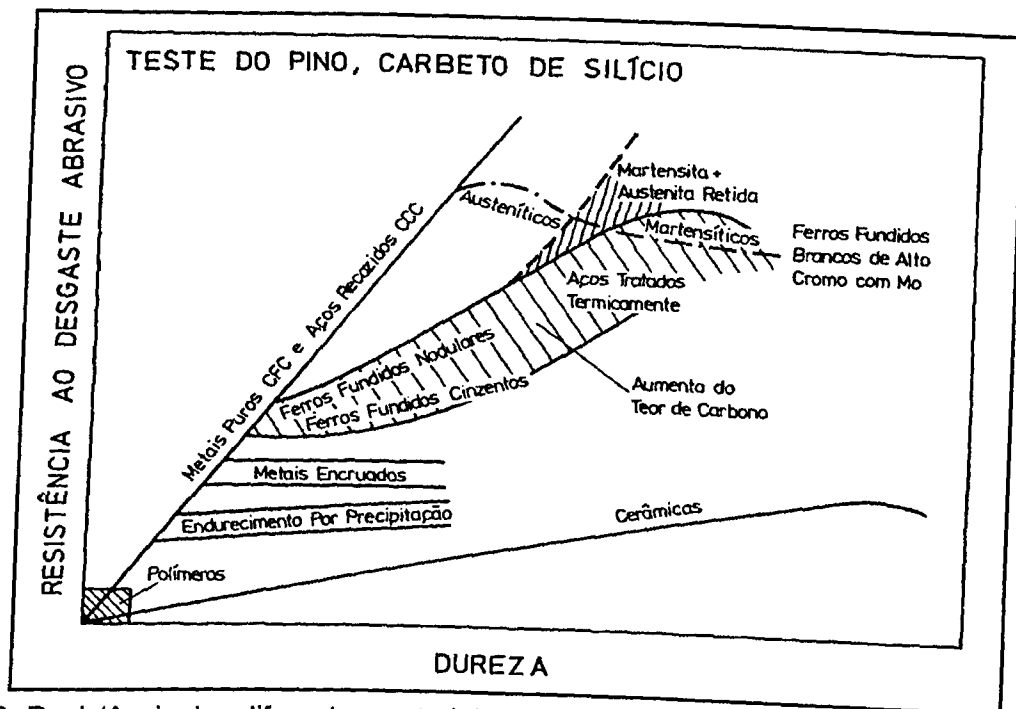


Figura 2.6 - Resistência dos diferentes materiais ao desgaste abrasivo em função da dureza ( Misra & Finnie, 1982).

A relação entre resistência ao desgaste abrasivo, tenacidade à fratura e dureza de vários materiais, é mostrada pela figura 2.7, onde se observa a presença de três regiões distintas. Na região de baixa tenacidade à fratura, região I, enquadram-se os materiais cerâmicos convencionais. O aumento da tenacidade à fratura reflete na diminuição da dureza, mas num aumento da resistência ao desgaste. Na região II, chamada de região de transição, não é possível prever predominância de um mecanismo de desgaste específico. Nesta região, o aumento da tenacidade à fratura leva a um pico na resistência ao desgaste, que em seguida passa a diminuir. Na região III, a predominância dos mecanismos de microcorte e microsulcamento faz com que a diminuição da dureza passe a ser um fator decisivo na diminuição da resistência ao desgaste, de modo que um aumento da dureza passa a ser mais benéfico que um aumento de tenacidade à fratura.

O valor de  $K_{IC}$  pode ser alterado, aumentando seu valor, conforme a seta representada na figura 2.7, em condições tribológicas mais severas obtidas por meio de incremento de carga e/ou partículas abrasivas mais agudas e/ou tamanho do abrasivo, o ponto de inflexão da curva será então alterado (Moore, 1974).

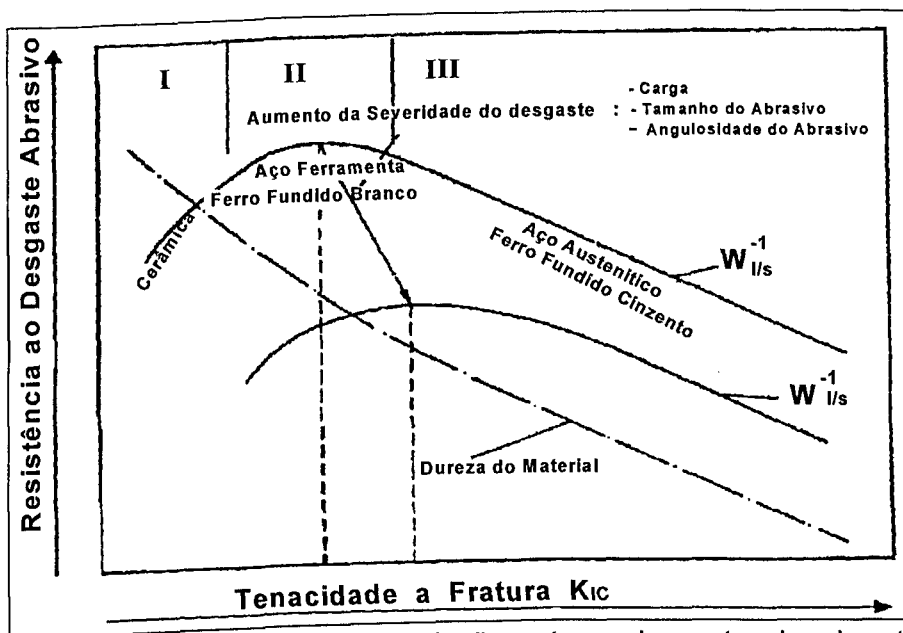


Figura 2.7-Representação esquemática da relação entre o desgaste abrasivo, tenacidade à fratura e dureza para diferentes materiais (Moore,1974).

A figura 2.8, mostra esquematicamente a influência da dureza de materiais desgastados sobre a resistência ao desgaste abrasivo. Iniciando-se com materiais de baixa dureza, transições ocorrem da predominância de microsulcamento para microcorte e, finalmente, para microlascamento na direção de incremento da dureza. A transição de microcorte para microlascamento pode levar à diminuição da resistência à abrasão de materiais frágeis, como ferros fundidos, cerâmicos ou aços de alta dureza, apesar do aumento da dureza, o que pode ser visto através da linha tracejada da figura.

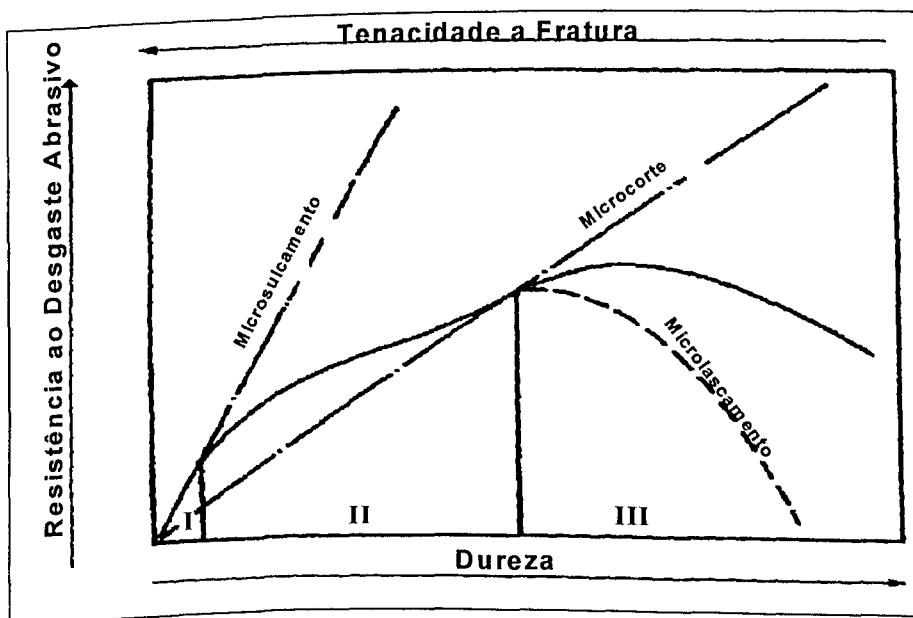


Figura 2.8 -Representação esquemática da resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza ( Zum Gahr,1987c ).

Zum-Gahr (1987c) sintetiza de forma esquemática a participação dos vários micromecanismos para diferentes materiais. Os aços situam-se na região intermediária, podendo ser desgastados por combinações de mecanismos desde microsulcamento, característico de metais puros, com alta capacidade de deformação, até microtrincamento, característico de materiais extremamente duros e com baixa capacidade de deformação como as cerâmicas, verificados na figura 2.9.

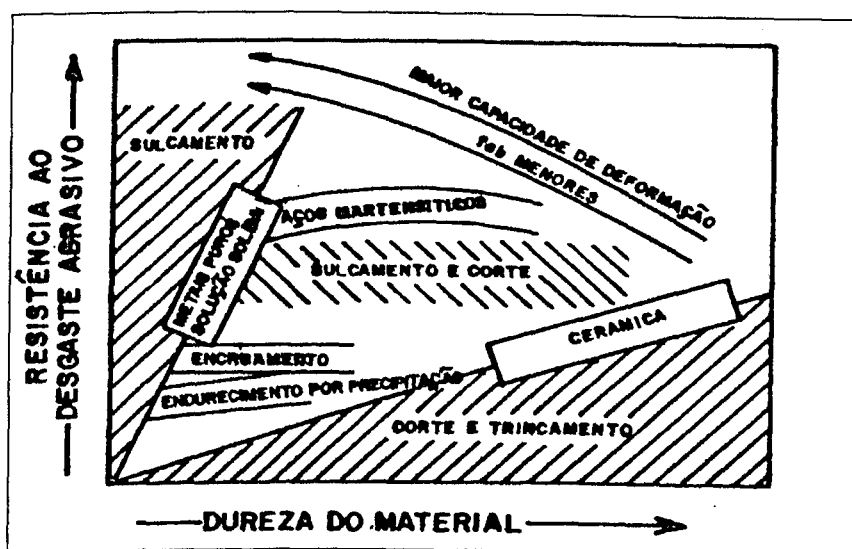


Figura 2.9 -Representação esquemática da resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza do material e dos micromecanismos de abrasão ( Zum Gahr,1987c ).

### 2.1.3. Micromecanismos de desgaste abrasivo

Os micromecanismos são definidos como sendo as formas de remoção de material e degradação da superfície desgastada ( Zum Gahr,1987c ).

Independentemente dos diferentes tipos de desgaste, eles podem ser governados por vários mecanismos de remoção de metal. O mecanismo predominante, ou o grupo destes em conjunto, permite identificar o tipo de desgaste que atua em maior grau ( Zum Gahr, 1987c ).

A componente da força normal aplicada age sobre as partículas abrasivas causando a penetração das mesmas na superfície opositora. A componente tangencial, paralela ao movimento, promove o movimento relativo entre abrasivo e superfície, gerando sua degradação.

Apesar do grande número de classificações existentes podemos chegar a quatro mecanismos básicos de desgaste (Zum Gahr,1987b): microsulcamento, microfadiga, microcorte e microlascamento. No entanto, De Mello & Ferreira (1988) entendem que os

micromecanismos básicos de desgaste abrasivo podem ser divididos em três tipos, já que o microsulcamento e microfadiga podem ser fundidos em um. Estes são enumerados a seguir e ilustrados pela Figura 2.10.

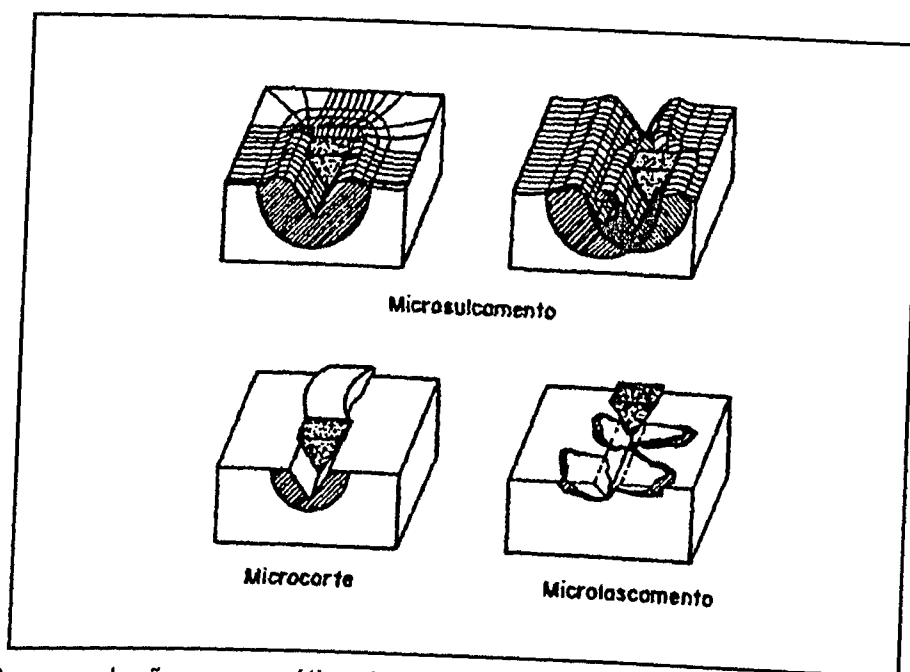


Figura 2.10 -Representação esquemática dos micromecanismos de desgaste.

1. **MICROSULCAMENTO:** A ação da partícula abrasiva resulta na formação de sulcos com deposição lateral e frontal de matéria devido à intensa deformação plástica. A remoção de material não advém propriamente da formação de sulco, mas sim de interação de diversas partículas abrasivas com a superfície e/ou por deformações plásticas sucessivas;
2. **MICROCORTE:** Ocorre a formação de microcavacos quando as tensões de cisalhamento, impostas pela ação da partícula abrasiva, são suficientemente elevadas para promover a ruptura do material;
3. **MICROLASCAMENTO:** Caracteriza-se pela formação de grandes partículas de abrasão, devido à nucleação e interação de fissuras. Este tipo de mecanismo surge quando tensões impostas superam as tensões críticas para a formação e propagação de trincas. Este mecanismo é restrito aos materiais frágeis.

Durante a movimentação da partícula abrasiva, surgem tensões junto à região de contato que, em função das condições geométricas, reológicas e físico-químicas de contato, podem resultar nos mecanismos de remoção de material. Os diversos mecanismos podem ocorrer de forma combinada, favorecendo a uma maior ou menor severidade do desgaste, dependendo do sistema tribológico atuante ( Zum Gahr, 1987c ).

Microsulcamento e microcorte são interações dominantes na maioria dos materiais dúcteis. De acordo com Mulhearn et al. ( 61 apud Zum Gahr, 1987b ), o material é destacado

por microcorte quando o ângulo de ataque da partícula abrasiva dura é maior que um determinado valor crítico. O ângulo de ataque crítico ( $\alpha_c$ ) é uma função do material a ser desgastado e das condições de teste. Teoricamente,  $\alpha_c$  descreve uma forma de transição entre o microsulcamento e microcorte. A figura 2.11 mostra, esquematicamente, o descrito.

Adicionalmente, os aspectos microestruturais como inclusões, segundas fases, contornos de grãos, estrutura da matriz, anisotropia e austenita retida são de extrema importância ( Zum Gahr, 1979 ).

O efeito destes parâmetros é, na maioria das vezes, apenas qualitativamente conhecido.

Aproximações quantitativas simplistas de desgaste abrasivo foram propostas por Rabinovich (1965) e Moore (1974). O modelo postula que o volume de matéria removido por abrasivo duro e cônico, para uma dada distância de escorregamento, é igual ou proporcional ao volume do sulco formado, e prediz uma relação inversa entre taxa de desgaste e dureza do metal. Esta predição particular satisfaz, aparentemente, o caso de metais puros e aços recozidos. Contudo, falha no caso de estruturas polifásicas.

Mulhearn e Samuels citados por Zum Gahr (1981) fizeram algumas considerações sobre este modelo simplificado, levando em consideração a forma das partículas abrasivas, sua orientação em relação à face de escorregamento (ângulo de ataque) e a deterioração dos abrasivos. Entretanto, a análise prediz, ainda, uma relação inversa entre a taxa de desgaste e a dureza do material.

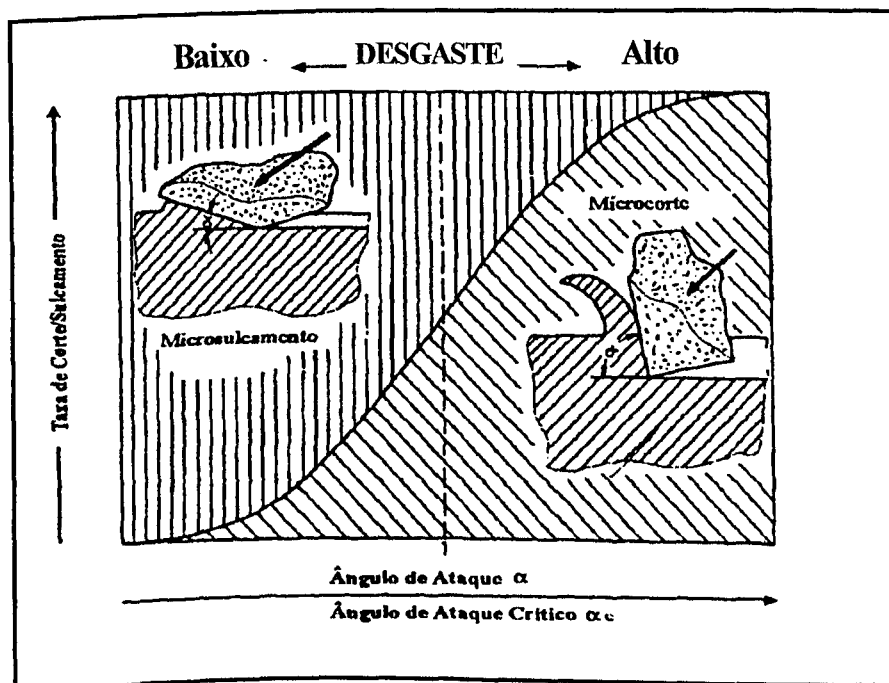


Figura 2.11 -Representação esquemática da relação corte/sulcamento em função do ângulo de ataque (Zum Gahr, 1987c).



## 2.2. Laser

### 2.2.1. Caracterização do laser

O laser é um emissor de radiação coerente e consiste basicamente em um meio ativo, que pode ser gasoso, líquido, vítreo ou sólido, excitado convenientemente e confinado numa cavidade ressonante. A radiação coerente é obtida mediante a ampliação de luz devido ao processo de emissão estimulada de radiação e proposto originalmente por Einstein em 1917, numa tentativa de interpretar microscopicamente a radiação de corpos negros (9 apud Domingues, 1995).

O precursor dos lasers de alta potência hoje disponíveis foi desenvolvido por Patel em 1964 (Patel 1964a). Ele obteve amplificação de luz através da aplicação de descargas elétricas ao  $\text{CO}_2$  puro, num maser óptico que emitiu um feixe contínuo de cerca de 200W de potência na região infravermelho longínquo ( $\lambda = 10,6\mu\text{m}$ ). No mesmo ano, conseguiu um substancial aumento de eficiência, realizando experimentos com um sistema  $\text{N}_2\text{-CO}_2$  em que, ao invés de se aplicarem as descargas elétricas diretamente no  $\text{CO}_2$ , excitava-se o  $\text{N}_2$  através de rádio-frequência e obtinha-se a excitação indireta de moléculas de  $\text{CO}_2$ , pela transferência da energia vibracional das moléculas de  $\text{N}_2$  (Patel 1964b). O laser é um dispositivo eletro-óptico que converte energia elétrica em energia eletromagnética. Os elementos básicos de um equipamento de laser são uma cavidade de ressonância com um espelho completamente refletor numa extremidade e um espelho parcialmente refletor na outra extremidade. A cavidade ressonante é preenchida com um meio ativo que possa amplificar a luz através da emissão estimulada, demonstrado na figura 2.12.

Na figura 2.12, são esquematizados eventos que ocorrem no interior da cavidade ressonante de um laser. No estágio "B", fótons são emitidos espontaneamente em todas as direções, algumas vezes estimulando a liberação de um segundo fóton. No estágio "C" fótons paralelos ao eixo óptico são refletidos pelo espelho parcialmente refletor, dando início ao efeito cascata de ampliação da luz por emissão estimulada. No estágio "D", fótons paralelos ao eixo óptico estimulam a emissão de mais fótons e ocorre o efeito laser. No estágio "E" a luz tem intensidade suficiente para atravessar o espelho parcial e sai na forma de um feixe de laser.

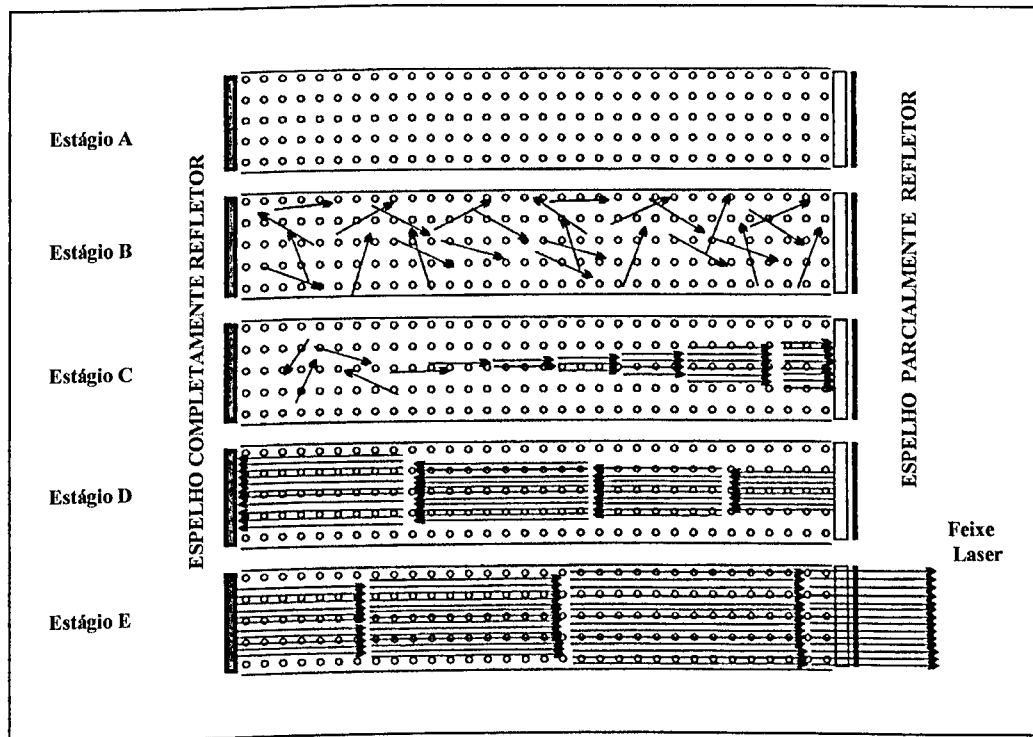


Figura 2.12 -Descrição esquemática do efeito Laser ( Kear et al.,1979 )

## 2.2.2. Processamento de materiais

Dentre os vários tipos de laser conhecidos, apenas dois são utilizados em praticamente todas as aplicações para o processamento de materiais, quando são requeridas potências elevadas:

1. Laser Nd:YAG
2. Laser de CO<sub>2</sub>

A indústria de lasers fabrica, atualmente, modelos de laser de CO<sub>2</sub> contínuo com potências de saída de desde menos 1W ( para pesquisa ) até vários KW (para processamento de materiais ). Já foram construídos em laboratórios lasers de CO<sub>2</sub> que geraram potências de onda contínua de centenas de KW (para pesquisas militares) e pulsos de dezenas de KJ ( para estudos de fusão nuclear)( Domingues,1995 ).

Nesta área, já se vislumbra a possibilidade de os lasers de CO, recentemente desenvolvidos no Japão, virem desbancar a supremacia dos lasers de CO<sub>2</sub>. Quanto a estes últimos, já existem equipamentos com potência mais de mil vezes maior que a do laser de Patel ( Patel, 1964b ).

Em virtude de ter sido utilizado o laser CO<sub>2</sub> neste trabalho, passaremos a uma descrição mais detalhada deste equipamento. No laser de CO<sub>2</sub> típico, utiliza-se uma mistura de gases: dióxido de carbono, nitrogênio e hélio. O CO<sub>2</sub> funciona como meio ativo, o N<sub>2</sub> aumenta a

eficiência de excitação e o He atua como resfriador. A emissão de radiação ocorre entre 9 e 11 $\mu$ m, na região do infravermelho longínquo do espectro eletromagnético. As aplicações dos lasers de CO<sub>2</sub> vão desde a pesquisa científica e as medições espectroscópicas de precisão até a cirurgia e o processamento de materiais. Embora a faixa de comprimentos de onda em que eles operam não sejam a ideal para todas as aplicações, sua elevada eficiência os torna os mais poderosos dos lasers comerciais. A figura 2.13 mostra esquematicamente o laser de CO<sub>2</sub>.

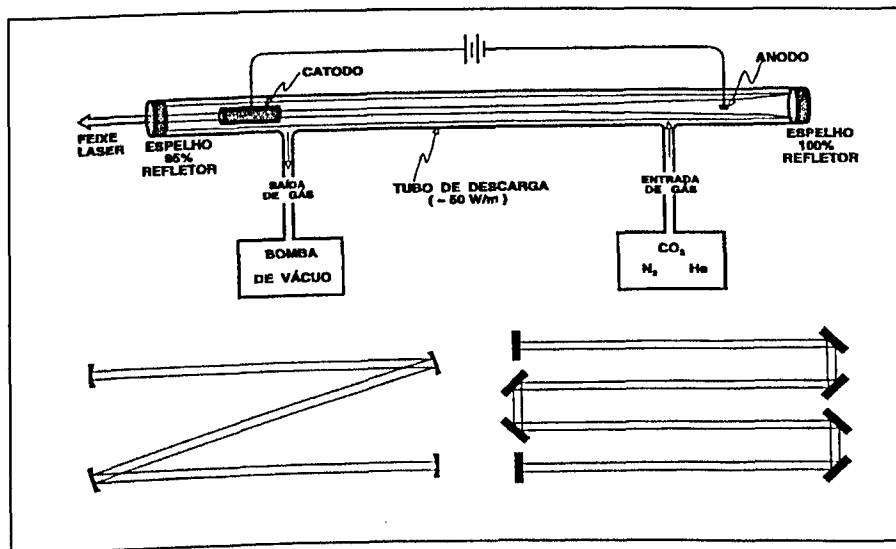


Figura 2.13 -Desenho esquemático de equipamento de laser CO<sub>2</sub>, (Kear et al., 1979).

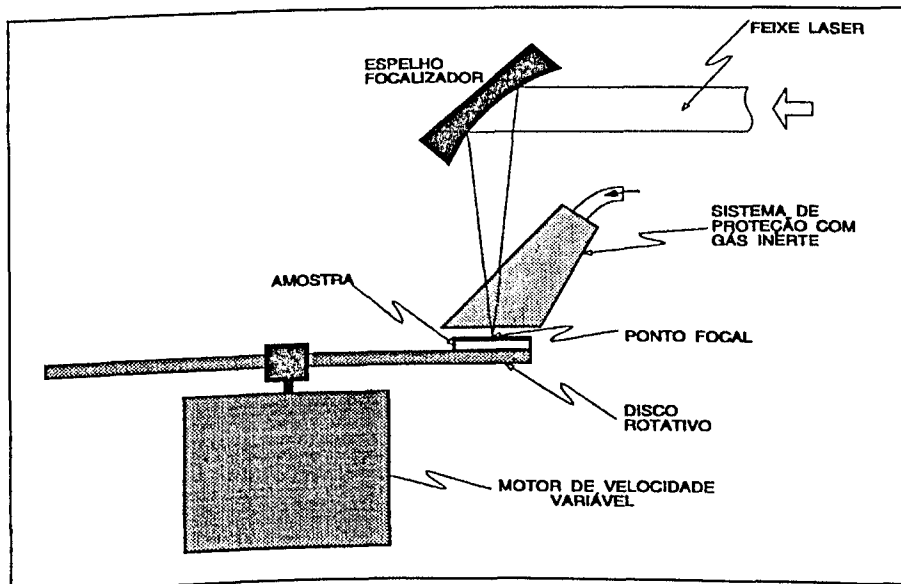


Figura 2.14 -Diagrama esquemático do Laser de CO<sub>2</sub> de fluxo axial (Kear et al., 1979).

Na configuração de fluxo axial de gás (Figura 2.14), podem-se atingir 80W/m com fluxo lento de gás, limitado a 500W, e até 800W/m com fluxo rápido. O fluxo rápido propicia melhor refrigeração do gás do laser, tornando sua operação mais eficiente e permitindo atingir potências de até 5kW.

### 2.2.3. Vantagens e desvantagens do tratamento por laser

Devido ao tratamento por laser, as zonas termicamente afetadas são de dimensões reduzidas, o que diminui os riscos de deterioração do material. Além disso, as elevadas velocidades de arrefecimento obtidas por simples dissipação de calor para o interior do material conduzem à formação de microestruturas muito finas, com excelentes características de tenacidade, de dureza e de resistência à corrosão e oxidação ( Sandven,1987 ).

O processo de modificação superficial por laser apresenta uma série de vantagens apresentadas em vários trabalhos, procuraremos abordá-las em seguida, já que estes processos em relação aos processos tradicionais possuem inúmeras vantagens. Podemos citar entre outros ( Bande et al.,1991 e Vilar & Costa,1992 ) :

1. Ausência de contato entre a peça e o material, não existe necessidade de se utilizar dispositivos de fixação complexa.

2. Extrema precisão na intensidade e localização dos efeitos produzidos, além da alta produtividade decorrente da versatilidade do processo.

No que diz respeito aos tratamentos superficiais, valem ressaltar as seguintes vantagens : ( Molian & Baldwin,1988; Vilar et al.,1990; Bande et al.,1991; Vilar et al., s.d.(a); Vilar & Costa,1992 e Steen & Sharp, 1982. ) :

1. O tratamento pode ser limitado a uma área muito reduzida ou abranger áreas extensas;

2. A energia térmica total envolvida é limitada, o que permite reduzir a distorção, as variações dimensionais e a deterioração do material em regiões adjacentes à região tratada;

3. Não há destruição da superfície e a oxidação é muito reduzida;

4. Não é necessário utilizar líquidos de têmpera;

5. O tratamento de têmpera superficial pode ser efetuado sobre peças já acabadas;

6. É possível controlar a profundidade de tratamento com grande precisão de corrente, possibilitando se controlar o perfil do feixe e obter ciclos térmicos otimizados;

7. Possibilidade de tratar componentes de forma complexa apenas com alterações do software;

8. Possibilidade de tratar zonas de difícil acesso das peças;

9. Possibilidade de tratamentos não homogêneos de forma controlada, permitindo gerar superfícies com excelentes características tribológicas.

Como qualquer processo, a modificação superficial por laser também apresenta alguns inconvenientes que passaremos a citar os principais : ( Bergmann & Damanchek, 1994 e Vilar & Costa, 1992 ) :

1. Custo Elevado;
2. Tempos de programação longos.;
3. Necessidade de investimentos importantes para realizar o “scale-up” industrial dos processos já desenvolvidos em laboratório;
4. Dificuldade de aceitação em certos meios devido à natureza dos processos envolvidos e às modificações de gestão e organização que estas novas técnicas impliquem.

Apesar destes inconvenientes, as técnicas de processamento de materiais por laser tiveram um desenvolvimento prodigioso nos últimos dez anos, devido em particular, ao aparecimento de uma nova geração de máquinas laser confiáveis, fáceis de utilizar e adaptadas às necessidades industriais, produzidas por fabricantes com grande experiência na produção de máquinas-ferramenta tradicionais. Graças à sua produtividade, estes equipamentos são amortizados muito rapidamente, apesar do seu preço elevado, tendo sido assinalados casos de “laser jobshops” que amortizaram máquinas laser em períodos inferiores a um ano. O mercado de laser industrial é hoje um dos que apresenta mais rápido crescimento.

#### **2.2.4. Parâmetros do processo**

A natureza do efeito produzido pela radiação laser depende fundamentalmente da densidade de potência utilizada, do tempo de interação da radiação com o material e do meio em que ocorre esta interação.

Como estes parâmetros podem ser variados em faixas extensas, um mesmo laser pode ser utilizado para a realização de várias operações, por simples substituição de alguns acessórios. As características dos materiais tratados por laser revelam-se frequentemente superiores às dos processados por técnicas convencionais. Isto se explica pelo fato de o laser fornecer densidades de potência muito elevadas, o que permite obter o efeito desejado num tempo curto. Podemos utilizar a figura 2.15, para verificarmos a importância dos parâmetros utilizados.

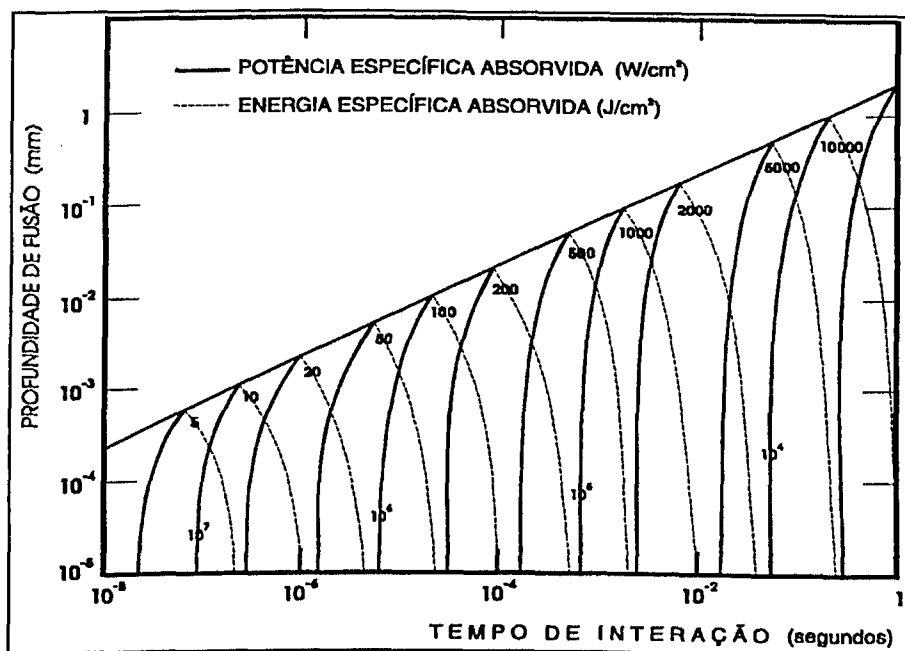


Figura 2.15 -Curvas de profundidade de fusão em função do tempo de interação, calculadas para várias densidades de potências do feixe do laser ( Kear et al.,1979 ).

O feixe emitido por um laser de onda contínua pode ser caracterizado por três parâmetros : potência, diâmetro e distribuição de intensidade. Quando se usa um laser pulsado são necessárias, também, informações adicionais para descrever os parâmetros do pulso ( comprimento, taxa de repetição, forma, potência de pico e potência média ) ( Doong & Tan, 1989 ).

Muitos parâmetros influenciam nos resultados de modificação superficial por laser, tamanhos da linha do laser, densidade de potência, velocidade do processo, propriedades térmicas do material e temperabilidade do material. O último parâmetro é devido ao material e uma rápida resposta ao aquecimento e resfriamento é, em parte, dependente da condição inicial do material, isto é, se o material é normalizado, recozido etc. ( Sandven, 1987 ).

Os principais parâmetros de interesse neste trabalho são densidade de potência e velocidade do processo, sendo óbvio que a velocidade do processo será tão alta quanto possível para alcançar alta taxa de produção. Entretanto, a velocidade que uma linha de laser move-se sobre a superfície não é uma medida para a taxa de produção porque a dimensão da linha normal à direção de passagem é igualmente importante na determinação da área coberta alcançada.

A potência do feixe é medida rotineiramente nos lasers de alta potência utilizados no processamento de materiais. O quociente entre a potência e a área da incidência na superfície do material (spot), denominado "densidade de potência", e o tempo de permanência do feixe

sobre um "spot", denominado "tempo de interação", são as duas principais variáveis do processo no tratamento superficial de materiais por laser ( Domingues, 1995 ).

O diâmetro do feixe, medido na saída da cavidade ressonante, é definido pelas características da cavidade. Esse diâmetro permanece constante até que o feixe encontre um sistema de lentes e espelhos que o modifique, adequando-o à aplicação específica ( Vilar et al., 1990 ).

A determinação do diâmetro de um feixe desfocalizado, ou do diâmetro mínimo no ponto de foco, é de grande interesse para a determinação do tempo de interação. A desfocalização (f) é determinada a partir do diâmetro desejado do spot (d), da distância focal da lente (F) e do diâmetro primário do feixe do laser (D), através de um cálculo simples de semelhança de triângulos, esquematizado na figura 2.16.

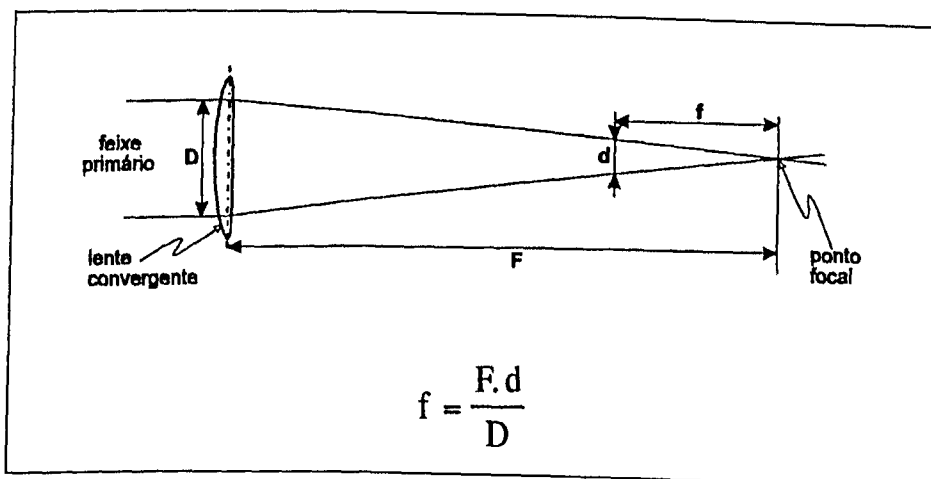


Figura.2.16 -Cálculo da Desfocalização e diâmetro do spot ( Domingues,1995 ).

### 2.2.5. Utilização

Devido aos efeitos descritos serem susceptíveis de utilização em uma grande variedade de operações industriais, dentre elas, podemos destacar o realizado neste trabalho, ou seja, fusão superficial sem alteração da composição química, verificamos ser de grande importância a utilização desta técnica.

Outro aspecto importante é a possibilidade de extrema localização dos efeitos térmicos, o que possibilita a realização de operações de solda, corte e tratamento superficial, localizados sem que ocorram efeitos térmicos prejudiciais sobre zonas adjacentes e garante redução substancial das variações dimensionais e das distorções.

## 2.2.6. Técnicas de processamento

Várias são as técnicas de processamento de materiais por laser, algumas já são utilizadas com relativa generalização e outras se encontram ainda em fase de desenvolvimento laboratorial e/ou industrial, onde se encontram, por exemplo os efeitos térmicos, entre outras que procuram aprimorar significativamente as propriedades dos materiais e de permitir a produção de componentes com características que seriam impossíveis de se obter por técnicas convencionais ( Strutt et al., 1978 ).

As técnicas de processamento de materiais por laser são versáteis e polivalentes, permitem manufatura de produtos de alta qualidade, com elevada produtividade e uma elevada de automatização. Em conseqüência, espera-se, à semelhança do que vem acontecendo nos países industrialmente avançados, que esta tecnologia contribua de forma significativa para a modernização e o aumento da competitividade das nossas indústrias.

Os setores produtivos que podem ser beneficiados são diversos, refletindo a versatilidade dos equipamentos laser atualmente disponíveis e a extrema variedade de aplicações de técnicas de processamento de materiais por laser têm encontrado ( Vilar & Costa, 1992 e Molian & Baldwin, 1986 ) :

- a indústria de ferramentas;
- a indústria de moldes para plásticos, vidros e de fundição sob pressão;
- a indústria de fundição;
- a indústria automotiva;
- a indústria de material eletro-eletrônico;
- a indústria têxtil, etc.

A seguir são apresentados os princípios gerais para escolha das condições do processo ( Steen & Sharp, 1982 e Sandven, 1987 ) :

1. A densidade de potência utilizada em fusão superficial por laser está na faixa de 500 a 5000W/cm<sup>2</sup>, correspondendo ao tempo de duração na faixa de 0,1 a 10 segundos.

2. Materiais com alta temperabilidade podem ser processados com baixa densidade de potência e alto tempo de duração (baixa velocidade), entretanto materiais com baixa temperabilidade deverão ser processados com alta densidade de potência e baixo tempo

3. Áreas de laser retangulares ou quadradas com densidade de potência uniforme são mais adequadas para obtenção de endurecimento uniforme.



4. Alta densidade de potência e baixo tempo de duração produzem camadas pouco profundas, mas alta taxa de resfriamento. O inverso é verdadeiro para baixa densidade de potência.

5. A máxima temperatura superficial é proporcional à raiz quadrada da velocidade. Então, a duplicação da densidade de potência requer quadruplicar a velocidade para obtenção da temperatura máxima superficial.

6. Aumento da densidade de potência resulta em baixa energia total para a mesma temperatura superficial máxima.

7. Pequenas peças requerem altas densidade de potência e um tempo mais baixo do que grandes peças, a menos que o resfriamento brusco externo seja utilizado.

### **2.2.7. Tratamentos de modificação superficial**

São muito utilizados para provocarem mudanças na microestrutura de um componente, restrita a uma fina camada localizada na superfície, enquanto as demais partes permanecem com as características originais do material de base.

Os componentes das máquinas submetidas a cargas dinâmicas, ferramentas e componentes estruturais, onde as microestruturas superficiais e sub-superficiais estão diretamente sujeitas ao atrito, desgaste, ambientes corrosivos e a tensões (estáticas e cíclicas), e ainda considerando razões econômicas e parâmetros de engenharia é que se procuram alternativas para diminuir estas falhas oriundas da superfície.

As várias técnicas desta nova geração de processos empregam, freqüentemente, feixes de alta energia, campos elétricos e magnéticos e alto vácuo, representando um grande avanço tecnológico para o campo das modificações superficiais.

Dependendo do processo empregado, várias mudanças na microestrutura e nas propriedades do material são produzidas. Os processos mais comuns são a fusão superficial, o revestimento sob fusão, a formação de liga na superfície e a formação de camadas duras.

Kear et al. (1979) mostram, através da figura 2.17, faixas de energias específicas comuns no processamento por laser. Verificam-se também as faixas ideais para dois parâmetros importantíssimos nestes processos: densidade de potência e tempo de interação.

A escolha do processo adequado a situações específicas deverá levar em consideração o custo, geometria do componente a ser tratado, velocidade do processo, aspectos metalúrgicos do tratamento e a distorção mecânica do componente.

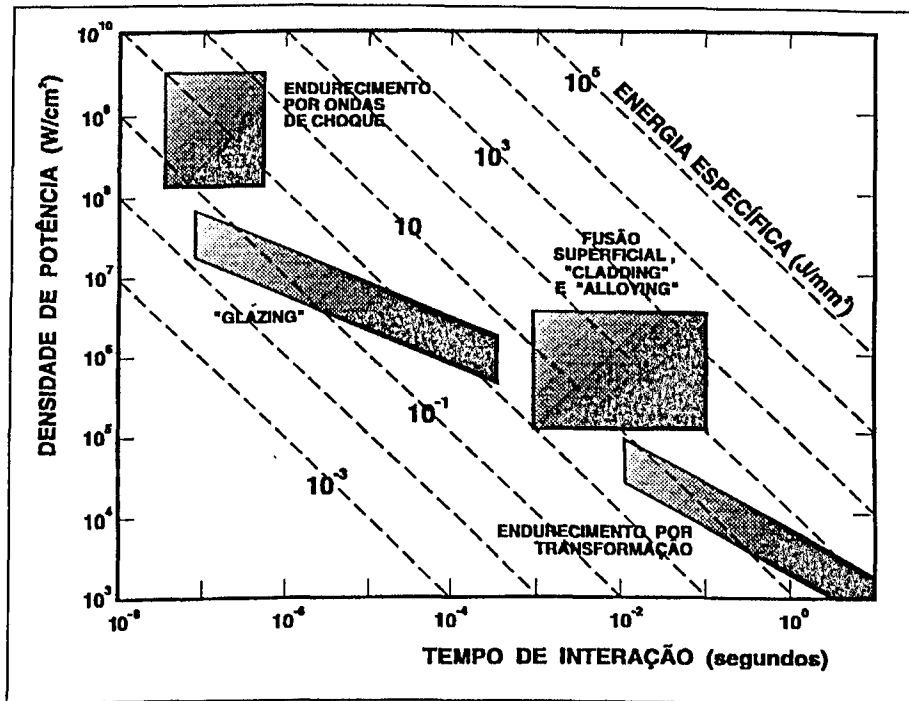


Figura.2.17 -Regimes operacionais para diversas técnicas de processamento de materiais por laser ( Kear et al.,1979 ).

## 2.8. Tratamento de fusão superficial

A fusão superficial por laser seguida de arrefecimento por mera extração do calor para o interior do material permite obter velocidades de arrefecimento elevadíssimas na região fundida. Nestas condições, geram-se estruturas metaestáveis que incluem metais amorfos, soluções sólidas supersaturadas, estruturas dendríticas ou eutélicas ultrafinas, compostos intermetálicos etc., cujas propriedades podem ser controladas pela modificação da composição química superficial e mediante uma seleção criteriosa dos parâmetros de tratamento térmico. Este tipo de tratamento constitui um método eficiente de melhorar as propriedades superficiais: resistência à corrosão, à oxidação, ao desgaste etc. ( Colaço & Vilar,1993 ).

É uma técnica para melhorar a resistência dos materiais ao desgaste e a corrosão. No caso dos aços ferramenta, o processo é levado preferencialmente para o estado líquido para permitir uma completa dissolução dos carbonetos ligados. Usualmente, a camada fundida contém martensita, austenita retida e carbonetos.

Quando se usa o laser para fundir a superfície de um material, as modificações superficiais resultantes são de caráter completamente diferente das obtidas pelo endurecimento superficial no estado sólido.

O aquecimento pode ser extremamente rápido, da ordem de nanossegundos, e o resfriamento se dá pela condução térmica para dentro da massa, ou seja, camada não aquecida do substrato.

As taxas exatas de aquecimento e resfriamento dependem de muitos fatores, tais como tipo de radiação ( contínua ou pulsada ), potência e diâmetro do feixe e tempo de interação, além das características do material que está sendo tratado (Núcleo ou superfície) ( Sandven,1987 ).

Sob condições de densidades de potência suficientemente elevadas e com controle do tempo interação radiação-matéria, através do ajuste adequado do movimento relativo amostra-feixe, a incidência do feixe de laser numa superfície metálica pode provocar a fusão localizada, restrita a uma fina camada superficial

Microestruturas novas ou pouco conhecidas, com propriedades singulares, podem ser produzidas na camada superficial de ligas submetidas à solidificação ultra rápida que se segue ao tratamento de fusão por laser ( Domingues,1995 ).

Na fusão superficial por laser, os efeitos de carga térmica sobre o material tratado são muito localizados, minimizando os riscos de distorção comuns nos tratamentos térmicos convencionais. Embora possa haver alguma preocupação com a qualidade do acabamento superficial, visto que superfícies livres solidificadas têm, em geral, uma aparência rugosa, o processo permite a modificação de áreas superficiais consideráveis, através da justaposição (com eventual superposição, caso seja conveniente) de passes tão estreitos quanto necessários para satisfazer às exigências de rugosidade preestabelecidas ( Steen & Courtney, 1979 ).

Os tratamentos por laser, em geral, e a fusão superficial por laser, em particular, permitem uma ampla faixa de taxa de resfriamento. Essa taxa vigente numa aplicação específica depende das características do equipamento, de parâmetros do processo tais como densidade de potência e tempo de interação, da composição química e das propriedades físicas do material que está sendo tratado. Como estas variáveis são de controle relativamente fácil, a fusão superficial por laser se constitui numa técnica confiável e reprodutível para se obter, por solidificação ultra-rápida, finas camadas superficiais com propriedades significativamente superiores. Esse incremento nas propriedades superficiais deve-se, essencialmente, ao aparecimento de microestruturas fora de equilíbrio, morfologicamente distintas das usuais. Pode ser creditado também à presença de fases metaestáveis supersaturadas e à fina dispersão de precipitados que geralmente aparecem nas camadas tratadas ( Vilar et al., 1991 ).

## 2.3. Microestrutura

Nas camadas superficiais, obtidas com tratamento por laser, não é claro como a variação da microestrutura é influenciada pelos parâmetros do processo e qual o efeito destes componentes microestruturais no comportamento do componente obtido ( Sandven,1987 ).

Fastow et al. (1990 ), trabalhando um aço AISI 4340, avaliando principalmente os parâmetros de microdureza e microestrutura neste aço reportam três zonas distintas que coincidem com as encontradas no material ensaiado neste trabalho e são mostradas na figura 2.18.

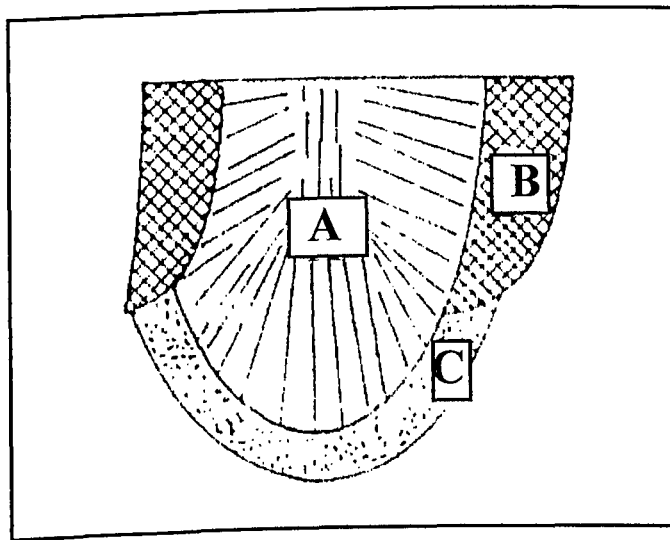


Figura 2.18 -Representação esquemática das zonas após a fusão superficial por laser.  
Fastow et al. (1990)

A. Zona fundida que apresentou uma estrutura celular e no interior da região certa quantidade de martensita, tendo o aço sido submetido a tratamentos térmicos de recozimento, têmpera e segundo recozimento.

B. Zona de sobreposição onde pode ser vista martensita com uma fina dispersão de cementita.

Observou-se também que tanto a zona fundida quanto a zona de sobreposição à microestrutura não dependem da história térmica do material de base antes da fusão por laser.

C. Zona termicamente afetada está localizada entre zona fundida e o material de base, tendo sido verificada uma estrutura martensítica grosseira. Observou-se ainda que apesar de não ocorrer fusão nesta zona, o pico de temperatura foi suficientemente alto, para que ocorresse uma transformação do estado sólido do material de base. Diferente das duas zonas acima, a microestrutura desta zona depende do material de base.

Conclui-se, ainda, que os parâmetros de irradiação têm um efeito pronunciado sobre a microestrutura e a microdureza do aço. Para uma dada potência de laser, um aumento da velocidade varredura resulta em uma microestrutura fina e alta dureza na superfície da zona fundida. Melhora similar na microestrutura e microdureza foi obtida pela diminuição da potência do laser para uma dada velocidade de varredura.

Beurs et al. ( 1989 ) relatam que a fusão por laser em aços freqüentemente resulta em uma estrutura dendrítica e está constituída principalmente de austenita retida, ou ferrita  $\delta$ , com a austenita de baixo teor de carbono, podendo ser convertida em martensita. Esta afirmação foi comprovada através de análises de um aço inoxidável 304.

Jiandong et al. ( 1992 ), estudando aço ferramenta com 1% C, assim como Fastow et al. (1990), também subdividiram a região afetada pelo laser em 3 zonas, sendo:

zona A: zona fundida;

zona B: a zona em que ocorre transformação no estado sólido e

zona C: área adjacente ao substrato onde a cementita foi levemente dissolvida.

A zona fundida, morfologicamente, tem um crescimento celular e é constituída de austenita e martensita. Cita ainda o autor que os ferros fundidos têm sido freqüentemente utilizados no processamento de laser e têm mostrado carbono semelhante a grafite e cementita, podendo ser facilmente dissolvido na zona fundida do laser. Entretanto, essa dissolução em zona de transformação de fase sólida é freqüentemente incompleta quando submetido ao tratamento por laser.

Bande et al. ( 1991 ), consideram que as microestrutura descritas acima, podem também ser aplicadas para o Aço Ferramenta AISI 01.

A região fundida de um aço rápido AISI T15 é formado por uma camada celular dendrítica com martensita, austenita retida e pequenas quantidades de finas partículas de  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  e MC ( Vilar et al., s.d.(b) ).

Ainda com relação à microestrutura, Doong & Tan (1991), estudando o comportamento de um aço baixo carbono com cromo, concluíram que diferentes microestruturas podem ser obtidas por controle de densidades de energia e tempo. Dependendo da composição e de taxa de resfriamento da camada formada por laser, formaram-se dois tipos de microestruturas:

1. Com uma alta densidade de energia ( acima de  $120 \text{ J/mm}^2$  ) foi produzida uma estrutura mista de ferrita-martensita além de uma determinada quantidade de austenita retida, produzindo uma microdureza de 510 a 550 HV.

2. Com uma baixa densidade de energia ( abaixo de  $73 \text{ J/mm}^2$  ) foi produzida uma estrutura mista de ferrita-austenita e carboneto de cromo, produzindo uma microdureza de 460 a 520 HV.

Fastow et al.( 1990 ) citam ainda que, ocorrendo uma diminuição de potência do laser, para uma dada velocidade de varredura resulta em uma diminuição de taxa de solidificação e resfriamento e uma diminuição na profundidade fundida. Assim, efeito similar é obtido quando a velocidade é diminuída. Entretanto, uma combinação de aumento de velocidade de varredura e baixa potência de laser produz uma microestrutura fina e valores altíssimos de microdureza.

Trabalhando com um aço baixo carbono com cromo Doong & Tan (1991) encontraram resultados que confirmam o descrito acima, conforme a Tabela.2.1.

**Tabela 2.1** - Parâmetros e resultados experimentais do processo de fusão por laser em um aço baixo carbono com cromo ( Doong & Tan, 1991 ).

Amostra	Potência (KW)	Velocidade (mm/s)	Largura fundida (mm)
A1	1,2	4,5	0,399
A2	1,2	6,0	0,283
A3	1,2	10,0	0,170
B1	1,6	6,0	0,423
B2	1,6	8,0	0,366
B3	1,6	10,0	0,223
C1	2,0	7,5	0,430
C2	2,0	10,0	0,368
C3	2,0	12,5	0,334
C4	2,0	16,7	0,191

Trabalhando com o aço AISI 1018, com três diferentes potências, Doong & Tan ( 1989 ) verificaram a influência da potência do laser e a velocidade de trabalho sobre a espessura da camada fundida, mostrado na figura 2.19. Nesta figura é evidente que com o aumento da velocidade de trabalho para uma determinada potência do laser constante, haverá uma diminuição da energia imposta ocorrendo então uma conseqüente redução do tempo de interação (diâmetro do raio laser / velocidade de trabalho). O resultado é uma redução na espessura da camada fundida.

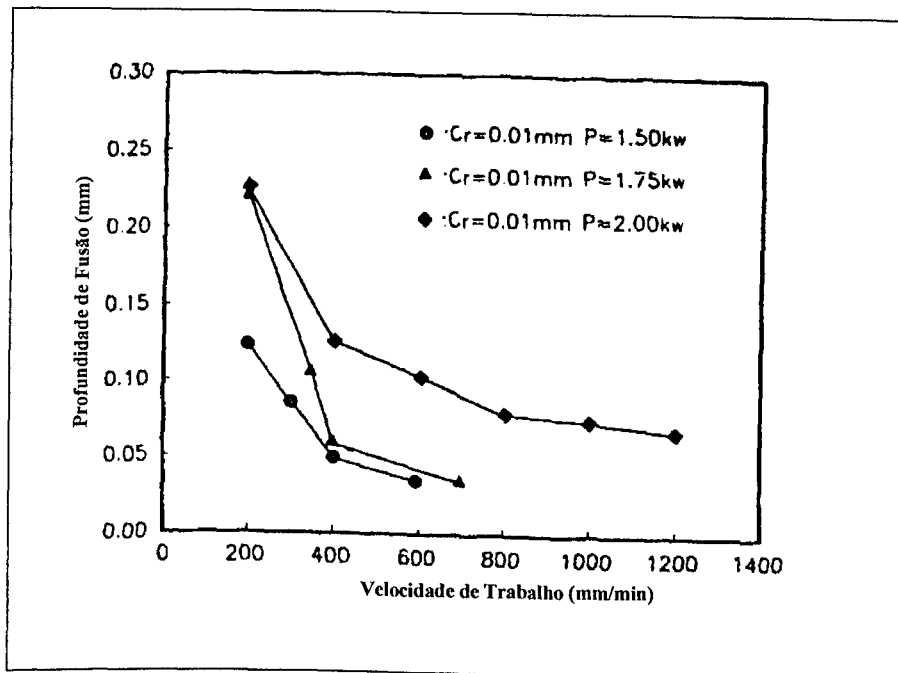


Figura 2.19 -Profundidade de fusão x velocidade de trabalho com diferentes potências do laser ( Doong & Tan,1989 ).

A despeito da variedade de condições empregadas, praticamente todos os aços-ferramenta submetidos à fusão superficial do laser apresentaram uma microestrutura típica constituída, em essência, por dendritas de ferrita- $\delta$ , com uma pequena quantidade de austenita residual e, em alguns casos, finíssimas agulhas de martensita dentro dos braços dendríticos. Nos tratamentos que empregaram tempos de interação relativamente mais longos, ocorreu completa dissolução dos carbonetos primários, mas uma parte dos elementos de liga do carbono dissolvidos no líquido voltou a precipitar, agora nos espaçamentos interdendríticos, na forma de partículas de carbonetos secundários tão mais finas e mais dispersas quanto mais alta era a taxa de resfriamento ( Domingues,1995 ).

Vilar et al., (1990) através de observações empíricas mostram que, para um determinado tipo de material, a microestrutura depende principalmente da máxima temperatura atingida durante a fusão por laser.

A zona fundida por laser do aço M-2, rico em Mo e W, com uma microestrutura bifásica extremamente refinada, representa uma exceção à generalização acima mencionada, pois não apresentou a estrutura dendrítica característica dos demais. Contrastando inteiramente com a complexa microestrutura observada no aço M-2, a fusão superficial por laser produziu, no aço 440 C, uma estrutura dendrítica eutética com crescimento acoplado simples de ferrita- $\delta$ /carboneto  $(Cr,Fe)_7C_3$  ( Strutt et al.,1978 ).

A tabela 2.2. mostra características microestruturais dos aços M-2 e 440 C, o que ratifica o mencionado acima.

**Tabela 2.2** - Características microestruturais dos aços M-2 E 440C, fundidos superficialmente por laser ( Strutt et al., 1978 ).

	<b>Aço M-2</b>	<b>Aço 440 C</b>
<b>Posição na Amostra</b>	<b>Microestrutura</b>	<b>Microestrutura</b>
Próximo à superfície	Predominantemente $\delta$	Eutético( $\delta$ /carboneto)
Centro da zona fundida	Peritético( $\delta/\gamma$ )	Eutético( $\delta$ /carboneto)
Máxima profundidade de fusão	Predominantemente $\gamma$	Eutético( $\delta$ /carboneto)
Zona termicamente afetada	Martensítica	Martensítica
Substrato não afetado	Martensítica	Martensítica

Analisando a performance de aços trabalhados por laser, Beurs et al. (1989) chegaram à conclusão de que "aços fundidos por laser frequentemente resultam em uma estrutura dendrítica. As dendritas consistem principalmente de austenita retida, ou  $\delta$ -Fe. Com baixa concentração de carbono a austenita pode se converter em martensita".

## 2.4. Microdureza

O perfil de microdureza de uma amostra de aço AISI 420 fundido por laser é mostrado na figura 2.20. A dureza da amostra na zona fundida varia de 550 a 700 HV. Ela aumenta com o aumento da proporção de martensita, o endurecimento da amostra é processado sobre condições que favorecem a formação de martensita, por exemplo, com alta potência do laser, baixa velocidade de varredura e alta sobreposição entre linhas consecutivas. Apesar de uma proporção de austenita retida acima de 45%, a dureza do aço é extremamente alta. Esta dureza é explicada por um pequeno tamanho dos grãos, alto teor de soluto e alta densidade de discordâncias na austenita.



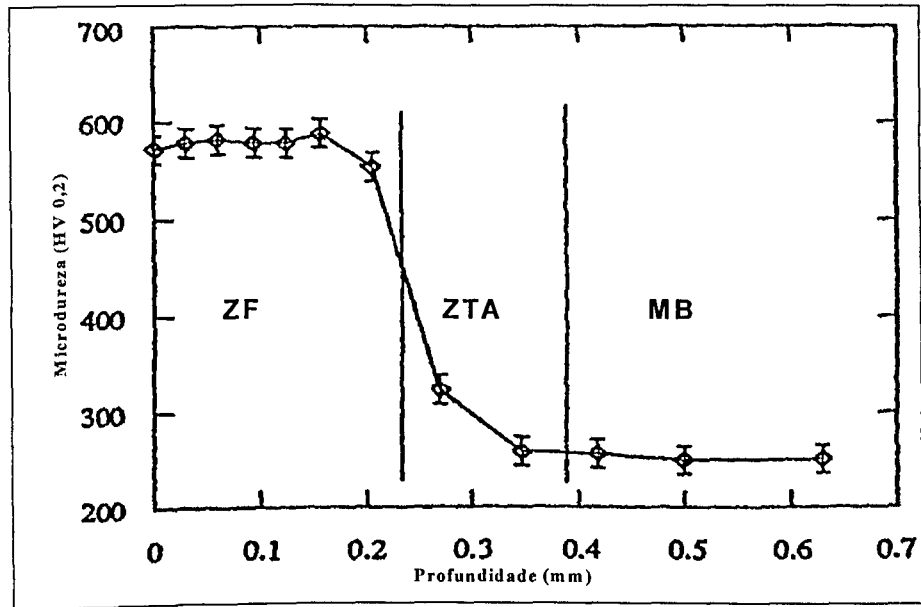


Figura 2.20 -Perfil de microdureza para uma amostra de aço AISI 420 fundida por laser ( Vilar et al.,1990 ).

A figura 2.21 em que amostras do aço AISI 4340 foram trabalhadas com velocidades diferentes para uma mesma potência do laser, constatou-se que ocorreram altos valores de dureza na zona fundida e que estes são relativamente constantes, porém com velocidade menor ocorreram maiores valores de dureza. Neste mesmo trabalho, o autor comenta que os altos valores de microdureza podem ter sido produzidos com a utilização de nitrogênio como atmosfera protetora. O nitrogênio pode ter sido colocado dentro da zona fundida, produzindo nitretos ( Fastow et al.,1990 ).

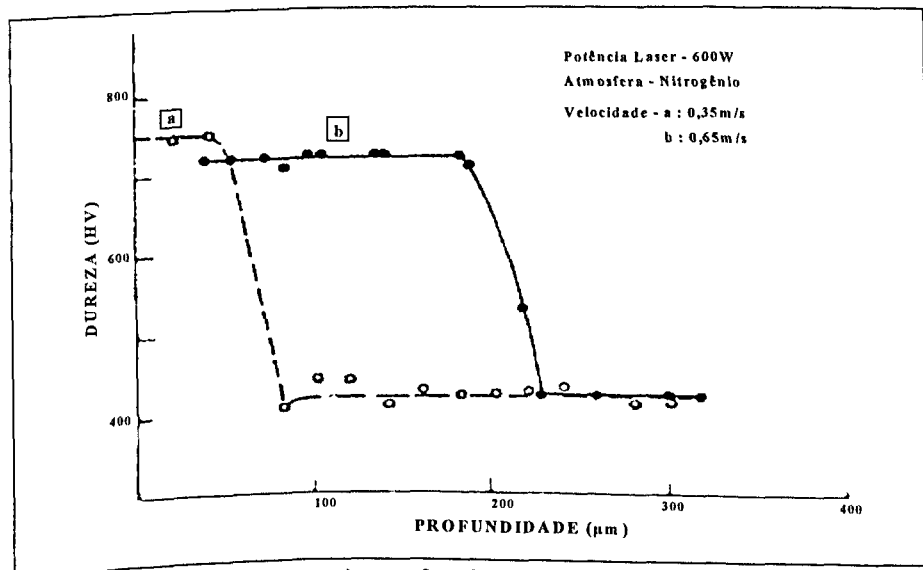


Figura 2.21 -Microdureza em função da profundidade da amostra, com diferentes velocidades de varredura ( Fastow et al., 1990 ).

Colaço & Vilar (1993), estudando aços para mancais, obtiveram um perfil de microdureza típico do aço 440 C tratado a laser, como mostrado na figura 2.22. A dureza da zona fundida (500 HV) foi baixa quando comparada com a dureza do aço tratado convencionalmente (600 HV) e também uma dureza muito mais alta do que a do aço recozido (300 HV). A dureza da zona afetada pelo calor variou entre 600 e 650 HV. A baixa dureza do material tratado por laser foi explicada por uma proporção extremamente alta de austenita retida. Por isso, tratamento de revenimento tem sido usado para transformar austenita, aumentando a dureza do material.

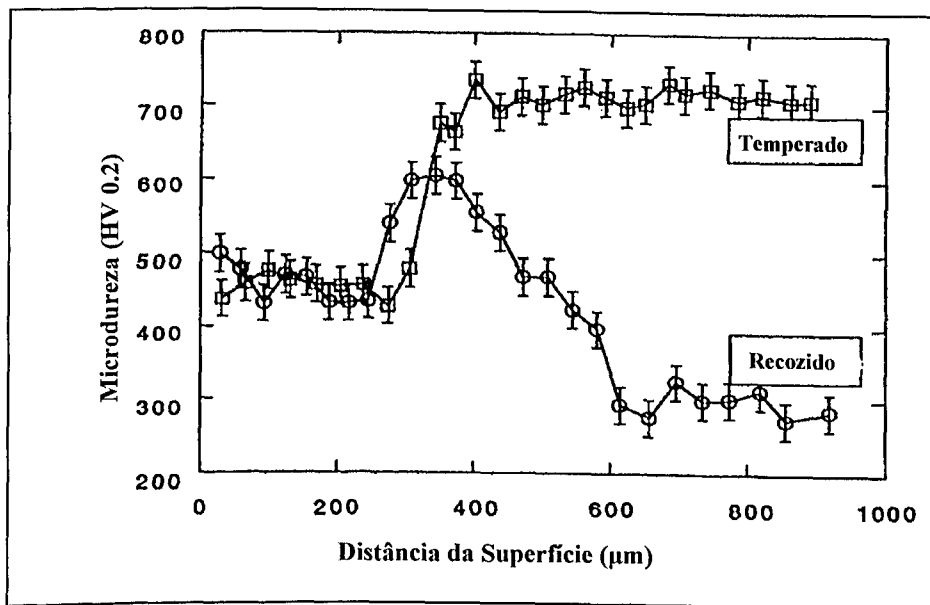


Figura 2.22 -Variação da microdureza em função da profundidade para diferentes condições iniciais ( Colaço & Vilar,1993 ).

Vilar et al. (1990), trabalhando com o aço inoxidável AISI 420, verificaram que a evolução da microdureza em função da distância da superfície foi similar para todas as amostras, mostrado através do perfil da microdureza, visto na figura 2.23. Pode ser observado que ocorreu uma diminuição da microdureza com o aumento da profundidade na região central (aparentemente equiaxial) da zona fundida, bem como na região colunar. A microdureza aumentou novamente na zona termicamente afetada, podendo ser justificada pela observação de que a microestrutura na região equiaxial aparentemente foi mais fina do que a região colunar e que a microestrutura tornou-se mais fina com o aumento da profundidade em uma mesma região. Por outro lado, a máxima temperatura atingida na zona termicamente afetada diminuiu com o aumento da profundidade.

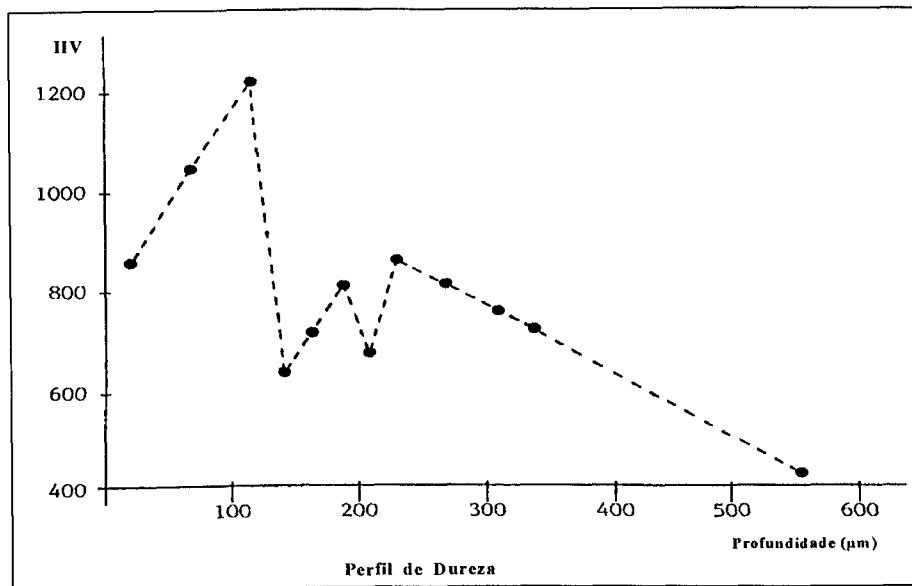


Figura 2.23 - Perfil de microdureza ( Vilar et al.,1990 ).

Estudando o aço AISI 4340, ( Fastow et al., 1990 ), figura 2.24, observamos um alto valor de microdureza medida na zona fundida, sendo evidenciado pela alta temperatura atingida na fusão por laser. Observaram também os autores que um aumento na velocidade de varredura e diminuição da potência do laser resultou em uma fina microestrutura e alta microdureza, e que uma redução na quantidade de sobreposição melhorou a microdureza total.

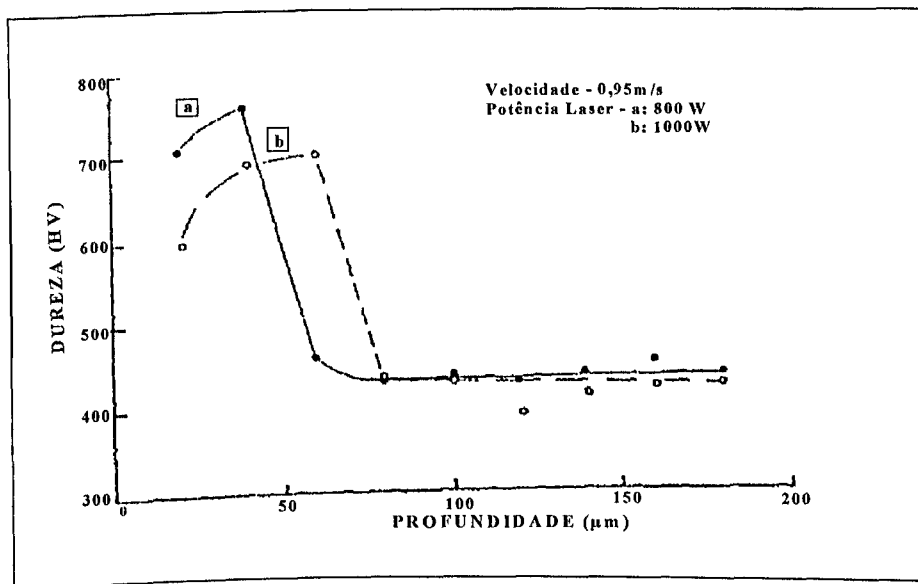


Figura 2.24 -Microdureza em função da profundidade, ao longo passe da amostra tratada por laser, com potências do laser de 800W e 1000W ( Fastow et al., 1990 ).

Doong & Tan (1991), utilizando um aço baixo carbono com cromo, velocidades de varredura diferentes e uma mesma potência para a fusão, obtiveram com o aumento da velocidade de varredura a diminuição significativa da microdureza das amostras, figura 2.25. Pode ser visto também que devido a um longo tempo de interação obteve-se um alto valor de dureza.

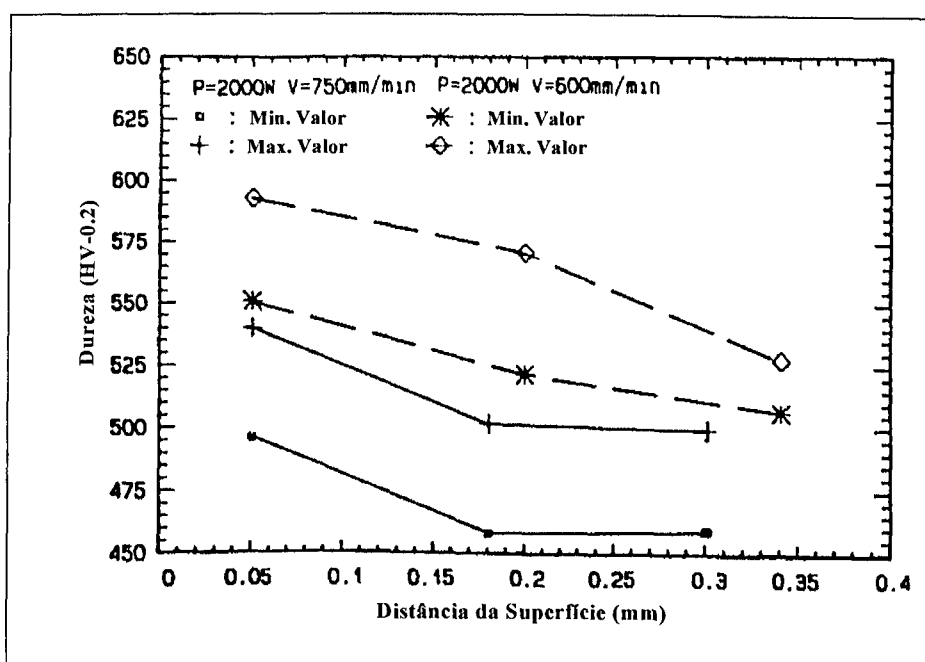


Figura 2.25 -Perfis de dureza ao longo da zona fundida com diferentes velocidades de varredura e com uma mesma potência do laser ( Doong & Tan, 1991 ).

Também Vilar et al. (s.d.(b)), estudando o aço rápido AISI T15, traçaram o perfil característico de dureza encontrado para este aço, mostrado na figura 2.26, onde a máxima dureza ocorreu na zona fundida próxima à superfície, diminuiu abaixo da zona de transição e na zona termicamente afetada, e aumentou novamente abaixo da zona termicamente afetada e diminuiu abaixo no material de base. Como visto, para este aço, a microdureza na superfície variou de 950 a 1100 HV, aumentando com o aumento da potência do laser e velocidade de varredura, uma variação que refletiu a influência da fração de martensita, tamanho das células e volume da fração de carbonetos. Na seção transversal, a máxima dureza da camada fundida ocorreu próximo à superfície. Ela diminuiu abaixo da zona de transição e na zona afetada pelo calor próxima à linha de fusão e novamente aumentou na zona termicamente afetada e então diminuiu no material de base. Esta evolução vista foi refletida na dependência da fração de martensita em relação à composição química local e da condição térmica existente. Na zona fundida, a composição dependeu principalmente da segregação dos elementos de liga durante a solidificação.

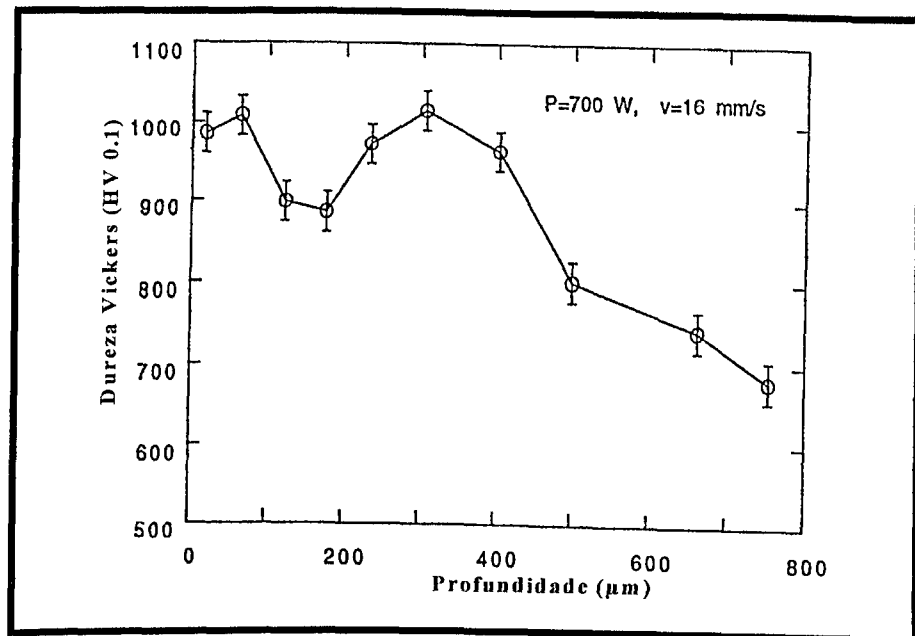


Figura 2.26 -Perfil de dureza em uma seção transversal da amostra tratada (Vilar et al., s.d.(b)).

A austenita retida teve uma influência prejudicial sobre as propriedades mecânicas e estabilidade dimensional dos materiais de ferramenta. Entretanto, para eliminar esta fase podemos optar entre o tratamento Subzero em nitrogênio líquido ou por revenimento. Neste trabalho, os autores preferiram adotar o revenimento para melhorar a dureza e o limite de resistência à tração do material por endurecimento secundário ( Vilar et al. s.d.(b) ). Para testar a influência do tratamento sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas, amostras tratadas por laser com uma potência de 700W e a velocidade de varredura de 10mm/s foram revenidas em temperaturas na faixa de 425 - 650°C durante 2 horas. A variação pode ser verificada na figura 2.27. Como mostra a figura, a dureza máxima atingida foi de 1000 HV, que foi muito maior do que a obtida em tratamentos convencionais da mesma amostra de aço (650-750HV).

A quantidade de austenita retida diminuiu com o aumento da temperatura de revenimento e ela desapareceu em amostras revenidas a 550°C ou temperaturas mais altas. Além disso, a austenita foi eliminada nas amostras tratadas por laser pela austenitização a 1220°C, seguido por resfriamento a óleo e um triplo tratamento de revenimento a 550°C. Após este tratamento a microdureza atingiu 1160HV ( Vilar et al. s.d(b) ).

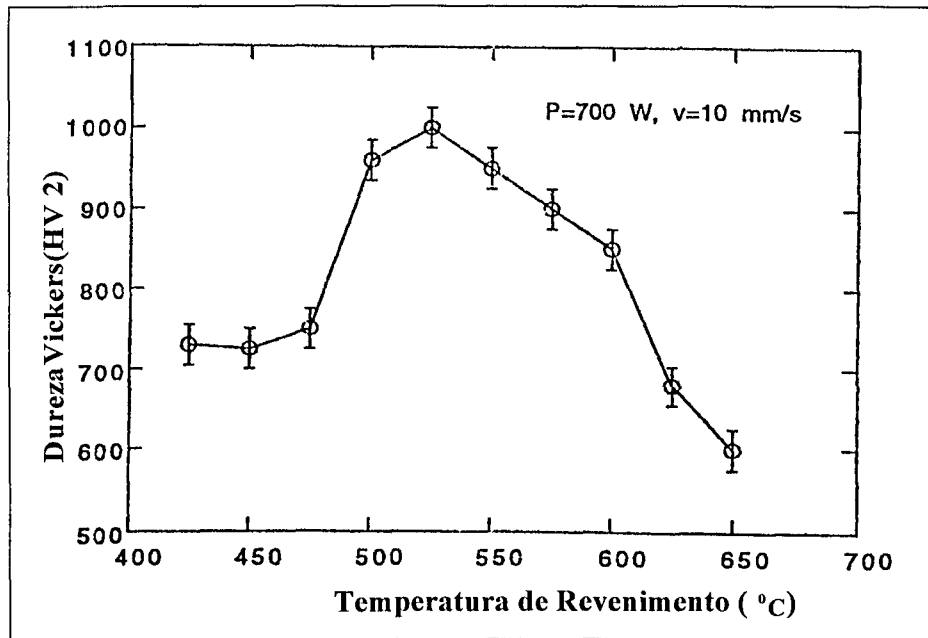


Figura 2.27 -Variação da dureza com a temperatura de revenimento ( Vilar et al. s.d. (b)).

Por outro lado o efeito da austenita retida na abrasão é complexo. A austenita retida pode ter um efeito benéfico quando na abrasão por abrasivos extremamente duros, estando este efeito associado com a supressão e iniciação de trincas próximas à superfície. Neste caso a presença da austenita, dútil, pode servir como trava para a propagação de trincas, sendo estes efeitos verificados até um determinado teor de austenita retida. Acima destes teores a austenita gera um efeito amolecedor e conseqüentemente uma redução na resistência à abrasão, o que pode ser verificado em trabalhos com ferro fundido tipo Ni-Hard, onde o efeito da austenita retida se mostrou benéfico em uma faixa de 20 a 50% da mesma.

## CAPÍTULO III

### Procedimentos Experimentais

#### 3.1. Materiais ensaiados

O substrato utilizado foi um aço ferramenta comercial AISI 420, e a composição química é descrita na tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição Química do Aço

Elemento	C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	P	S
% em peso	0,47	12,82	0,77	0,26	0,19	0,40	0,024	0,011

A figura 3.1. mostra esquematicamente o processo de fusão por laser de um determinado material, evidenciando-se a zona fundida, o material de base e a direção de trabalho.

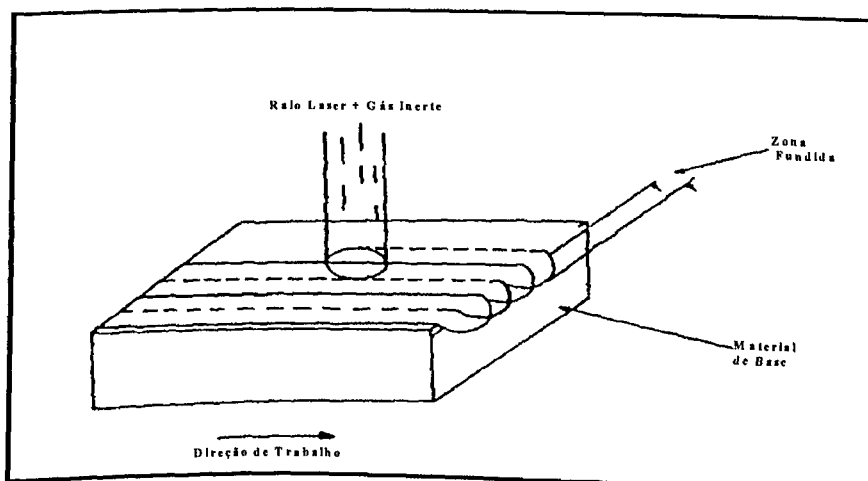


Figura 3.1 -Esquemática do processo laser

Foram estudadas dois lotes de amostras.

Após tratamentos térmicos as amostras foram refundidas superficialmente por laser no Instituto Técnico Superior de Lisboa, pela equipe do Prof. Rui Villar.

O primeiro lote foi refundido em um equipamento de laser de CO<sub>2</sub> de fluxo axial rápido, marca Messer Grieshesson, com uma potência de 2 KW, diâmetro do feixe de 2,0 mm e uma taxa de sobreposição dos passes de 35% e densidade de potência de 1,27 KW/mm<sup>2</sup>.

As condições experimentais bem como as características dos tratamentos térmicos a que foram submetidas as amostras do primeiro lote são apresentadas na tabela 3.2.

As amostras codificadas como "A" possuíam as seguintes dimensões 5,0 cm x 2,5 cm x 1,5 cm e as codificadas como "B" possuíam dimensões 10,0 cm x 5,0 cm x 1,5 cm.

**Tabela 3.2** - Condições experimentais do tratamento por laser e características dos tratamentos térmicos ( lote de amostra n° 01).

Amostra	Velocidade (mm/s)	Densidade de Energia (J/mm <sup>2</sup> )	Tratamento Térmico Prévio
1A	0.0	00	Tempera direta em óleo a 1020°C e Revenido a 500°C
1B	0.0	00	Tempera direta em óleo a 1020°C e Revenido a 500°C
2A	10.0	127	Tempera direta em óleo a 1020°C
2B	10.0	127	Tempera direta em óleo a 1020°C
3A	20.0	64	Tempera direta em óleo a 1020°C
3B	20.0	64	Tempera direta em óleo a 1020°C
4A	30.0	42	Tempera direta em óleo a 1020°C
4B	30.0	42	Tempera direta em óleo a 1020°C
5A	10.0	127	Revenido duplo a 575°C
5B	10.0	127	Tempera e Resfriamento em N <sub>2</sub> líquido

A Densidade de energia foi calculada pela formula ( Doong & Tan,1991);  $D.E.=4P/\pi DV$ ; onde: D.E.= densidade de energia; P= potência do laser;  $\pi = 3,1416$ ; D= diâmetro do raio laser e V= velocidade de trabalho.

O segundo lote de amostras também foi refundida no mesmo equipamento de laser com a mesma potência e diâmetro do feixe de laser , passando a taxa de sobreposição para 50%, a desfocalização de 14,5 cm e a densidade de potência foi de 1,27 KW/mm<sup>2</sup>. As demais características e condições dos tratamentos térmicos são mostradas pela tabela 3.3. Todas as amostras sofreram o seguinte tratamento térmico prévio : Têmpera direta em óleo a 1020 °C e Revenido a 500°C.



**Tabela 3.3-** Condições experimentais do tratamento por laser ( lote nº 02)

Amostra	Velocidade de Varredura (mm/s)	Densidade de Energia (J/mm <sup>2</sup> )
01	00	00
02	05	254
03	10	127
04	15	85
05	20	64

### 3.2. Análise microestrutural e perfil de microdureza

A partir de cortes transversais em relação à direção dos passes do laser, efetuados com disco abrasivo, foram preparadas seções metalográficas para a análise de microestrutura, levantamento de perfis de microdureza e determinação da espessura das camadas fundidas por laser. As seções metalográficas foram preparadas fazendo-se o embutimento a quente, tomando-se o cuidado de proteger as superfícies fundidas, utilizando-se lâminas de aço ferramenta, para se evitar o abaulamento das bordas, na realização do lixamento e polimento. As amostras foram lixadas com lixas de SiC 80, 120, 220, 320, 400 e 600 mesh. O polimento foi realizado com pasta de Diamante de 1,0 $\mu$ m e 0,25 $\mu$ m.

Posteriormente, foram utilizados diversos reativos normalmente empregados em metalografia de aços, tendo sido utilizados os reativos Nital 3%, Villela, Super Picral, Kallings e Murakami. Os reativos Villela e Murakami apresentaram os melhores resultados. Em seguida, as amostras foram observadas por microscopia ótica e fotografadas. Essas etapas são mostradas esquematicamente na Figura 3.2.

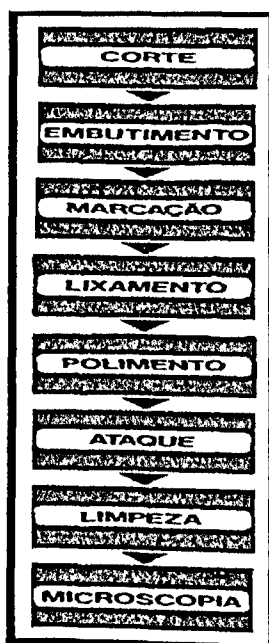


Figura 3.2 -Representação esquemática dos etapas de preparação das amostras

Os perfis de microdureza foram determinados ao longo de uma linha central do cordão refundido até uma profundidade de 1500  $\mu\text{m}$ . Avaliou-se assim a microdureza na camada fundida, na zona termicamente afetada e no substrato, conforme o mostrado na figura 3.3. Utilizaram-se um microdurometro Wolpert e uma carga de 200g, sendo realizadas 04 perfis por amostra.

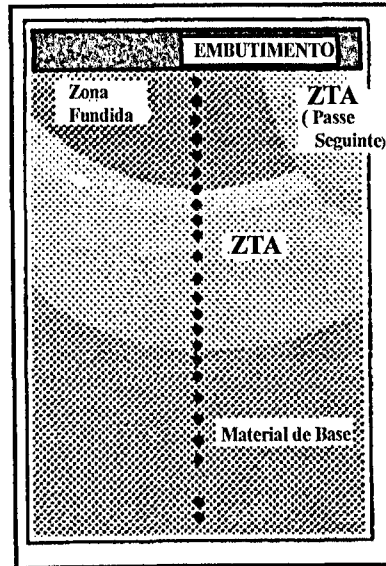


Figura 3.3. : Representação esquemática do perfil de microdureza ( Domingues, 1995 ).

Para a segunda série de amostras, também foram realizados os mesmos testes e procedimentos da primeira série com relação à análise de microestrutura e perfil de microdureza.

### 3.3. Determinação da espessura da camada fundida

A determinação das espessuras das camadas fundidas foi realizada por análise de imagens. Foi utilizado o programa computacional Image-Pro PLUS-Versão 2.0, sendo realizadas 15 medidas em cada amostra, onde em cada uma delas se determinava a espessura da camada fundida e da zona termicamente afetada.

### 3.4. Tratamentos térmicos e ensaios de desgaste

Na figura 3.4, todos os tratamentos térmicos e ensaios de desgaste abrasivo realizados nas amostras, conforme as condições experimentais descritas a seguir.

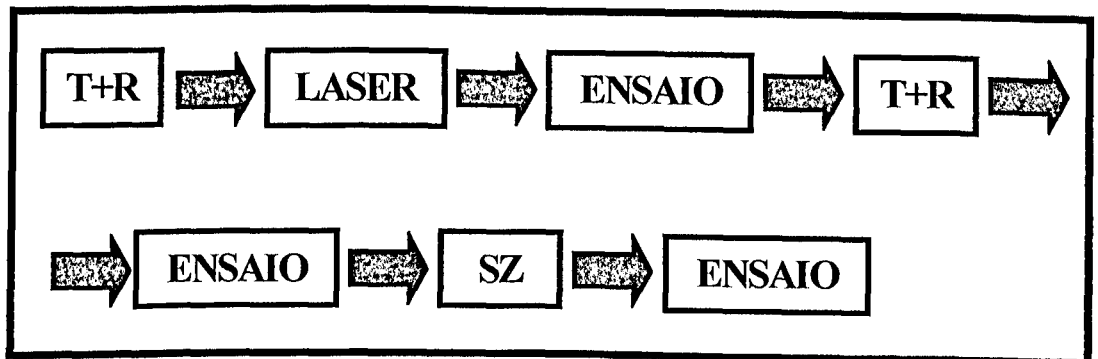


Figura 3.4 -Representação esquemática da seqüência dos tratamentos térmicos e dos ensaios de desgaste realizados nas amostras

Os tratamentos térmicos foram realizados no LTM/UFU. Foi realizada uma têmpera direta em óleo, após austenitizações a 1010°C por 15 minutos e revenido a 300°C por 15 minutos. Após estes, foi realizado um tratamento de Subzero.

### 3.4.1. Têmpera ( T )

O forno utilizado para a têmpera foi um forno Tubular com controle Tipo PID e precisão de  $\pm 1^\circ\text{C}$ , desenvolvido no LTM/UFU ( Siqueira, 1988 ). Trata-se de um sistema que permite o fornecimento de energia e o controle de temperatura do forno. O sistema foi equipado com o Programador de Set-point SPPG 2000 da Protelco Eletrônica, capaz de gerar até 7 etapas de programação, cada uma com três estágios: rampa, nível de temperatura e tempo de manutenção neste patamar. As rampas puderam ser programadas com gradientes de 0,3600°C/h a 3600°C/h com resolução de 0,3600°C/h. O nível de temperatura foi ajustado de 1°C a 1999°C com resolução de 1°C. O tempo de manutenção no patamar foi programado de 1 minuto e 166,5 horas com resolução de 1 minuto ( Protelco Eletrônica, 1987 )

O controle isotérmico foi efetuado por controlador CP-150 da Protelco Eletrônica, com proteção para termopar interrompido e compensação automática de junta fria. Os parâmetros dos controles dos ganhos proporcional, integral, derivativo e adaptativo tiveram que ser ajustados para a aplicação específica, de modo que a lei de aquecimento e resfriamento imposta na programação fosse seguida pelo forno com um mínimo de defasagem e sem que ocorram instabilidades.

O sinal de controle é produzido por um termopar tipo S (Pt-Pt-10%Rh), instalado na região próxima aos elementos de aquecimento do forno e conseqüentemente fora da câmara de medição.

Para a proteção do material da amostra e dos circuitos sensores de temperatura o controle da atmosfera é fundamental. Para a obtenção de atmosfera inerte na câmara de medição optou-se pela realização de um vácuo moderado, utilizando para a proteção das amostras gás Argônio produzido pela White Martins.

### **3.4.2. Revenido ( R )**

Imediatamente após a realização da tempera, os pinos foram submetidos ao revenido a 300°C em um forno SIN 01 ( Franco,1989 ) equipado com um controlador Multiplexador de temperatura ENGRO Modelo 6000D com precisão de 1% da escala, e controle do tipo PID ( Proporcional, Integral e Derivativo Ajustável ), com banda proporcional de 0 a 5%; ação derivativa de 12 a 120 seg. e ação integral de 1 a 10 min.

Após a realização destes tratamentos foram realizados os testes de desgaste nos pinos, seguindo os parâmetros adotados na tabela 3.5, tendo sido realizados 10 ensaios por amostra. Paralelamente foram feitos cortes transversais nas amostras que foram submetidas aos tratamentos juntamente com os pinos e realizada análise de microestrutura e perfis de microdureza, conforme procedimentos descritos anteriormente

### **3.4.3. Tratamento subzero ( SZ )**

As amostras, após os testes de desgaste, foram submetidas, de uma só vez, para todas as amostras deste lote, a um tratamento de resfriamento em nitrogênio líquido a -196°C, por um período de 5 minutos e após este tratamento foram novamente realizados testes de desgaste nos pinos, seguindo os parâmetros utilizados na tabela 3.5. Foram realizados 10 ensaios por amostras. Novos perfis de microdureza e análise de microestrutura foram efetuados conforme os procedimentos citados anteriormente .

### **3.4.4 Ensaio de desgaste**

Devido à complexidade do fenômeno do desgaste abrasivo aliada à grande variedade de configurações com que ele pode ocorrer, impossibilita-se a sua caracterização através de um único dispositivo universal.

Sendo assim cada situação real específica exige, para a sua simulação, um tipo de ensaio. Vários são os tipos de abrasômetros que já foram criados, visando a reproduzir configurações mecânicas particulares e permitir o estudo de domínios específicos.

Para a realização dos ensaios abrasométricos optou-se pelos testes na configuração a três corpos,  $D \cong d$ , via úmida, utilizando-se uma mistura de óleo mais abrasivo. O abrasômetro utilizado foi construído no LTM e é mostrado na figura 3.5, neste abrasômetro as amostras de mesmas características são colocadas em um alvéolo com 3 furos de 9 mm, estrategicamente posicionado a  $120^\circ$  um do outro. As amostras são pressionadas por pesos mortos contra um disco. Este conjunto foi colocado no interior de um cilindro que gira livremente em função de interações com o disco, conforme as figuras 3.5 (a) e 3.6. O abrasivo é livre e o seu fluxo é controlado por uma bomba centrífuga e acionada através de um motor. Para assegurar a homogeneidade da mistura fluído-abrasivo, um agitador foi associado à bomba ( De Mello, 1989 ).

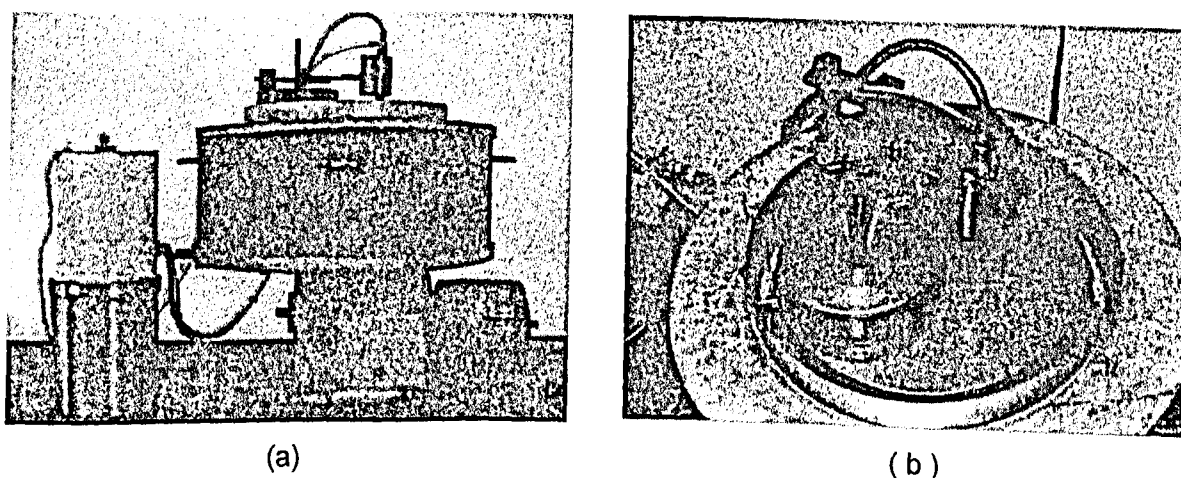


Figura 3.5 -Abrasômetro a Três corpos:(a) Vista geral, (b) Detalhes.

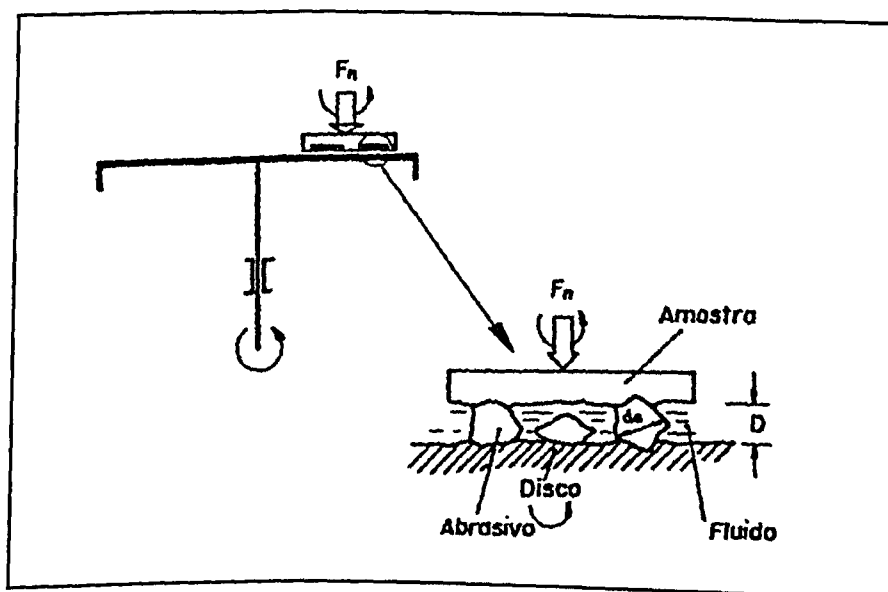


Figura 3.6 -Representação esquemática do funcionamento do abrasômetro a três corpos.

O fluido de transporte do pó abrasivo foi o Óleo Lap-oil C, que contém elementos anti-oxidantes e aditivos especiais para manter os grãos abrasivos em suspensão, na proporção de 9:1 em peso. As principais características do óleo são :

Cinzas Sulfatadas(%máx.) = 0,05;

Ponto de Fulgor( $^{\circ}$ C) = 85;

Viscosidade a  $40^{\circ}$ C (cSt) = 3,4

Densidade Média a  $20^{\circ}$ C =  $0,82 \text{ g/cm}^3$

Para garantir a ausência de óleo, abrasivos e detritos de desgaste durante a pesagem, as amostras foram submetidas, antes e depois de cada ensaio, a uma limpeza ultra-sônica ( frequência 40 khz ), por um período de 5 minutos, em banho de álcool etílico. Em seguida as amostras foram secadas a quente.

Para a avaliação da taxa de desgaste, expressa em termos da perda de massa por unidade de tempo por unidade de área, foi utilizado o método gravimétrico interrompido, utilizando-se para isso uma balança digital com uma resolução de  $10^{-4}$ g. Devido às instabilidades iniciais características de cada condição tribológica foram avaliadas somente após se atingir o regime permanente de desgaste.

Estabeleceram-se 360s como tempo mínimo de estabilização. A partir deste tempo, computou-se a taxa de desgaste como sendo a média de 5 ensaios, resultando em uma média de pelo menos 15 testes para cada condição.

Foram realizadas duas séries de ensaios, com parâmetros e particularidades na metodologia que serão descritos a seguir:

#### 3.4.4.1 Primeiro lote de amostras

Foram preparados 3 pinos de cada amostra através de Usinagem por Eletroerosão com diâmetro de 9mm e 8mm de altura. Os parâmetros dos testes são apresentados na tabela 3.4.

**Tabela 3.4** -Parâmetros de testes dos ensaios abrasométricos do primeiro lote de amostras.

Parâmetros	Condições Experimentais
Rotação do Disco	25 rpm
Abrasivo	Areia Normal Brasileira n°50
Tempo de Ensaio (s)	30 - 60
Dimensão da amostra (mm)	≅ cilíndrica: (9,0 x 8,0)
Pressão ( $\text{N/mm}^2$ )	0,04; 0,12; 0,16; 0,29

Após cada ensaio, foram realizadas medidas com relógio comparador com resolução de  $1\mu\text{m}$ , para se verificar a espessura dos pinos e conseqüente perda de massa na camada fundida.

A medida da área destes pinos foi realizada através da análise de imagens, pelo programa Image Pro-Plus - Versão 2.0. Para a determinação da estabilidade da taxa de desgaste foram realizados 25 ensaios por amostras, sem que se conseguisse a estabilidade, procurou-se então alterar a carga e /ou tempo de ensaio.

### 3.4.4.2 Segundo lote de amostras

Para este lote de amostras os procedimentos para os testes, bem como a avaliação da taxa de desgaste foram os mesmos da primeira série, alterando-se apenas o diâmetro dos pinos que passou a ser de aproximadamente de 3,5 mm e a espessura de 3 mm. Os parâmetros para a realização dos testes são mostrados na tabela 3.5. Nestes testes não foram realizadas medidas de espessura dos pinos através de relógio comparador.

**Tabela 3.5** - Parâmetros de teste dos ensaios abrasométricos do segundo lote de amostras.

Parâmetros	Condições experimentais
Rotação do Disco	25 rpm
Abrasivo	Areia Normal Brasileira nº100
Tempo de Ensaio (s)	60
Dimensão da amostra (mm)	≅ cilíndrica: (3,5 x 3,0)
Pressão(N/mm <sup>2</sup> )	0,10

Neste lote de amostras, antes de se submeter as amostras aos tratamentos térmicos de Têmpera-revenido e Subzero, foram realizados 20 ensaios por amostra, para obtenção da estabilidade. Após as amostras terem sido submetidas à têmpera mais revenido, realizaram-se 10 ensaios e após o Subzero mais 10 ensaios, uma vez que os tratamentos foram realizados nos pinos que haviam sido submetidos aos ensaios e conseqüentemente se encontravam numa condição de estabilidade.

Para a realização dos tratamentos térmicos mencionados anteriormente e, em função do pouco material disponível para a confecção dos pinos associados à impossibilidade de obtenção de novas amostras, verificou-se a espessura da camada fundida dos pinos e foram realizados os tratamentos de têmpera e revenido além dos ensaios de desgaste. Após estes ensaios foi verificada novamente a espessura da camada fundida dos mesmos e posteriormente submetidos ao tratamento subzero e aos ensaios de desgaste.

Os micromecanismos de desgaste foram caracterizados por microscopia eletrônica de varredura, utilizando-se um microscópio LEO 940 A.

## **CAPÍTULO IV**

### **Resultados e Discussão**

Neste capítulo, serão apresentados os resultados obtidos. Inicialmente serão mencionados alguns resultados preliminares relativos ao 1º lote de amostras. Para este lote serão mostrados apenas os dados relativos à espessura da camada fundida e microdureza, uma vez que como analisado a seguir e face à espessura da camada fundida apresentada, os ensaios de desgaste realizados não permitiram que se chegasse a conclusões seguras.

Para o 2º lote de amostras serão apresentados todos os resultados conseguidos: a análise da microestrutura, a microdureza, a espessura da camada fundida e o desgaste por abrasão a três corpos.

#### **4.1. Espessura das camadas fundidas**

##### **4.1.1. Primeiro lote de amostras**

Empregando-se a metodologia descrita no capítulo anterior foram realizadas medidas das espessuras das camadas fundidas nas diferentes amostras.

As modificações superficiais produzidas caracterizam-se por todas as amostras fundidas por laser se constituírem de uma zona fundida e uma zona termicamente afetada. Como era de se esperar de um tratamento em que se oferece uma grande quantidade de energia concentrada na superfície, as modificações restringiram-se à zona fundida e à zona termicamente afetada, permanecendo o substrato inalterado.

Os resultados são apresentados na tabela 4.1 e representam a média de 15 medidas para cada situação



**Tabela 4.1** - Valores médios da espessura das zonas fundida e termicamente afetada das amostras.

Amostra	Espessura Zona Fundida ( $\mu\text{m}$ )	Espessura da ZTA ( $\mu\text{m}$ )
01	0,0	0,0
02	54,1	846
03	18,3	813
04	16,9	655
05	43,1	1264

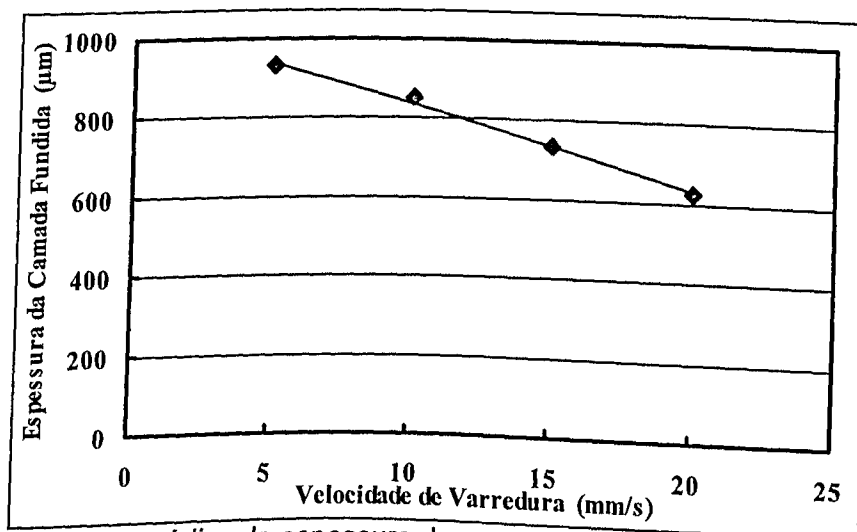
Conforme mostrado pela tabela 4.1. e ilustrado pela figura 4.4, observamos que a ZTA apresentou uma espessura muito maior do que a zona fundida. A partir dessa constatação consideramos que houve alguma forma de endurecimento superficial na camada onde deveria ocorrer a fusão, razão pela qual a camada fundida ficou com uma espessura muito fina, não permitindo que fossem realizados os ensaios de desgaste, pois a mesma era destruída com os pré-testes, necessários para se atingir o regime permanente de desgaste.

Ressalta-se ainda que as amostras 02 e 05, embora tenham sido trabalhadas com a mesma velocidade de varredura (10 mm/s), tiveram espessuras diferentes em função dos tratamentos térmicos prévios efetuados nas amostras.

#### 4.1.2. Segundo lote de amostras

Neste lote de amostras, como observado na figura 4.1, o problema anterior foi corrigido e ao invés de endurecimento superficial, obtivemos a fusão, com uma espessura bem maior.

Levando em consideração os parâmetros do equipamento de laser utilizados, as camadas são consideravelmente espessas e como era de se esperar a espessura, da zona fundida diminuiu com o aumento da velocidade de varredura.



**Figura 4.1** - Valores médios da espessura da zona fundida (2<sup>o</sup> lote).

Podemos então concluir que com uma mesma potência do laser, quanto menor a velocidade de varredura, maior será a espessura da camada fundida. Estes resultados estão em acordo com aqueles apresentados pelas tabela 2.1 ( Doong & Tan, 1991 ) e figura 2.25 ( Doong & Tan, 1989 ), relativas a um aço baixo carbono com cromo e um aço AISI 1018, respectivamente.

A figura 4.5, mostra aspectos típicos da refusão superficial. Por seu intermédio podemos observar o tamanho de cada uma das zonas, sendo que como nas amostras do outro lote verificamos que existem três zonas ( fundida, sobreposição e a termicamente afetada ) que são alteradas com a fusão por laser, além do substrato que permanece inalterado, situação esta já mostrado por Vilar et al.,(1990).

## 4.2. Caracterização microestrutural

O aço utilizado foi o aço ferramenta AISI 420, especificamente para a refusão superficial por laser. Este aço encontra ampla utilização na indústria de moldagem de plásticos e na fabricação de ferramentas de corte, visto que o mesmo apresenta um bom compromisso entre dureza, tenacidade e resistência à corrosão e ao desgaste abrasivo, qualificando-o como aço-ferramenta.

Neste trabalho, após têmpera direta em óleo a 1020°C e revenido, o aço AISI 420 apresenta uma microestrutura, mostrado na figura 4.2, e constituída de partículas globulares de carbonetos que em função da alta porcentagem de Cromo, são provavelmente  $M_{23}C_6$  e  $M_7C_3$ , dispersas numa matriz ferrítica (Vilar et al.,1988).

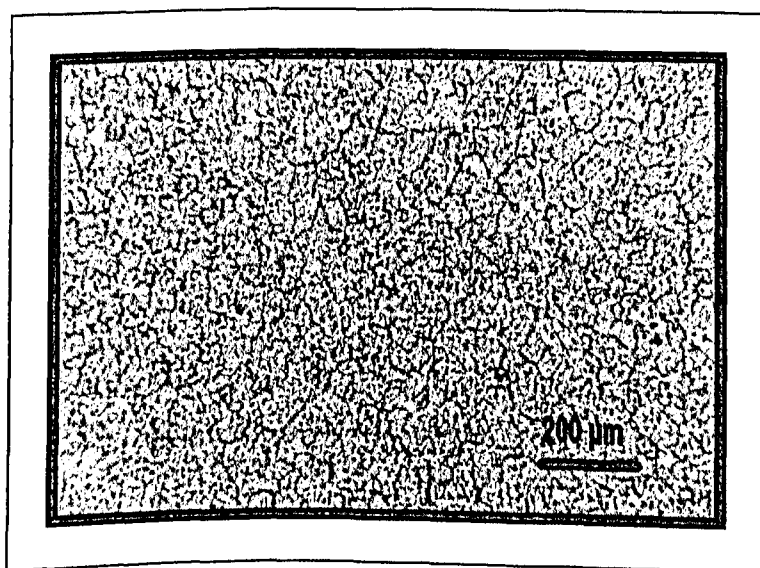


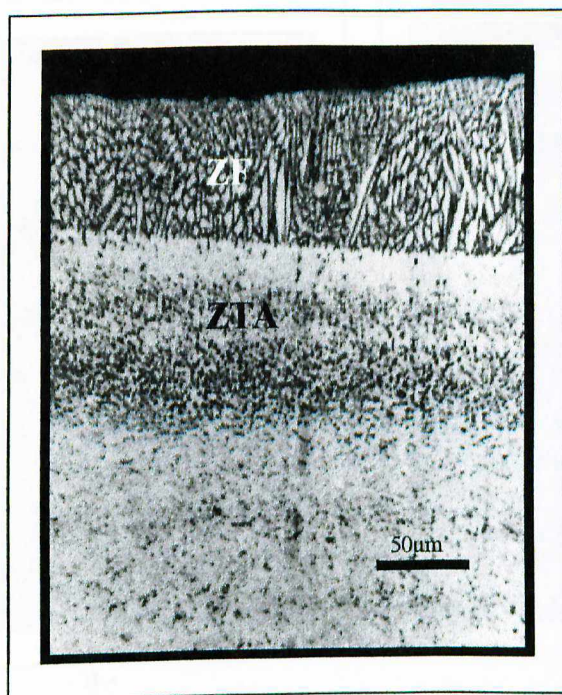
Figura 4.2 – Micrografia da amostra "0" (Sem fusão por Laser). Reagente Villela.

Utilizando-se um laser contínuo de  $\text{CO}_2$  com potência de 2,0KW e densidade de potência de  $1,27 \text{ KW/mm}^2$  e velocidades de varredura do feixe sobre a amostra entre 05 a 30 mm/s (considerando os dois lotes de amostras), obtiveram-se camadas fundidas cujas superfícies externas, examinadas no microscópio ótico, mostraram morfologias distintas. Na região próximo à borda da trilha fundida, a superfície era relativamente plana, mas em todo o restante da trilha visualizavam-se claramente pontas de dendritas, características da leve contração do último líquido a solidificar. Essas dendritas, junto à linha central da trilha fundida, mostraram-se alongadas, alinhadas com a direção de varredura do feixe laser, crescendo paralelamente à superfície do líquido. Além disso, distribuídas em toda a superfície da trilha fundida, foram detectadas agulhas de martensita, responsáveis por fenômenos de alívio de tensões de origens térmica.

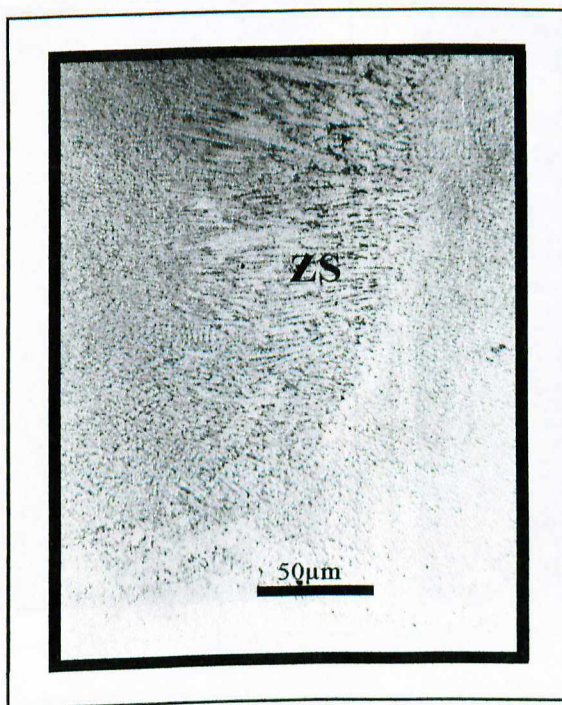
Na seção transversal de uma camada fundida, obtida pela justaposição de múltiplos passes, distinguiram-se diferentes regiões ao se caminhar do substrato para a superfície: uma ZTA fortemente atacada pelo reativo Murakami; uma camada intermediária levemente atacada, constituída de ferrita  $\delta$  contendo ilhas isoladas de agulhas de martensita; e a zona fundida, com uma estrutura extremamente refinada, constituída aparentemente de grãos equiaxiais.

#### **4.2.1 Primeiro lote de amostras**

As modificações superficiais em todas as amostras fundidas por laser constituíram-se de uma zona fundida e uma zona termicamente afetada, além da zona de sobreposição, obtida pela taxa de sobreposição dos passes de 50% e o substrato que se manteve inalterado.



- a -



- b -

Figura 4.3 – Aspectos microestruturais das ZF, ZTA e ZS, amostra 4 ( 20mm/s), do 1<sup>o</sup> lote de amostras. **a-** Reagente Villela; **b-** Reagente Murakami.



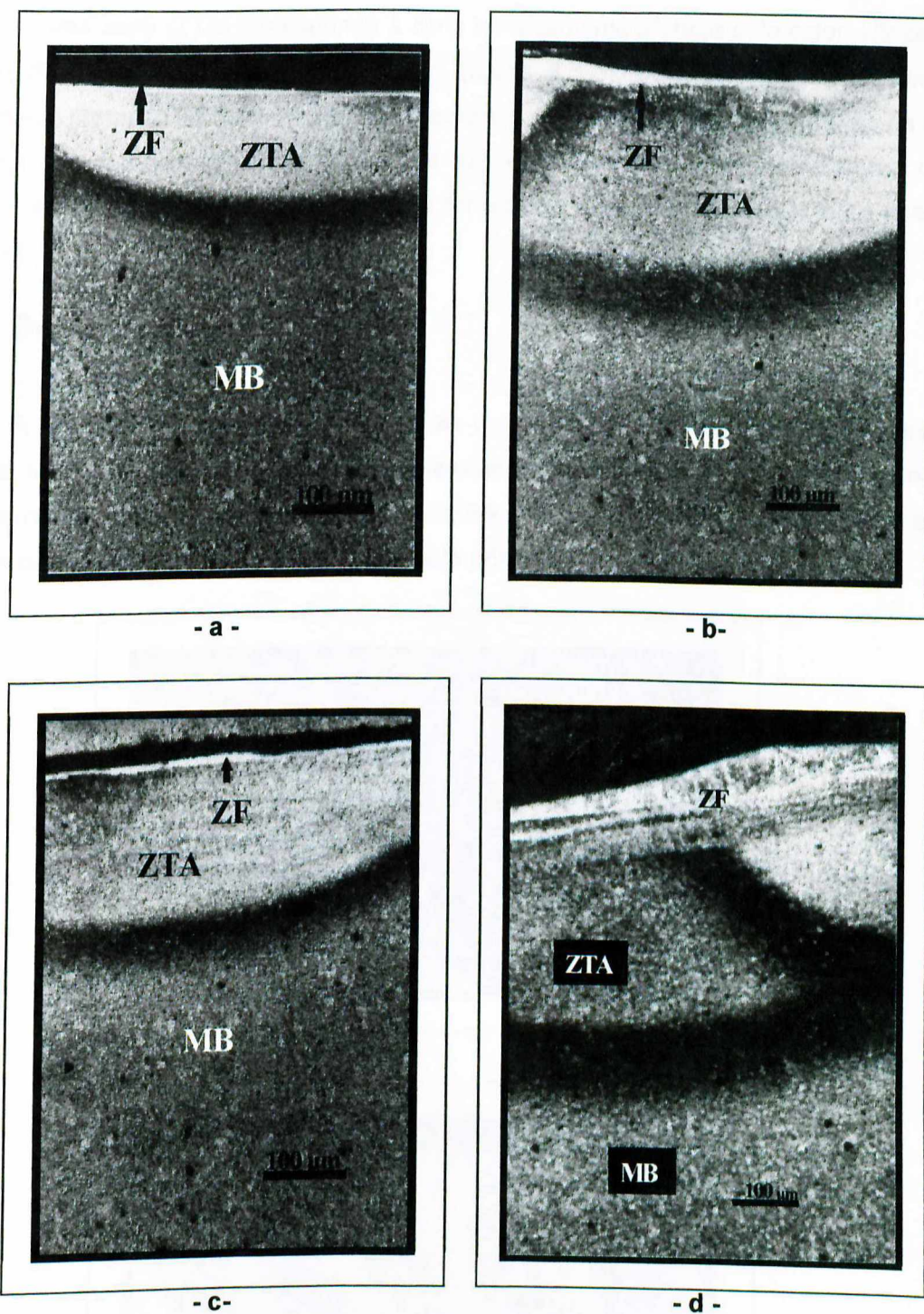


Figura 4.4 -Micrografias das diferentes zonas nas amostras . (-a-) 10 mm/s; (-b-) 20 mm/s; (-c-) 30mm/s e (-d-) 10 mm/s. Reagente Villela. 1° lote de amostras.

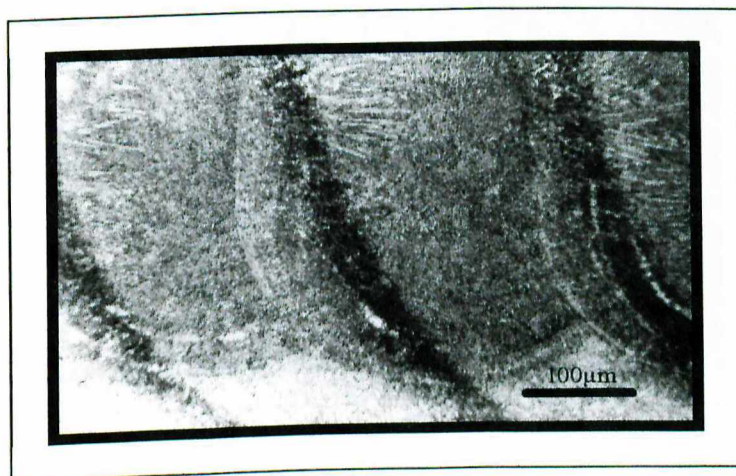
Observa-se claramente a presença de zonas distintas, a primeira delas (ZF) é uma fina camada em que ocorre uma região fundida, claramente caracterizada pela presença de dendritas (figura 4.3-a) e cuja espessura depende dos parâmetros operacionais utilizados.



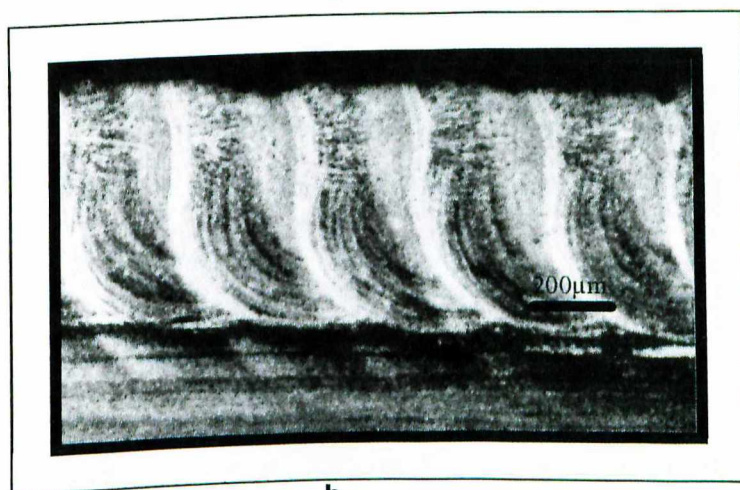
A outra zona (ZTA) corresponde à zona termicamente afetada pelo calor. Utilizando-se o ataque de Murakami e maiores aumentos (figura 4.3-b), pode-se verificar a presença de carbonetos precipitados tanto na região adjacente à região de solidificação quanto na região de fronteira com o metal de base, zona mais escura das figuras. Da mesma forma da região fundida, estas regiões tem a sua espessura fortemente dependente das variáveis operacionais do laser.

#### 4.2.2 Segundo lote de amostras

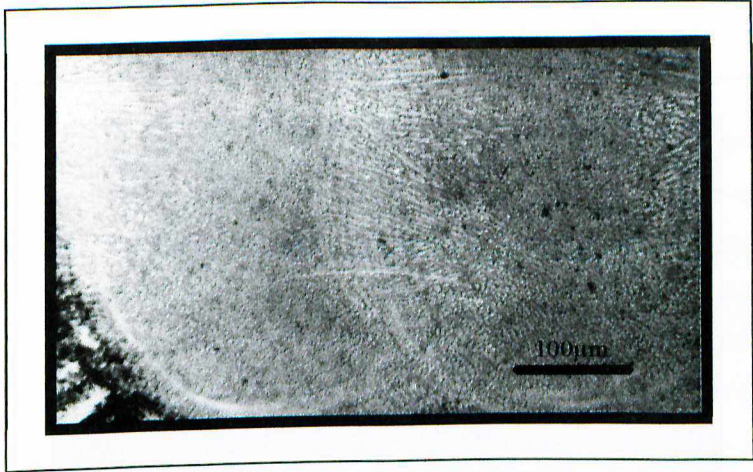
A figura 4.5, referente ao segundo lote de amostras, mostra as microestruturas típicas obtidas. Microestruturalmente, foram encontradas as mesmas características já apresentadas pelo primeiro lote de amostras. Como já relatado, as espessuras da zona fundida apresenta valores bem superiores aos apresentados pelo primeiro lote.



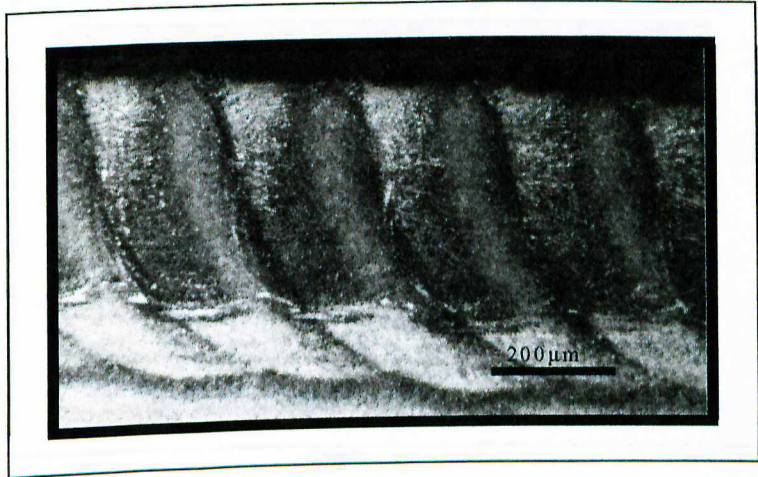
- a -



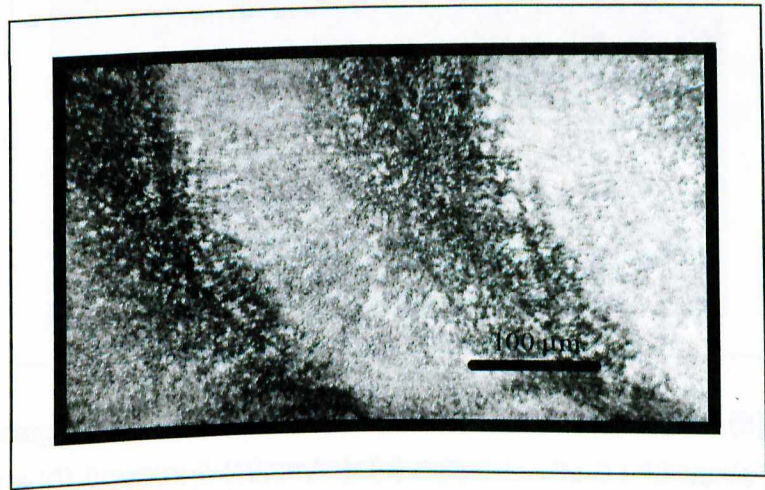
- b -



-c-

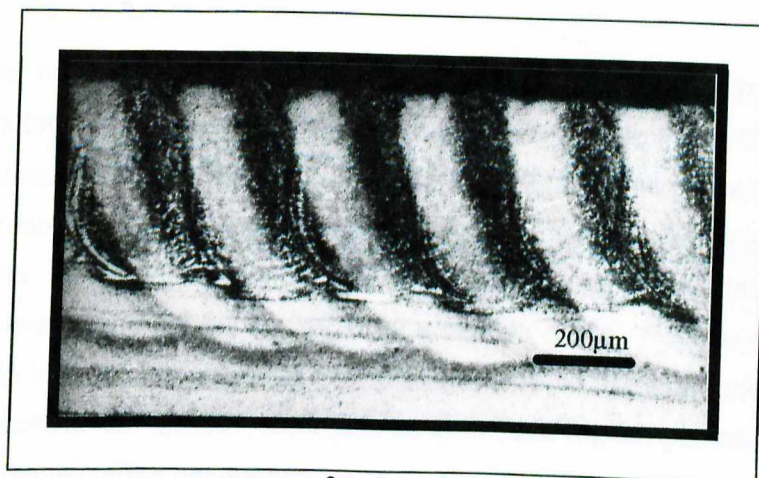


-d-



-e-

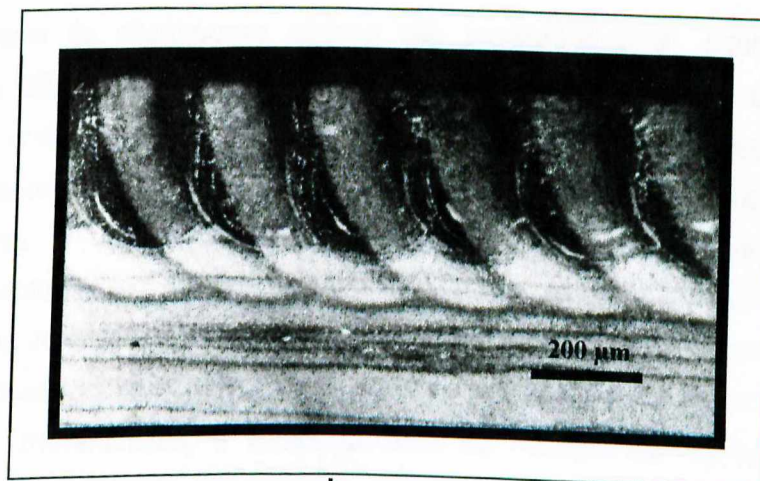




-f-



-g-



-h-

Figura 4.5 -Micrografias típicas das microestruturas produzidas; (a) e (b) Amostra 1 ( 5 mm/s); (c) e (d) Amostra 2 (10mm/s ); (e) e (f) Amostra 3 ( 15 mm/s ); (g) e (h) Amostra 4 ( 20mm/s ). Reagente Villela.



Através do exame de um corte longitudinal de uma das trilhas, Vilar et. al.(1990) revelaram que tais “grãos equiaxiais” eram, na verdade, seções transversais de dendritas que cresceram paralelamente à trilha, no sentido da varredura do feixe laser. Na ZTA, duas zonas distintas foram observadas: logo abaixo da zona fundida, a matriz ferrítica inicial transformou-se no aquecimento, em austenita, a qual dissolveu parte das partículas de carboneto primário e, como não foi encontrado nenhum vestígio de austenita retida nessa região, entendeu-se que, no resfriamento toda aquela austenita heterogênea tinha-se transformado em martensita. Mais próxima ao substrato não-afetado, distinguiu-se uma nova região, parecendo ser constituída de uma estrutura duplex ferrita  $\delta$ /austenita.

Alternativamente pode ter ocorrido, também, a decomposição da austenita eventualmente retida, através do reaquecimento (e resfriamento) produzido pelos passes subsequentes do laser. O efeito desse processo seria similar ao de um revenimento muito rápido que, além de poder provocar a decomposição da austenita, induziria alguma endurecimento secundário.

### **4.3. Medidas de microdureza**

#### **4.3.1 Primeiro lote de amostras**

Os perfis de microdureza obtidos são mostrados pela figura 4.6. Os resultados apresentados são média de 4 perfis realizados até a profundidade de 1000  $\mu\text{m}$ . Pode-se observar que com exceção da amostra 05, onde se mantiveram valores com pouca alteração até aproximadamente 700  $\mu\text{m}$ , as outras amostras tiveram um comportamento diferente. Para estas amostras, a dureza próxima da superfície apresenta valores altos que diminuem próximos da profundidade de 300 a 400 $\mu\text{m}$ , que corresponde a ZTA, mantendo-se com valores baixos por uma determinada faixa e depois aumentando-se os seus valores.

Uma observação interessante é que na amostra 05, onde os tratamentos térmicos prévios foram diferenciados, o comportamento da microdureza foi totalmente inverso das demais amostras, ou seja, houve um aumento da microdureza nesta amostra nas regiões onde nas outras ocorreu uma diminuição e vice-versa.

Ainda podemos verificar que a velocidade de varredura do laser para a amostra 05 foi a mesma da amostra 02 e que as espessuras das camadas fundidas foram praticamente idênticas ( figura 4.3 ), donde podemos concluir que o fator predominante desta alteração foi o tratamento térmico prévio a que foram submetidas as amostras.

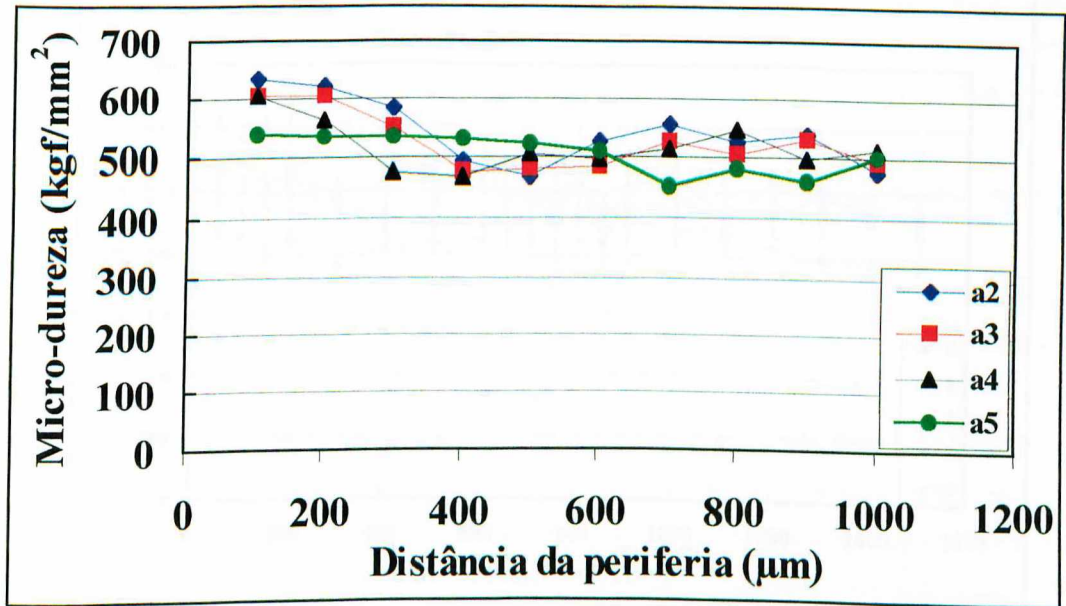


Figura 4.6 - Resultados de microdureza das amostras do 1º lote.

#### 4.3.2. Segundo lote de amostras

O perfil de microdureza em função da distância da superfície é similar para todas as condições de tratamento térmico após a refusão por laser. Pode-se constatar que a microdureza da zona fundida, próxima à borda, é alta, diminuindo quando se atinge a região correspondente à zona escura rica em carbonetos precipitados.

Observando-se os valores de microdureza apresentados na figura 4.7, verificamos que com exceção da amostra 01, todas as demais tiveram uma melhora significativa, destacando-se a amostra 03, onde em praticamente toda a sua camada fundida houve valores superiores, chegando a ter uma melhora em relação à amostra que não se submeteu à refusão na ordem de 25% .

As baixas velocidades de varredura ( Amostra 1 ), em função da forte densidade de energia imposta, provocaram um amolecimento geral da camada submetida ao calor. Este comportamento não foi significativamente alterado pelos tratamentos térmicos posteriores à refusão superficial por laser.



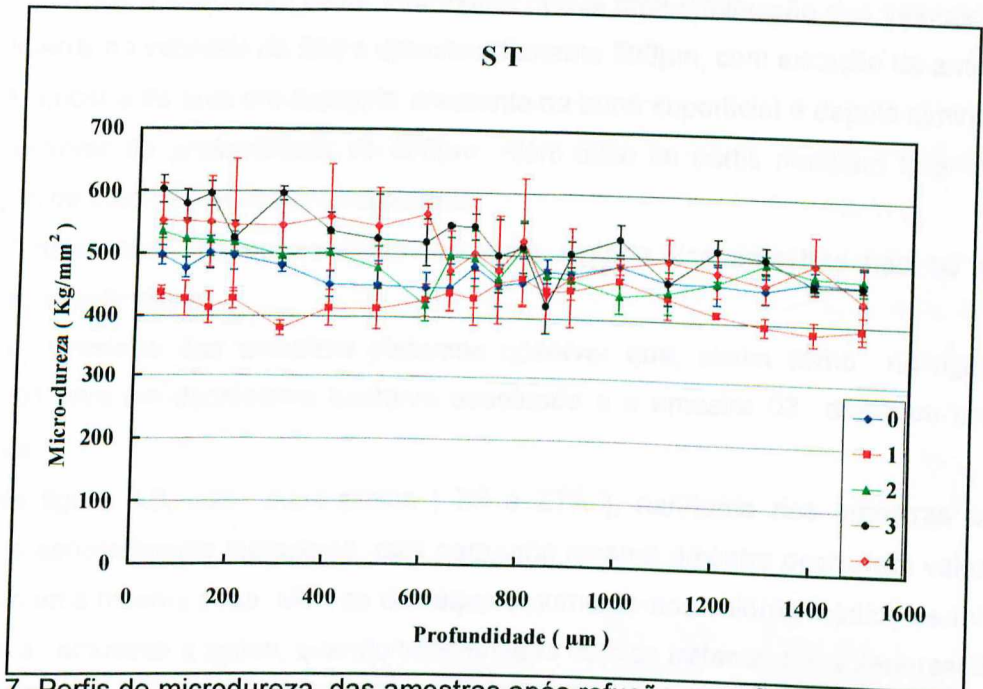


Figura 4.7 -Perfis de microdureza das amostras após refusão superficial por laser.

Com a realização do tratamento de tempera + revenido, podemos verificar que o comportamento alterou sensivelmente em relação às amostras não tratadas ( figura 4.7 ), pois a amostra 01 teve um aumento significativo e as demais diminuíram os seus valores, conforme demonstrado na figura 4.8.

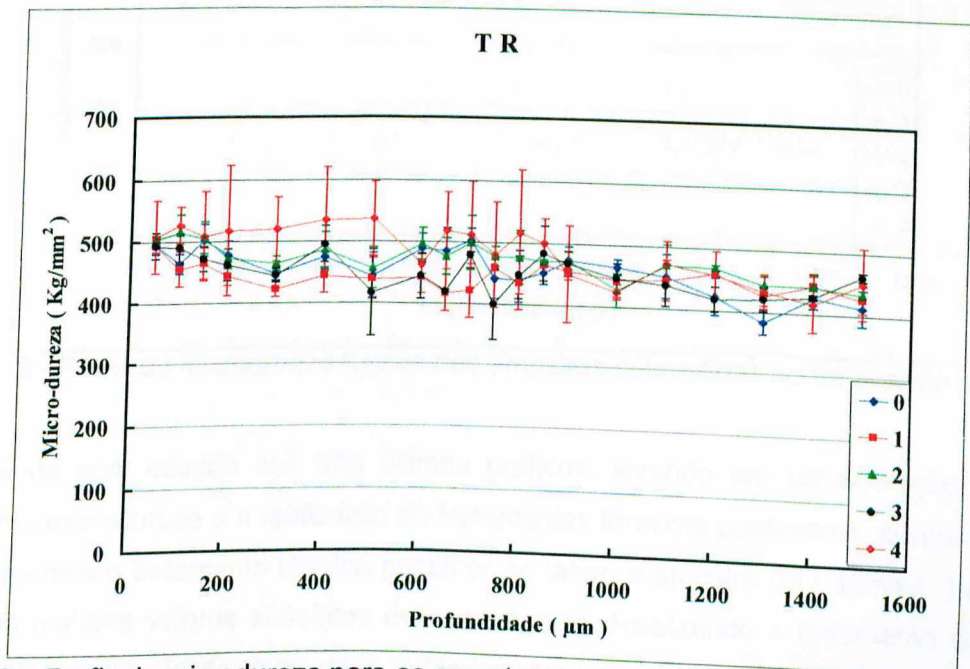


Figura 4.8 – Perfis de microdureza para as amostras após têmpera e revenido.

Após a realização deste tratamento houve uma diminuição dos valores de dureza, principalmente no intervalo de 200 a aproximadamente 500 $\mu\text{m}$ , com exceção da amostra 04.

A amostra 04 teve um aumento crescente na zona superficial e depois diminuiu os seus valores próximo da profundidade de 600 $\mu\text{m}$ . Além disto os perfis mostram que houve uma diminuição de valores em todas as amostras.

Constatamos que na zona termicamente afetada das amostras não se verificaram alterações significativas.

No substrato das amostras podemos observar que, assim como na figura 4.7, a amostra 01 teve um decréscimo bastante acentuado e a amostra 03 destacou com valores superiores.

Na figura 4.9, nas duas zonas ( ZF e ZTA ), nenhuma das amostras apresentou resultados sensivelmente superiores, pois para uma mesma amostra ocorreram valores altos e baixos em uma mesma zona. Merece destaque o aumento nos valores médios de microdureza em todas as amostras e zonas, quando relacionadas com os tratamentos anteriores ( ST e TR ).

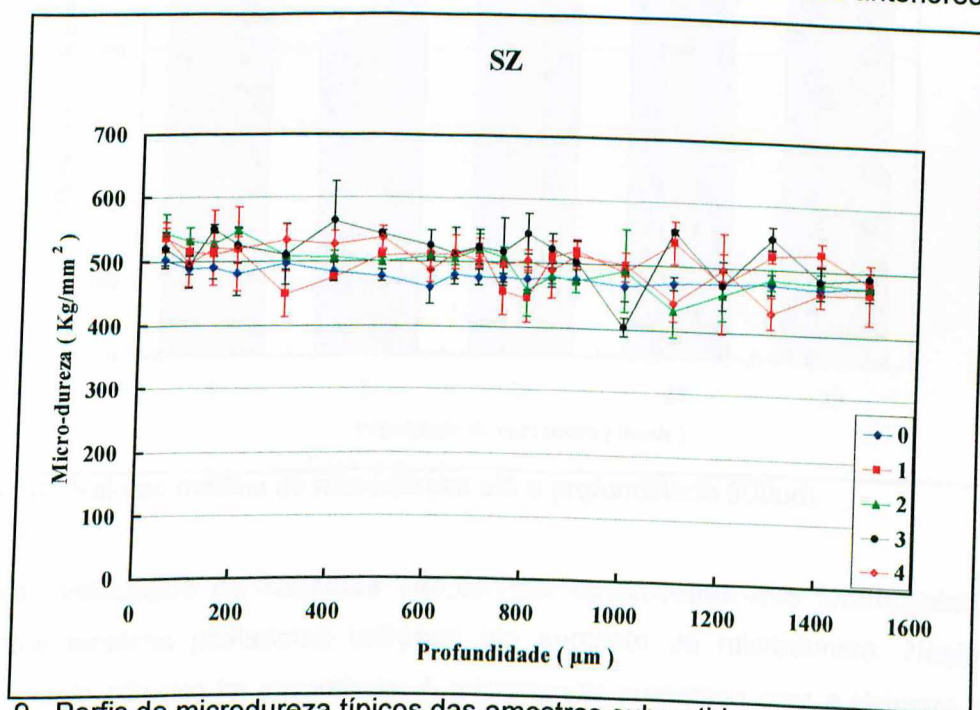


Figura 4. 9 - Perfis de microdureza típicas das amostras submetidas ao tratamento subzero.

Ainda com relação aos três últimos gráficos, levando em consideração apenas os parâmetros microdureza e a realização de tratamentos térmicos posteriores, conclui-se que, se não realizarmos o tratamento térmico posterior ao laser, a amostra 03 ( 15mm/s ) seria a que alcançaria maiores valores absolutos de microdureza. Realizando o tratamento subzero não teríamos diferenças significativas, pois todas tiveram um aumento considerável, ao passo que



no caso do tratamento de têmpera mais revenido a amostra 04 (20 mm/s) seria a de melhor comportamento em uma larga faixa da zona fundida.

O efeito conjunto da velocidade de varredura e dos tratamentos térmicos posteriores na dureza é mostrado pela figura 4.10. Esta figura apresenta os valores médios de dureza obtidos pelo cálculo da média dos valores apresentados até a profundidade de 600 $\mu$ m.

Observa-se que, para as amostras que não foram submetidas à refusão por laser, a microdureza não sofreu alterações na profundidade analisada, indicando que os tratamentos térmicos não influenciaram este parâmetro. Neste caso eles apenas atuaram como tratamentos múltiplos.

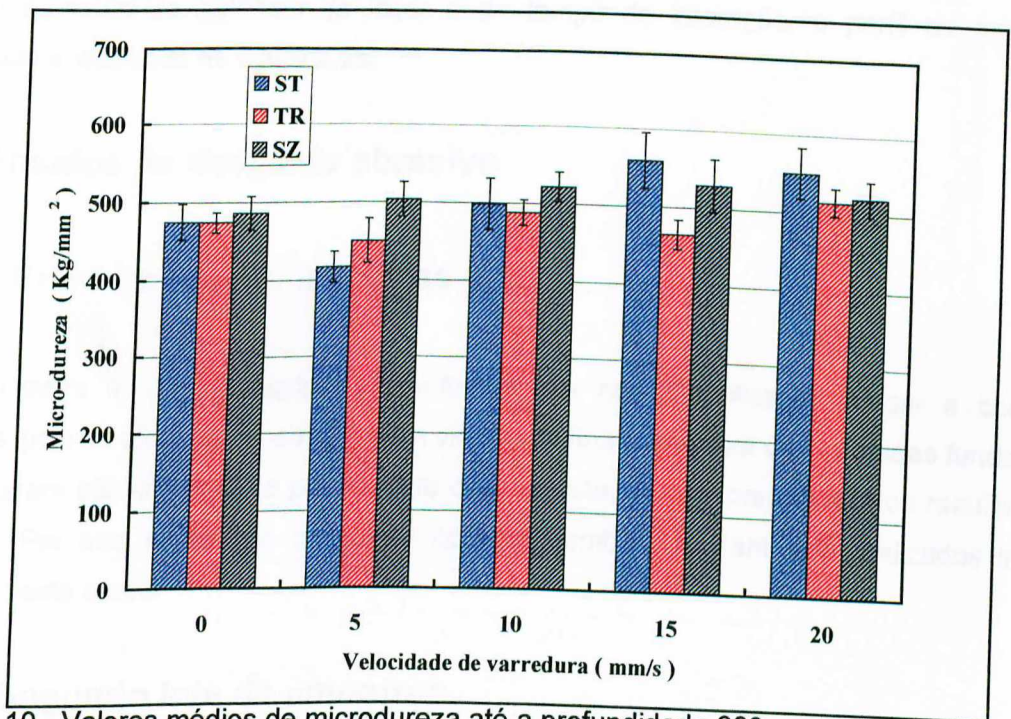


Figura 4.10 - Valores médios de microdureza até a profundidade 600 $\mu$ m.

Na velocidade de varredura de 5mm/s, as amostras que foram submetidas aos tratamentos térmicos posteriores sofreram um aumento de microdureza. Neste caso um comportamento clássico foi encontrado: A microdureza aumentou com a têmpera e revenido. Aumento adicional foi produzido pelo subzero.

Para as velocidades de varredura de 10 e 20mm/s, os tratamentos térmicos não influenciaram a microdureza de forma significativa.

Verifica-se ainda que com velocidades de varredura de 15 e 20mm/s os tratamentos térmicos posteriores produziram uma ligeira diminuição da microdureza. No entanto, face à dispersão dos resultados, é difícil de concluir categoricamente sobre este parâmetro.

Trabalhando com este mesmo aço, Vilar et al. (1990) encontraram resultados de microdureza idênticos aos apresentados neste trabalho, tanto na zona fundida como na zona termicamente afetada, como já evidenciado pela figura 2.24.

Jiandong et al. (1992) investigaram um aço ferramenta com 1.0% C e encontraram que, invariavelmente, as amostras processadas por laser obtiveram durezas superiores às aquelas submetidas a tratamentos térmicos convencionais e atribuíram este comportamento como resultado do refino da microestrutura no processamento por laser.

Vilar et al. (sd(b)) obtiveram, para um aço AISI T15 tratado superficialmente por laser, valores de microdureza altos ( $800 < HV_{0.1} < 1000$ ) e consideraram que este valor aumenta com o aumento da potência do laser e do tempo de interação, o perfil de microdureza reportado é mostrado na figura 2.26.

## **4.4. Ensaaios de desgaste abrasivo**

### **4.4.1. Primeiro lote de amostras**

Devido a não obtenção de resultados que nos permitissem chegar a conclusões seguras, pois as amostras ensaiadas, em virtude da fina espessura das camadas fundidas, não conseguiram atingir o regime permanente de desgaste, o que prejudicava os resultados dos ensaios. Por esta razão não os apresentaremos, embora tenham sido realizados inúmeros ensaios nesta etapa.

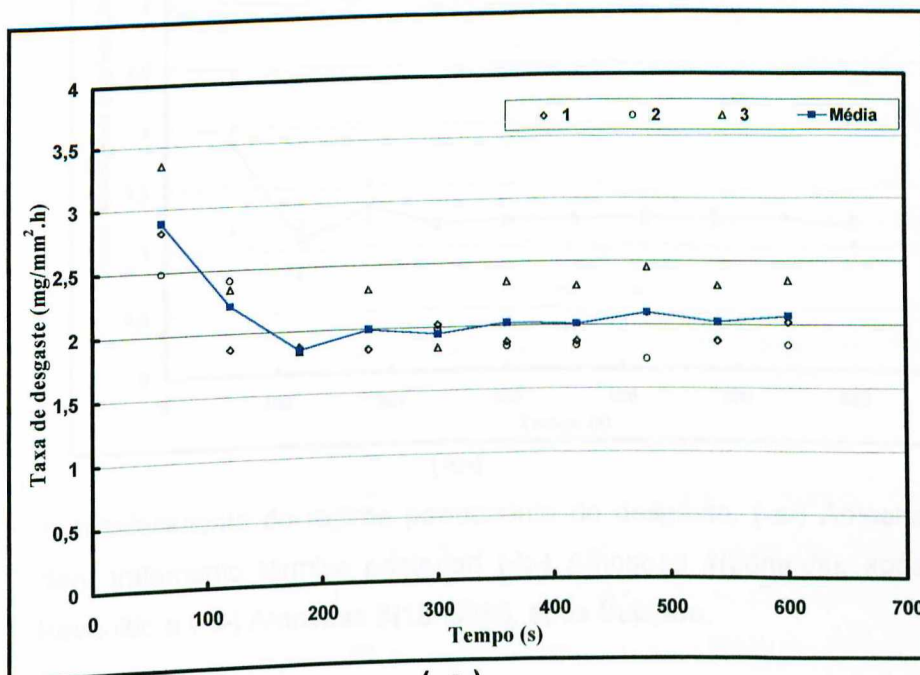
### **4.4.2. Segundo lote de amostras**

#### **4.4.2.1. Estabelecimento do regime permanente de desgaste**

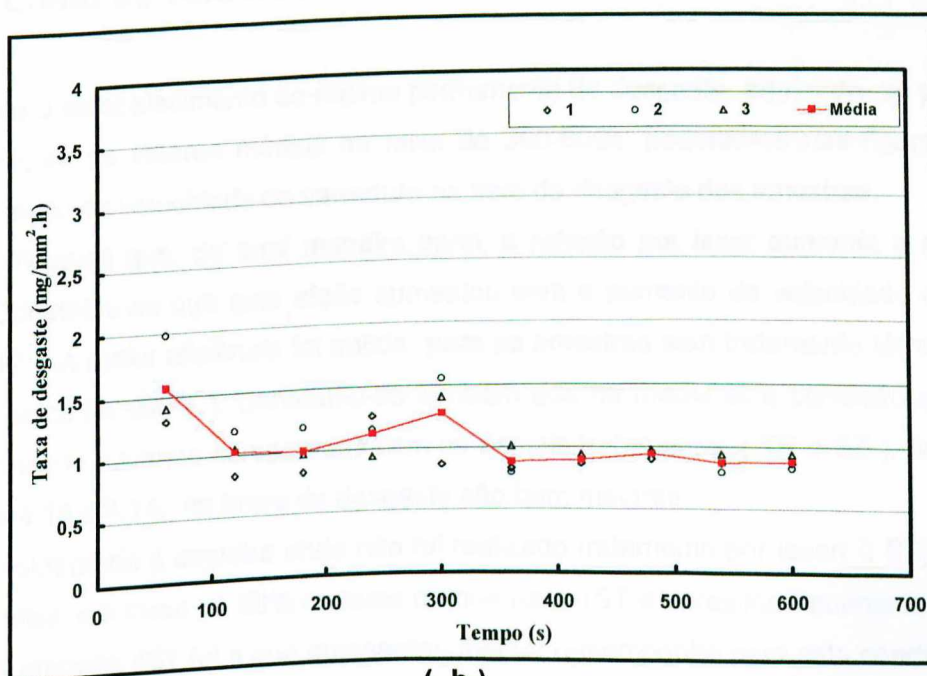
Para a determinação da taxa de desgaste média, foi acompanhada a evolução da taxa de desgaste com o tempo até a sua estabilização. Para tal foram testadas simultaneamente e avaliadas três amostras idênticas. A figura 4.11. mostra evoluções típicas da taxa de desgaste com o tempo de ensaio. Pode-se notar uma certa variação desta durante os instantes iniciais. Isto é uma característica do regime inicial e depende essencialmente da planicidade e uniformidade da face de teste além de sua rugosidade.



Estabeleceram-se 360 segundos como tempo mínimo de estabilização. A partir deste tempo, computou-se a taxa de desgaste como sendo a média de 5 ensaios, resultando em uma média de pelo menos 15 testes para cada condição. Este procedimento foi realizado também para o primeiro lote de amostras.



(- a-)



(- b-)

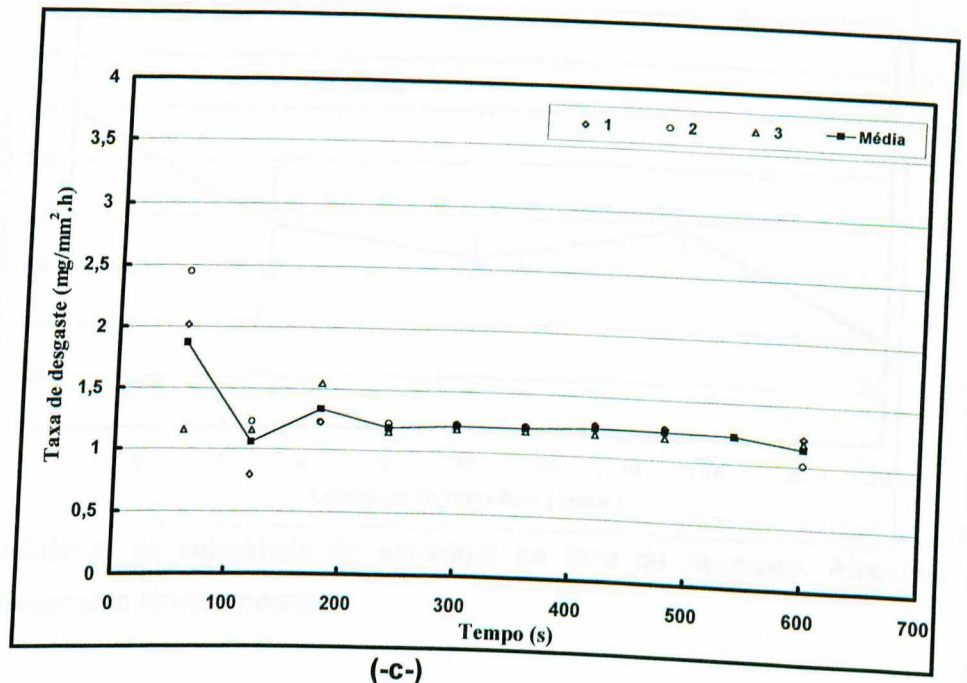


Figura 4.11 -Estabelecimento do regime permanente do desgaste. **(-a-)** Amostras 1(5mm/s), Sem tratamento térmico posterior; **(-b-)** Amostras 4(20mm/s), após Tempera e Revenido e **(-c-)** Amostras 3(15mm/s), após Subzero.

#### 4.4.2.2. Efeito da velocidade de varredura

Após o estabelecimento do regime permanente de desgaste, adotando-se para tal 360s e utilizando-se os valores médios na faixa de 360-600s, poderemos nas figuras seguintes verificar o efeito da velocidade de varredura na taxa de desgaste das amostras.

Verificou-se que, de uma maneira geral, a refusão por laser aumenta a resistência à abrasão. Constatou-se que este efeito aumentou com o aumento da velocidade de varredura ( figura 4.12 ). A maior eficiência foi obtida para as amostras sem tratamento térmico posterior ao laser ( cerca de 200% ). Constatou-se também que na média esta condição apresentou a pior performance. Quando comparadas com os demais tratamentos ( TR e SZ ), demonstrados nas figuras 4.13 e 4.14, as taxas de desgaste são bem maiores.

Considerando a amostra onde não foi realizado tratamento por laser( 0 ST), os valores são muito altos, em torno de 80% maiores do que para 1ST e aproximadamente 200% maiores que 4ST. A amostra 4ST foi a que apresentou melhor desempenho para esta condição.



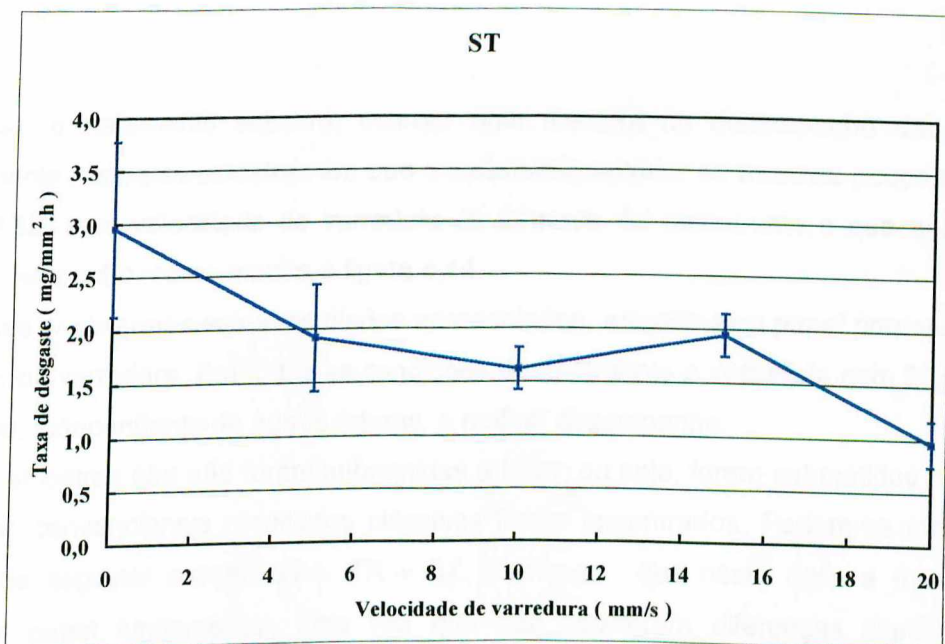


Figura 4.12 -Influência da velocidade de varredura na taxa de desgaste. Amostras Sem tratamento térmico posterior.

Nas amostras que sofreram o tratamento térmico tempera + revenido, como mostra a figura 4.13., as taxas de desgaste são menores quando comparadas com aquelas das amostras ST. Adicionalmente entre as amostras, existe uma diferença altamente significativa, sendo que as amostras que apresentaram pior desempenho (amostras 0TR e 1TR) e a de melhor desempenho( 4TR) verificaram-se uma melhora em torno de 85-100%.

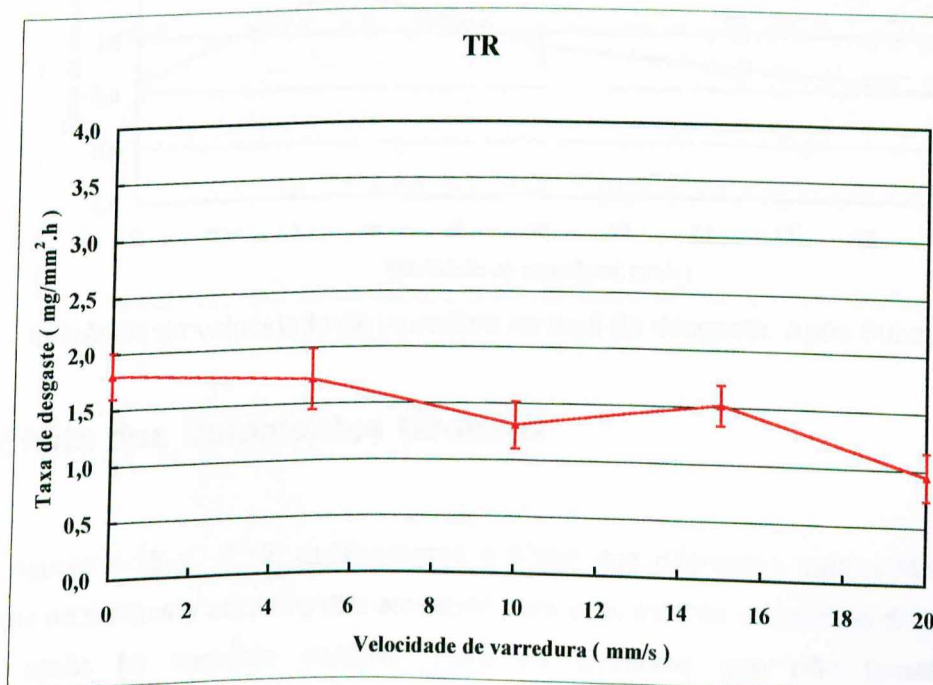


Figura 4.13 -Influência da velocidade de varredura na taxa de desgaste. Amostras temperadas e revenidas.

Com o tratamento subzero, ocorreu uma melhora no desempenho das amostras, principalmente naquelas amostras em que o tratamento anterior se mostrou pouco eficiente. A amostra 4SZ, com velocidade de varredura de 20mm/s, foi novamente a que apresentou o melhor desempenho, como mostra a figura 4.14.

Após analisarmos estes resultados apresentados, ressalta-se o papel preponderante da velocidade de varredura. Em todas as condições de tratamento a varredura com 20 mm/s foi a que induziu, independente de outros fatores, o melhor desempenho.

As amostras que não foram submetidas a laser, ou seja, foram submetidos apenas aos tratamentos convencionais resultados clássicos foram encontrados. Podem-se classificar as amostras na seguinte ordem: ST → TR → SZ. Supõe-se que neste caso a microestrutura exerce um papel fundamental, uma vez que não ocorreram diferenças significativas na microdureza das amostras, figura 4.10.

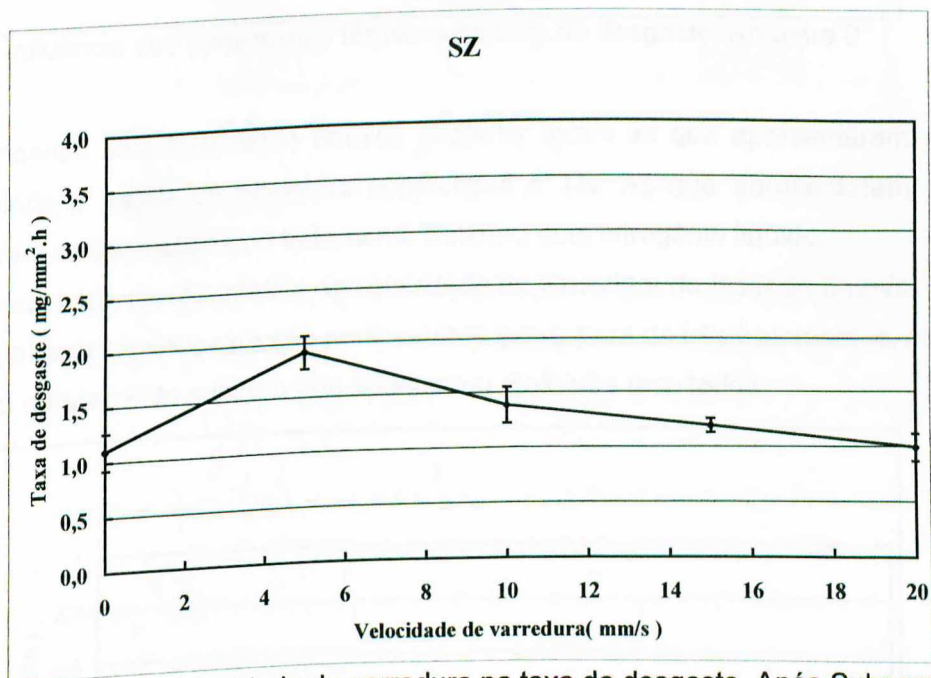


Figura 4.14 - Influência da velocidade de varredura na taxa de desgaste. Após Subzero.

#### 4.4.2.3 Efeito dos tratamentos térmicos

Nas figuras 4.15 a 4.19, analisaremos o efeito dos diferentes tratamentos térmicos sobre as taxas de desgaste abrasivo das amostras para uma mesma velocidade de varredura.

Este efeito foi bastante variável. Para as amostras que não foram fundidas superficialmente por laser, a resistência à abrasão depende fundamentalmente deste fator, figura 4.15.



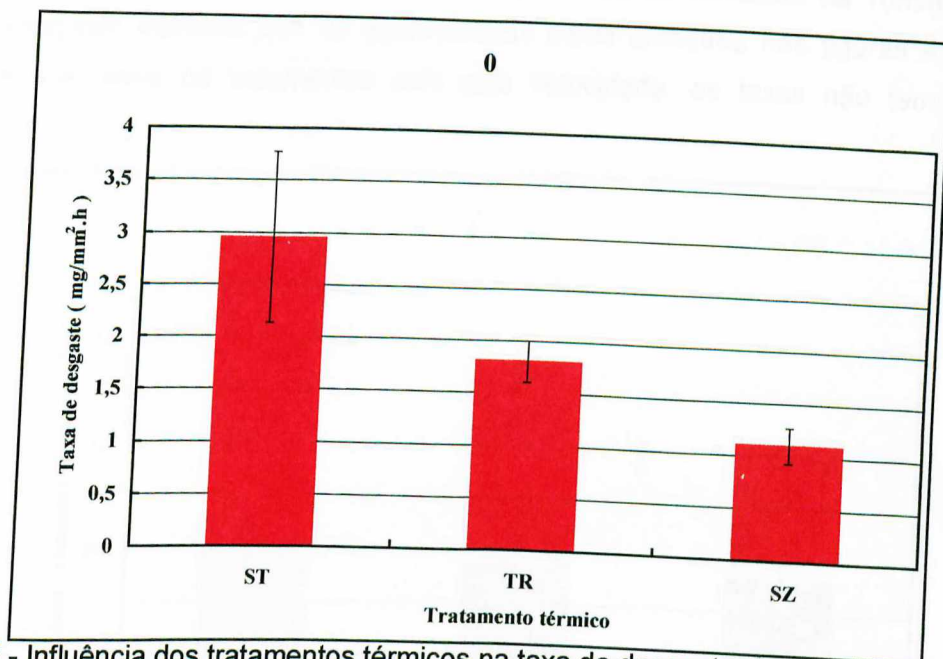


Figura 4.15 - Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 0

As amostras sem tratamento térmico posterior foram as que apresentaram os piores resultados, vindo a seguir as amostras submetidas a TR. As que apresentaram melhores resultados foram as submetidas ao tratamento Subzero com nitrogênio líquido.

Na figura 4.16., representativa da velocidade de varredura do laser de 5mm/s, podemos verificar que as taxas de desgaste são praticamente iguais para os três tratamentos, com ligeiro destaque para o tratamento subzero que apresentou melhores resultados.

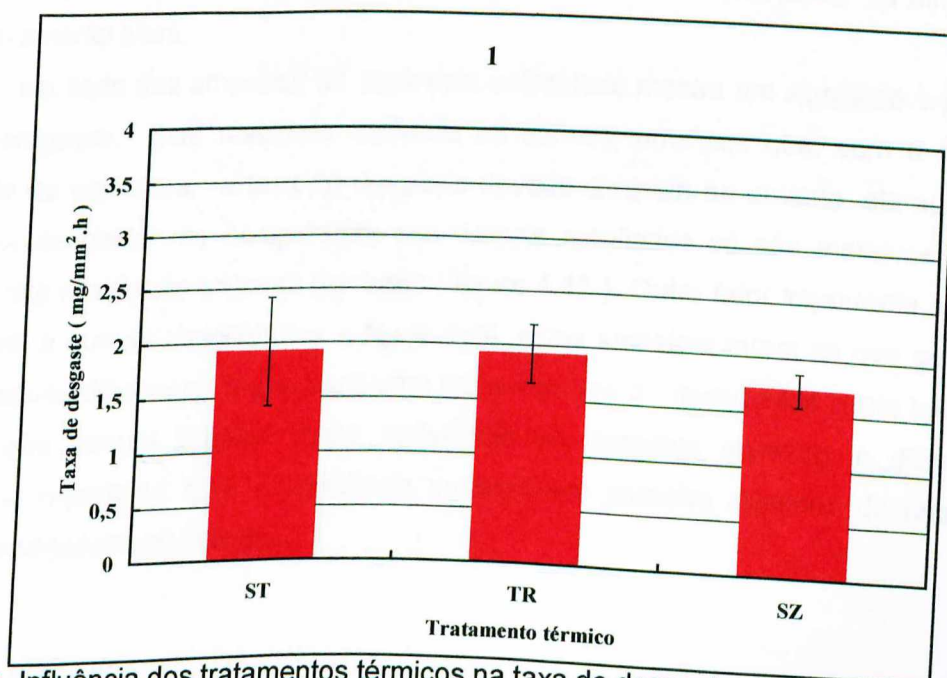


Figura 4.16 - Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 1

Os resultados apresentados para a velocidade de varredura de 10mm/s mostram taxas de desgaste menores que as apresentadas pelas amostras nas figuras 4.16 e 4.17, apesar de que, entre os tratamentos com esta velocidade, as taxas não tem diferenças significativas.

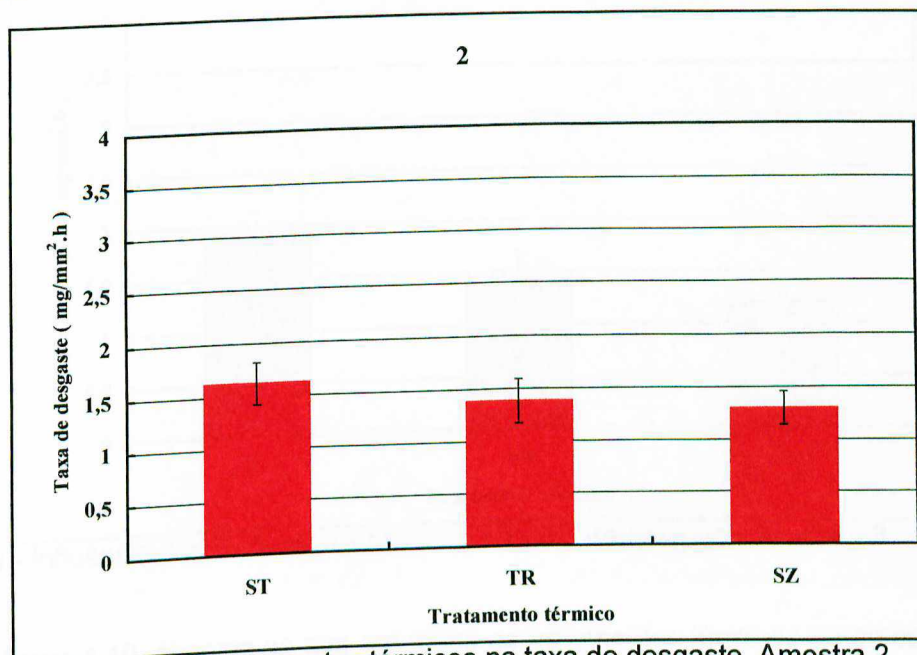


Figura 4.17 - Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 2

Os resultados da figura 4.18 apresentam uma pequena diminuição nas taxas de desgaste dos tratamentos posteriores ( TR e SZ ), quando comparadas com as amostras anteriores ( figura 4.17 ) e quando são comparadas com as amostras ST as diferenças são significativamente altas.

O resultado das amostras ST para esta velocidade mostra um significativo aumento na taxa de desgaste. Este resultado contradiz os demais, uma vez que, com o aumento da velocidade de varredura, a taxa de desgaste deveria diminuir; no entanto, ela aumenta e as perdas por desgaste se comparadas aos demais resultados só são melhores do que as amostras que não foram tratadas por laser ( figura 4.15 ). Outro fator importante que vale ser mencionado é que se observarmos a figura 4.10, estas amostras foram as que apresentaram maiores valores de dureza, o que mais uma vez comprova o mencionado neste trabalho, nem sempre maior dureza significa maior resistência ao desgaste abrasivo; a dureza é uma propriedade importante mas a resistência ao desgaste abrasivo depende de uma série de fatores intervenientes ao processo.



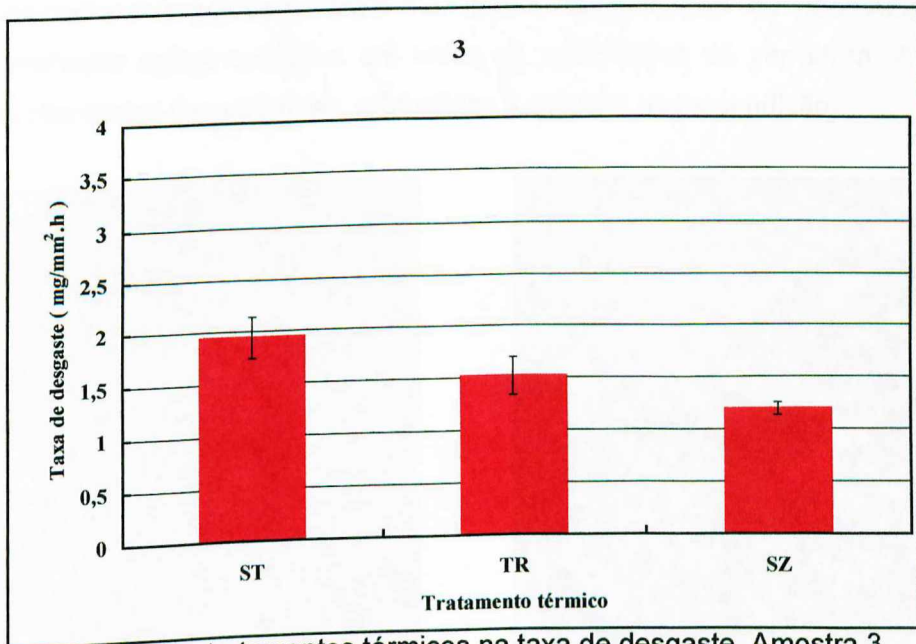


Figura 4.18 - Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 3

Na figura 4.19, observa-se que em todos os tratamentos térmicos as amostras tiveram perdas significativamente menores do que nas demais velocidades de varredura e como já foi mencionado anteriormente, as amostras com a velocidade de 20 mm/s foram as que obtiveram melhores resultados com relação à resistência ao desgaste abrasivo.

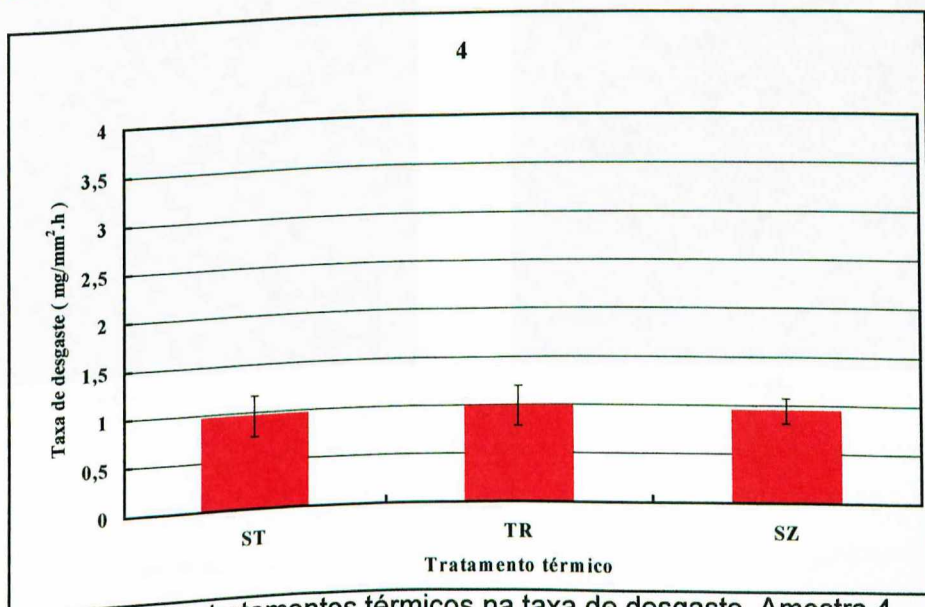
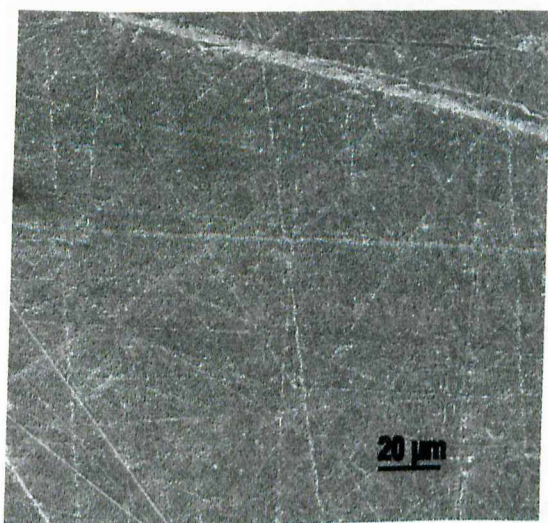


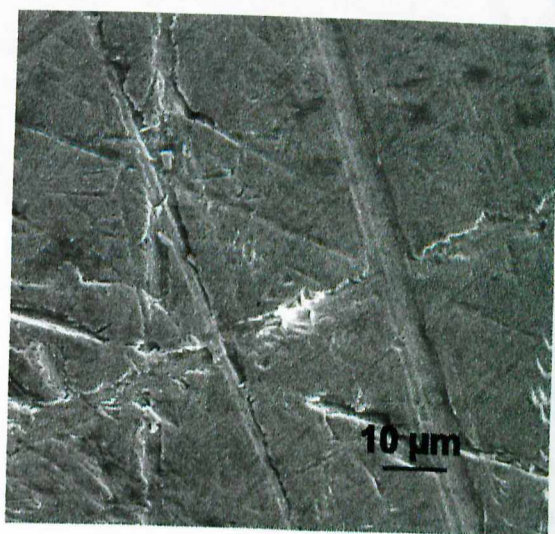
Figura 4.19 - Influência dos tratamentos térmicos na taxa de desgaste. Amostra 4.

#### 4.2.2.4. Mecanismos de desgaste

O tratamento subzero foi aquele que apresentou os melhores resultados, independentemente das amostras terem sido refundidas por laser ou não. Adicionalmente, levou aos melhores comportamentos em todas as velocidades de varredura. A figura 4.20 mostra aspectos típicos de superfícies submetidas à abrasão nesta condição.



- a-



- b-



- c-



- d-



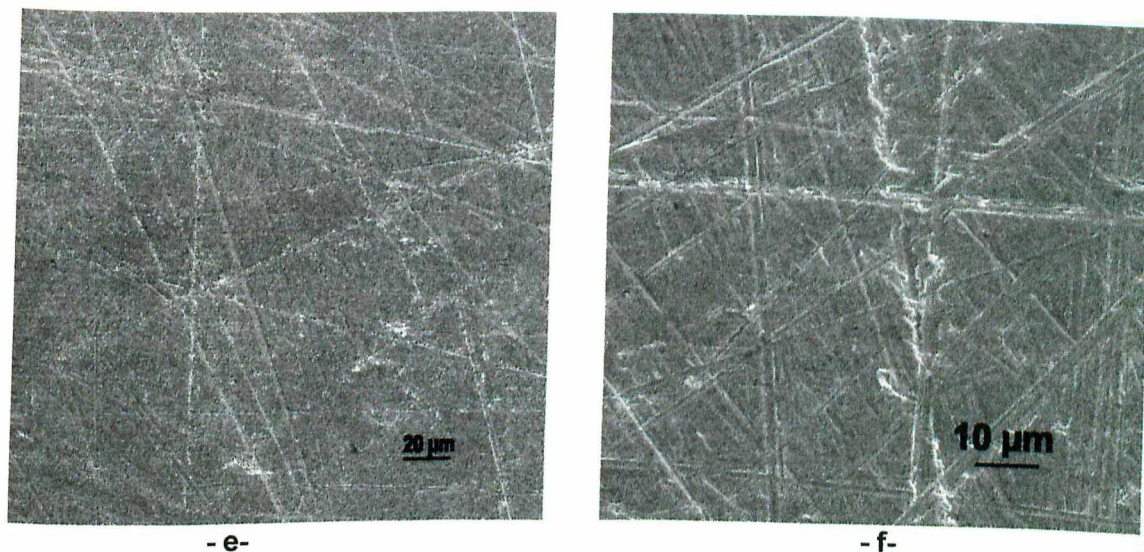


Figura 4.20 -Aspectos típicos das superfícies que sofreram abrasão. Amostras submetidas ao tratamento subzero. **a e b**- Amostra 0 (Sem refusão); **c e d**- Amostra 1 (5mm/s); **e e f**- Amostra 4(20 mm/s).

Observa-se, independentemente da velocidade de varredura, a predominância dos mecanismos de microcorte e microsulcamento. Em menor escala aparecem indentações repetidas, indicando que as partículas abrasivas além de deslizar também rolaram na interface.

Para concluir os resultados deste trabalho, mostraremos através da figura 4.21, que enfatiza os resultados obtidos e a influência da dureza e velocidade de varredura na taxa de desgaste das amostras .

Este gráfico consegue mostrar claramente que um ligeiro aumento na dureza resulta em uma diminuição da taxa de desgaste, relacionando-se a estes fatores o aumento da velocidade de varredura.

Destaca-se que a maior resistência à abrasão foi obtida em situações bastante distintas:

1. Tratamento subzero no material de base
2. Processamento a laser com grandes velocidades de varredura seguidas ou não de tratamentos térmicos posteriores.

Têm-se assim duas rotas de processamento, levando aos mesmos resultados. A primeira mais econômica, uma vez que dispensa grandes investimentos de infra-estrutura (equipamento laser), mas que em função de tensões de origem térmica, nem sempre é aplicável em peças complexas. A concentração de energia na superfície, associada à possibilidade da realização de refusões, localizadas torna o processamento por laser particularmente adequado a esta situação, ainda que apresentando maior custo.

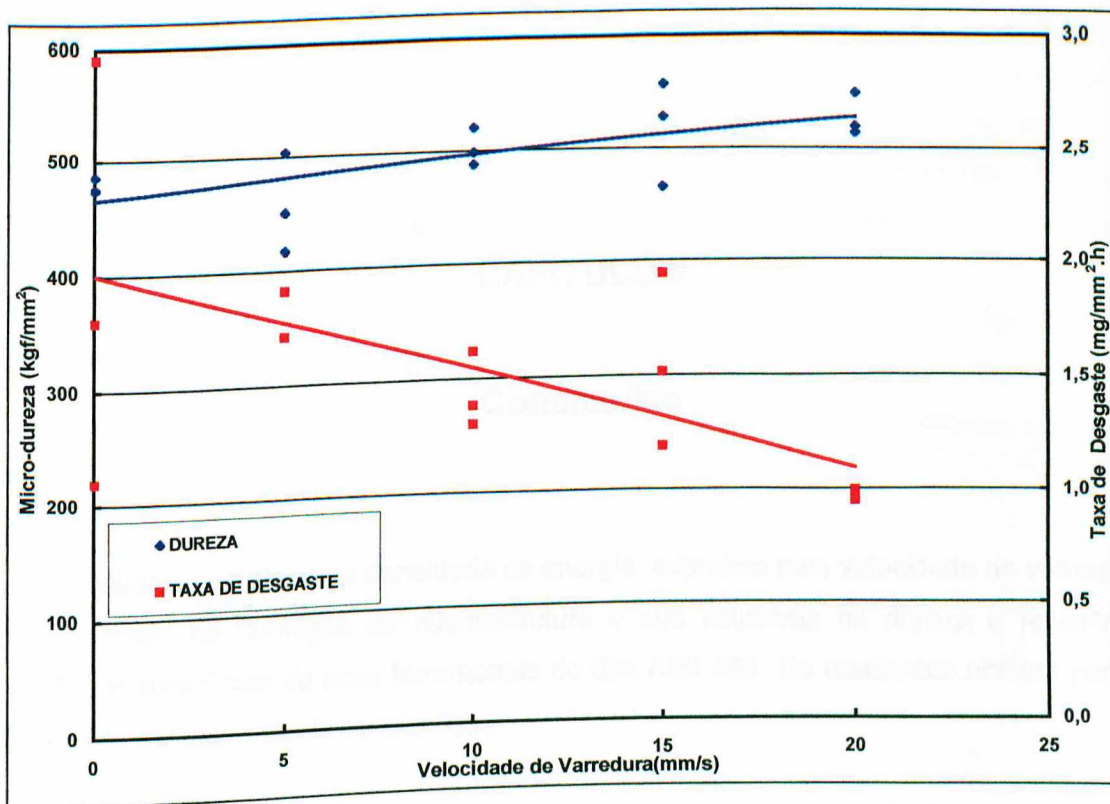


Figura 4.21 - Influência da velocidade de varredura e dureza na taxa de desgaste.



## **CAPÍTULO V**

### **Conclusões**

Estudou-se o efeito da densidade de energia, expressa pela velocidade de varredura do feixe do laser, na formação da microestrutura e sua influência na dureza e resistência à abrasão de superfícies de aços ferramentas do tipo AISI 420. Os resultados obtidos permitem estabelecer como principais conclusões:

1. As camadas fundidas, obtidas pela justaposição de múltiplos passes, são constituídas de três zonas distintas: zona fundida, zona termicamente afetada pelo calor e zona de sobreposição.
2. A espessura das diferentes zonas fundida é fortemente dependente das variáveis operacionais do laser. Em particular, pode-se constatar que, para uma mesma potência do laser, quanto maior a densidade de energia e, conseqüentemente, menor a velocidade de varredura, maior será a espessura da camada fundida.
3. A espessura das diferentes zonas interfere diretamente na microdureza das amostras. O perfil da microdureza em função da distância da superfície é similar para todas as condições de tratamento térmico após a refusão por laser.
4. O tratamento térmico posterior não influenciou a dureza das amostras que não foram refundidas por laser. Para o caso das amostras refundidas observa-se que um aumento na velocidade de varredura do feixe de laser leva a um ligeiro aumento da dureza média.

5. De uma maneira geral, a refusão por laser aumenta a resistência à abrasão. Este efeito aumenta com o aumento da velocidade de varredura do laser. A maior eficiência (cerca de 200%) foi obtida nas amostras sem tratamento térmico posterior ao laser. Ressalta-se o papel preponderante da velocidade de varredura: Em todas as condições de tratamento a varredura com maior velocidade de 20 mm/s foi a que induziu, independente dos outros fatores, o melhor desempenho.
  
6. O tratamento subzero foi aquele que apresentou os melhores resultados, independentemente das amostras terem sido refundidas por laser ou não. Adicionalmente, este tratamento levou aos melhores comportamentos em todas as velocidades de varredura.

## **CAPÍTULO VI**

### **Sugestões para Trabalhos Futuros**

Como o assunto discutido neste trabalho ainda gera uma série de questionamentos e dúvidas, fica a sugestão de realização de trabalhos, principalmente:

1. Aumentando-se a gama de situações tribológicas, variando a natureza e o diâmetro do abrasivo ou ainda utilizando uma outra configuração mecânica para os ensaios de desgaste.
2. Comparar o processo adotado neste trabalho com processos de menor energia e menor custo, como por exemplo, TIG e Plasma.

## CAPÍTULO VII

### Referências Bibliográficas

EVERY, H. S., 1977, "Classification and Precision of Abrasion Tests", In: In: Proceeding of International Conference on Wear of Materials, Dearbour, USA, ASME, pp. 148-156.

AXÉN, N. and GAHR, K.H.Z., 1992, "Abrasive Wear Of Tic-Steel Composite Clad Layers On Tool Steel." *Wear*, London, Vol.157, pp.189-201.

BANDE, H., L'ESPERANCE, G., ISLAM, M. U. and KOUL, K., 1991, "Laser Surface Hardening Of AISI 01 Tool Steel And Its Microstructure." *Materials Science And Technology*, Vol.7, pp. 452-457.

BEURS, H.DE, MINHOLTS, G. and HOSSON, J. TH. M. DE., 1989, "Scratch Hardness And Wear Performance Of Laser Melted Steels : Effects Of Anisotropy." *Wear*, London, Vol.132, pp.59-75.

BERGMANN, H.W. and DAMASCHEK, R., 1994, "Laser Surface Heat Treatment of Steels", In: *Proceedings of the LANE'94*, Vol. 1, pp.279-294.

COLAÇO, R. and VILAR, R., 1993, " Laser Surface Melting of Bearings Steels", *Laser Applications for Mechanical Industry*, pp. 305-314.

DE MELLO, J. D. B., 1989, "Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo - Parte I : Considerações Sobre Os Métodos Abrasométricos." In: I Seminário Brasileiro De Materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo(EPUSP). Anais.. São Paulo:ABM,1989. pp. 29 -46.

DE MELLO, J.D.B. e FERREIRA, R.E.F.Q. ,1988, "Esclerometria Aplicada ao Estudo do Desgaste Abrasivo: Potencialidade da Técnica, Construção e Avaliação de Esclerometro Retilíneo." In: Congresso Anual – ABM. 43, Belo Horizonte, MG. Anais ... Belo Horizonte, 1988. pp. 281-300.

DOMINGUES, R. P.,1995, "Fusão Superficial Por Laser: Estudo da Influência Sobre a Resistência ao Desgaste Abrasivo." Tese de Doutorado, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil.

DOONG, J. L. and TAN,Y.H.,1991, "Wear Behavior and Microstruture Of Laser Processed Low Carbon Steel With Chromium." Wear, Vol.145, pp. 43-60.

DOONG, J. L. and TAN, Y. H.,1989, "Abrasive Wear Study Of Laser Surface Alloying Of Chromium Onto AISI 1018 Steel." Wear, London, Vol. 132, pp.9-22.

EYRE, T. S., 1991, "Friction And Wear Mechanisms." II Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Uberlândia, pp. 263-291.

EYRE, T. S.,1989, "Selection And Aplication Of Surface Treatments And Coatings In Tribology." In Tribology Course, Brunel University.

EYRE,T. S.,1976, "Wear Characteristics Of Metals." Tribology International, Vol.10, pp. 203-12.

FASTOW, M., BAMBERGER, M., NIR, N. and LANDKOF, M.,1990, "Laser Surface Melting Of 4340 Steel." Materials Science And Technology, Vol. 6, pp. 900-904.

FRANCO, S.D.,1989, "Contribuição ao Estudo do Desgaste Abrasivo de Materiais Polifásicos." Tese de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.

- FRANCO, S.D., ZUMPANO, P. J. e DE MELLO, J.D.B., 1989, "Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo - Parte II", I Seminário de Materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo, SP, pp. 47-62.
- FRENK, A., HOADLEY, A. F. A. AND WAGNIÈRE, J.D., 1991, "In-Situ Technique for Measuring the absorption during Laser Surface Remelting.", Metallurgical transactions B, Vol. 22B, pp. 139-141.
- GASSER, A., HOLFFMANN, F., KREUTZ, E.W., LUGSCHEIDER, E. AND WISSENBACH, K., 1991, "Remelting of Surface Coatings on Steel by CO<sub>2</sub> Laser radiation", Surface and Coating Technology, Vol. 45, pp. 409-416.
- HURRICKS, P.L., 1973, "Some Metallurgical Factors Controlling the Adesive and Abrasive Wear resistance of Steels. A Review", Wear, Vol. 26, 285-304.
- JIANDONG, H., ZHANG ,L., YUFENG, W. and XIANGZHANG, B., 1992, "Wear Resistance Of Laser Processed 1.0% C Tool Steel", Materials Science and Technology, Vol. 8, pp. 796-798.
- JOST, H.P., 1975, "Economic Impact Of Tribology", Mechanical Engineering, Vol.97, pp. 26-33.
- JOST, H.P., 1990, "Tribology - Origin And Future", Wear, London, Vol. 136, pp.1-17.
- KEAR, B. H., BREINAN, E.M. and GREENWALD, L. E., 1979, "Laser Glazing - A New Process For Production And Control Of Rapidly Chilled Matallurgical Microstructures", The Metals Society, Vol. 4, pp.121-129.
- KIM, Y. W., STRUTT, P. R. and NOWOTNY, H., 1979, "Laser Melting And Heat Treatment Of M2 Tool Steel: A Microstrutural Characterization", Metallurgical Transactions A, Vol. 10A, pp.881-886.
- KHRUSCHOV, M.M. , 1974, " Principles Of Abrasive Wear", Wear , Vol.28, pp.69-88.
- MISRA, A. and FINNIE, L., A., 1980, " Classificacion of Three-Body Abrasive Wear and Desing of a New Tester", Wear , Vol. 60, pp. 111-121.

MISRA, A. and FINNIE, L., A., 1982, "A Review of the Abrasive Wear of Metals", Transactions of the ASME, Vol. 104, April, pp. 94-100.

MISRA, A. and FINNIE, L., A., 1983, "An Experimental Study of Three-Body abrasive Wear", Wear, Vol. 85, pp. 57-68.

MOLIAN, P. A. and BALDWIN, M., 1986, "Wear Behavior Of Laser Hardened Gray And Ductile Cast Iron: Part 1 - Sliding Wear", Asme Journal Of Tribology, Vol.108, pp.326-333.

MOLIAN, P. A. and BALDWIN, M., 1988, "Wear Behavior Of Laser Hardened Gray And Ductile Cast Iron: Part 2 - Erosive Wear", Asme Journal Of Tribology, Vol.110, pp.462-466.

MOORE, M.A., 1974, "Abrasive Wear.", Wear, Vol. 28, pp.73-117.

PATEL, C.K.N., 1964a, " Interpretation Of Co<sub>2</sub> Optical Maser Experiments", Physical Review Letters, Vol.12, pp. 588-590.

PATEL, C.K.N., 1964b, "Selective Excitation Through Vibrational Energy Transfer and Optical Maser Action In N<sub>2</sub> - Co<sub>2</sub>", Physical Review Letters, Vol. 13, pp. 617-619.

PROTELCO ELETRÔNICA, 1987, "Controlador CP 150", Catalogo Técnico, 16p.

RABINOWICZ, E., 1965, "Friction Wear Of Materials", John Willey and Sons, Inc, N.Y.

RIGAUT, B. and PAVY, J.C., 1981, "Rapport Final Du Contrat CCPR 641991", Cetim, Paris, 76p.

RIGNEY, D. A. and GLAESER, W.A., 1978, "Wear Resistance", In: Metals Handbook, 9<sup>a</sup> ed., Vol.1, ASM, pp. 597-638.

ROWE, G., 1966, "Friction, Wear and Lubrification - Terms and Definitions", O.E.C.D., Paris.

SANDVEN, O., 1987, "Laser Surface Transformation Hardening", ASME Metals Handbooks, Vol.4, 9<sup>a</sup> ed., pp. 507-517.

SHANG, H.M., 1990, "On The Width and Depth of Hardened Zones During Laser Transformation Hardening of Tool Steels.", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 23, pp. 65-72.

SIQUEIRA, C.J.M., 1988, "Desenvolvimento de Equipamento para Análise Técnica Diferencial", Tese de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.

STEEN, W. M. and COURTNEY, C., 1979, "Surface Heat Treatment Of En8 Steel Using A 2 Kw Continuous-Wave Co<sub>2</sub> Laser", *Metals Technology*, Vol.6, pp. 456-462.

STEEN, W.M. and SHARP, C.M., 1982, "Laser In Production", *Engineering Materials and Design*, Vol.26, n.2. pp.32-36.

STRUTT, P.R., NOWOTNY, H., TULI, M. and KEAR, B.H., 1978, " Laser Surface Melting Of High Speed Tool Steels", *Materials Science and Engineering*, Vol.36, pp. 217-222.

VILAR, R.; CONDE, O . and COLIN, D., 1990, "Laser Surface Melting Of AISI 420 Stainless Tool Steel", *The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 343 - 358.

VILAR, R., MIRANDA, R.M. and OLIVEIRA, A.S., 1988, "Laser Surface Treatment Of AISI 420 Tool Steel", In: (*Laser Technologies In Industry*), pp.713-717 Apud DOMINGUES, R.P., 1995, "Fusão Superficial Por Laser: Estudo da Influência Sobre a Resistência ao Desgaste Abrasivo." Tese de Doutorado, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil.

VILAR, R. DEUS, A. M., CONDE, O. and FIGUEIRA, J.S., 1991, " A Relation Between Laser Power and Initial Temperature In Laser Surface Treatments Of Metals In: *Proceedings Of The Fifth International Conference Held In Birmingham, UK, Proceedings... USA, 1992*, pp. 475-489.

VILAR, R., COLAÇO, R. AND ALMEIDA, A., s.d.(a), " Laser Surface Treatment of Tool Steel", Instituto Superior Técnico, s.p.

VILAR, R. SABINO, R. and ALMEIDA, M. A., s.d.(b), "Laser Surface Melting Of Sintered AISI T15 High-Speed Steel", CEMUL, s.p.



- VILAR, R. M. e COSTA, A.R. da, 1992, "O Laser na Engenharia de Materiais", Anais do 10º CBECIMAT, São Paulo, Brasil, pp. 342-344.
- ZUM GAHR, K.H., 1977, "The Influence Thermal Treatments on Abrasive Wear Resistance of Tool Steels.", Z. Metallkde, Vol. 68, pp. 783-791.
- ZUM GAHR, K.H., 1979, "How Microstruture Affects Abrasive", Metal Progress, September, pp.46-51.
- ZUM GAHR, K.H., 1981,"Abrasive Wear", In: Proceeding of International Conference on Wear of Materials, Dearbour, USA, ASME, pp. 396-404.
- ZUM GAHR, K.H., 1987a, "Introducion", In: Microstructure and Wear of Materials, Amsterdam, FRG, Elseiver Sci Publish. Inc., pp. 1- 7.
- ZUM GAHR, K.H., 1987b, "Classification Of Wear Processes", In: Microstructure and Wear Of Materials, Amsterdam, FRG, Elseiver Sci Publish. Inc., pp. 80 - 131.
- ZUM GAHR, K. H.,1987c, "Grooving Wear", In: Microstruture And Wear Of Materials, Amsterdan, FRG, Elseiver Sci. Publish. Inc., pp. 132-350.
- ZUM GAHR, K.H.,1979, "How Microstruture Affects Abrasive Wear Resistence", Metal Progress, September, pp. 46-52.