



**AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE  
DE SÃO PAULO**

**ESTUDO DOS MECANISMOS ENVOLVIDOS NO PROCESSO  
DE ENDURECIMENTO SUPERFICIAL A LASER  
DE LIGAS METÁLICAS**

**EDMARA MARQUES RODRIGUES DA SILVA**

**Tese apresentada como parte dos  
requisitos para obtenção do Grau de  
Doutor em Ciências na Área de  
Tecnologia Nuclear - Materiais.**

**Orientador:  
Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro**

**São Paulo  
2001**

**INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES**  
AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESTUDO DOS MECANISMOS ENVOLVIDOS NO PROCESSO  
DE ENDURECIMENTO SUPERFICIAL A LASER  
DE LIGAS METÁLICAS**



**EDMARA MARQUES RODRIGUES DA SILVA**

Tese apresentada como parte dos  
requisitos para obtenção do grau de  
Doutor em Ciências na Área de  
Tecnologia Nuclear- Materiais

Orientador:  
Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro

**SÃO PAULO**  
**2001**

**DEDICATÓRIA**

---

Viver é colocar no momento presente  
toda a sua potencialidade de vida.

Aos meus pais,  
Heloisa e Edmilson

## **AGRADECIMENTOS**

---

A realização deste trabalho se deve, sobretudo, à cooperação e ao incentivo de muitas pessoas, às quais reitero todo meu respeito e agradecimento.

Aos meus pais, Heloisa R. da Silva e Edmilson J. da Silva, por torcerem sempre pelo meu sucesso e por me apoiarem em tudo que faço.

Ao Dr. Waldemar A. Monteiro por sua orientação conduzida sempre com respeito, ética e amizade.

Ao CNPq pela concessão da bolsa; processo 143540/98-0.

Ao IPEN, especialmente ao CCTM, pela oportunidade de desenvolver esse projeto de pesquisa. A todos os seus funcionários, em especial Celso V. de Moraes, Edson S. de Jesus Filho, Edilson R. B. de Jesus, Felipe B. J. Ferrufino, Fredner Leitão, Glauson A. F. Machado, Nildemar A. M. Ferreira e Renê R. de Oliveira.

À CPG, na qual fui representante do corpo discente, pelo respeito e atenção.

Ao CLA pela utilização do equipamento laser e pela valiosa ajuda na realização dos ensaios. Agradeço especialmente ao Dr. Nilson D. Vieira Jr., à Dr. Denise M. Zzell, ao M.Sc. José R. Berreta, ao M.Sc. Luciano Bachmann e ao Eng. Ivan A. de Almeida.

Ao Dr. Wagner de Rossi por sua amizade e colaboração na parte experimental deste trabalho.

Ao Dr. Luis Filipe C. P. de Lima e ao Dr. Milton S. F. de Lima por suas idéias e sugestões que tanto enriqueceram este trabalho.

Ao Dr. Reginaldo Mucillo pela obtenção dos difratogramas de Raios-X.

Ao CTM/LACAM, na pessoa do Eng. Marcos Augusto, pela utilização do microdurômetro.

À Mahle Metal Leve, em especial ao Eng. Michael Larrent Rondet, pela doação do pistão automotivo.

À COFAP, em especial ao Dr. Jan Vatavuk, pela fornecimento da camisa de cilindro.

Aos amigos de pós-graduação pelos inesquecíveis momentos de convivência, em especial ao Dr. Aroldo J. Mourisco, Dr. Edval G. de Araújo, Dr. Rodrigo E. Coelho, M.Sc. Henrique A. Ishii e Eng. João Franklin Liberati.

Ao Eng. Gabriel C. Maurício pelo seu apoio e motivação durante a realização deste trabalho.

À D. Thereza C. P. Rodrigues por sua amizade e apoio logístico.

A todos que direta ou indiretamente colaboraram para a execução deste trabalho.

## **ESTUDO DOS MECANISMOS ENVOLVIDOS NO PROCESSO DE ENDURECIMENTO SUPERFICIAL A LASER DE LIGAS METÁLICAS**

**Edmara Marques Rodrigues da Silva**

### **RESUMO**

Neste trabalho, investigou-se o processo de endurecimento superficial a laser de uma liga ferrosa (ferro fundido cinzento) e de uma liga de Al-Si. Essas ligas metálicas são utilizadas na fabricação de camisa de cilindro e pistão automotivos, respectivamente. Através de aplicação de pulsos individuais e trilhas, estudaram-se os mecanismos envolvidos durante o processamento considerando-se variáveis como densidade de energia, densidade de potência, diâmetro do feixe incidente na superfície da amostra, largura temporal, atmosfera que envolve o região onde ocorre o processamento, taxa de sobreposição de pulsos e velocidade de varredura. Para caracterização da camada endurecida, empregaram-se técnicas de microscopia ótica e eletrônica de varredura, microanálise por energia dispersiva, mapeamento de raios-X, difração de raios-X, medição de rugosidade máxima e microdureza Vickers. Constatou-se que, dependendo dos parâmetros do processo, pode-se obter diferentes microestruturas na área afetada. O ferro fundido pode sofrer fusão ou endurecimento por transformação, totais ou parciais, dependendo da temperatura durante o processamento ultrapassar ou não a temperatura de fusão. O tratamento a laser deu origem a estruturas como austenita retida, martensita e, ocasionalmente, eutético de estrutura dendrítica celular. A liga de alumínio silício por não sofrer transformação de fase de estado sólido, só pode ser endurecida pelo processo de refusão. O aumento de dureza é decorrente do processo de endurecimento por precipitação, no qual há a diminuição e maior dispersão das partículas de silício. Atingiu-se valores máximos de 700-1000HV nas amostras de ferro fundido tratadas a laser, de microdureza inicial de 242HV. Para a liga de Al-Si, com dureza inicial de 128HV, alcançou-se valores na faixa de 160-320 HV. Esses resultados trazem uma nova perspectiva para a utilização do laser de Nd:YAG do CLA/IPEN na área de tratamentos térmicos. Além de propiciar maior absorvidade aos materiais em relação ao laser de CO<sub>2</sub> e acesso por fibra ótica, o endurecimento superficial com laser de Nd:YAG, dependendo do nível de dureza desejado, pode ser uma alternativa eficiente e custo-efetiva para aumentar a vida útil de componentes estruturais.

## **STUDY OF THE MECHANISMS INVOLVED IN THE LASER SUPERFICIAL HARDENING PROCESS OF METALLIC ALLOYS**

**Edmara Marques Rodrigues da Silva**

### **ABSTRACT**

The laser superficial hardening process of a ferrous alloy (gray cast iron) and of an aluminum-silicon alloy was investigated in this work. These metallic alloys are used in the automobile industry for manufacturing cylinders and pistons, respectively. By application of individual pulses and single tracks, the involved mechanisms during the processing were studied. Variables such as energy density, power density, temporal width, beam diameter on the sample surface, atmosphere of the processing region, overlapping and scanning velocity. The hardened surface was characterized by optical and scanning electronic microscopy, dispersive energy microanalysis, X-ray mapping, X-ray diffraction, and measurements of roughness and Vickers microhardness. Depending on the processing parameters, it is possible to obtain different microstructures. The affected area of gray cast iron, can be hardened by remelting or transformation hardening (total or partial) if the reached temperature is higher or not that of melting temperature. Laser treatment originated new structures such as retained austenite, martensite and, occasionally, eutectic of cellular dendritic structure. Aluminum-silicon alloy doesn't have phase transformation in solid state, it can be hardened only by remelting. The increase of hardness is a function of the precipitation hardening process, which makes the silicon particles smaller and more disperse in the matrix. Maximal values of microhardness (700-1000HV) were reached with the laser treatment in gray cast iron samples. The initial microhardness is of 242HV.

For aluminum -silicon alloy, the laser remelting increases the initial microhardness of 128HV to the range of 160-320HV. The found results give a new perspective for using the CLA/IPEN's laser in the heat treatment area. Besides providing a higher absorptivity to the materials, compared with the CO<sub>2</sub> laser, and optical fiber access, the superficial hardening with Nd:YAG laser, depending on the level of microhardness required, can be an efficient and cost-effective alternative for an extended lifetime of the structural components.

## SUMÁRIO

Cap. I	<b>INTRODUÇÃO</b>	1
Cap. II	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	5
	II.1 FERRO FUNDIDO CINZENTO	5
	II.2 LIGA DE ALUMÍNIO-SILÍCIO	6
	II.3 LASER	8
	II.4 PROCESSAMENTO DE MATERIAIS VIA LASER	11
	II.4.1 ABSORÇÃO DO FEIXE LASER	12
	II.5 MODIFICAÇÕES SUPERFICIAIS A LASER	15
	II.5.1 ENDURECIMENTO POR TRANSFORMAÇÃO VIA LASER	16
	II.5.2 FUSÃO A LASER	18
Cap. III.	<b>PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL</b>	20
	III.1 MATERIAIS DE ESTUDO	20
	III.2 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS COMO RECEBIDOS	21
	III.3 EQUIPAMENTO LASER	22
	III.4 ENSAIOS DE ABSORÇÃO	23
	III.5 MEDIDA DA RESISTIVIDADE ELÉTRICA	24
	III.6 PREPARAÇÃO DOS MATERIAIS PARA TRATAMENTO A LASER	25
	III.7 ENDURECIMENTO SUPERFICIAL A LASER (ESL)	26
	III.8 CARACTERIZAÇÃO DA ZONA TRATADA	28
Cap. IV.	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	30
	IV.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS COMO RECEBIDOS	30
	IV.2 RESULTADOS DO ENSAIO DE ABSORÇÃO	35
	IV.3 RESULTADOS DO ESL NAS AMOSTRAS DE FERRO FUNDIDO CINZENTO	42
	IV.3.1 COM PULSOS INDIVIDUAIS	42
	IV.3.2 COM TRILHAS	49
	IV.4 RESULTADOS DO ESL NAS AMOSTRAS DE Al-Si	64
	IV.4.1 COM PULSOS INDIVIDUAIS	64
	IV.4.2 COM TRILHAS	73
	<b>CONCLUSÕES</b>	82
	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	83
	<b>REFERÊNCIAS</b>	84

## **LISTA DE FIGURAS**

<b>Fig. 1</b>	Motor diesel de combustão interna: (1) injetor de combustível; (2) cilindro; (3) pistão; (4) biela; (5) virabrequim	1
<b>Fig. 2</b>	Quatro tempos de operação de um motor do ciclo Diesel: (a) admissão, (b) compressão, (c) explosão e (d) escape	2
<b>Fig. 3</b>	Têmpera por chama, método mais utilizado industrialmente para endurecimento superficial de ferro fundido cinzento	3
<b>Fig. 4</b>	Diagrama parcial de fases Fe-C	5
<b>Fig. 5</b>	Diagrama de fases da liga Al-Si	7
<b>Fig. 6</b>	Princípio de funcionamento do laser	9
<b>Fig. 7</b>	Esquema de algumas distribuições espaciais dos modos transversos	10
<b>Fig. 8</b>	Espectro eletromagnético com o posicionamento dos lasers comerciais mais comuns, segundo o seu comprimento de onda	11
<b>Fig. 9</b>	Refletividade (em %) de alguns materiais metálicos à temperatura ambiente em função do comprimento de onda	13
<b>Fig. 10</b>	Absorção (em %) do laser como função do comprimento de onda e da temperatura	14
<b>Fig. 11</b>	Sumário dos processos de tratamentos superficiais a laser	15
<b>Fig. 12</b>	Processos de tratamentos superficiais a laser	16
<b>Fig. 13</b>	Densidade de energia ( $W_E$ ), determinando a região crítica de endurecimento de aços endurecidos, versus quantidade de carbono equivalente (CE).	17
<b>Fig. 14</b>	Fusão a laser	18
<b>Fig. 15</b>	Estruturas resultantes do processo de solidificação rápida de ligas de Al-Si em função da taxa de solidificação e da quantidade de Si presente na liga	19
<b>Fig. 16</b>	Cilindro de motores de combustão interna diesel pesado	20
<b>Fig. 17</b>	Pistão automotivo	20
<b>Fig. 18</b>	Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração; cotas em mm	21
<b>Fig. 19</b>	Equipamento laser (Nd:YAG) do IPEN/CLA	22
<b>Fig. 20</b>	Dispositivo para medida da energia laser absorvida por uma amostra	24
<b>Fig. 21</b>	Amostras para o tratamento laser: (a) ferro fundido cinzento; (b) liga de Al-Si	25
<b>Fig. 22</b>	Distribuição espacial de energia para ressonador configurado para (a) corte (b) solda	26
<b>Fig. 23</b>	Forma temporal do pulso laser para fonte de alimentação operando em (a) paralelo (b) série	26

- Fig. 24** Desenho esquemático do conjunto laser/feixe /amostra 27
- Fig. 25** Esquema da seção do corte transversal mostrando as posições onde foram feitas as medidas de microdureza em função da profundidade 29
- Fig. 26** Esquema da seção do corte transversal mostrando as posições onde foram feitas as medidas de microdureza nas trilhas laser 29
- Fig. 27** Micrografias obtidas por MEV/elétrons secundários: (a) Superfície de fratura do ferro fundido obtida por tração; (b) Aspecto frágil da fratura 30
- Fig. 28** Micrografias obtidas por MEV/elétrons secundários: (a) Superfície de fratura da liga Al-Si obtida por tração; (b) Aspecto frágil da fratura 31
- Fig. 29** Aspecto morfológico da grafita no ferro fundido cinzento analisado por MO sem ataque químico 31
- Fig. 30** Microestrutura dendrítica do ferro fundido cinzento com ataque químico (Nital 4%) obtida por MO 32
- Fig. 31** Micrografia óptica do ferro fundido cinzento como recebido, apresentando veios de grafita, carbetto e eutético rico em fósforo em uma matriz perlítica. Ataque: Nital 4%. 32
- Fig. 32** Partículas ricas em Nb, V e Cr analisadas por MEV/ Misto de elétrons secundários e retroespalhados. Ataque: Nital 4% 33
- Fig. 33** Microanálise por EDS (matriz) do ferro fundido cinzento 33
- Fig. 34** Microestrutura da liga Al-Si sem ataque químico obtida por MEV/elétrons retroespalhados 34
- Fig. 35** Microestrutura da liga Al-Si com ataque químico (HF 5%). analisada por MEV/ elétrons retroespalhados 34
- Fig. 36** Micrografia óptica da liga Al-Si: (A) Si primário; (B) Eutético rico em Si (C) partícula rica em Cu, Ni, Fe e Mg 35
- Fig. 37** Microanálise por EDS (matriz) da liga de Al-Si 35
- Fig. 38** Curva de aquecimento referente à incidência de um pulso laser na amostra de ferro fundido 36
- Fig. 39** Curva de aquecimento referente à incidência de dois pulsos laser na amostra de ferro fundido 36
- Fig. 40** Curva de aquecimento referente à incidência de três pulsos laser na amostra de ferro fundido 37

<b>Fig. 41</b> Curva de aquecimento referente à incidência de quatro pulsos laser na amostra de ferro fundido	37
<b>Fig. 42</b> Curva de aquecimento referente à incidência de cinco pulsos laser na amostra de ferro fundido	38
<b>Fig. 43</b> Curva de aquecimento referente à incidência de um pulso laser na amostra da liga de Al-Si	38
<b>Fig. 44</b> Curva de aquecimento referente à incidência de dois pulsos laser na amostra da liga de Al-Si	39
<b>Fig. 45</b> Curva de aquecimento referente à incidência de três pulsos laser na amostra da liga de Al-Si	39
<b>Fig. 46</b> Curva de aquecimento referente à incidência de quatro pulsos laser na amostra da liga de Al-Si	40
<b>Fig. 47</b> Curva de aquecimento referente à incidência de cinco pulsos laser na amostra da liga de Al-Si	40
<b>Fig. 48</b> Resultados dos testes de absorção para o ferro fundido e para a liga Al-Si	41
<b>Fig. 49</b> Aspecto macrográfico da superfície de ferro fundido cinzento após incidência de pulsos individuais	42
<b>Fig. 50</b> Profundidades (em $\mu\text{m}$ ) e diâmetros (em $\mu\text{m}$ ) máximos obtidos nas áreas de ferro fundido sob diferentes condições de processamento a laser	43
<b>Fig. 51</b> MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L1). Ataque: Nital 4%	44
<b>Fig. 52</b> MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L2). Ataque: Nital 4%	44
<b>Fig. 53</b> MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L3). Ataque: Nital 4%	44
<b>Fig. 54</b> MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L4). Ataque: Nital 4%	44
<b>Fig. 55</b> MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L5). Ataque: Nital 4%	45
<b>Fig. 56</b> MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L6). Ataque: Nital 4%	45
<b>Fig. 57</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L1	46
<b>Fig. 58</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L2	46
<b>Fig. 59</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L3	47

- Fig. 60** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L4 47
- Fig. 61** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L5 48
- Fig. 62** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L6 48
- Fig. 63** Variação da rugosidade superficial nas trilhas laser das amostras de ferro fundido 49
- Fig. 64** Macrografia das trilhas de ferro fundido cinzento segundo as condições da Tabela IX 50
- Fig. 65** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T1L2).Ataque: Nital 4% 50
- Fig. 66** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T2L4).Ataque: Nital 4% 51
- Fig. 67** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T3L5).Ataque: Nital 4% 51
- Fig. 68** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T4L6).Ataque: Nital 4% 51
- Fig. 69** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T5L7).Ataque: Nital 4% 51
- Fig. 70** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons secundários) da amostra de ferro fundido após incidência de trilha laser na condição T1L2. Ataque: Nital 4% 52
- Fig. 71** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) da amostra de ferro fundido após incidência de trilha laser na condição T1L2. Ataque: Nital 5% + Picral + HCl; ZF: Zona fundida, ZA: Zona de austenização, ZS: Zona não afetada, substrato 53
- Fig. 72** Micrografia eletrônica de varredura (mix de elétrons secundários e retroespalhados) mostrando a frente de transformação (F.T.) da perlita em austenita, com o resfriamento, martensita). Condição T2L4. Ataque: Nital 4% 53
- Fig.73** Micrografia eletrônica de varredura (mix de elétrons secundários e retroespalhados) apresentando a microestrutura do ferro fundido após a refusão a laser (ferro branco). Condição: T1L2; Ataque: Nital 5% + Picral + HCl 54
- Fig. 74** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) do ferro fundido na condição T2L4. Ataque: Nital 5% + Picral + HCl 54
- Fig. 75** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) do ferro fundido da condição T3L5. Ataque: Nital 5% + Picral + HCl. 55
- Fig. 76** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T1L2 55
- Fig. 77** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T2L4 56

<b>Fig. 78</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T3L5	56
<b>Fig. 79</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T4L6	57
<b>Fig. 80</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T5L7	57
<b>Fig.81</b> Difratoograma do ferro fundido cinzento como recebido	58
<b>Fig.82</b> Difratoograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T1L2	59
<b>Fig.83</b> Difratoograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T2L4	60
<b>Fig.84</b> Difratoograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T3L5	60
<b>Fig. 85</b> Difratoograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T4L6	61
<b>Fig.86</b> Difratoograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T5L7	61
<b>Fig. 87</b> (a) Diagrama TTA, onde $A_c$ é a temperatura de transformação crítica (b) Diagrama TTT para uma liga ferrosa de alto carbono	62
<b>Fig. 88</b> Macrografia de uma amostra de Al-Si após incidência de pulsos individuais	64
<b>Fig. 89</b> Micrografia, obtida por MEV (mix de elétrons secundários e retroespalhados), da amostra de Al-Si após incidência de pulsos individuais	64
<b>Fig. 90</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LA). Ataque: HF 5%	66
<b>Fig. 91</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LB). Ataque: HF 5%	66
<b>Fig. 92</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LC). Ataque: HF 5%	66
<b>Fig. 93</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LD). Ataque: HF 5%	66
<b>Fig. 94</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LE). Ataque: HF 5%	67
<b>Fig. 95</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LF). Ataque: HF 5%	67
<b>Fig. 96</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LG). Ataque: HF 5%	67
<b>Fig. 97</b> Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) da seção transversal da área de Al-Si endurecida a laser sob a condição LD de processamento, apresentando a matriz, a região eutética e as dendritas de Al	68

<b>Fig. 98</b> Profundidades (em $\mu\text{m}$ ) e diâmetros (em $\mu\text{m}$ ) máximos obtidos nas amostras de Al-Si sob as diferentes condições de processamento	68
<b>Fig. 99</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LA	69
<b>Fig. 100</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LB	69
<b>Fig. 101</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LC	70
<b>Fig. 102</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LD	70
<b>Fig. 103</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LE	71
<b>Fig. 104</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LF	71
<b>Fig. 105</b> Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LG	72
<b>Fig. 106</b> Variação da rugosidade superficial nas trilhas laser das amostras de Al-Si	73
<b>Fig. 107</b> Macrografias das trilhas de Al-Si sob as condições de processamento da Tabela XI	74
<b>Fig. 108</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T1LA). Ataque: HF 5%	74
<b>Fig. 109</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T2LB). Ataque: HF 5%	75
<b>Fig. 110</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T3LD). Ataque: HF 5%	75
<b>Fig. 111</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T4LE). Ataque: HF 5%	75
<b>Fig. 112</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T5LF). Ataque: HF 5%	75
<b>Fig. 113</b> MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T6LG). Ataque: HF 5%	76
<b>Fig. 114</b> Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) mostrando o efeito de sobreposição de pulsos na amostra de Al-Si sob a condição T4LE (Trilha). Ataque HF 5%	76
<b>Fig. 115</b> Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) mostrando o silício primário em processo de arredondamento e dissolução	77
<b>Fig. 116</b> Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) mostrando o silício eutético em processo de arredondamento e dissolução	77

- Fig. 117** Análise por EDS da área refundida a laser e da matriz de Al-Si (Condição T3LD), apresentando o aumento do teor de Si dissolvido na matriz de Al 78
- Fig. 118** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) da amostra de Al-Si sob a condição T2LB. Área que foi analisada por mapeamento de Raios-X 78
- Fig. 119** Mapeamento de Raios-X da amostra de Al-Si sob a condição T2LB 79
- Fig. 120** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de alumínio-silício. Condição T1LA 79
- Fig. 121** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra da liga de alumínio-silício. Condição T2LB 80
- Fig. 122** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra da liga de alumínio-silício. Condição T3LD 80
- Fig. 123** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra da liga de alumínio-silício. Condição T4LE 81
- Fig. 124** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra da liga de alumínio-silício. Condição T5LF 81

**LISTA DE TABELAS**

<b>Tab. I</b>	Lasers mais comuns e suas aplicações	8
<b>Tab. II</b>	Composição química base do ferro fundido cinzento	20
<b>Tab. III</b>	Composição química base da liga de Al-Si	20
<b>Tab. IV</b>	Dados do laser de Nd:YAG	22
<b>Tab. V</b>	Parâmetros principais do processamento a laser	23
<b>Tab. VI</b>	Propriedades do ferro fundido cinzento	30
<b>Tab. VII</b>	Propriedades da liga de Al-Si	30
<b>Tab. VIII</b>	Condições de processamento para a aplicação de pulsos individuais em amostras de ferro fundido cinzento	42
<b>Tab. IX</b>	Condições de processamento para a aplicação de trilhas nas amostras de ferro fundido	49
<b>Tab. X</b>	Condições de processamento para a aplicação de pulsos individuais em amostras da liga de Al-Si	65
<b>Tab. XI</b>	Condições de processamento para a aplicação trilhas nas amostras de Al-Si	73

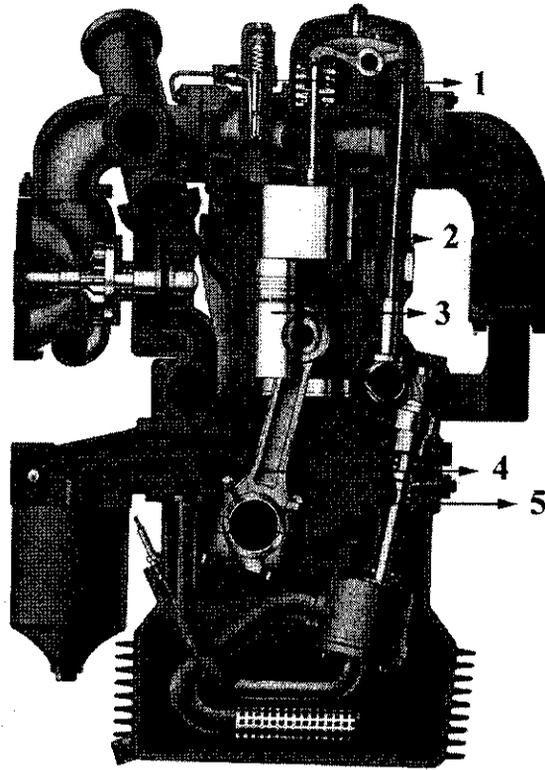
## LISTA DE SÍMBOLOS

	<b>Unidade</b>
<b>A<sub>c3</sub></b> Temperatura de Austenização	K
<b>C<sub>p</sub></b> Calor específico	J/kg.K
<b>d</b> Diâmetro da área de interação, medido na amostra após aplicação de um pulso individual	μm
<b>D</b> Densidade de energia aparente depositada por cada pulso	J/cm <sup>2</sup>
<b>E<sub>i</sub></b> Energia fornecida por um pulso "i"	J
<b>f</b> Taxa de repetição ou Frequência de geração de pulso	Hz
<b>G</b> Grafita	
<b>m</b> Massa da amostra	g
<b>r</b> Raio da zona tratada	μm
<b>R<sub>a</sub></b> Rugosidade máxima	μm
<b>T</b> - Temperatura	K
<b>T<sub>F</sub></b> Temperatura de fusão	K
<b>T<sub>i(max)</sub></b> Temperatura máxima atingida pela amostra após aplicação de "i" pulsos	K
<b>TS</b> Taxa de sobreposição de duas áreas sucessivas	
<b>T<sub>v</sub></b> Temperatura de vaporização	K
<b>V</b> Velocidade de varredura do feixe	m/s
<b>V<sub>s</sub></b> Taxa de solidificação	m/s
<b>W<sub>s</sub></b> Potência pico de saída	KW
<b>W<sub>E</sub></b> Densidade de energia	KW/cm <sup>2</sup>
<b>W<sub>méd</sub></b> Potência nominal média	kW
<b>W<sub>ap</sub></b> densidade de potência aparente	kW/cm <sup>2</sup>
<b>Z</b> Profundidade da camada endurecida	μm
<b>α</b> Coeficiente de temperatura do material condutor	
<b>β</b> Absorção	
<b><math>\bar{\beta}</math></b> Absorção média	
<b>γ</b> Austenita	
<b>ΔH</b> Distância entre o plano focal e a superfície da amostra	mm

$\Delta T$	Intervalo entre a temperatura de referência e a temperatura do substrato	K
$\varepsilon$	Fase épsilon	
$\theta$	Ângulo entre a direção de crescimento e direção do feixe	°
$\lambda$	Comprimento de onda	$\mu\text{m}$
$\rho$	Resistividade elétrica do substrato	$\Omega\text{-m}$
$\rho_0$	Resistividade elétrica na temperatura de referência	$\Omega\text{-m}$
$\rho_T$	Resistividade elétrica do substrato a uma temperatura T	$\Omega\text{-m}$
$\phi_{\min}$	Diâmetro focal mínimo	$\mu\text{m}$
$\tau$	Largura temporal	ms

## Cap. I INTRODUÇÃO

O motor de combustão interna (Figura 1) é formado por um conjunto de peças mecânicas e elétricas, cuja finalidade é produzir trabalho pela força de expansão resultante da queima da mistura de ar com combustível, no interior de cilindros fechados.



**Fig. 1** Motor diesel de combustão interna: (1) injetor de combustível; (2) cilindro; (3) pistão; (4) biela; (5) virabrequim.

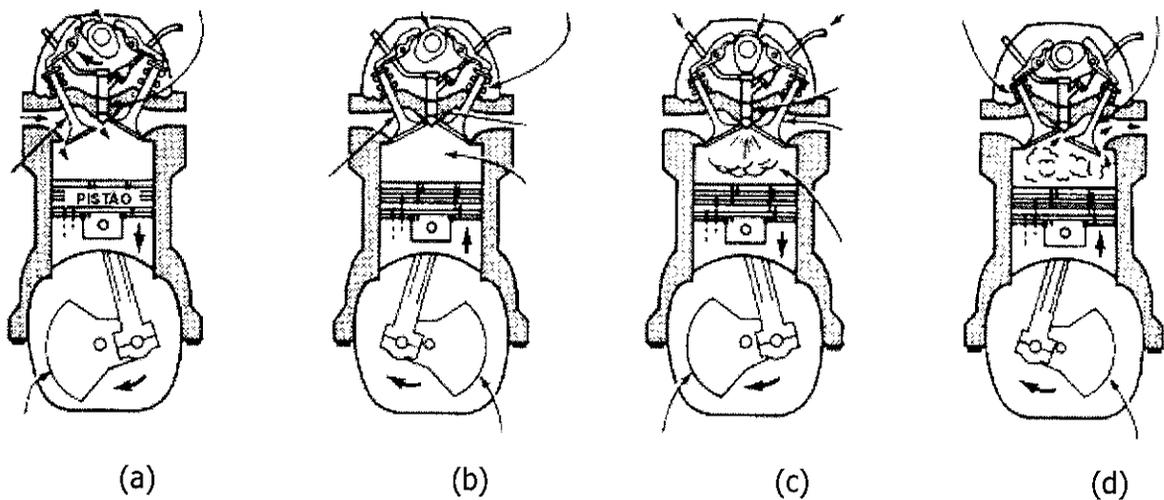
O motor diesel de combustão interna utiliza um destilado de óleo pesado como combustível, que se incendeia no cilindro pelo calor de compressão. Por isso, é conhecido como um motor de ignição por compressão. É extensivamente utilizado no comércio e na indústria para fornecer potência a veículos automotores, a unidades marítimas, a instalações geradoras principais e de emergência, a bombas de água, gás e óleo, e em maquinários da indústria de construção civil. A seqüência de operações do seu funcionamento acompanha os quatro tempos do ciclo Diesel: admissão, compressão, explosão e escape, ilustrados na Figura 2.

Na Admissão, a válvula de escapamento permanece fechada; a da admissão abre progressivamente. O pistão desloca-se do ponto morto superior (PMS) ao ponto morto inferior (PMI), aspirando a mistura ar/combustível para o interior do cilindro. A árvore de manivelas (virabrequim) gira meia volta.

Na compressão, a válvula de admissão se fecha e a de escapamento permanece fechada. O pistão inverte seu movimento do PMI para o PMS. Assim, o ar é comprimido no interior do cilindro e se aquece. A árvore de manivelas gira mais meia volta.

Na combustão, o bico injetor pulveriza combustível, sob pressão, no interior do cilindro. Esse combustível, em contato com o ar aquecido pela compressão, se inflama. Os gases resultantes da queima se expandem e impulsionam o pistão de volta ao PMI. A árvore de manivelas gira mais meia volta, desta vez impulsionada pela expansão dos gases.

No escape, o pistão se desloca do PMI ao PMS, empurrando os gases da combustão para fora do cilindro, através da válvula de escapamento. A árvore de manivelas gira mais meia volta, completando o ciclo de trabalho que corresponde a duas voltas completas dessa árvore [SENAI, 1992].



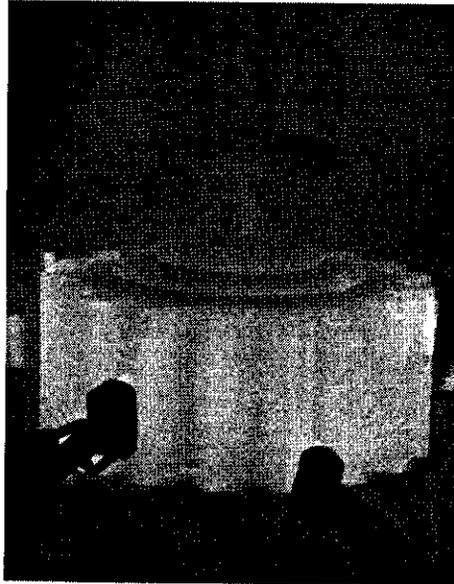
**Fig. 2** Quatro tempos de operação de um motor do ciclo Diesel:  
(a) admissão, (b) compressão, (c) explosão e (d) escape.

De modo geral, o processo de funcionamento de um motor está vinculado ao movimento dos pistões contra a parede interna dos cilindros, o que pode resultar em desgaste dessas peças e, conseqüentemente, no comprometimento da eficiência do desempenho em serviço. Por isso, a modificação superficial das ligas metálicas que compõem o conjunto pistão/cilindro, de maneira a aumentar a dureza superficial da zona de contato, é uma forma a garantir sua estabilidade mecânica e aumentar a vida útil dessas peças.

Os métodos convencionais de modificação da superfície de uma peça metálica podem ser classificados em dois grupos: o de alterações da microestrutura por transformação térmica (indução, chama, bombardeio eletrônico) e o de modificação química da superfície metálica (cimentação, nitretação). Independente do método empregado, o que se procura é a elevação da resistência ao desgaste através de (1) indução de tensões de compressão

residuais na superfície; (2) diminuição do coeficiente de atrito; (3) aumento da dureza superficial; e ou (4) alteração da química da superfície [FU et al., 2000].

Muitas vezes, o emprego destas técnicas convencionais no setor industrial (automobilístico, aeronáutico, nuclear, de ferramentas de corte, entre outros) envolve infra-estruturas de alto custo e o tratamento da peça como um todo, como ilustra a Figura 3, afetando características dimensionais e geométricas, como formação de irregularidades na superfície que exigem uma usinagem extra para obtenção do acabamento requerido, aumentando o custo da peça produzida.



**Fig. 3** Têmpera por chama, método mais utilizado industrialmente para endurecimento superficial de ferro fundido cinzento.

No campo de tratamentos térmicos superficiais, os lasers de alta potência oferecem soluções particularmente originais, apresentando um conjunto de características específicas em relação aos métodos de tratamentos convencionais [(SCHARFE et al., 1999); (BELFORTE, 1998)]. São elas:

- (a) Aquecimento muito rápido de uma fina camada, mantendo a ductilidade do substrato;
- (b) Altas taxas de resfriamento, permitindo o aparecimento de microestruturas extremamente finas e/ou aparecimento de novas fases;
- (c) Distorção mínima da peça, pois o calor está confinado a uma fina camada da superfície;
- (d) Possibilidade de se trabalhar em atmosfera normal. Isto elimina o emprego de câmaras de vácuo, como é o caso, por exemplo, do feixe de elétrons.
- (e) Fabricação de peças com geometrias complexas por usinagem sem contato, o que elimina o desgaste de ferramentas;
- (f) Capacidade para endurecer seletivamente porções de uma superfície, muitas vezes inacessíveis por técnicas de indução convencional;

- (g) Reprodutibilidade de resultados devido ao fácil controle e automatização.
- (h) Versatilidade e rapidez de processamento, levando a alta produtividade. Um sistema laser pode produzir calor suficiente para tratar termicamente, cortar, soldar, furar, marcar, produzir ligas e fundir materiais.

Atualmente, de acordo com dados fornecidos pela Air Liquide Brasil Ltda., existem cerca de 300 lasers de alta potência instalados no setor industrial brasileiro. Desse total, 280 equipamentos são utilizados para corte e o restante para operações de soldagem. Embora muitas indústrias no exterior utilizem o tratamento superficial a laser nas suas unidades, no Brasil, esta técnica representa uma tecnologia nova, cara e pouco familiar para uma boa parte das empresas metalúrgicas. Os custos variam de U\$200.000 a U\$500.000 dependendo do tamanho do sistema e nível de automação [WOLLENWEBER, 1996]. Mas o mercado, respondendo a uma nova demanda de melhora de produtividade, irá tornar o laser uma solução versátil para as exigências futuras da produção industrial de nosso país.

O **objetivo deste trabalho** é investigar os parâmetros de processo envolvidos na técnica de endurecimento superficial a laser (ESL) das ligas metálicas utilizadas na fabricação da camisa de cilindro (ferro fundido cinzento) e do pistão (liga de alumínio-silício) de motores diesel de combustão interna. Serão estudados os mecanismos que atuam durante a aplicação da técnica de ESL considerando os vários parâmetros envolvidos no processo, como densidade de energia, densidade de potência, diâmetro do feixe incidente na superfície do material, atmosfera que envolve a região onde ocorre o processamento, bem como possíveis alterações de fases presentes no material metálico e conseqüentes mudanças estruturais e propriedades mecânicas.

Os materiais de estudo estão ainda presentes em inúmeras aplicações, tais como em sistemas de segurança para refrigeração, acionadores elétricos emergenciais, engrenagens e mancais, em sistemas de movimentos alternativos, etc.. Em todas essas aplicações, ocorre uma diminuição acentuada da vida média dos componentes mecânicos devido a um contínuo desgaste. Assim sendo, a aplicação de um tratamento superficial a laser pode levar a um aumento da vida útil dos componentes estruturais, diminuindo a necessidade de manutenção de peças e equipamentos muitas vezes robustos e ou de difícil acesso.

O ineditismo deste trabalho está no tratamento superficial da liga de Al-Si sem nenhum tipo de recobrimento ou microligante. Além disso, é o primeiro trabalho de refusão a laser realizado com o laser de Nd:YAG construído no IPEN.

## Cap. II REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### II.1 FERRO FUNDIDO CINZENTO

Ferro fundido é o nome genérico do grupo de metais que são basicamente ligas ternárias de C (2,5 a 4% em peso), Si (1 a 3% em peso) e Fe, e que apresentam reação eutética durante a solidificação. Dependendo da quantidade de cada elemento e da maneira como são resfriados ou tratados termicamente, os ferros fundidos são classificados [STEFANESCU, 1990] como branco, cinzento, nodular, mesclado, maleável, vermicular ou especial.

Os ferros fundidos são muito usados na fabricação de camisas de cilindro, comando de válvulas de motores de combustão interna diesel pesado, e, algumas vezes, pistões. Isso se deve ao seu baixo custo e propriedades como baixo ponto de fusão ( $1150^{\circ}\text{C}$ ), boa fluidez e fundibilidade, excelente usinabilidade, capacidade de amortecimento de vibrações, boa resistência ao desgaste e boas propriedades mecânicas. Contudo, sob condições severas de serviço, seu desempenho e sua integridade podem sofrer limitação por várias formas de desgaste incluindo erosão.

Na Figura 4, apresenta-se o diagrama de fases Fe-C. O ferro fundido cinzento [WHITE, 1990] exibe superfície de fratura cinzenta e cristalina uma vez que as fases formadas na solidificação são austenita ( $\gamma$ ) e grafita (G), resultado da solidificação eutética (Fe-G).

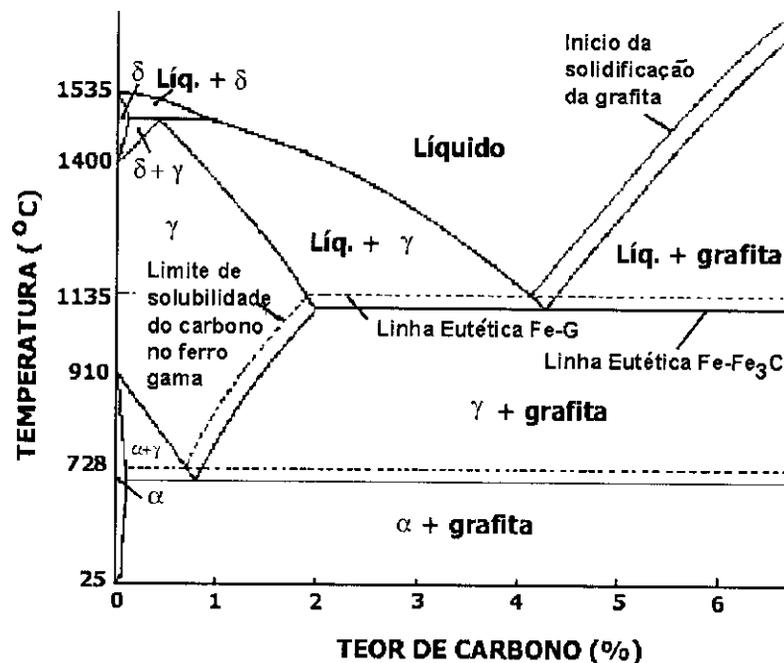


Fig. 4 Diagrama parcial de fases Fe-C [CHIPMAN, 1973:277].

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos dependem em grande parte da distribuição da grafita. Essa fase normalmente se separa no momento da solidificação do líquido, mas também pode resultar da decomposição da cementita.

A grafita pode se apresentar na forma lamelar, vermicular, compacta, semi-compacta, esferoidal e/ou em rosetas. Existem cinco tipos de grafita lamelar, designados por A, B, C, D e E, classificados também em relação ao comprimento médio dos veios, tamanhos variando de um a oito [ASTM A247, 1983].

A presença de grafita livre propicia características lubrificantes ao material e evita o fenômeno de engripamento, que, por sua vez, pode levar, pelo calor desenvolvido, à ocorrência de soldagem localizada, com conseqüente arrancamento de partículas, tornando as superfícies novamente ásperas. Variações no tamanho e distribuição da grafita de um mesmo ferro fundido, podem provocar mudanças profundas da dureza. Assim, a composição química, condições de moldagem, tipo e tamanho de peça afetam essa propriedade [(SANTOS et al., 1987); (COLPAERT, 1981)].

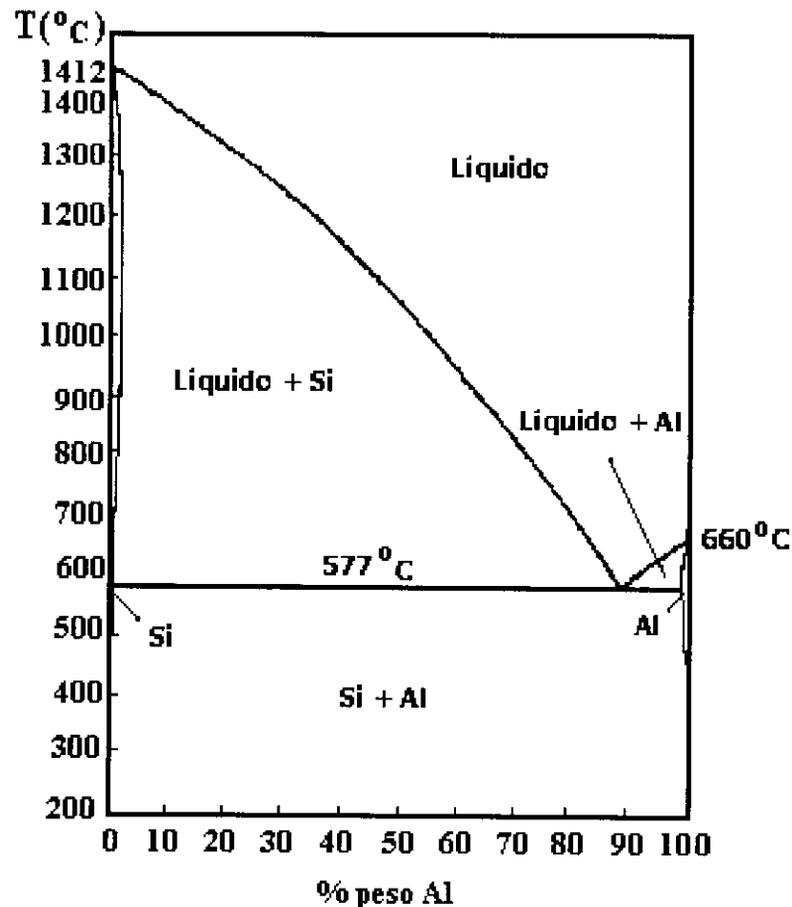
## **II.2 LIGA DE ALUMÍNIO-SILÍCIO**

Uma possível classificação das ligas de alumínio é feita por um sistema de designação com quatro dígitos, onde o primeiro identifica o elemento de liga principal [ABNT NBR 6834: 1981]. Os principais elementos de liga usados com o alumínio são silício, magnésio e cobre. Após a designação da série, podem ainda ser acrescentados letras e números que indicam o grau de endurecimento do material obtido por tratamento mecânico ou térmico.

A razão da grande aceitação das ligas de alumínio-silício (Al-Si) no meio industrial está associada à sua abundância, ao seu baixo custo, elevada razão resistência/peso, baixo coeficiente de expansão térmica, boa soldabilidade e usinabilidade, alta resistência a abrasão e à corrosão e excelente fundibilidade. Elas são, portanto, adequadas a aplicações militares, estruturas aeroespaciais, indústria automobilística, etc. A maioria dos pistões automotivos é do grupo de ligas eutéicas de Al-Si. As vantagens principais do uso destas ligas são redução em peso, menor emissão de gases e baixo consumo de combustível [ALUMINUM, 1989].

As ligas de Al-Si podem ser subdivididas em ligas binárias não tratáveis termicamente e, em ligas tratáveis termicamente. Suas propriedades dependem fortemente do processo de fundição utilizado, das adições químicas feitas para controle da estrutura eutética, silício primário e estrutura do grão, e tratamento do metal fundido para reduzir teor de hidrogênio e remoção de inclusões [GRANGER, 1988].

O diagrama de fases da liga Al-Si, ilustrado na Figura 5, constitui um sistema eutético simples, com um ponto eutético a 12,6% Si em peso e 577°C.



**Fig. 5** Diagrama de fases da liga Al-Si [CHIPMAN, 1973:263].

Geralmente, em composições próximas ao eutético, as ligas de Al-Si são muito frágeis devido a estrutura grosseira apresentada pelos grãos de Si e placas de Al. Porém, estas podem ter suas propriedades melhoradas pelo adição de agentes modificadores, como sódio e estrôncio, ou por tratamentos térmicos adequados [HAQUE et al., 1998]. Dois problemas podem surgir com o uso de agentes modificadores: o primeiro é a perda por volatilização, que é maior no caso do sódio, e, o segundo, é que quando os teores forem excessivos, há novamente uma mudança indesejável na microestrutura, originando uma microestrutura supermodificada [EXEL *et. al.*, 1988]. Na modificação da morfologia das partículas de silício por tratamento térmico, obtém-se maior resistência à tração com menor ductilidade e também um relaxamento das tensões residuais internas do processo de fundição, melhorando o desempenho em serviço da liga.

### II.3 LASER

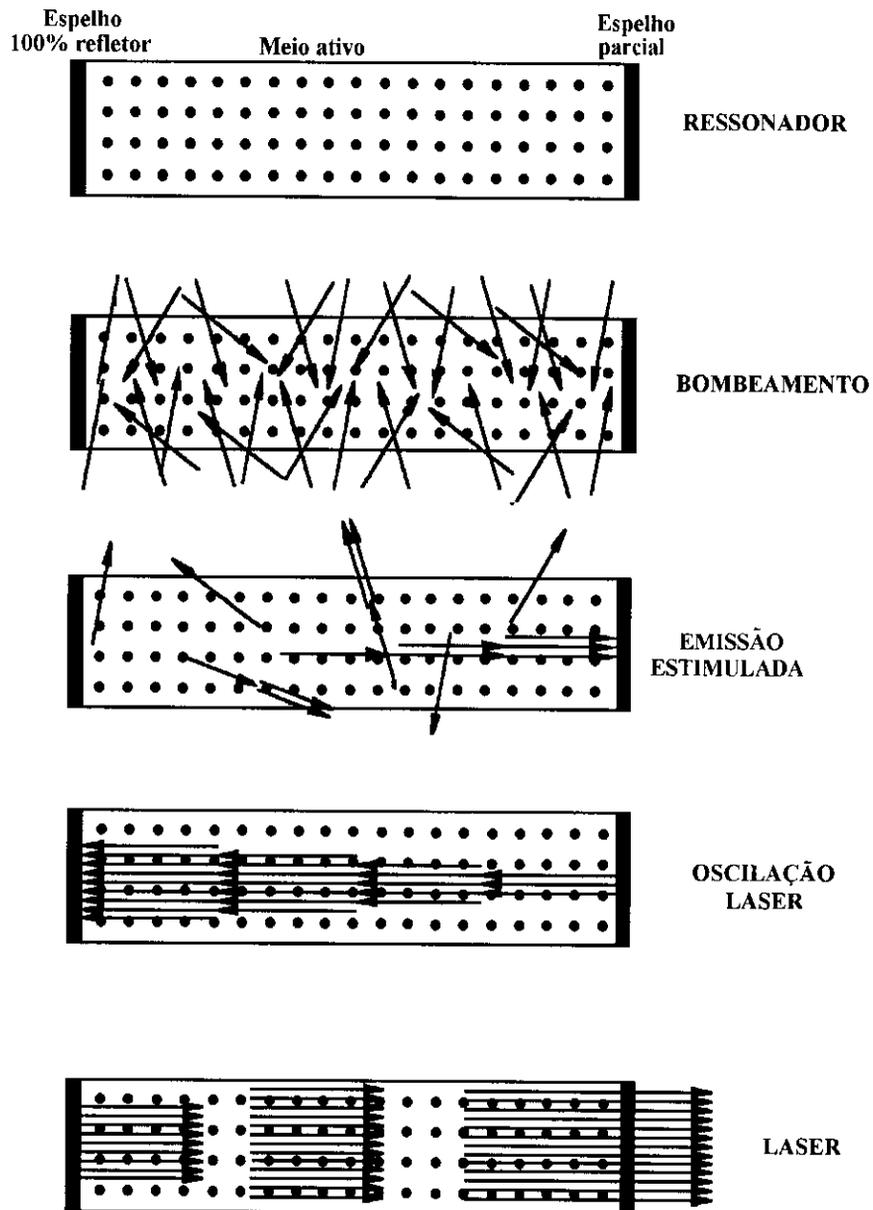
L.A.S.E.R. é uma sigla da língua inglesa que significa *Ligth Amplification (by) Stimulated Emission (of) Radiation*, ou seja, Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação. A emissão estimulada foi proposta pela primeira vez por Albert Einstein em 1917, mas somente nos anos 50, encontram-se as primeiras publicações em matéria de lasers [(SCHAWLOW et al., 1958); (GORDON et al., 1954)]. Nestas publicações, verifica-se que os autores não conheciam a necessidade de excitar um meio ativo para obtenção de inversão de população. A invenção completa do laser só aconteceu em 1960, quando Theodore Maiman [MAIMAN, 1960] observou a primeira ação de laser em rubi sólido, utilizando a técnica de bombeamento óptico. O primeiro laser a produzir um feixe de luz contínuo foi o laser a gás de He-Ne, construído por Ali Javan [JAVAN et al., 1961]. Desde então, o laser vem evoluindo rapidamente, graças maior confiabilidade de fabricação do equipamento, ao desenvolvimento de novas técnicas e à multiplicidade de seus campos de aplicação, conforme listado na Tabela I.

**Tab. I** Lasers mais comuns e suas aplicações.

<b>Tipo de laser</b>	<b>Campo de Aplicação</b>
Diodo	Comunicação por fibra óptica; Reprodução em CD, Computação óptica
He-Ne	Medições; Entretenimento
Argônio	Impressão, Reprografia, Medicina, Entretenimento
CO <sub>2</sub>	Processamento de materiais; Marcação, Militar, Medicina
Nd-YAG	Processamento de materiais; Medicina

O princípio de funcionamento de um laser [MAILLET, 1987], ilustrado na Figura 6, pode ser assim descrito: um meio ativo se localiza em uma cavidade óptica, denominada ressonador óptico, que se constitui de espelhos refletor paralelos, colocados frente a frente. Esses espelhos refletem a onda eletromagnética gerando múltiplas passagens de ida e volta pelo meio ativo, amplificando o campo eletromagnético na cavidade. Sob influência de bombeamento, há a inversão da população e os átomos são levados ao estado excitado, ocorrendo emissão espontânea em todas as direções, inclusive na direção do eixo óptico do ressonador. O feixe luminoso seguirá um trajeto originado pelas múltiplas reflexões entre os espelhos, no qual a radiação amplifica-se por emissão estimulada a cada passagem pelo meio ativo. Um dos espelhos sendo semitransparente permite que uma parte da potência flua em direção ao exterior. Desta forma, uma certa fração do feixe eletromagnético

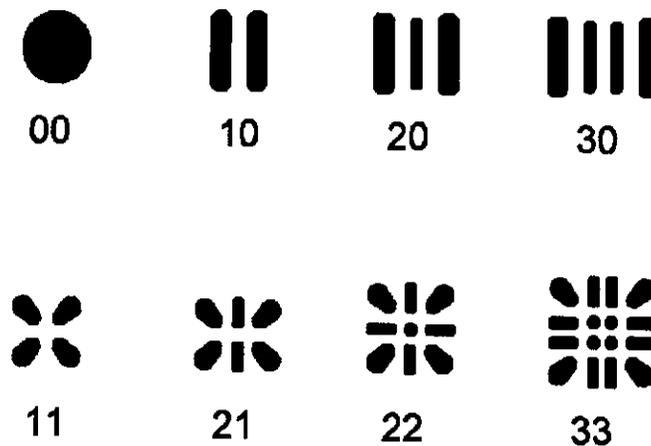
atravessa o espelho semitransparente para constituir o feixe laser, ao passo que a fração refletida mantém-se na cavidade, no trajeto ao longo do eixo óptico, para o aumento da intensidade da radiação. Este processo repete-se inúmeras vezes, resultando em regeneração da radiação.



**Fig. 6** Princípio de funcionamento do laser.

O modo de emissão do laser se refere à distribuição de energia sobre a seção transversal da área incidente. Em regime estacionário, denomina-se modo transversal uma distribuição espacial estável do campo da onda laser em um plano perpendicular ao eixo da cavidade ressonante. Nos lasers estáveis com espelhos separados por uma distância  $L$ , tais

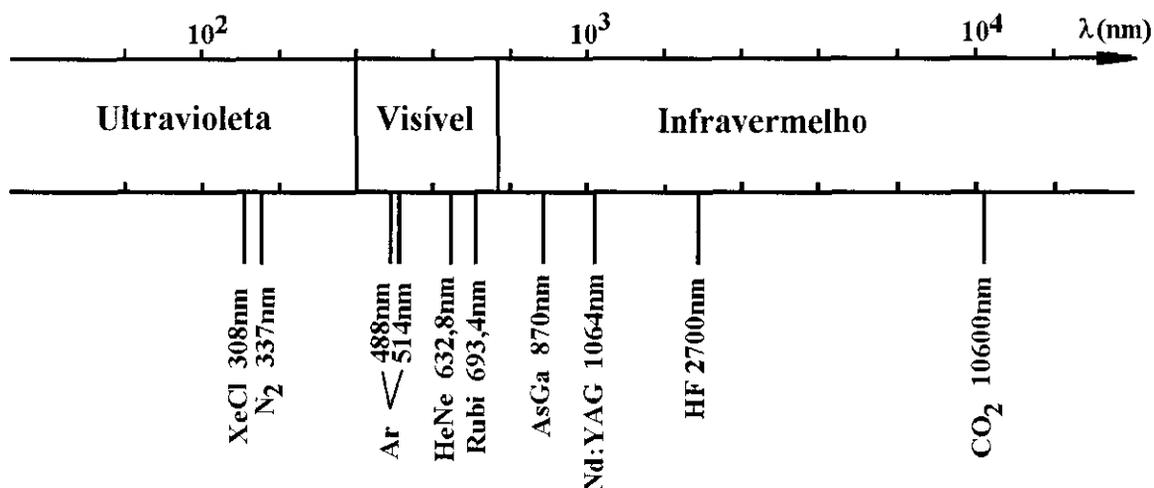
configurações espaciais do campo denominam-se modos transversos eletromagnéticos  $TEM_{mnq}$  (Figura 7). Os índices inteiros  $m$  e  $n$  enumeram os zeros da distribuição espacial segundo os eixos ortogonais de coordenadas em uma seção transversal, e  $q$  é o índice de modo longitudinal associado. O modo  $TEM_{00q}$ , muitas vezes chamado simplesmente de  $TEM_{00}$  é chamado modo fundamental do ressonador aberto, e sua distribuição é gaussiana. Na distribuição espacial da energia sobre a seção transversal da área incidente, neste modo, a maior parte da energia na região central.



**Fig. 7** Esquema de algumas distribuições espaciais dos modos transversos.

A radiação laser possui algumas propriedades que explicam como os lasers podem funcionar e produzir feixes com um grau extremamente alto de intensidade, como a monocromaticidade, a coerência, a direcionalidade e a brilhância [SVELTO, 1993]. A monocromaticidade advém do fato que a emissão laser é restrita a uma banda muito estreita do espectro eletromagnético. A alta coerência espacial do feixe laser permite que haja transporte de energia por grandes distâncias e através de diversos meios físicos, com perda mínima. Além da coerência espacial, o laser é igualmente coerente no tempo, por causa das condições de formação do feixe de radiação. A brilhância é a concentração de alta densidade em feixe de baixa divergência. A elevada definição do feixe laser mantém-se mesmo em trajetórias extremamente longas, graças a alta colimação e alinhamento desta radiação (direcionalidade).

Existem vários tipos de laser que podem operar em modo contínuo (CW) ou pulsado. O laser CW emite um feixe que é contínuo ao longo do tempo. Já o laser pulsado emite radiação em uma onda de eclosões e fica inativo entre elas. Na Figura 8, apresenta-se o espectro eletromagnético e as respectivas posições dos lasers comerciais mais comuns, segundo seu comprimento de onda de emissão.



**Fig. 8** Espectro eletromagnético com o posicionamento dos lasers comerciais mais comuns, segundo o seu comprimento de onda.

Os lasers mais usados para tratamento de superfícies [PEREZ, 1990] são o de dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) e o de neodímio: *Yttrium Aluminum Garnet* (YAG). O laser de  $\text{CO}_2$  tem um comprimento de onda de saída no infravermelho distante na região de  $10,6\mu\text{m}$  e possui potência de até  $10\text{kW}$ (CW). O laser de Nd:YAG é o mais popular laser de estado sólido excitado opticamente e é o que está sendo utilizado neste trabalho. O meio ativo, usualmente um cristal de  $\text{Y}_2\text{A}_{15}\text{O}_{12}$  (YAG), é dopado com cerca de 1% de Nd. A emissão laser ocorre devido a transições eletrônicas em  $1,06\mu\text{m}$ . Constitui um sistema de quatro níveis e possui faixas de energia/potência de até 50J (pulsado) e de até  $4\text{kW}$  (CW). Seu comprimento de onda é menor do que o laser de  $\text{CO}_2$ , desta forma há um favorecimento da absorção da energia laser pelos metais, exigindo potências menores que as exigidas pelo laser de  $\text{CO}_2$ . A interação laser/material depende da capacidade da superfície em absorver a energia correspondente ao comprimento de onda e do tempo de interação entre o laser e o substrato. Além disso, pode ser acoplado a sistemas de fibras ópticas, o que otimiza sua aplicação no meio industrial.

#### **II.4 PROCESSAMENTO DE MATERIAIS VIA LASER**

Os processos laser são caracterizados por alta densidade de energia aplicada à peça de trabalho. No entanto, o processo laser é mais do que energia fornecida por um feixe laser ao material. A seguir, são apresentados os parâmetros de maior importância neste processo: (a) Feixe laser: comprimento de onda ( $\lambda$ ), modo de operação (contínuo ou pulsado), distribuição da intensidade, potência e polarização;

- (b) Interface Feixe/Material: refletividade, focalização do feixe, velocidade de processamento;
- (c) Gás de processo: tipo de gás, padrão de fluxo e pressão;
- (d) Material aquecido: tensão superficial, fluxo fundido, reações químicas, fadiga térmica;
- (e) Material base: absorvidade, condutividade térmica, capacidade térmica, microestrutura e dimensões.

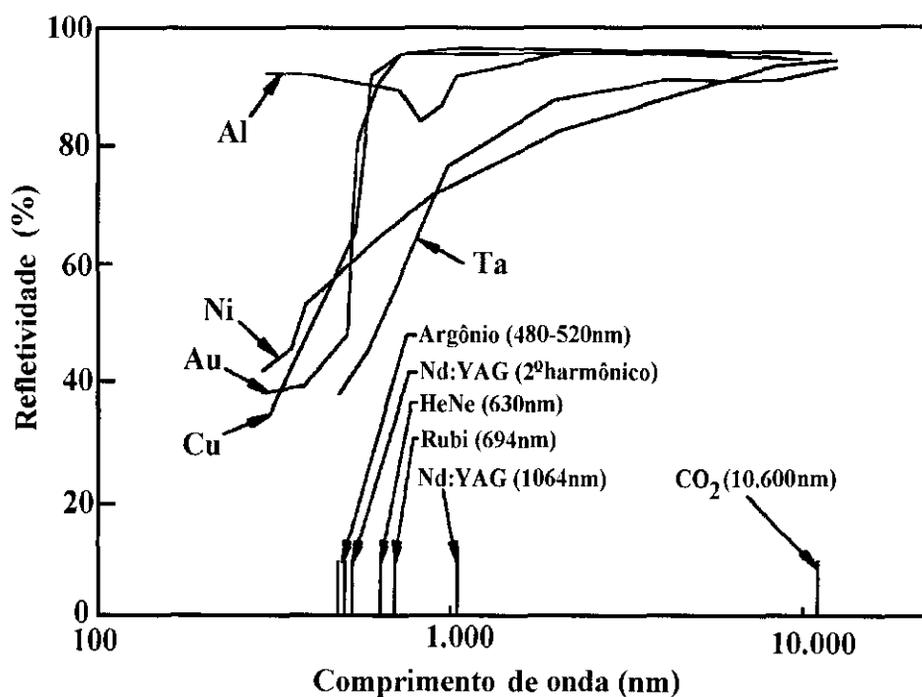
#### **II.4.1 ABSORÇÃO DO FEIXE LASER**

No processo de aquecimento do material por radiação laser, é necessário conhecer a fração relativa da energia incidente absorvida pelo material. Assim, a absorvidade se torna um importante critério guiando a escolha do sistema laser mais apropriado para o processamento de peças metálicas.

A absorção de luz ocorre primeiramente pela interação com os elétrons livres. O campo elétrico da radiação eletromagnética acelera os elétrons livres de um sólido e estes, colidindo com outros componentes da rede cristalina, transferem essa energia para o sólido como um todo. A energia absorvida no metal é transferida da superfície para dentro do material com o auxílio da condução eletrônica de calor. A energia laser é inicialmente aplicada somente em uma camada, que é aquecida rapidamente, e um alto gradiente de térmico se desenvolve. Assim, a transferência do calor ocorre por condutividade térmica dentro da peça [PROKHOVROV *et al.*,1990].

A absorvidade, quantidade de energia absorvida pela superfície, depende fortemente do comprimento de onda (diminui com  $\lambda$ ) e da temperatura (atingindo as temperaturas de mudança de estado físico, fundindo ou vaporizando o material, a absorvidade aumenta rapidamente). É também fortemente afetada pela rugosidade da superfície irradiada (aumenta com a rugosidade) e pelo tipo de recobrimento (sua estrutura intensifica a localização da energia na camada superficial devido à reflexão repetida da radiação na superfície dos grãos, aumentando a absorvidade) [(EBERHARDT, 1984); (READY, 1982)].

O aquecimento a laser de um material é determinado, principalmente, pela sua absorvidade (ou inversamente, refletividade) no respectivo comprimento de onda do laser, como ilustra a Figura 9.

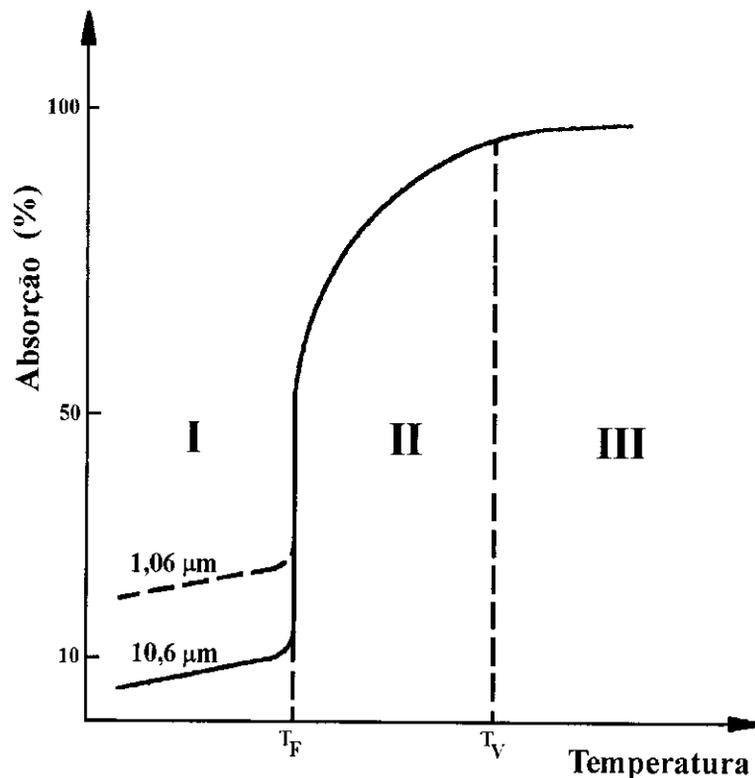


**Fig. 9** Refletividade (em %) de alguns materiais metálicos à temperatura ambiente em função do comprimento de onda.

Os metais não são bons absorvedores de radiação eletromagnética no infravermelho (Nd:YAG e CO<sub>2</sub>) e isso causa um problema na transferência de energia do feixe laser para a peça. Em muitos casos, há necessidade de se fazerem recobrimentos químicos, como fosfato de magnésio ou grafite para aumentar a absorvidade do material [SANDVEN, 1979].

Os ciclos térmicos e as temperaturas de pico são significativamente influenciados pela absorção da energia do feixe laser pelo material. Se a taxa de energia absorvida e as propriedades térmicas do material forem conhecidas, é possível calcular a distribuição de temperatura na peça. Isso ajudará a prever resultados do processamento a laser e calcular os parâmetros ótimos de processo.

As propriedades de absorção da superfície não permanecem constantes durante a incidência do laser, já que a absorvidade depende da temperatura do material. Por isso, as absorções do líquido e do sólido são diferentes. Atingindo as temperaturas de mudança de estado físico, fundindo ou vaporizando o material, a absorvidade aumenta rapidamente. Dependendo da quantidade de energia absorvida, atingem-se temperaturas que propiciam diferentes formas de processamento de materiais. Na Figura 10, onde  $T_f$  é a temperatura de fusão e  $T_v$  a temperatura de vaporização, ilustram-se as três zonas correspondentes a (I) tratamento térmico, (II) soldagem e (III) corte, de acordo com a energia absorvida pelo material.



**Fig. 10** Absorção (em %) do laser como função do comprimento de onda e da temperatura.

Nota-se também que outros fatores podem influenciar a absorção como, por exemplo, a formação de camadas de óxido, que contribui para aumentar a absorção, e a polarização do feixe, pois a componente paralela ao plano de incidência é melhor absorvida que a componente perpendicular.

A investigação da variação dinâmica da absorvidade durante o processo de irradiação laser é um tópico de interesse científico e prático. Aproximações teóricas, tais como o modelo de Drude [DULEY, 1986] ou modelos semiempíricos, por exemplo, o de Bramson [BRAMSON, 1968], utilizado neste trabalho, podem ser usadas para prever a absorção no estado sólido.

Diferentes métodos têm sido desenvolvidos para uma determinação experimental usando elipsometria [BRÜCKNER *et al.*, 1989] ou calorimetria [(LIMA *et al.*, 1998); (FRENK *et al.*, 1989)]. O último método é o utilizado neste trabalho. O método de medida da absorção por calorimetria consiste em registrar a curva de temperatura em função do tempo, obtida quando uma peça (suficientemente pequena para ser considerada isotérmica) é aquecida através de um longo pulso laser. Esse procedimento é possível devido à alta condutividade térmica dos metais. Assim, pouco após o laser ter incidido sobre a amostra, a energia absorvida na zona influenciada pelo laser é distribuída para o volume do material, a fim de uniformizar a temperatura na amostra, que é empregada como um calorímetro.

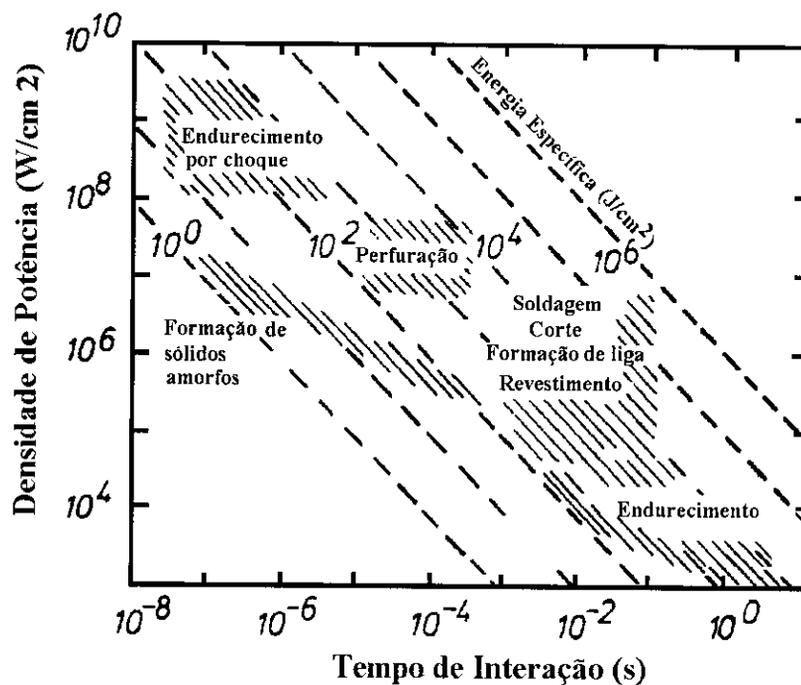
## II.5 MODIFICAÇÕES SUPERFICIAIS A LASER

Com o intuito de modificar a superfície de um material, pode-se empregar o laser de três maneiras distintas [KOVALENCO *et al.*, 1988]:

- Aquecimento a temperaturas que não excedam o ponto de fusão, mas suficiente para propiciar transformações de fase no estado sólido [BERRETTA, 1995];
- Aquecimento a temperaturas acima do ponto de fusão, mas abaixo do ponto de vaporização, para mudança de fase do material [SELVAN *et al.*: 2000];
- Aquecimento a temperaturas bem acima do ponto de vaporização, para ablação do material da superfície [LALLEMAND *et al.*, 2000].

Os efeitos que ocorrem na superfície do material tratado decorrem de um desses três processos, constituindo a base para o desenvolvimento de numerosos métodos de tratamento superficial de materiais a laser, melhorando o desempenho de componentes e máquinas. Todos esses métodos dependem tanto da radiação usada, como do mecanismo pelo qual a radiação interage com o material.

Um sumário dos processos de tratamentos superficiais que podem ser realizados utilizando o laser está ilustrado na Figura 11.

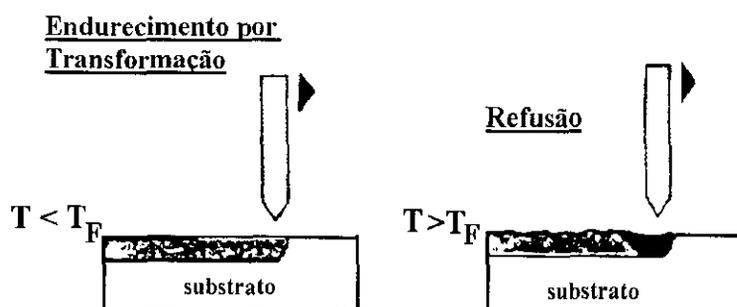


**Fig. 11** Sumário dos processos de tratamentos superficiais a laser [AMENDE, 1984].

Várias técnicas de modificação de superfície [BERGMANN *et al.*, 1994] podem ser obtidas: fusão superficial, revestimento superficial, formação de liga superficial, endurecimento por transformação. Há também outras técnicas como: marcação e gravação,

limpeza, texturização e microusinagem. Na Figura 12, apresentam-se esquematicamente as técnicas de modificação de superfície mencionadas.

### Tratamentos Térmicos



### Tratamentos Termoquímicos

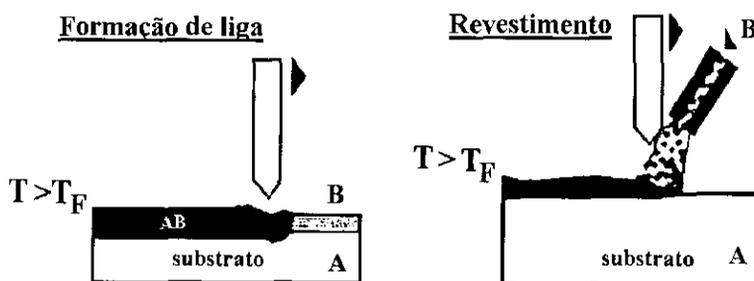


Fig. 12 Processos de tratamentos superficiais a laser.

#### II.5.1 ENDURECIMENTO POR TRANSFORMAÇÃO VIA LASER

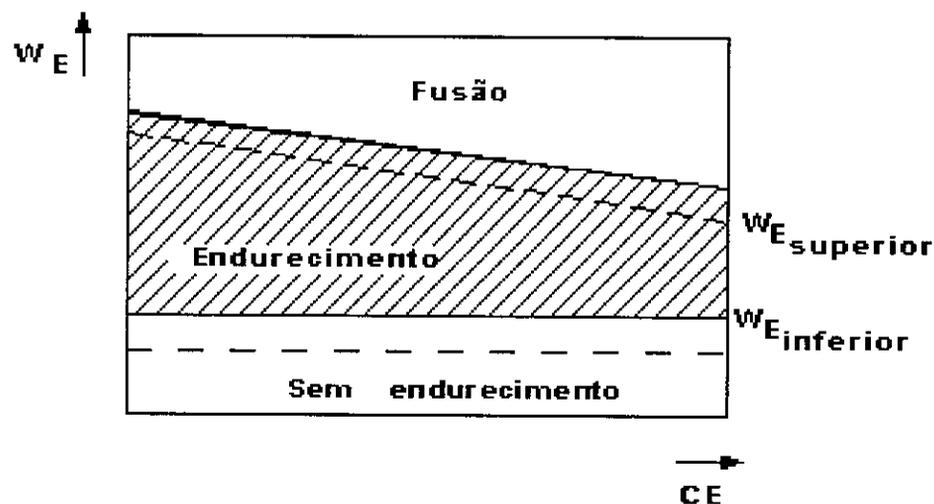
O Endurecimento por transformação via laser consiste no aquecimento da superfície, abaixo da temperatura de fusão, para produzir uma transformação de fase no estado sólido sem alterar o substrato. A energia absorvida pelo material é transformada em calor em um tempo curto e, quando a fonte de calor é retirada, uma fase dura é formada na zona aquecida por autotêmpera. É usado, principalmente, na indústria automobilística para endurecer localizadamente superfícies de componentes de direção e transmissão até profundidades de poucas centenas de micrometros. Outras aplicações incluem injetores de combustível e alinhadores cilíndricos de máquinas locomotivas a diesel.

As vantagens do endurecimento superficial a laser (ESL) são: eliminação de banho de têmpera externa, maior acurácia da direção do calor e mínima distorção da peça, controle preciso da camada endurecida, endurecimento seletivo, capacidade de atingir locais de difícil acesso, eliminação de processamento posterior e melhora da resistência ao desgaste e à fadiga. As desvantagens são: custo do equipamento, necessidade de sistemas ópticos

complexos e a ineficiência do laser como um sistema de tratamento térmico de volume [FOLKES, 1997].

O endurecimento a laser de **ferros fundidos** [(GEISSLER *et. al.*, 1990); (GNAMAMUTHU *et al.*, 1985); (AMENDE, 1984)] envolve austenização e têmpera de um componente. O calor, fornecido pelo feixe laser, se propaga para dentro do material causando o aquecimento rápido de uma fina camada acima da temperatura de austenização ( $A_{c3}$ ) e abaixo do ponto de fusão. Mantém-se a temperatura acima de  $A_3$  por um tempo suficiente para se obter a distribuição homogênea do carbono na austenita.

A efetividade do endurecimento de materiais ferrosos é determinada pela taxa de resfriamento e, principalmente, pelo teor de carbono. Se a varredura do metal for muito rápida, nada acontece e se for muito lenta, pode-se fundi-lo. O teor de carbono do metal indica quão duro ele pode se tornar. Assim, para todos os materiais ferrosos, existe uma região garantida de endurecimento que pode ser determinada ou pela densidade de energia ou pelo carbono equivalente, como ilustra a Figura 13. Em adição, a posição da fronteira dessa região é afetada pela duração do pulso e pelo estado inicial do material.



**Fig. 13** Densidade de energia ( $W_E$ ), determinando a região crítica de endurecimento de aços endurecidos, versus quantidade de carbono equivalente ( $CE$ ) [KOVALENCO *et. al.*, 1988].

Todo os aços e ferros fundidos que são endurecíveis por métodos convencionais também o são por lasers. Embora o tempo de difusão para o carbono seja extremamente curto, aços e ferros fundidos com uma distribuição fina e homogênea de carbono são mais adequados para tratamento a laser. A endurecibilidade dos ferros fundidos cinzentos, nodulares e maleáveis depende de suas quantidades de perlita e bainita, únicas fases que podem ser endurecidas. Se essas não existem, então nenhum tratamento pode ser realizado. Conseqüentemente, a maior quantidade de ferrita diminui a endurecibilidade.

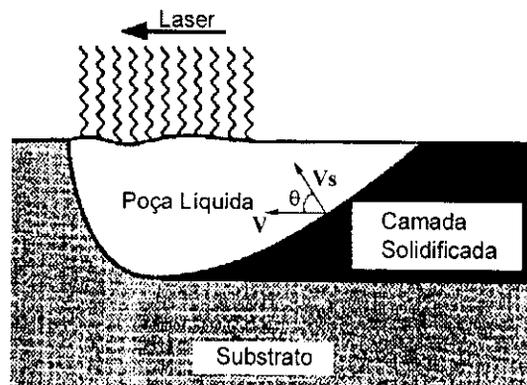
## II.5.2 FUSÃO A LASER

Com a fusão, há a formação de uma poça líquida (Figura 14) que se solidifica epitaxialmente sobre seu próprio substrato sólido. A velocidade de solidificação ( $V_s$ ) e a velocidade de varredura do feixe de calor ( $V$ ) podem ser correlacionadas dentro de um plano de corte longitudinal localizado no centro da poça líquida. Pode-se, no caso de laser contínuo, relacioná-las da seguinte forma:

$$V_s = V \cdot \cos\theta \quad (\text{eq.1})$$

onde  $\theta$  é o ângulo formado pelos dois vetores representados destas velocidades.

No caso de laser pulsado, a velocidade de solidificação é controlada pela largura do pulso laser e por sua forma temporal, ao contrário do laser contínuo, onde  $V_s$  é controlado pela velocidade de varredura e pela intensidade do feixe.



**Fig. 14** Fusão a laser [Frenk e Kurz, 1992].

Em razão da relação área afetada pelo laser/substrato ser muito pequena, a resolidificação subsequente ocorre a taxas de resfriamento muito altas, da ordem de  $10^5$  °C por segundo, comparadas com  $10^2$  °C por segundo nos processos de solidificação normal e fundição; uma solidificação rápida que pode resultar em estruturas e mesmo propriedades muito diferentes das do material resfriado convencionalmente, como refinamento da estrutura, extensão da faixa de solubilidade no sólido, homogeneidade de composição química, dissolução de precipitados, volatilização de inclusões e formação de fases metaestáveis, inclusive fases amorfas em alguns casos [MORDIKE, 1990].

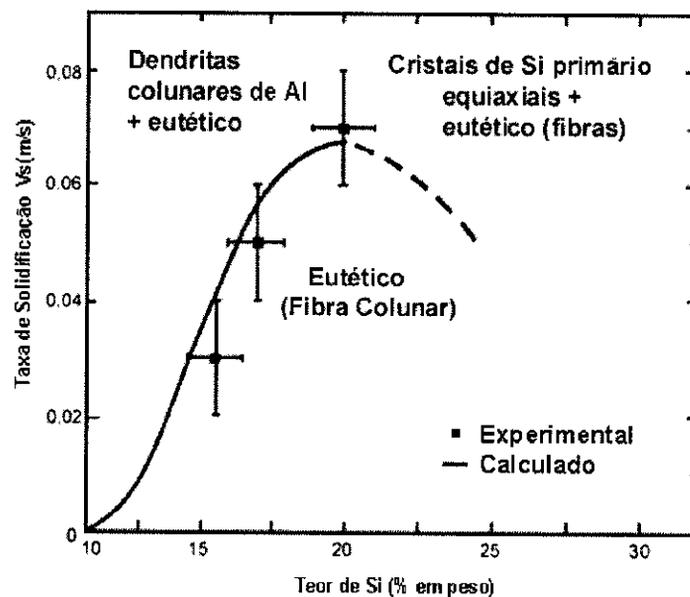
Na fusão a laser, os ferros fundidos solidificam-se de acordo com o diagrama Fe-C metaestável e sua diferença em relação ao processo de endurecimento por transformação é que são atingidas temperaturas acima da temperatura de austenização ( $A_{c3}$ ) e da temperatura de fusão do material.

Todavia, a aplicação de destaque da fusão a laser é o aumento da resistência ao desgaste de **materiais não-ferrosos**, em que não há a possibilidade de transformação

martensítica. O tratamento superficial com feixes de alta energia, como o laser, como outros processos de solidificação rápida como por fundição por escoamento planar e *melt-spinning* [BIROL, 1996] estão sendo aplicados às ligas de alumínio para se obter um bom refinamento microestrutural. Nestes casos, o tratamento de modificação de superfície tem por objetivo o aumento da solubilidade no sólido, de um ou mais elementos da liga, com alta taxa de resfriamento, provocando o refinamento da microestrutura sem formação de nenhum composto intermetálico ou fases amorfas, mas sim através da dissolução das partículas de Si na matriz e sua posterior reprecipitação como partículas finas.

A presença das partículas de silício primário nas ligas de Al-Si confere-lhes uma maior dureza, mas inferiores propriedades de tração. Assim, o refinamento do tamanho de partículas primárias promove o endurecimento estrutural e aumenta a resistência mecânica, sem perda da ductilidade [PRASAD *et al.*, 1998].

A estrutura resultante do processo de solidificação rápida de ligas de Al-Si depende do teor de Si e da taxa de solidificação [PIERANTONI *et. al.*, 1992], como ilustra a Figura 15.



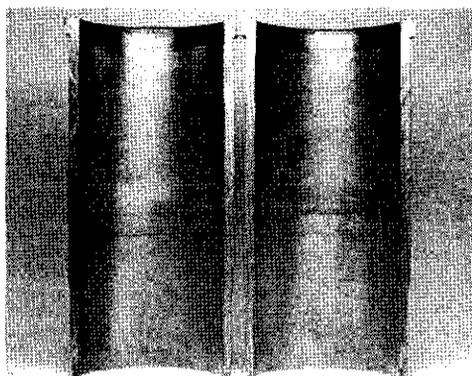
**Fig. 15** Estruturas resultantes do processo de solidificação rápida de ligas de Al-Si em função da taxa de solidificação e da quantidade de Si presente na liga [PIERANTONI *et. al.*, 1992].

As estruturas lamelares ou dendríticas se caracterizam por cristais com certo número de ramificações, cujos braços principais crescem segundo as direções cristalográficas preferenciais de sua estrutura cristalina original. As estruturas eutéticas surgem por crescimento cooperativo de duas ou mais fases. Estas estruturas podem apresentar morfologias lamelares e fibrosas, caso o crescimento seja regular mesmo com um certo grau de complexidade (o que depende da entropia de fusão de cada fase).

## Cap. III PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### III.1 MATERIAIS DE ESTUDO

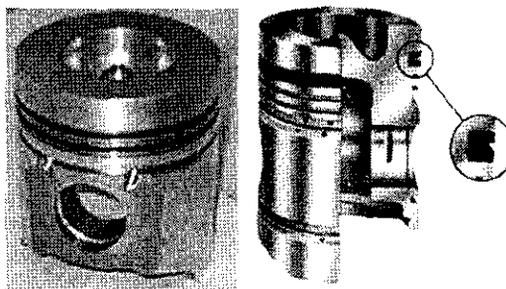
Neste trabalho, utilizam-se dois materiais: ferro fundido cinzento produzido pela COFAP, obtido por fundição centrífuga e destinado à confecção de camisa de cilindros de motores de combustão interna a diesel pesado (Figura 16); e uma liga de Al-Si fabricada pela MAHLE METAL LEVE, obtida por fundição em molde permanente e destinada à fabricação de pistões automotivos (Figura 17). Nas Tabelas II e III, apresentam-se as composições químicas desses materiais, respectivamente.



**Fig. 16** Cilindro de motores de combustão interna diesel pesado.

**Tab. II** Composição química base do ferro fundido cinzento.

Composição química base (% em peso)						
C	Si	P	Mn	Cu	Cr	Fe
3,45	2,40	0,65	0,75	0,66	0,38	balanceamento



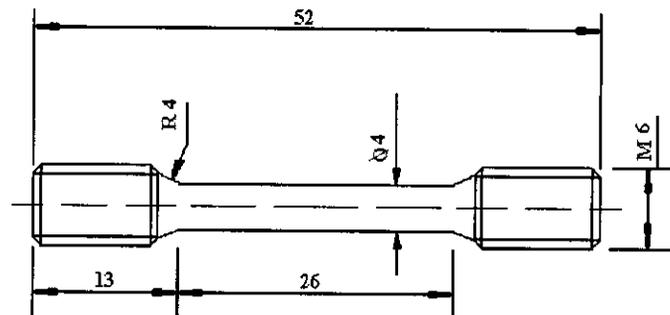
**Fig. 17** Pistão automotivo.

**Tab. III** Composição química base da liga de Al-Si.

Composição química base (% em peso)		
Si	Cu	Al
12	1,5	Balanceamento

### **III.2 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS COMO RECEBIDOS**

Inicialmente, determinou-se a massa específica dos materiais em estudo pelo método volumétrico [CEN/TC 1984, 1991]. Posteriormente, ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina INSTRON mod. 4400R. Cinco corpos de prova cilíndricos foram retirados da camisa de cilindro e do pistão automotivo, respectivamente, e dimensionados de acordo com os critérios da norma ASTM [ASTM E08, 1983]. As dimensões do corpo de prova de tração estão apresentadas na Figura 18.



**Fig. 18** Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração; cotas em mm.

Os valores dos parâmetros mecânicos, limite de resistência a tração, alongamento, redução de área, Módulo de Young e microdureza Vickers foram determinados. Mediu-se o módulo de Young com o uso do equipamento DMA (Dynamic Mechanical Analyser) mod. 242 da NETZSCH de amostras com dimensões 60mm x 10mm x 2mm. Os testes de microdureza foram realizados utilizando-se o microdurômetro OTTO WOLPERT-WERKE, obedecendo-se os critérios das normas ASTM [ASTM E10, 1983].

A caracterização da microestrutura dos materiais foram realizadas em amostras retiradas da camisa de cilindro e do pistão automotivo. A preparação das amostras para análise metalográfica consistiu, inicialmente, de corte das amostras, embutimento a quente, lixamento (320/400/600/1000mesh) e polimento (pasta de diamante 6, 3 e 1 $\mu$ m, para o ferro fundido; alumina 3 e 0,1 $\mu$ m, para a liga de Al-Si).

Depois de cada etapa de polimento, as amostras foram lavadas com álcool antes da secagem. Lavar com água, algumas vezes, resulta em manchas de corrosão na superfície.

Iniciou-se a investigação dos materiais como recebidos, observando-se as amostras polidas sem ataque. Após o ataque, Nital 4%, para o ferro fundido e HF 5%, para a liga Al-Si, outros microconstituintes presentes foram observados. A análise das microestruturas foi feita utilizando-se o microscópio óptico OLYMPUS BX60M, o microscópio eletrônico de varredura PHILIPS XL-30 e microanalisador por energia dispersiva EDAX-DX4. As

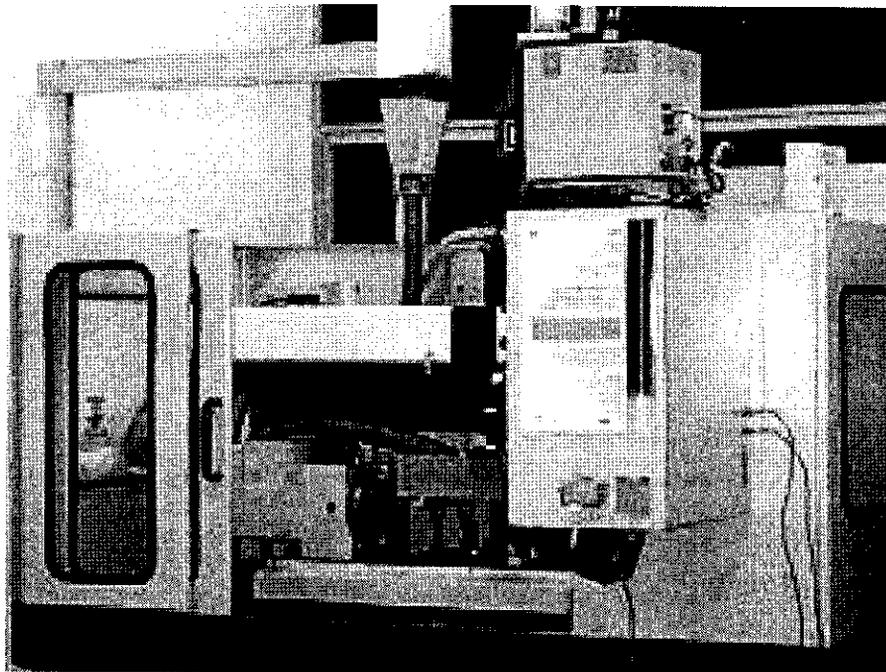
micrografias de MEV foram obtidas de amostras recobertas com uma camada de ouro depositada a vácuo para facilitar o contraste.

### **III.3 EQUIPAMENTO LASER**

Para a realização do tratamento superficial, foi utilizado o equipamento laser pulsado de Nd:YAG (Tabela IV), pertencente ao Centro de Lasers e Aplicações (CLA) do IPEN, que produz um feixe de distribuição multimodo, e está acoplado a uma máquina de controle numérico computadorizado (sistema CNC), o que facilita o posicionamento e movimentação da amostra na direção desejada. O equipamento está ilustrado na Figura 19.

**Tab. IV** Dados do laser de Nd:YAG

<b>Laser de Nd:YAG</b>	
Comprimento de onda ( $\lambda$ )	1,06 $\mu$ m
Potência pico de saída ( $W_s$ )	$\approx$ 3kW
Potência nominal média ( $W_{méd}$ )	110W
Energia máxima de pulso (E)	$\approx$ 8J
Largura temporal ( $\tau$ )	0,2 a 10ms
Taxa de repetição ( $f$ )	1 a 500Hz
Diâmetro focal mínimo ( $\phi_{mín}$ )	$\approx$ 100 $\mu$ m



**Fig. 19** Equipamento laser (Nd:YAG) do IPEN/CLA.

### III.4 - ENSAIOS DE ABSORÇÃO

Os ensaios de absorção são essenciais para determinar a energia absorvida pelo material. Os resultados desses ensaios são utilizados diretamente na escolha dos parâmetros do laser que proporcionem maior eficiência do tratamento superficial.

Encontrou-se na literatura [(LIMA *et al.*, 1998); (FRENK *et al.*, 1989)] um dispositivo confiável e prático para medir a absorvidade dos materiais em estudo. Sua praticidade se baseia no fato de que a medida de absorção laser pelo material de estudo pode ser feita diretamente com o laser utilizado para o tratamento térmico.

Para reproduzir a mesma rugosidade em todas as amostras, a superfície foi lixada com papel de SiC, granulometria 1000-mesh, e limpada com vibração ultra-sônica em etanol puro. A rugosidade medida (Rugosímetro SURFTEST 211/ MITUTOYO) foi de aproximadamente  $1\mu\text{m } R_a$  (rugosidade máxima). O valor máximo de absorção é observado quando a rugosidade da superfície é da ordem do comprimento de onda do laser [MAGNIN, 1993].

Nestes ensaios, utilizou-se um laser de Nd:YAG ( $\lambda = 1,06\mu\text{m}$ ) operando em modo pulsado. Alguns parâmetros foram testados para realização dos primeiros testes de absorção, considerando a necessidade de não se ultrapassar a temperatura de fusão do material e, ainda, a presença ou não de um gás protetor (argônio). Depois de algumas tentativas, escolheu-se o melhor conjunto de valores para as variáveis de processo, apresentado na Tabela V. Nessas condições, conseguiu-se concentrar maior quantidade de energia na superfície sem formação de fase líquida ou plasma.

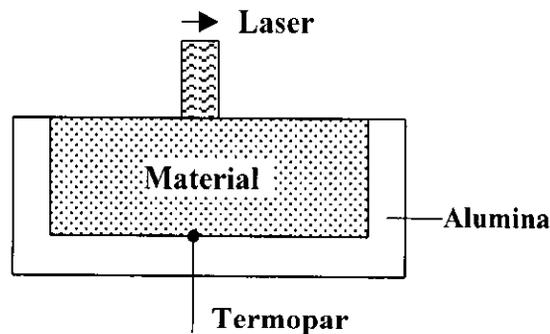
**Tab. V** Parâmetros principais do processamento a laser.

Parâmetros	Valor
Energia de pulso [J]	4,55
Diâmetro do feixe [mm]	0,74
Taxa de repetição na amostra [Hz]	1,2
Largura temporal do pulso [ms]	10

Verificou-se que a ausência do gás elevou um pouco a temperatura máxima após a incidência de um pulso, mas não o suficiente para causar fusão ou oxidação da superfície. Então, decidiu-se não utilizar nem o gás nem qualquer tipo de recobrimento para os ensaios de absorção.

As amostras (5mm x 5mm x 0,5 mm) foram isoladas termicamente de forma que somente uma superfície ficasse exposta ao ambiente. O registro da temperatura foi realizado

com um termopar tipo-K de 0,5 mm de diâmetro, fixado à superfície oposta àquela a ser tratada, conforme ilustrado na Figura 20. A variação de temperatura foi armazenada por um sistema composto por um amplificador, um *lock-in* e um computador.



**Fig. 20** Dispositivo para medida da energia laser absorvida por uma amostra.

O aparato é análogo a um calorímetro, e a absorção média  $\bar{\beta}$  é calculada pela equação a seguir:

$$\bar{\beta} = \sum_i \frac{m \times c_p^{T_{i(\max)}} \times (T_{i(\max)} - T_{i-1})}{E_i} \quad (\text{eq.2})$$

onde  $m$  é a massa da amostra em g,  $c_p^{T_{i(\max)}}$  é o calor específico em J/kg.K,  $T_{i(\max)}$  é a temperatura máxima, em K, atingida pela amostra após aplicação de "i" pulsos ( $1 \leq i \leq 5$ ),  $T_i$  é a temperatura do substrato antes da aplicação do pulso "i" e  $E_i$  é a energia em J fornecida por um pulso "i".

### **III.5 MEDIDA DA RESISTIVIDADE ELÉTRICA**

Uma vez que a absorção é diretamente proporcional à resistividade do substrato e ambas as propriedades variam de acordo com a temperatura, a determinação experimental indireta da absorvidade pode ser feita baseada em medidas de resistividade elétrica. De acordo com Bramson, para uma interface perfeitamente polida, a absorção ( $\beta$ ) pode ser calculada empiricamente através da seguinte equação:

$$\beta = 0,365 \cdot \sqrt{\frac{\rho}{\lambda}} - 0,0667 \cdot \frac{\rho}{\lambda} + 0,0063 \sqrt{\frac{\rho}{\lambda}} \quad (\text{eq.3})$$

onde  $\rho$  é a resistividade elétrica do substrato em  $\Omega\cdot\text{m}$ ,  $\lambda$  é o comprimento de onda da radiação incidente em m. Os coeficientes da equação acima têm a dimensão inversa dos fatores, uma vez que  $\beta$  é uma grandeza adimensional.

A resistividade elétrica do material foi determinada através da resistência elétrica medida em 4 amostras de cada material, dimensões:  $60\text{mm} \times 20\text{mm}^2$ ,  $60\text{mm} \times 10\text{mm}^2$ ,  $30\text{mm} \times 20\text{mm}^2$  e  $30\text{mm} \times 10\text{mm}^2$ , através de um microhmímetro digital (MPK-250), que utiliza o sistema de ponte dupla de Kelvin.

A ponte de Kelvin é indicada para medir baixos valores de resistência, compreendidos entre  $0,00001\Omega$  e  $1\Omega$ , pois ela elimina a resistência de contato entre a resistência a ser medida e o terminal de leitura da ponte, pois, às vezes, essa resistência de contato pode ser até maior do que o valor da resistência a ser medida.

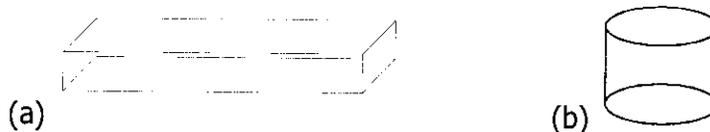
A variação da resistividade em função da temperatura pode ser equacionada como a seguir [SMITHELLS, 1983]:

$$\rho_T = \rho_0 \times [1 + \alpha \times \Delta T] \quad (\text{eq.4})$$

onde  $\rho_T$  é a resistividade elétrica do substrato a uma temperatura  $T$ ,  $\rho_0$  é a resistividade elétrica à temperatura de referência,  $\alpha$  é o coeficiente de temperatura do material condutor [(ASTM B193, 1983); (SCHMIDT, 1972)], e  $\Delta T$  é o intervalo entre a temperatura de referência e a temperatura do substrato.

### **III.6 PREPARAÇÃO DOS MATERIAIS PARA TRATAMENTO A LASER**

O ferro fundido cinzento e a liga de Al-Si, na condição como recebidos, foram usinados para a obtenção de amostras (Figura 21a e Figura 21b) com dimensões de  $8\text{mm} \times 10\text{mm} \times 40\text{mm}$  e  $\phi 12,7\text{mm} \times 12\text{mm}$ , respectivamente.

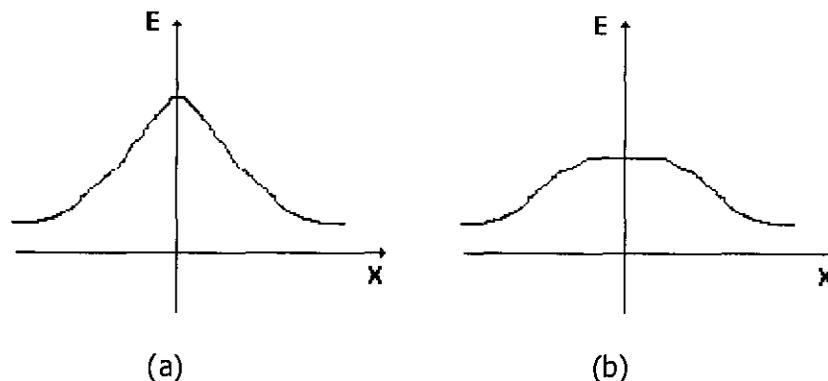


**Fig. 21** Amostras para o tratamento laser: (a) ferro fundido cinzento; (b) liga de Al-Si.

A amostra é posicionada com o auxílio de uma morsa sob a mesa de processamento. As superfícies a serem tratadas foram lixadas com papel  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -1000 mesh, e limpas com etanol puro sob vibração ultra-sônica. Nenhum tipo de recobrimento para aumento da absorvidade superficial foi utilizado. A direção do lixamento é perpendicular à direção de varredura do laser.

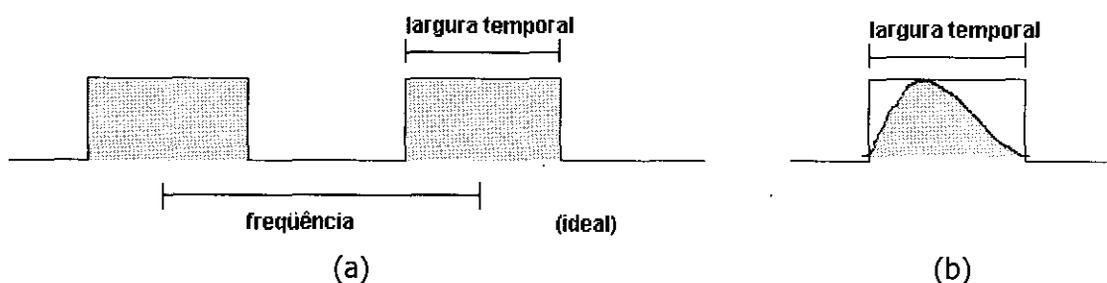
### III.7 ENDURECIMENTO SUPERFICIAL A LASER (ESL)

A posição dos espelhos do ressonador a laser determina o modo espacial (TEM) de oscilação. Desta forma, para a realização do tratamento térmico com o laser Nd:YAG pulsado, foram utilizadas duas configurações para os ressonadores, uma para corte e outra para solda. No ressonador configurado para corte, a distribuição espacial de energia é mais homogênea, ou seja, mais gaussiana (Figura 22a). No ressonador configurado para solda, a distribuição de energia é mais homogênea (Figura 22b).



**Fig. 22** Distribuição espacial de energia para ressonador configurado para (a) corte (b) solda.

Testaram-se também dois tipos de configuração para a fonte de alimentação para controlar a forma temporal do pulso laser: em paralelo, onde se tem a forma temporal retangular (Figura 23a), e em série, onde se tem a deformação temporal do feixe (Figura 23b), modificando a velocidade de resfriamento, que decai lentamente.

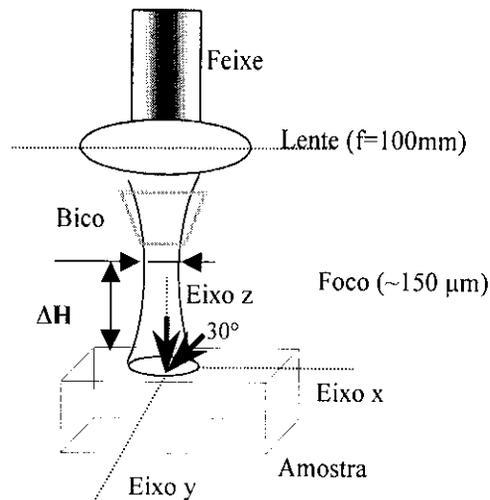


**Fig.23** Forma temporal do pulso laser para fonte de alimentação operando em (a) paralelo (b) série.

A superfície dos materiais foi tratada sob atmosfera controlada à temperatura ambiente. Dois gases de proteção foram testados, oxigênio e argônio. Uma vez que os testes com proteção gasosa de oxigênio intensificaram a oxidação e fusão da superfície, optou-se pela proteção bidirecional com argônio, um fluxo de 5 litros/min na direção de propagação

do feixe e um outro fluxo de 1 litro/min cuja direção forma um ângulo de 30° em relação à superfície da peça.

Somente a distância entre o plano focal e a superfície da amostra ( $\Delta H$ ) foi modificada, já que o sistema de lentes pode ser modificado para variar a geometria e dimensões do feixe (Figura 24).



**Fig. 24** Desenho esquemático do conjunto laser/feixe /amostra.

As condições de tratamento das ligas comerciais selecionadas para esse estudo foram dependentes dos parâmetros operativos, Energia de cada pulso,  $E_i$ ; Duração do pulso ou largura temporal;  $\tau$ , e Frequência de geração de pulso,  $f$ . A densidade de potência aparente ( $W_{ap}$ ), em  $W/cm^2$ , pode ser calculada pela equação a seguir:

$$W_{ap} = \frac{4E_i}{\tau \cdot \pi d^2} \quad (\text{eq.5})$$

onde  $d$  é o diâmetro da área de interação, em mm, medido na amostra após aplicação de um pulso individual.

Para a aplicação de trilha, os parâmetros que regulam diretamente a transferência de calor induzido pela irradiação no volume do metal e, portanto, regulam a espessura da camada tratada são: densidade de energia depositada por cada pulso,  $D$ , e a taxa de sobreposição de duas áreas sucessivamente irradiadas,  $TS$ , definida antes da aplicação da trilha laser. Esses fatores são dependentes dos quatro parâmetros operativos:  $E_i$ ,  $\tau$ ,  $f$  e da velocidade de varredura ao longo do eixo X,  $V$ , definida por:

$$V = d \times (1 - TS) \cdot f \quad (\text{eq.6})$$

O parâmetro  $D$ , densidade de energia aparente depositada por cada pulso, é definido pela expressão abaixo [COURANT et al., 1999]

$$D_{ap} = \frac{E_i}{2\tau V r + \pi r^2} \quad (\text{eq.7})$$

onde  $r$  é o raio da área irradiada, em mm, medido na amostra após aplicação de um pulso individual.

### **III.8 CARACTERIZAÇÃO DA ZONA TRATADA**

#### **(a) Análises macro e microscópica**

Para revelar a zona tratada pelo calor no processo laser, as amostras de ferro fundido foram atacadas com uma solução de Nital 4%, e as de Al-Si com uma solução de HF 5%. A superfície tratada foi analisada macroscopicamente por meio de um estereoscópio, no intuito de se verificar o grau de oxidação, irregularidades e características gerais. Para a avaliação de alterações na rugosidade superficial, utilizou-se um rugosímetro marca Mitutoyo pertencente ao IPEN.

Através do exame microscópico da área transversal de cada pulso incidente, realizado com o auxílio de microscópios óptico e de varredura, observaram-se mudanças de estruturas que ocorrem nessa região, o contorno e a profundidade das modificações ocorridas na superfície do material em função das diferentes condições de processamento. Foram determinados o diâmetro ( $d$ ) e a profundidade da zona tratada na linha de centro do pulso, onde esses dados atingem seus maiores valores, através do programa analisador de imagens QUANTIMET. Convém mencionar que a localização direta da linha de centro do pulso é muito difícil devido ao procedimento e aos equipamentos disponíveis para análise.

A análise por microscopia eletrônica de varredura se deu em amostras recobertas com uma camada de ouro depositada a vácuo para melhora do contraste.

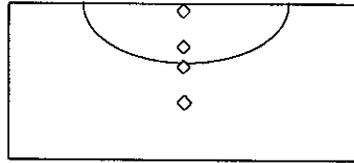
Realizou-se microanálise por EDS e mapeamento de Raios-X para se avaliar qualitativamente o comportamento dos elementos Al e Si na região de tratamento e na matriz.

#### **(b) Microdureza Vickers**

Medidas de microdureza Vickers foram utilizadas para investigar as relações entre os vários parâmetros de feixe e o endurecimento resultante no material tratado.

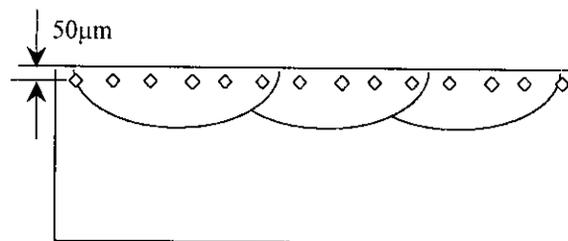
As medidas de microdureza foram executadas, para o caso de pulsos individuais, ao longo de uma linha que passa pelo centro do ponto onde incidiu o pulso laser, conforme ilustrado na Figura 25. As medidas de microdureza foram executadas da superfície até uma profundidade onde se observa que a microdureza estabilizou-se em valores do material de

partida, determinados previamente. Utilizou-se uma carga aplicada de 100g e impressão de 10 segundos, para o ferro fundido, e 20g e impressão de 15 segundos para a liga de Al-Si.



**Fig. 25** Esquema da seção do corte transversal mostrando as posições onde foram feitas as medidas de microdureza em função da profundidade.

Já para as trilhas sem sobreposição, as medidas de microdureza foram realizadas ao longo de uma linha que passa a uma profundidade de  $50\mu\text{m}$  da superfície, conforme ilustrado na Figura 26.



**Fig. 26** Esquema da seção do corte transversal mostrando as posições onde foram feitas as medidas de microdureza nas trilhas laser.

### **(c) Difração de raios-X**

As análises por difração de raios-X (DRX) das amostras com dupla trilha laser foram realizadas em um difratômetro Bruker AXS modelo D8 Advance (tubo de cobre) pertencente ao IPEN.

## Cap. IV RESULTADOS E DISCUSSÕES

### IV.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS COMO RECEBIDOS

Os valores das propriedades físicas e mecânicas das amostras de ferro fundido [(SILVA *et al.*, 1999:348); (SILVA *et al.*,1999:345)] e da liga Al-Si [SILVA *et al.*, 1999:343] estão apresentados nas Tabelas VI e VII, respectivamente.

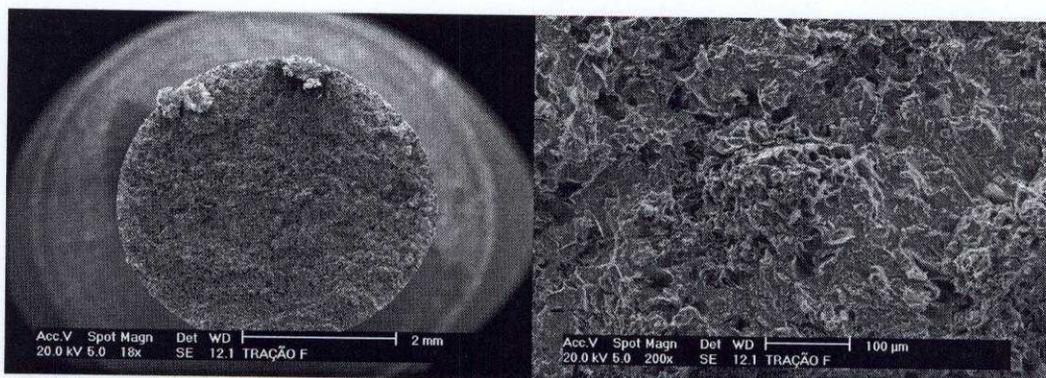
**Tab.VI** Propriedades do ferro fundido cinzento.

Propriedade	Valor Experimental
Massa específica (g/cm <sup>3</sup> )	7,12
Limite de resistência a tração (MPa)	306
Alongamento (%)	~ 0
Redução de área (%)	~ 0
Módulo de Young (GPa)	132
Microdureza Vickers (HV <sub>0,1</sub> )	240-250

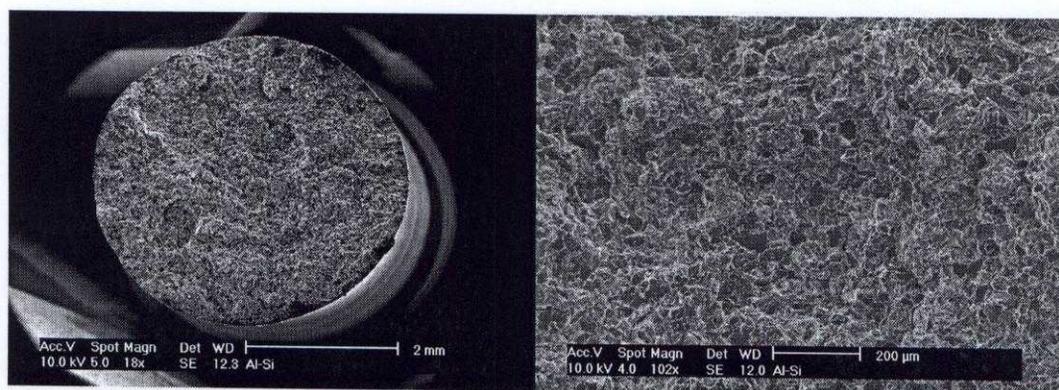
**Tab.VII** Propriedades da liga de Al-Si.

Propriedade	Valor Experimental
Massa específica (g/cm <sup>3</sup> )	2,69
Limite de resistência a tração (MPa)	312
Alongamento (%)	2,7
Redução de área (%)	~ 0
Módulo de Young (GPa)	81,5
Microdureza Vickers (HV <sub>0,2</sub> )	125-135

A análise comparativa dos resultados do limite de resistência das Tabelas VI e VII com os valores de literatura típicos de ligas fundidas padrões com mesmo nível de dureza [(ASTM A48, 1984)] foi satisfatória, apesar da diferença das variáveis envolvidas como composição química e processo de fabricação. As superfícies de fratura por tração dos materiais e o aspecto frágil das mesmas estão ilustrados nas Figuras 27 e 28.

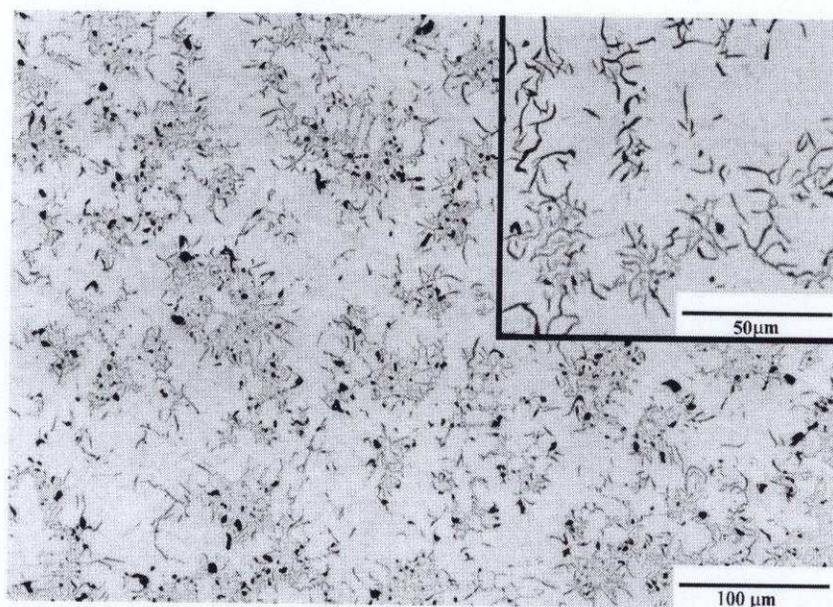


**Fig. 27** Micrografias obtidas por MEV/elétrons secundários: (a) Superfície de fratura do ferro fundido obtida por tração; (b) Aspecto frágil da fratura.

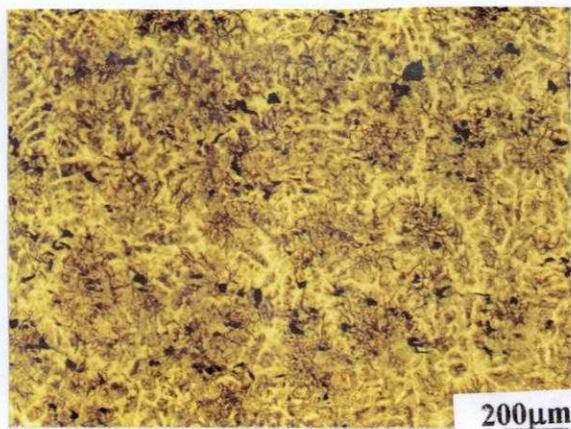


**Fig. 28** Micrografias obtidas por MEV/elétrons secundários: (a) Superfície de fratura da liga Al-Si obtida por tração; (b) Aspecto frágil da fratura.

Nas Figuras 29 e 30, apresentam-se o aspecto morfológico e a distribuição da grafita no ferro fundido como recebido, sem e com ataque químico, respectivamente. Observa-se uma mistura de lamelas de grafita dos tipos A, B, C e E. A presença de grafitas lamelares finas, retas e ramificadas favorece as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento. Os altos teores de carbono e silício aumentaram o potencial de grafitação da liga sem decompor a cementita da perlita, o que resultaria em um ferro fundido menos resistente e mais maleável.

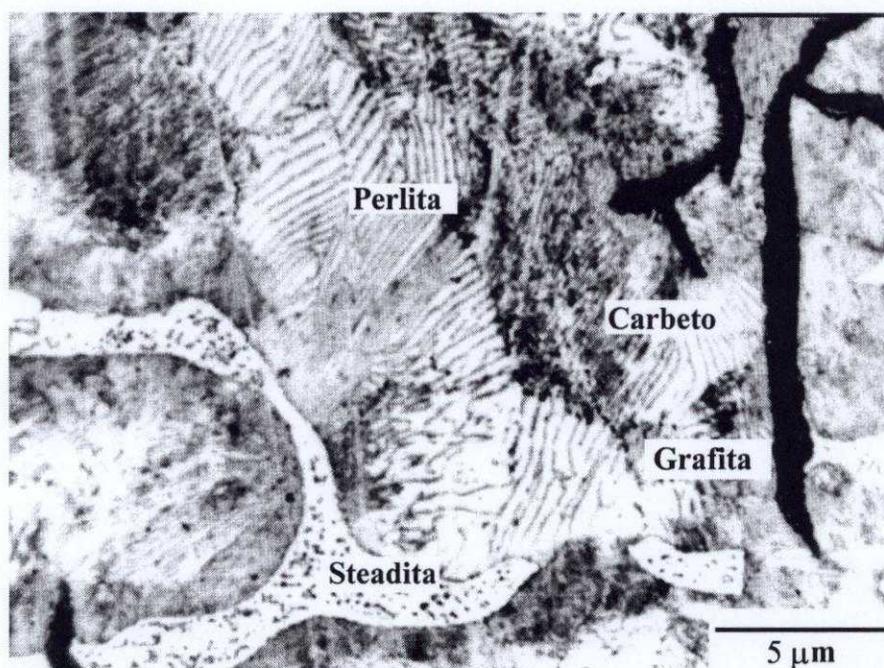


**Fig. 29** Aspecto morfológico da grafita no ferro fundido cinzento analisado por MO sem ataque químico.



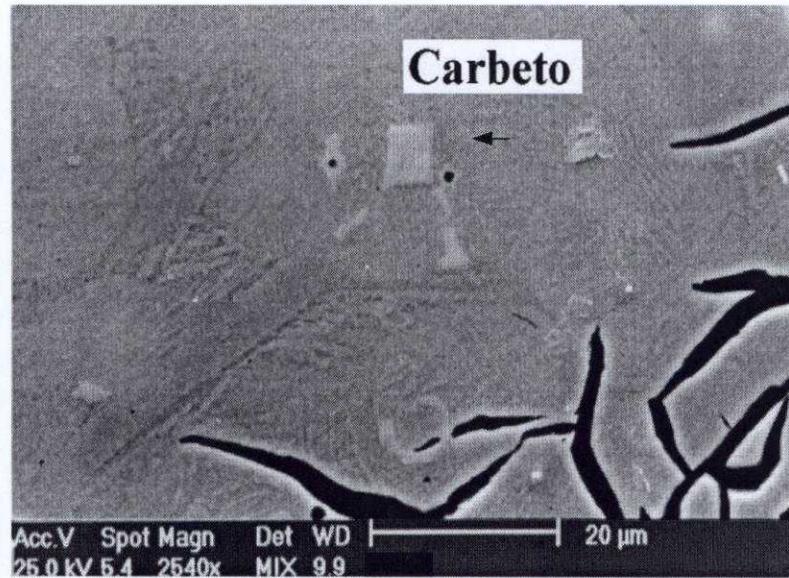
**Fig. 30** Microestrutura dendrítica do ferro fundido cinzento com ataque químico (Nital 4%), obtida por MO.

Na Figura 31, observa-se a microestrutura do ferro fundido com ataque químico obtida por MO onde se verifica que os veios de grafita estão distribuídos em uma matriz perlítica (perlita bem fina). Observa-se também a presença de steadita, confirmando o alto teor de fósforo presente na liga. A presença deste microconstituente aumenta a fluidez do metal líquido, o que permite moldar peças de paredes mais finas e de contornos mais nítidos. A quantidade de fósforo é mandatória no que se refere a resistência ao desgaste, já que a steadita possui elevada dureza ( $900 \text{ HV}_{0,025}$ ) [VATAVUK, 1994]. No entanto, sua presença pode estar associada a uma queda das propriedades mecânicas, principalmente quando em teores acima de 0,8%.

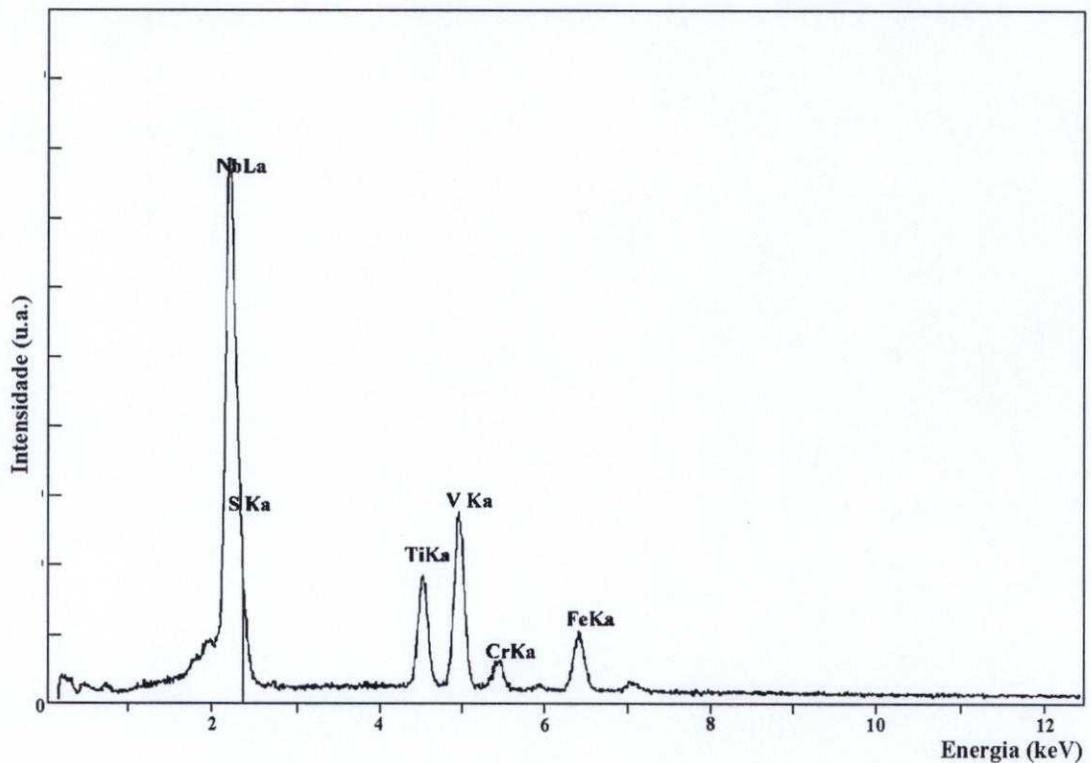


**Fig. 31** Micrografia óptica do ferro fundido cinzento como recebido, apresentando veios de grafita, carbetto e eutético rico em fósforo em uma matriz perlítica. Ataque: Nital 4%.

Além da steadita, encontraram-se partículas duras ricas em nióbio, vanádio, molibdênio, titânio e cromo, decrescentes nesta ordem, dispersas na matriz, conforme Figura 32, obtida por MEV, e análise por EDS, ilustrada na Figura 33. Esses elementos são formadores de carbeto do tipo MC, além de possibilitar o refino da estrutura da perlita.

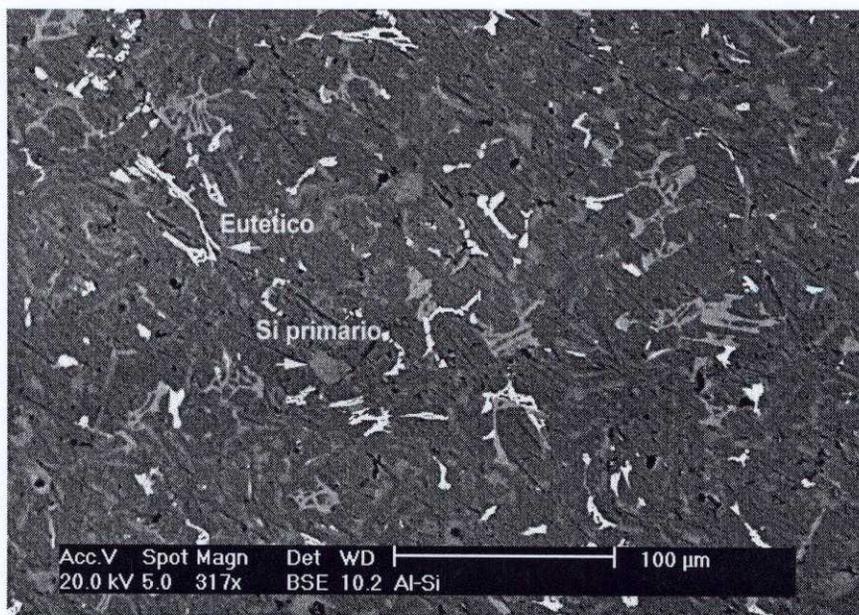


**Fig. 32** Partículas ricas em Nb, V e Cr analisadas por MEV/ Misto de elétrons secundários e retroespalhados. Ataque: Nital 4%.



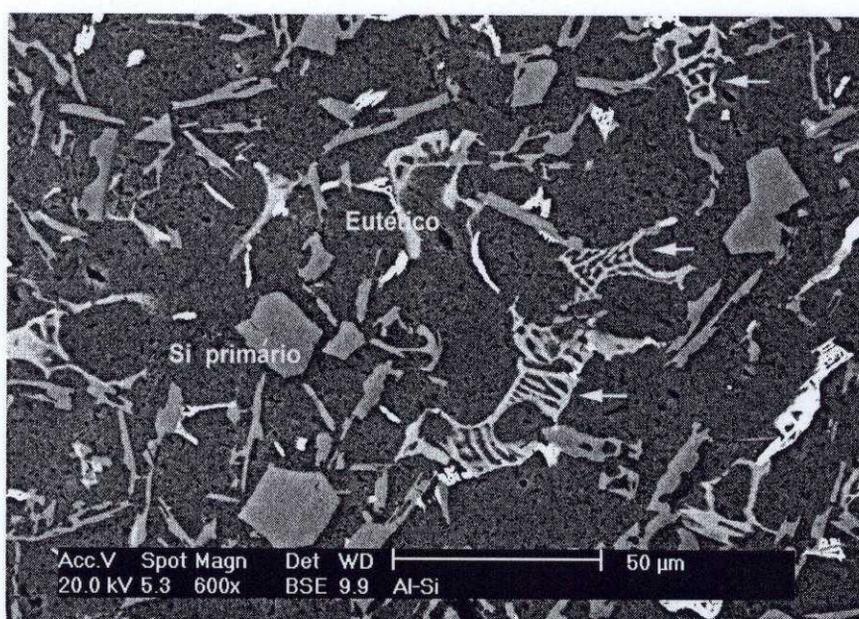
**Fig. 33** Microanálise por EDS (matriz) do ferro fundido cinzento.

Na Figura 34, apresenta-se a microestrutura da liga de Al-Si sem ataque químico obtida por MEV. A microestrutura consiste de uma matriz de  $\alpha$ -Al com partículas de silício primário e eutético rico em silício.

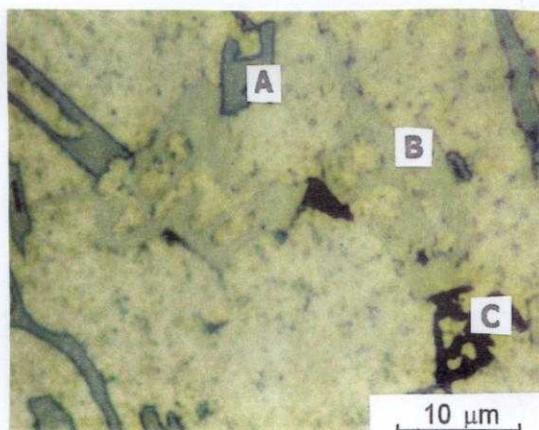


**Fig. 34** Microestrutura da liga Al-Si sem ataque químico obtida por MEV/elétrons retroespalhados.

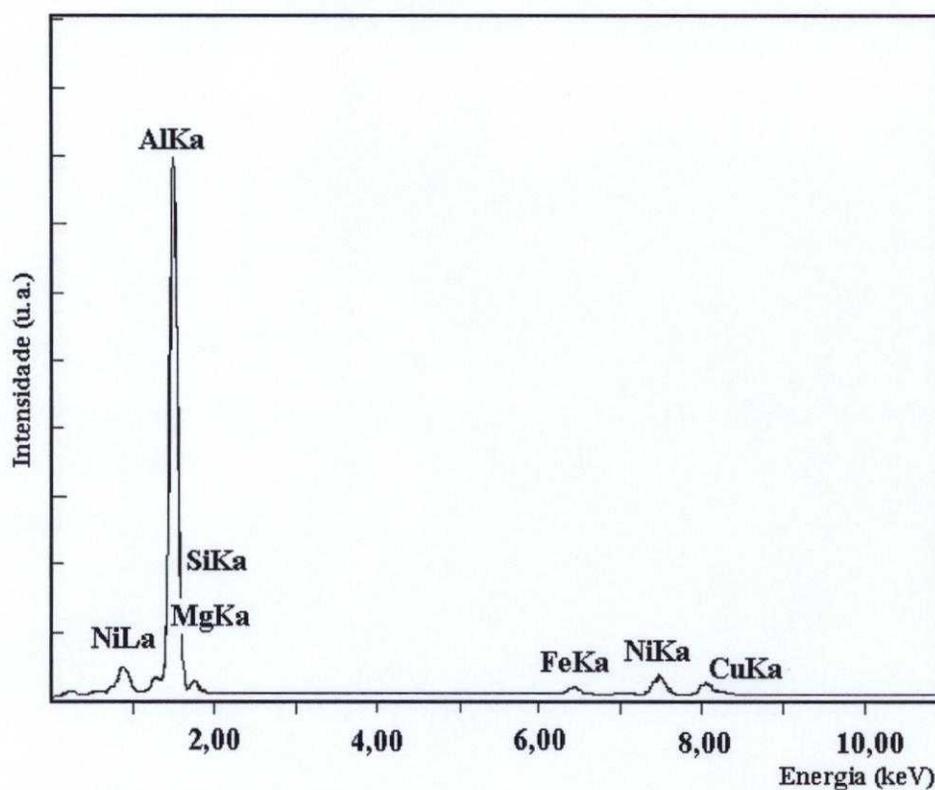
A microestrutura da liga Al-Si atacada quimicamente (HF 5%), analisada por MEV, pode ser observada na Figura 35. Além dos microconstituintes identificados na Figura 34, a matriz eutética contém partículas ricas em Cu, Mg e Ni (indicadas por seta), que podem ser melhor visualizadas na micrografia óptica ilustrada na Figura 36. Na Figura 37, apresenta-se o EDS dessas partículas.



**Fig. 35** Microestrutura da liga Al-Si com ataque químico (HF 5%) analisada por MEV/ elétrons retroespalhados.



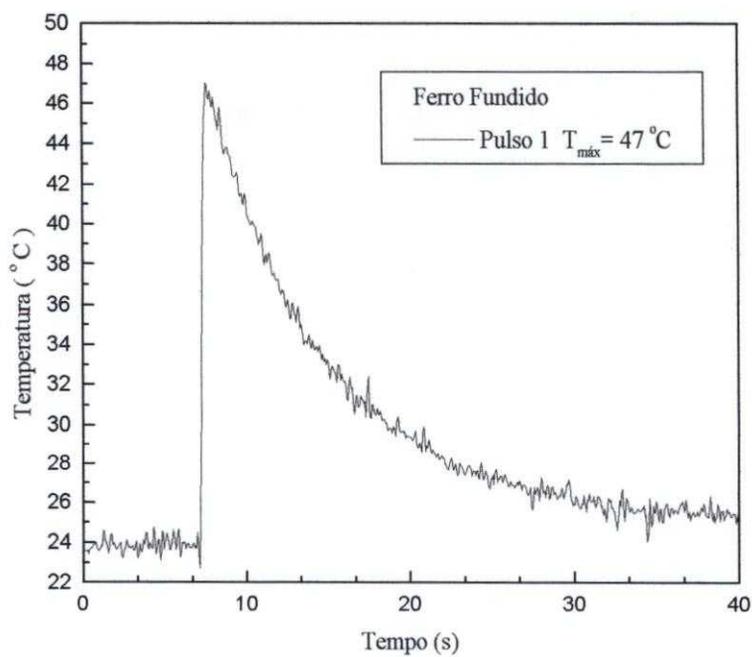
**Fig. 36** Micrografia óptica da liga Al-Si: (A) Si primário; (B) Eutético rico em Si (C) partícula rica em Cu, Ni, Fe e Mg.



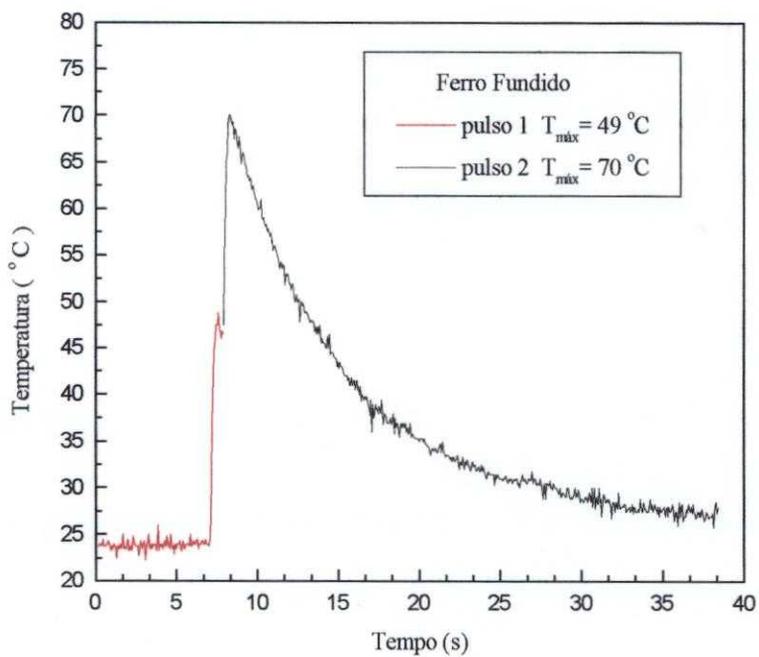
**Fig. 37** Microanálise por EDS (matriz) da liga de Al-Si.

#### **IV.2 RESULTADOS DO ENSAIO DE ABSORÇÃO**

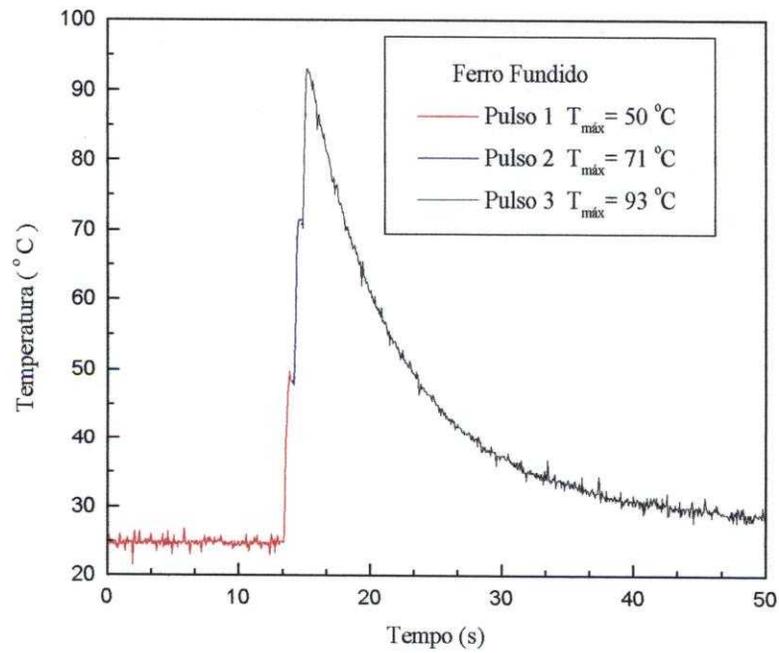
Nas Figuras a seguir, apresentam-se as curvas de aquecimento referentes à aplicação de até 5 pulsos em amostras de ferro fundido e da liga de Al-Si. A cada pulso, existe um resfriamento devido ao intervalo de pulsação, que, por ser muito pequeno, não influenciou no processo de absorção laser. Além disso, a partir de 5 pulsos, a temperatura máxima não variou significativamente, permitindo a extrapolação da curva experimental.



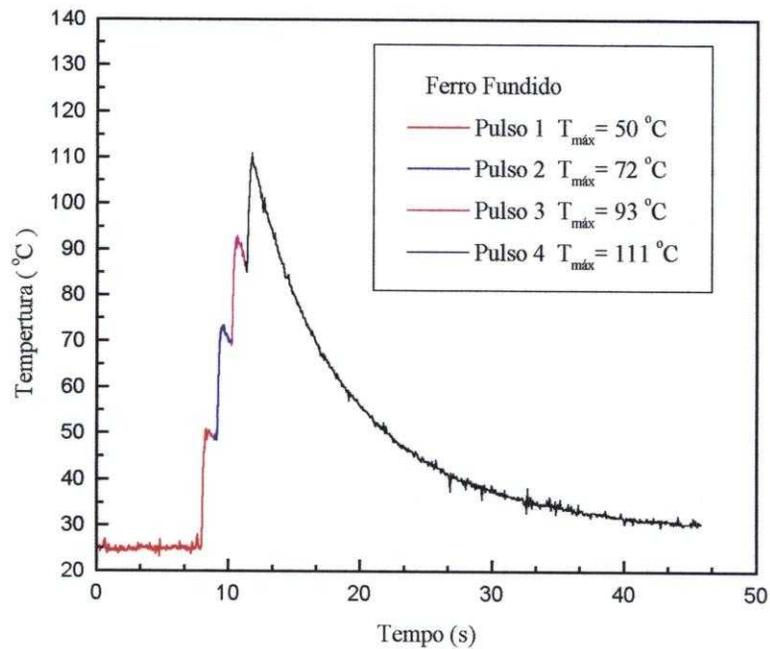
**Fig. 38** Curva de aquecimento referente à incidência de um pulso laser na amostra de ferro fundido.



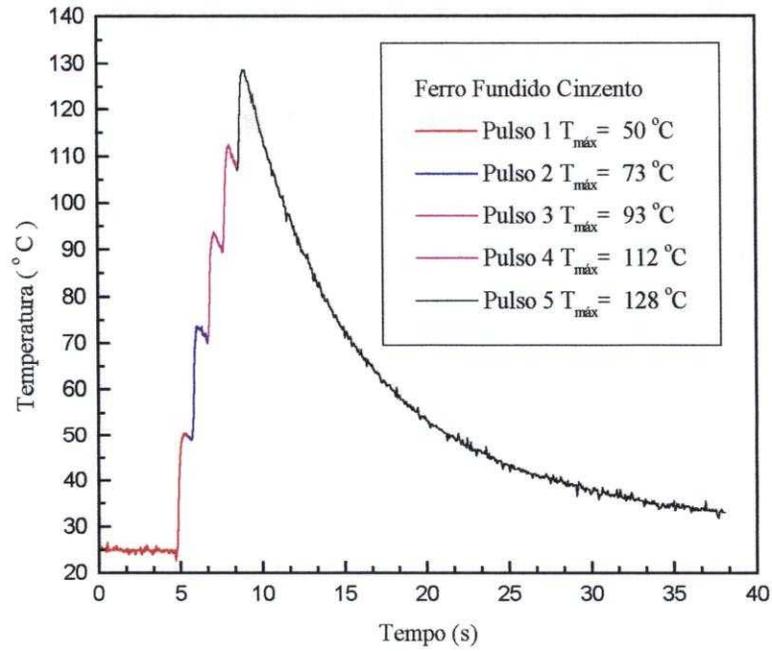
**Fig. 39** Curva de aquecimento referente à incidência de dois pulsos laser na amostra de ferro fundido.



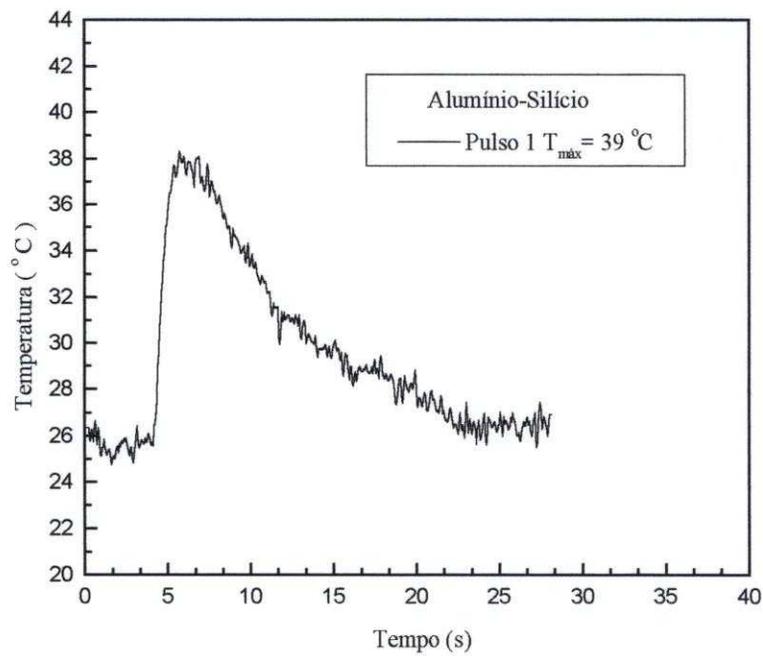
**Fig. 40** Curva de aquecimento referente à incidência de três pulsos laser na amostra de ferro fundido.



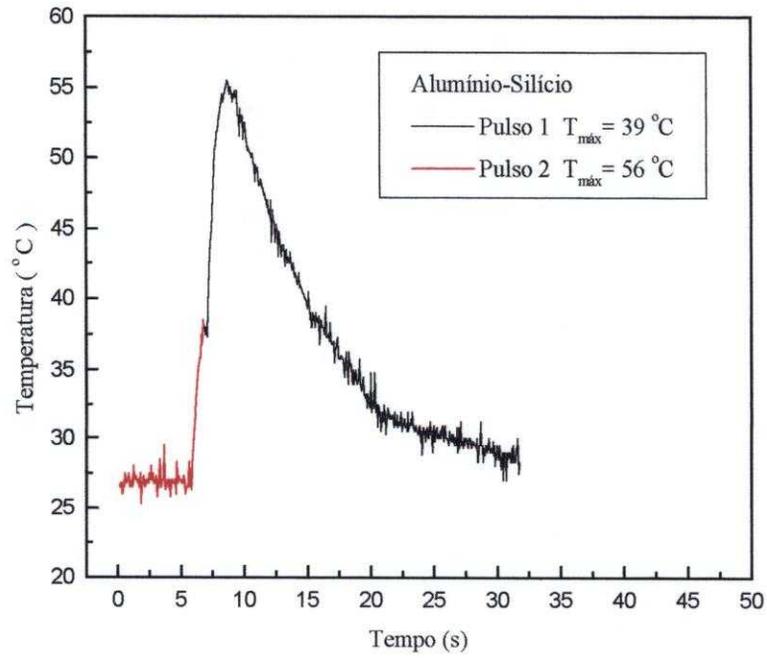
**Fig. 41** Curva de aquecimento referente à incidência de quatro pulsos laser na amostra de ferro fundido.



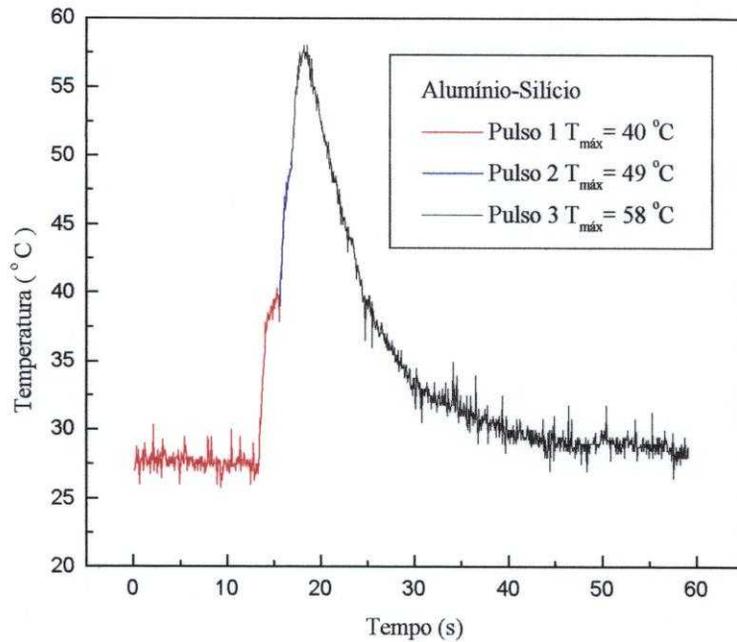
**Fig. 42** Curva de aquecimento referente à incidência de cinco pulsos laser na amostra de ferro fundido.



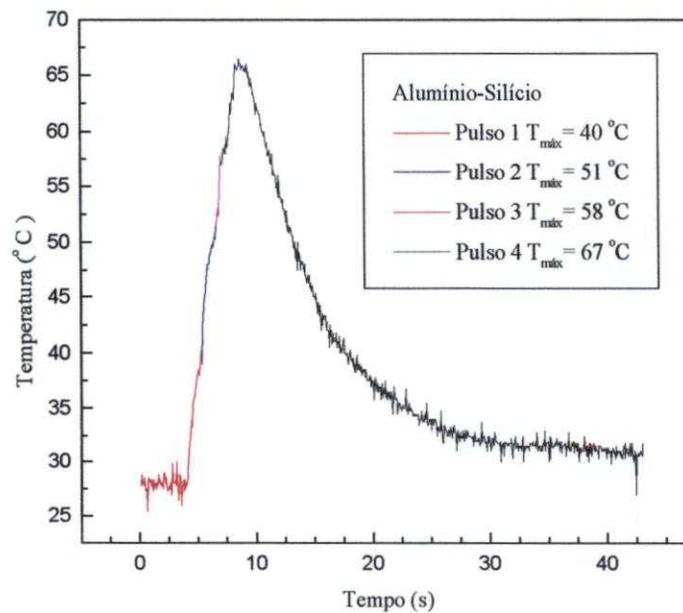
**Fig. 43** Curva de aquecimento referente à incidência de um pulso laser na amostra da liga de Al-Si.



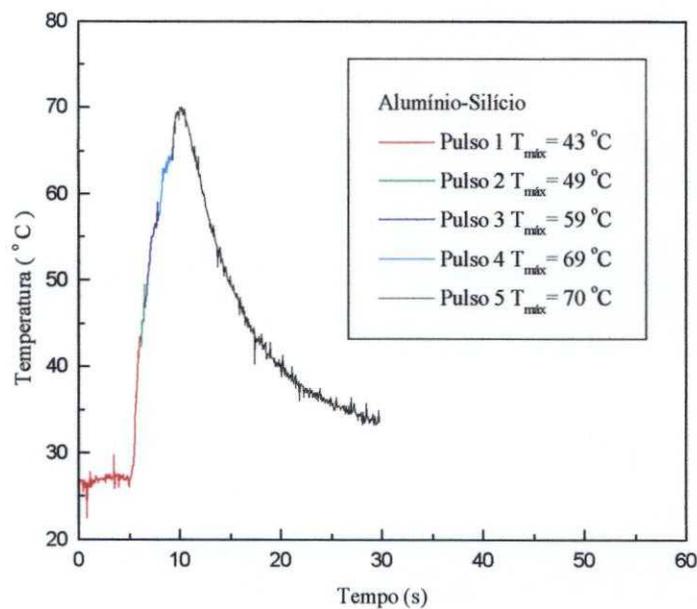
**Fig. 44** Curva de aquecimento referente à incidência de dois pulsos laser na amostra da liga de Al-Si.



**Fig. 45** Curva de aquecimento referente à incidência de três pulsos laser na amostra da liga de Al-Si.



**Fig. 46** Curva de aquecimento referente à incidência de quatro pulsos laser na amostra da liga de Al-Si.



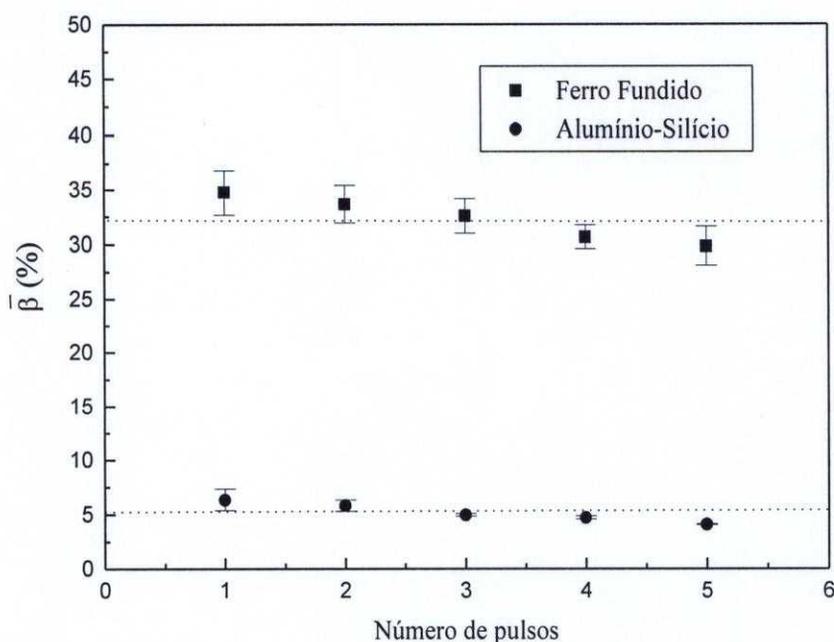
**Fig. 47** Curva de aquecimento referente à incidência de cinco pulsos laser na amostra da liga de Al-Si

Para os cálculos de  $\bar{\beta}$ , os valores do  $c_p$  (J/kg.K) em função da temperatura para os materiais em estudo, foram calculados utilizando a base de dados termodinâmicos [THERMOCALC, 1994], onde T é temperatura em K.:

$$c_p = 650,06 - 0,21014 \times T \text{ para o ferro fundido} \quad (\text{eq.8})$$

$$c_p = 548,69 + 0,44629 \times T \text{ para a liga de Al-Si} \quad (\text{eq.9})$$

O valor de  $\bar{\beta}$  medido após a aplicação de 1 a 5 pulsos foi  $(32,3 \pm 2,0)\%$ , para o ferro fundido e  $(5,2 \pm 1,1)\%$  para a liga de Al-Si. Os dados estão ilustrados na Figura 46.



**Fig. 48** Resultados dos testes de absorção para o ferro fundido e para a liga Al-Si.

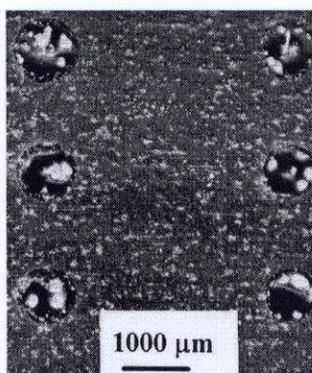
A absorção média do ferro fundido é maior que a da liga Al-Si pois o alumínio tem o coeficiente de reflexão maior que o do Fe [KOVALENCO, 1988], considerando que os dois materiais tenham o mesmo acabamento superficial, e também pela presença da grafita na superfície do ferro fundido cinzento, que aumenta a absorção. Observa-se uma pequena diminuição da absorção à medida que o número de pulsos e a temperatura aumentam, um comportamento contrário ao apresentado na literatura (Figura 10). A explicação se baseia nas perdas térmicas e no fato de que a absorção é inversamente proporcional ao tempo de exposição e esse aumentou mais do que a temperatura.

Considerando os valores de resistividade encontrados experimentalmente para o ferro fundido,  $10,2 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$ , e para a liga de Al-Si,  $5,02 \times 10^{-8} \Omega \cdot m$ , e o comprimento de onda do laser, os valores de  $\beta$  calculados pela equação de Bramson foram  $(33,9 \pm 2,7)\%$  para o ferro fundido e  $(7,1 \pm 1,2)\%$ , para a liga de Al-Si. Esses valores estão bem próximos aos resultados obtidos por calorimetria, apresentados na Figura 46 [(SILVA *et al.*, 2000:2095); (SILVA *et al.*, 2000:534); (SILVA *et al.*, 2000:51)].

### IV.3 RESULTADOS DO ESL NAS AMOSTRAS DE FERRO FUNDIDO CINZENTO

#### IV.3.1 COM PULSOS INDIVIDUAIS

Após a incidência de vários pulsos individuais, considerando seis diferentes condições de processamento (Tabela VIII), as amostras de ferro fundido cinzento foram analisadas macroscopicamente (Figura 49). Constataram-se uma ligeira oxidação da superfície e uma pequena modificação da rugosidade. Nos casos em que se atingiu a fusão, nenhuma trinca foi visualizada.



**Fig. 49** Aspecto macrográfico da superfície de ferro fundido cinzento após incidência de pulsos individuais.

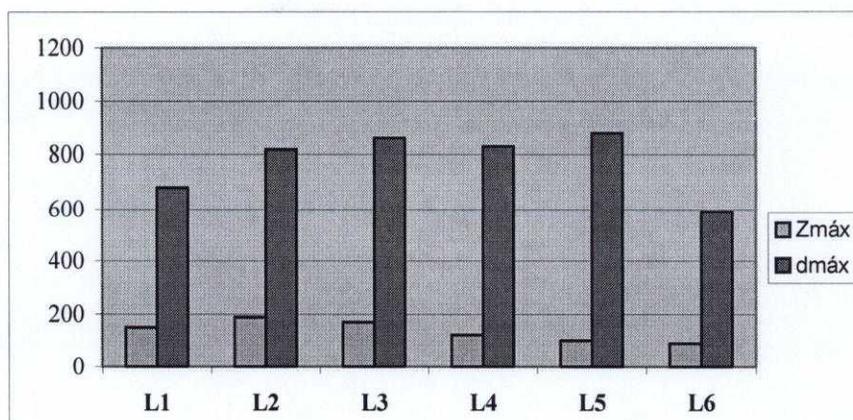
**Tab. VIII** Condições de processamento para a aplicação de pulsos individuais em amostras de ferro fundido cinzento.

Parâmetros do processo	Testes Ferro Fundido	$\Delta H$ (mm)	$W_{ap}$ (kW/cm <sup>2</sup> )
Largura temporal: 10ms	L1	4,8	154
Frequência: 13Hz	L2	5,8	106
Energia: 5,6J	L3	6,8	96
Ressonador para corte/fonte em série	L4	7,8	103
Atmosfera controlada: Argônio	L5	8,8	92
	L6	9,8	212

$\Delta H$ : distância entre o plano focal e a superfície da amostra

Verifica-se que o aumento de  $\Delta H$  causou a diminuição da densidade de potência aparente em L1, L2 e L3, pois nessas condições houve aumento do diâmetro, e também a maior incidência de fusão, como veremos a seguir. Todavia, em L4, L5 e L6 não obteve-se o mesmo comportamento. Isso se deve ao fato de que o valor do raio do feixe utilizado para o cálculo de  $W_{ap}$  é o valor medido na zona tratada, ou seja, na amostra. Além disso, nestas últimas condições evidenciou-se a predominância de transformações sem fusão profunda, conforme apresentado a seguir. Deve-se ressaltar, que, no caso do laser pulsado, o aumento de  $\Delta H$  nem sempre causa a diminuição do diâmetro da zona tratada.

Pelo contorno da zona tratada, mediu-se o diâmetro e a profundidade da camada endurecida sob as diferentes condições de processamento empregadas, cujos valores estão ilustrados na Figura 50. Deve-se ressaltar que há uma dificuldade experimental de se atingir com precisão a maior profundidade da zona tratada. Trata-se de um processo de tentativas e que por isso pequenos desvios são possíveis.



**Fig. 50** Profundidades (em  $\mu\text{m}$ ) e diâmetros (em  $\mu\text{m}$ ) máximos obtidos nas áreas de ferro fundido sob diferentes condições de processamento a laser.

A máxima profundidade é obtida na zona central da trilha do feixe laser e depende das condições de trabalho selecionadas para o tratamento. Nos testes realizados com pulsos individuais, a maior profundidade foi obtida na condição L2 ( $190\mu\text{m}$ ) e o maior diâmetro em L5 ( $880\mu\text{m}$ ). A menor profundidade ( $89\mu\text{m}$ ) bem como menor diâmetro ( $590\mu\text{m}$ ) foram encontrados em L6. Mesmo L6 tendo o maior valor de  $W_{ap}$ , se comparado com as demais condições, seu valor de  $\Delta H$  desfocaliza o feixe, distribuindo a energia sobre uma superfície que não sofre transformação de fase. Em L1, por exemplo,  $W_{ap}$  é menor do que em L6, mas seu valor de  $\Delta H$  é também bem menor, propiciando maiores valores de diâmetro e profundidade.

Nas figuras a seguir, apresentam-se as micrografias ópticas das seções transversais das áreas submetidas a ESL. Observa-se uma região de aspecto diferenciado (mais clara) onde ocorreu a têmpera a laser. Nas condições L1, L2 e L3, constatou-se a presença de áreas com completa dissolução da grafita, decorrente do processo de fusão. Já nas condições L4, L5 e L6, tem-se a austenização das zonas perlíticas, sem evidência de fusão profunda, caracterizando o endurecimento por transformação. Maiores informações sobre as mudanças de microestrutura serão obtidas com o auxílio de MEV nas amostras com trilhas.



**Fig. 51** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L1). Ataque: Nital 4%.



**Fig. 52** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L2). Ataque: Nital 4%.



**Fig. 53** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L3). Ataque: Nital 4%.



**Fig. 54** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L4). Ataque: Nital 4%.



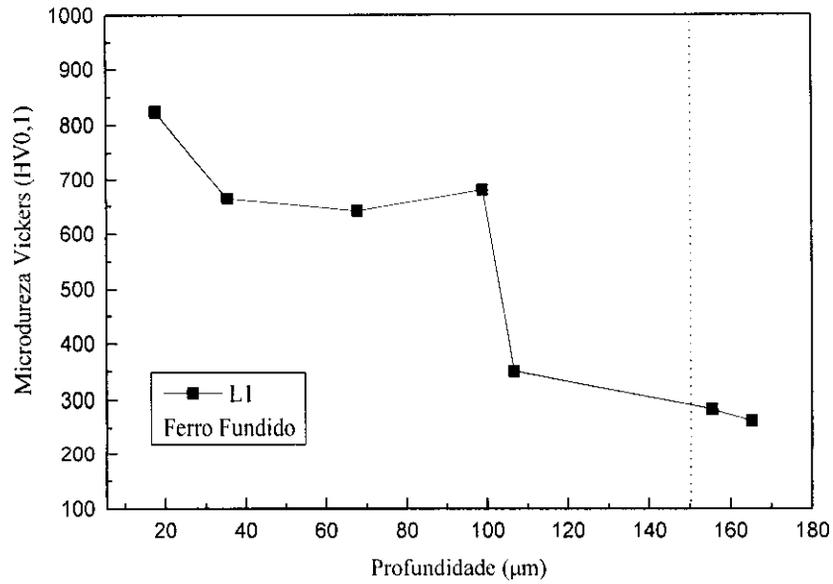
**Fig. 55** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L5). Ataque: Nital 4%.



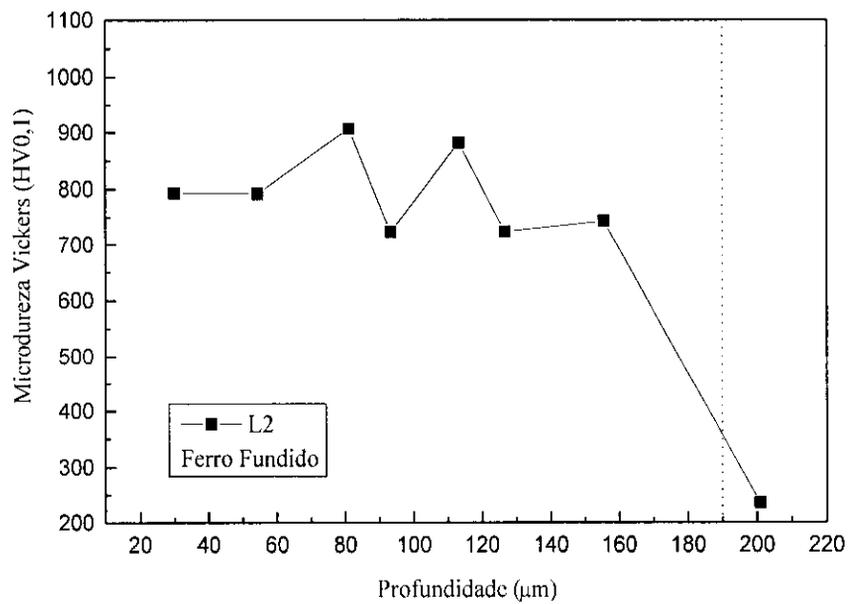
**Fig. 56** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição L6). Ataque: Nital 4%.

A microdureza Vickers da superfície tratada e a forma como ela varia com a profundidade depende da quantidade de austenita transformada em martensita e do teor de carbono contido nela. Sob todas as condições de processamento, verifica-se que a microdureza diminui com a profundidade, sem espalhamento significativo de dados, conforme ilustra os gráficos a seguir, indicando o refinamento e a homogeneidade da estrutura resultante do ESL. De modo geral, verifica-se o decréscimo da dureza na zona de transição entre a zona endurecida e a matriz, delimitada por uma linha pontilhada presente nos gráficos.

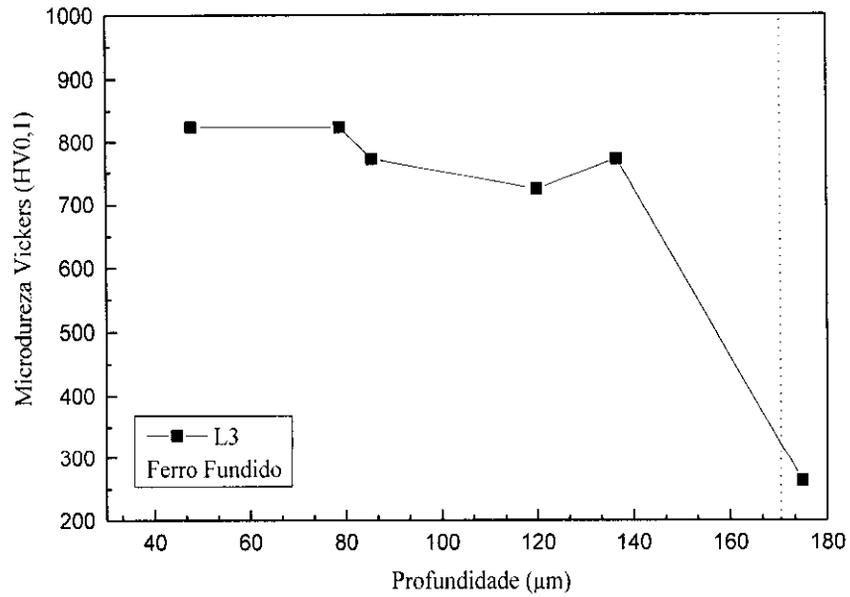
Os valores de microdureza após tratamento térmico a laser variaram na faixa de 600-1000HV, enquanto a microdureza do substrato permanecia na faixa de 240-250HV. A melhor condição de processamento para pulsos individuais encontrada foi L4, pois apresenta nível médio de microdureza em torno de 950HV a profundidade de até 110 $\mu$ m.



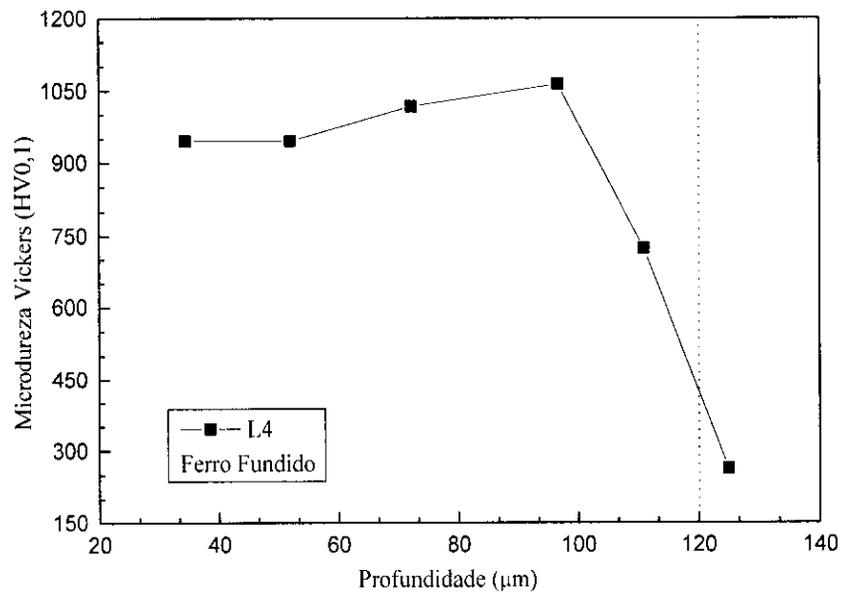
**Fig. 57** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L1.



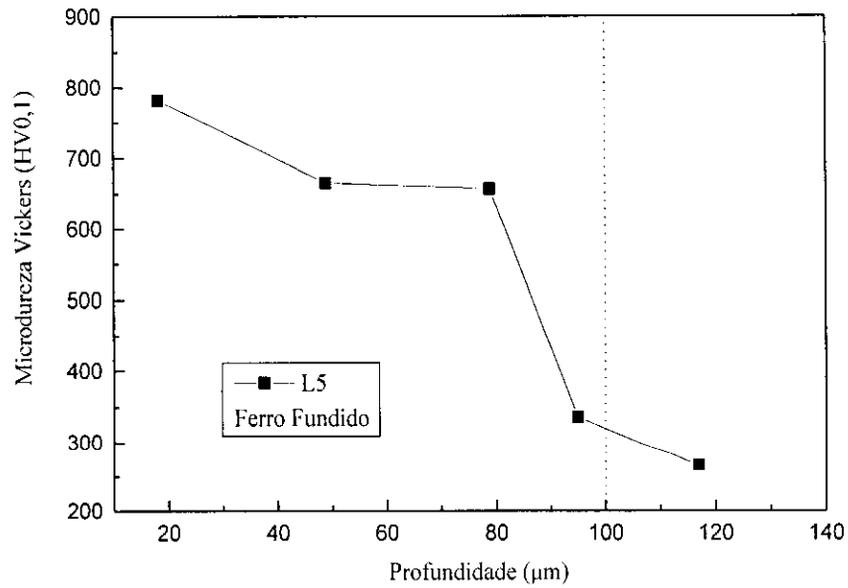
**Fig. 58** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L2



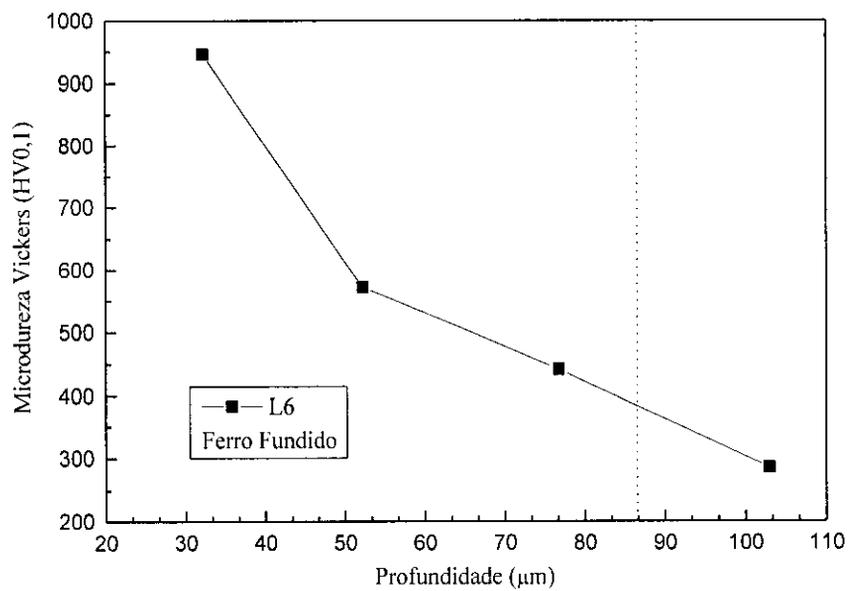
**Fig. 59** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L3.



**Fig. 60** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L4.



**Fig. 61** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L5.



**Fig. 62** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de ferro fundido. Condição L6.

### VI.3.2 COM TRILHAS

Considerando os resultados obtidos na incidência de laser em forma de pulsos individuais, escolheram-se as seguintes condições de processamento para aplicação de trilhas através da sobreposição de pulsos nas amostras de ferro fundido cinzento:

**Tab. IX** Condições de processamento para a aplicação de trilhas nas amostras de ferro fundido.

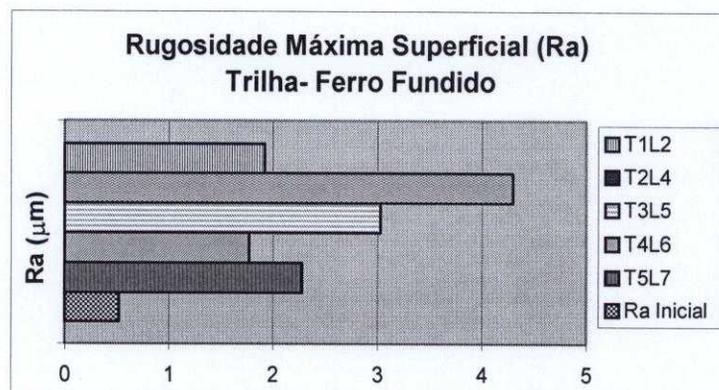
Trilha	Taxa de sobreposição* TS (%)	Velocidade de varredura** V (mm/min)	Parâmetros de processo	Densidade de Energia Aparente depositada por cada pulso*** $D_{ap}$ (J/cm <sup>2</sup> )	$\Delta H$ (mm)
T1L2	15	542	Idem L1 (Tabela VIII)	930	5,8
T2L4		544	Idem L2 (Tabela VIII)	909	7,8
T3L5		576	Idem L3 (Tabela VIII)	826	8,8
T4L6		384	Idem L4 (Tabela VIII)	1858	9,9
T5L7		384	Largura temporal:10ms Frequência:13 Hz Energia: 5,6J	1858	11,8

\* Valor escolhido para cálculo da velocidade de varredura V; Para se evitar o efeito de revenimento, optou-se por uma baixa taxa de sobreposição.

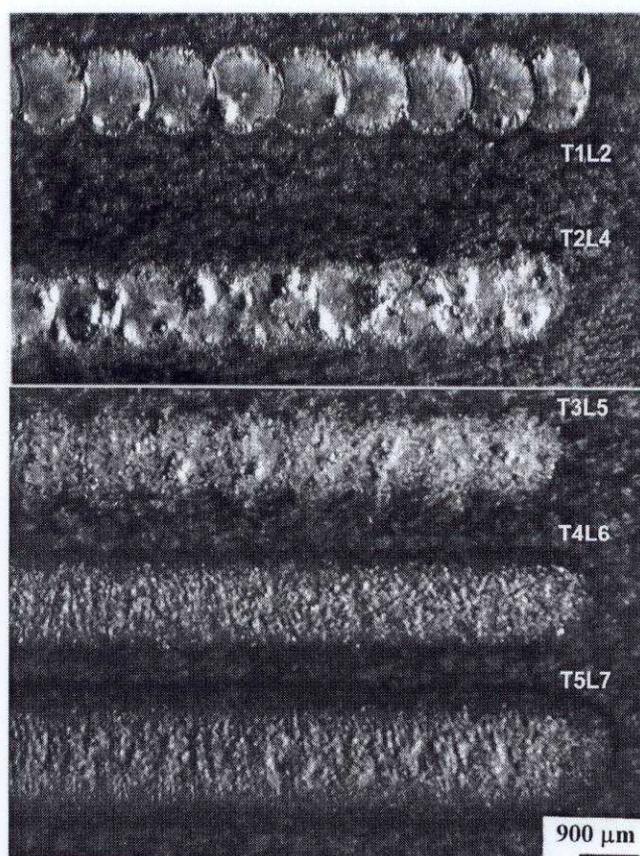
\*\* Valor calculado de acordo com a equação 6.

\*\*\* Valor calculado de acordo com equação 7.

Inicialmente, optou-se por trabalhar com uma rugosidade máxima superficial (Ra) baixa para que as medidas de microdureza não fossem influenciadas. Embora se tenha atingido valores de Ra quase oito vezes maiores do que o valor de Ra inicial, como apresentado na Figura 63, esses valores de Ra, dispensam usinagem posterior. As macrografias das trilhas estão apresentadas na Figura 64.



**Fig. 63** Variação da rugosidade superficial nas trilhas laser das amostras de ferro fundido.



**Fig. 64** Macrografia das trilhas de ferro fundido cinzento segundo as condições da Tabela IX.

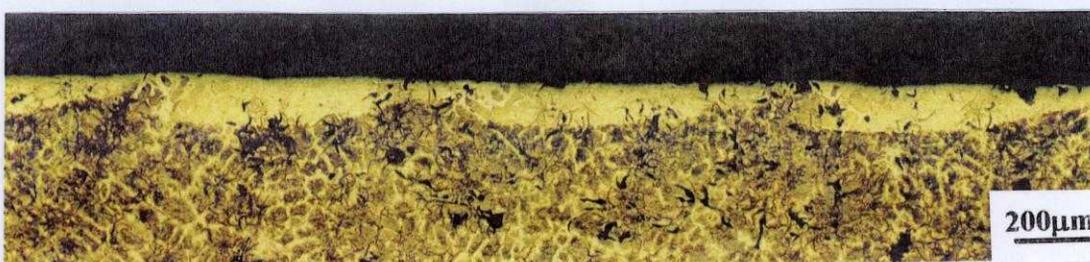
Nas Figuras a seguir, apresentam-se as micrografias referentes às trilhas laser nas amostras de ferro fundido cinzento. Embora se tenha a mesma taxa de sobreposição, percebe-se uma diferença de espaçamento entre os pulsos nas condições estabelecidas para o tratamento. Isso se deve às diferenças de velocidade de varredura e do valor de  $\Delta H$ , e conseqüentemente, à influência do calor residual.



**Fig. 65** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T1L2).Ataque: Nital 4%.



**Fig. 66** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T2L4).Ataque: Nital 4%.



**Fig. 67** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T3L5).Ataque: Nital 4%.



**Fig. 68** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T4L6).Ataque: Nital 4%.



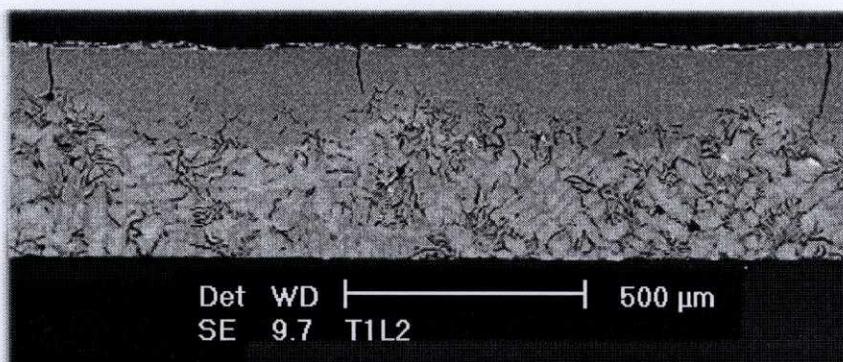
**Fig. 69** MO da seção transversal da área de ferro fundido (condição T5L7).Ataque: Nital 4%.

Em T1L2 (Figura 65), obteve-se uma zona solidificada altamente homogênea com uma visualização nítida da sobreposição dos pulsos. Neste caso, o calor residual favoreceu intensamente a  **fusão**, chegando a causar o aparecimento de trincas que se propagam perpendicularmente à superfície. O número de trincas aumenta com a espessura da camada fundida.

Em T2L4 (Figura 66) e T3L5 (Figura 67), percebe-se a ocorrência simultânea de  **fusão e endurecimento por transformação**, em diferentes proporções. Em T2L4, a energia fornecida pelo laser causou mais fusão do que endurecimento por transformação, ao contrário para T3L5. Nos dois casos, a fusão não propiciou o aparecimento de trincas. Em T2L4, os pulsos estão equidistantes, e em T3L5, eles se encontram justapostos.

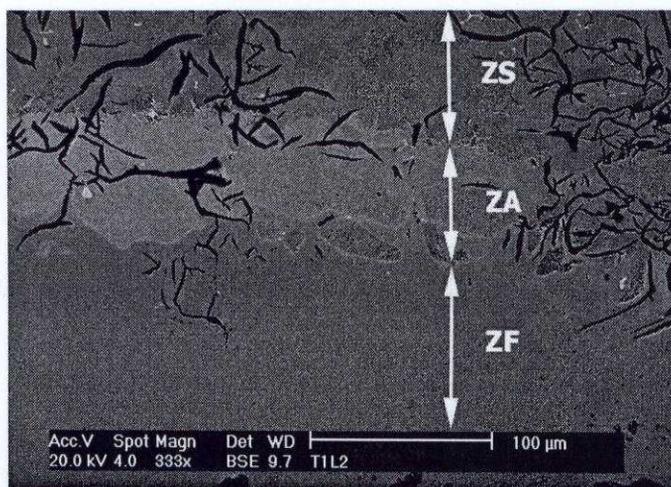
Já em T4L6 (Figura 68) e T5L7 (Figura 69), não se vê perfeitamente o contorno dos pulsos, pois o que prevaleceu nestas condições foi o  **endurecimento por transformação**, não a fusão, o que dificulta o delineamento dos pulsos.

Uma análise mais detalhada da microestrutura após tratamento térmico a laser foi feita por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Como nas micrografias ópticas, as micrografias eletrônicas das amostras atacadas por Nital 4% não permitiram uma análise precisa quanto à mudança de microestrutura, como ilustra a Figura 70. Desta forma, variações de composição nos ataques químicos foram testadas e obteve-se o melhor resultado com uma solução de 50ml de Nital 5%, 45ml de Picral 4% e 5ml de HCl.



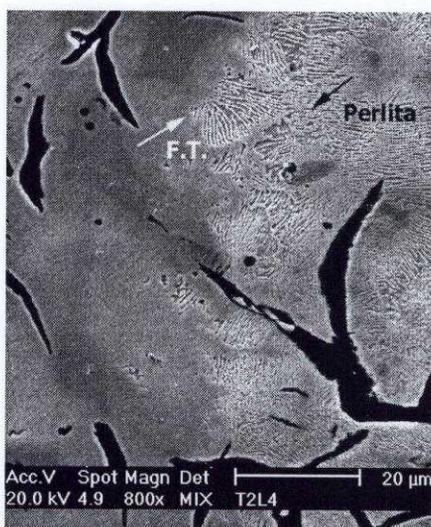
**Fig. 70** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons secundários) da amostra de ferro fundido após incidência de trilha laser na condição T1L2. Ataque: Nital 4%.

O efeito do endurecimento a laser do ferro fundido cinzento depende das mudanças microestruturais na matriz e suas transformações são condicionadas pela solubilização da grafita. Assim, constatou-se a presença de três áreas distintas: a) Zona fundida, onde há a completa dissolução da grafita; b) Zona de austenização, onde tem-se dissolução parcial da grafita; e c) Zona não afetada (substrato), onde não há alteração da microestrutura, conforme ilustra Figura 71.



**Fig. 71** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) da amostra de ferro fundido após incidência de trilha laser na condição T1L2. Ataque: Nital 5% + Picral + HCl; ZF: Zona fundida, ZA: Zona de austenização, ZS: Zona não afetada, substrato.

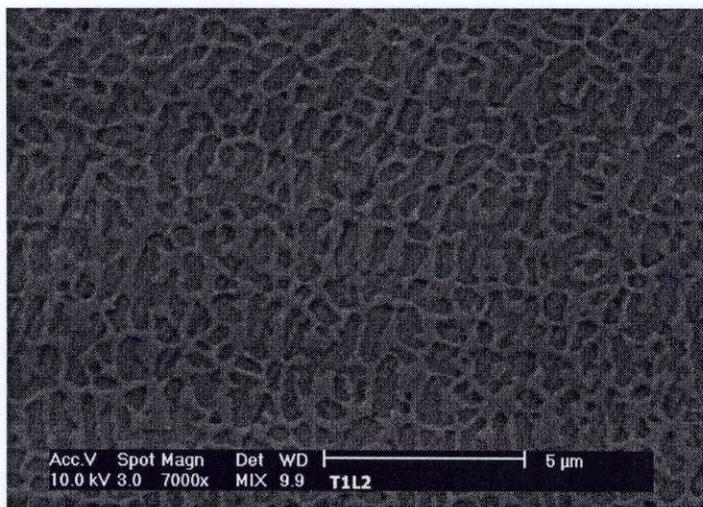
A transição do substrato para a área onde incidiu-se o laser se dá na posição da transformação das colônias de perlita em austenita (austenização), como mostrado na Figura 72. Essa transformação é tão mais rápida quanto menor for o espaçamento da perlita, pois assim há o favorecimento da difusão do carbono. A fusão a laser contribui para a completa dissolução dos carbeto primários, aumentando assim o teor de carbono na matriz, ao passo que na região de austenização visualiza-se o carbeto não dissolvido.



**Fig. 72** Micrografia eletrônica de varredura (mix de elétrons secundários e retroespalhados) mostrando a frente de transformação (F.T.) da perlita em austenita, com o resfriamento, martensita). Condição T2L4. Ataque: Nital 4%.

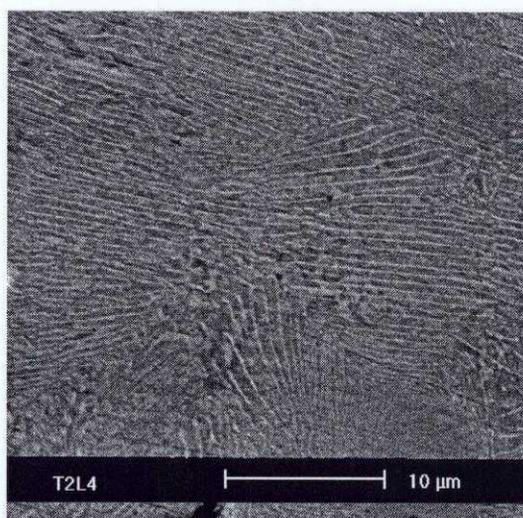
A extensão da transformação austenita/martensita depende dos parâmetros de processamento a laser usados. Quando a temperatura de fusão do material tratado é alcançada, há a completa solução da cementita e ferrita da perlita. O aumento de temperatura causa a dissolução da grafita e a temperatura de fusão do material diminui.

Na condição T1L2, houve a fusão completa da zona tratada que deu origem a uma microestrutura de solidificação eutética de estrutura interdendrítica, parcialmente transformada em martensita, denominada ferro branco, conforme ilustrado na Figura 73 obtida pela análise via MEV.



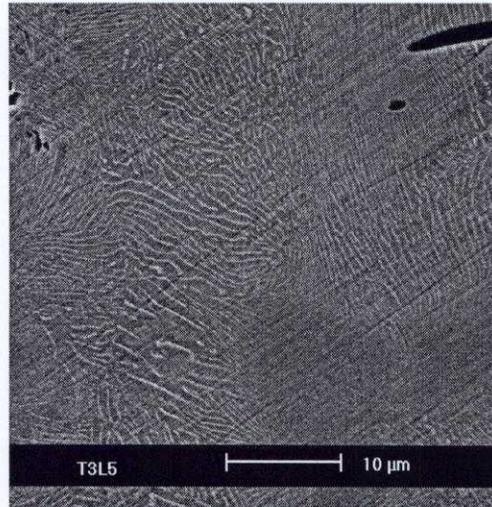
**Fig.73** Micrografia eletrônica de varredura (mix de elétrons secundários e retroespalhados) apresentando a microestrutura do ferro fundido após a refusão a laser (ferro branco). Condição: T1L2; Ataque: Nital 5% + Picral + HCl.

Nas condições nas quais ocorre a austenização das zonas perlíticas, caracteriza-se o endurecimento por transformação. Essas zonas austenizadas, localizadas logo abaixo da zona de fusão, que pode ou não ocorrer, sofrem transformações martensíticas durante resfriamento. Na condição T2L4, o ciclo de aquecimento foi suficiente para a austenização, produzindo assim uma estrutura com características lamelares bem diferentes da estrutura lamelar original da perlita, conforme ilustra a Figura 74.



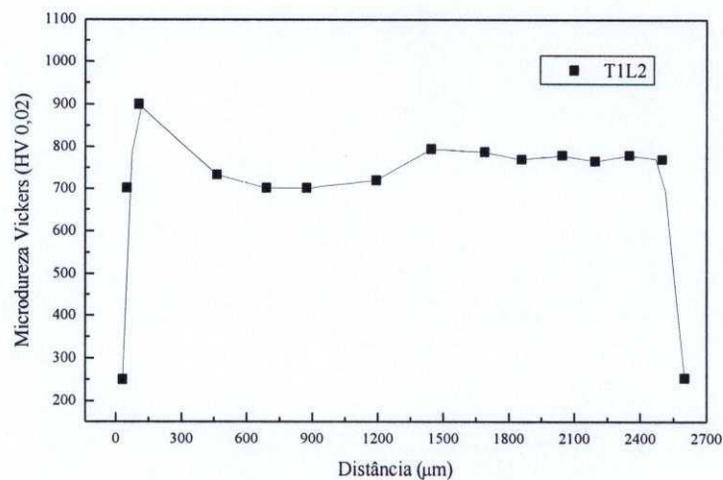
**Fig. 74** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) do ferro fundido na condição T2L4. Ataque: Nital 5% + Picral + HCl.

Já para o ferro fundido na condição T3L5, o ciclo térmico menos severo produziu uma estrutura com aparência remanescente da estrutura lamelar original da perlita, e dissolução incompleta da cementita, conforme ilustra a Figura 75. O mesmo tipo de microestrutura foi encontrada em T4L6 e T5L7.

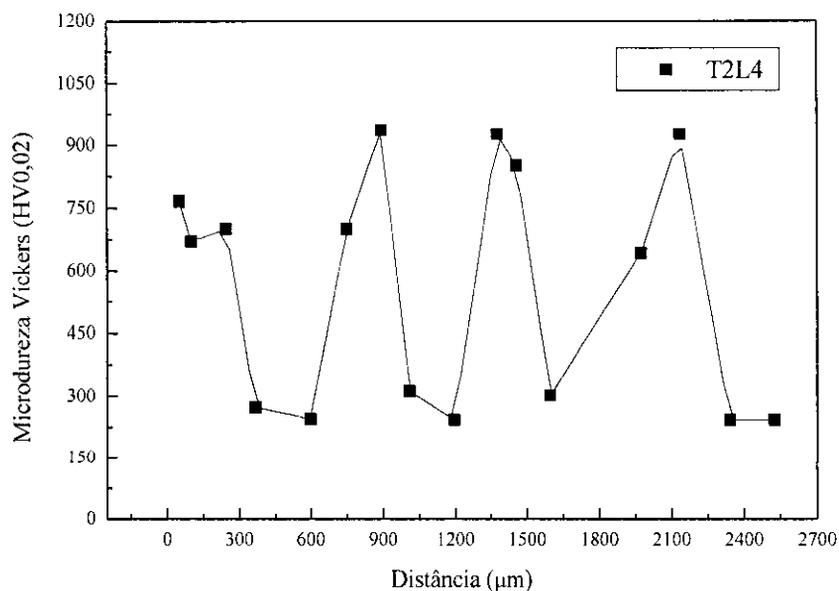


**Fig. 75** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) do ferro fundido da condição T3L5. Ataque: Nital 5% + Picral + HCl.

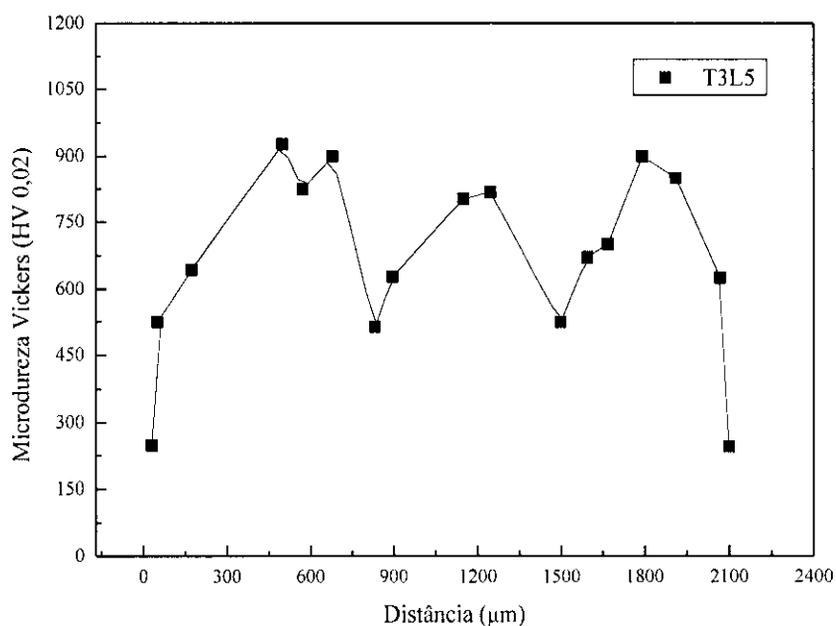
Um pré-requisito para uma camada endurecida homogênea ao longo de uma trilha é uma densidade de potência absorvida estacionária. Na prática, contudo, flutuações na potência de saída do laser e a absorvidade da superfície resultam em mudanças do fluxo de potência absorvida ao longo da trilha e mesmo sobre condições de processo quase estacionário. A variação não sistemática dos valores de microdureza nas amostras de ferro fundido após incidência de trilhas está apresentada nos gráficos das figuras a seguir.



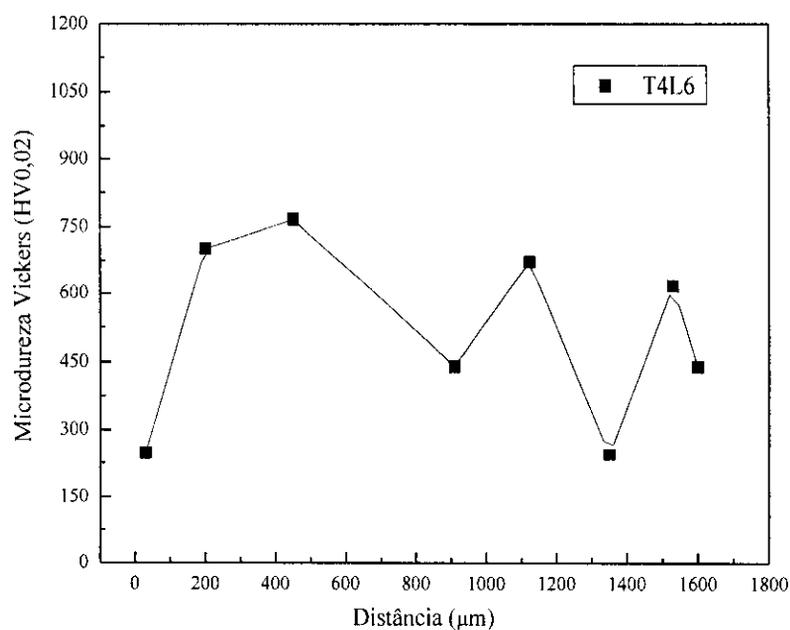
**Fig. 76** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T1L2.



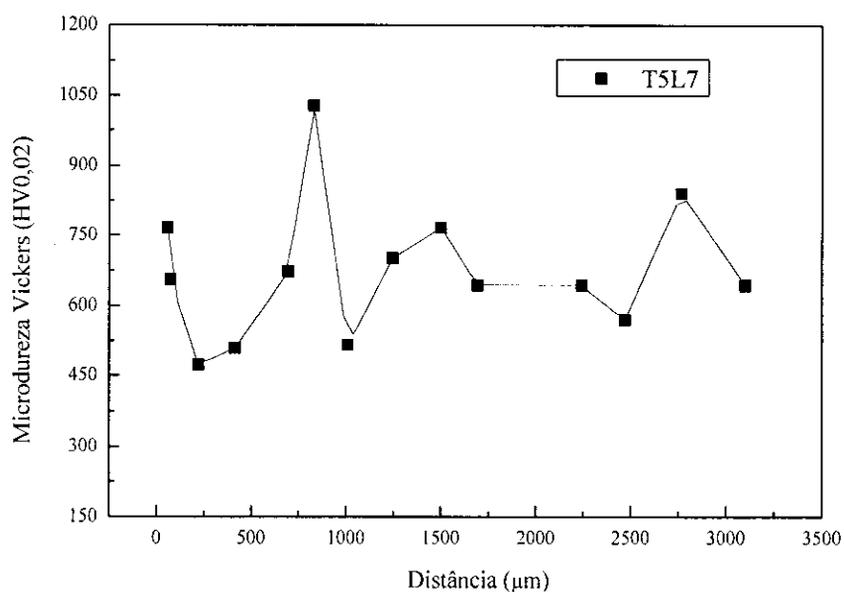
**Fig. 77** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T2L4.



**Fig. 78** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T3L5.



**Fig. 79** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T4L6.



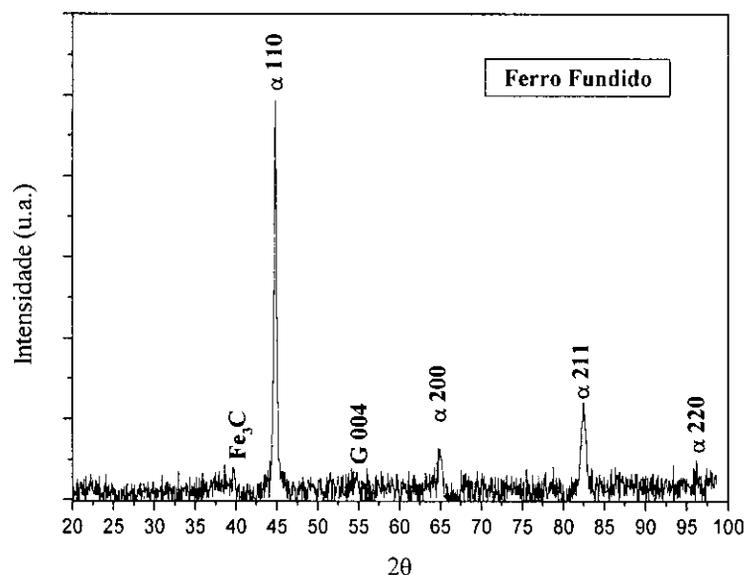
**Fig. 80** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de ferro fundido. Condição T5L7.

A camada refundida (condição T1L2) apresenta um perfil de microdureza mais uniforme e valores mais elevados desta propriedade (Figura 76), devido à microestrutura apresentar uma distribuição homogênea do carbono como resultado de uma agitação vigorosa do material dentro da poça líquida decorrente da taxa de resfriamento muito alta.

Em T2L4 e T3L5, atingiram-se valores de microdureza maiores ou próximos aos de T1L2. Em T4L6 e T5L7, como prevalece o endurecimento por transformação, os valores de microdureza são menores, em torno de 700 HV.

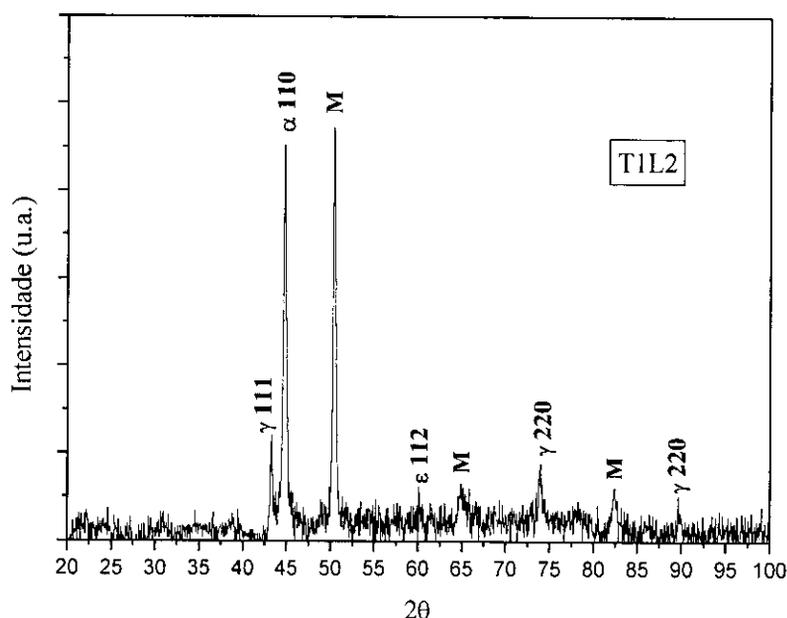
Diferentemente de T1L2, as demais condições não apresentaram um perfil uniforme devido às diferenças de solubilidade da cementita e da grafita lamelar que leva a condições de austenização muito heterogêneas. Além disso, tem-se diferença de espaçamento de pulsos e o efeito de revenimento propiciado pela sobreposição de trilhas, que é mais forte na zona de austenização e resulta em durezas de valores intermediários, 400-650HV. Assim, os valores de microdureza obtidos variam de 450 a 1050 HV, dependendo das condições de processamento.

Uma análise complementar da microestrutura é a que se refere às fases presentes no material como recebido e no material endurecido a laser. Desta forma, são apresentados os resultados obtidos por difração de raios-X nas figuras a seguir. Convém mencionar que a martensita, fase resultante do resfriamento brusco da austenita, é uma fase metaestável de estrutura tetragonal de corpo centrado, uma forma distorcida do ferro cúbico de corpo centrado. Na Figura 81, apresenta-se o difratograma do ferro fundido como recebido. Verifica-se a presença do Fe- $\alpha$ , da cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) e da grafita (G).



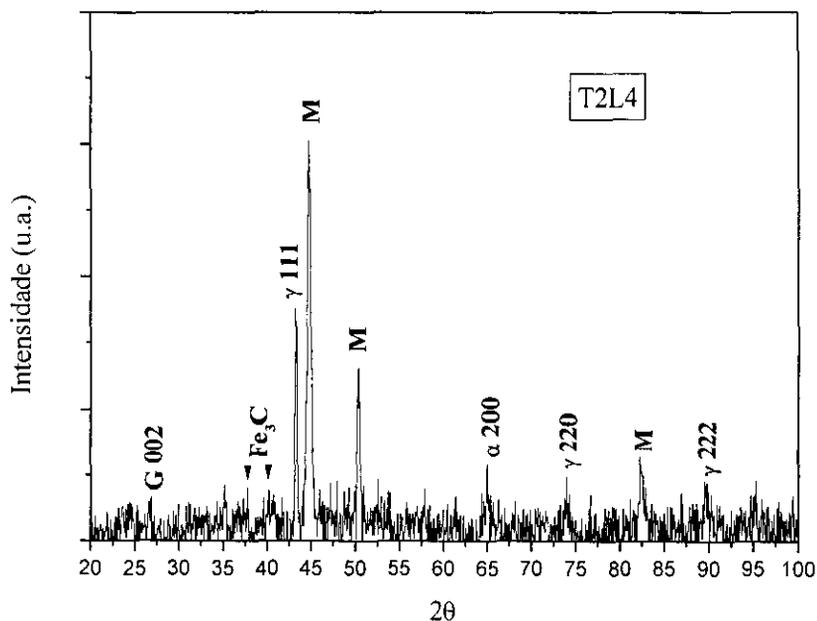
**Fig.81** Difratograma do ferro fundido cinzento como recebido.

Na Figura 82, apresenta-se o difratograma do ferro fundido na condição de processamento T1L2. De acordo com análise microestrutural feita previamente, trata-se de endurecimento por refusão. Neste caso, a austenita retida aparece na zona refundida e verifica-se o desaparecimento da cementita e da grafita, devido ao processo de solubilização, e o aparecimento de uma fase *epsilon*, uma variação da martensita. De acordo com a literatura [RUHL et. al., 1969], a fase *epsilon*, encontrada em amostras de Fe-C-Si com composição próxima à eutética solidificadas rapidamente, tem forma hexagonal compacta e se forma devido à deformação da austenita supersaturada em C e Si.

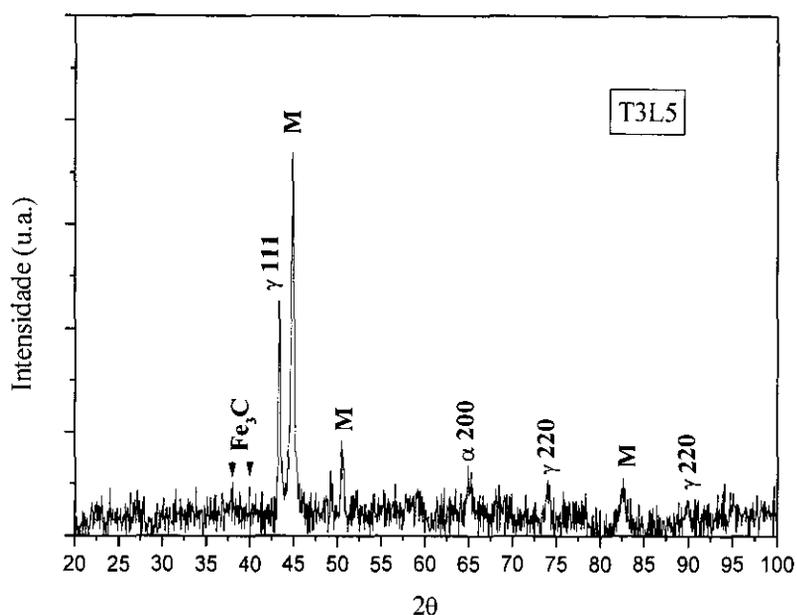


**Fig.82** Difratograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T1L2.

Nas Figuras 83 e 84, verifica-se além da fase alfa, a presença da austenita retida e o aparecimento de contribuições da cementita para o espectro, decorrentes da transformação parcial da perlita, ou seja, o líquido interdendrítico se solidifica como o eutético Fe-Fe<sub>3</sub>C. Em T2L4, a intensidade relativa dos picos de γ111/ α200 é maior que em T3L5 comprovando análise anterior de que em T2L4 tem-se mais fusão do que endurecimento por transformação, ao contrário de T3L5.



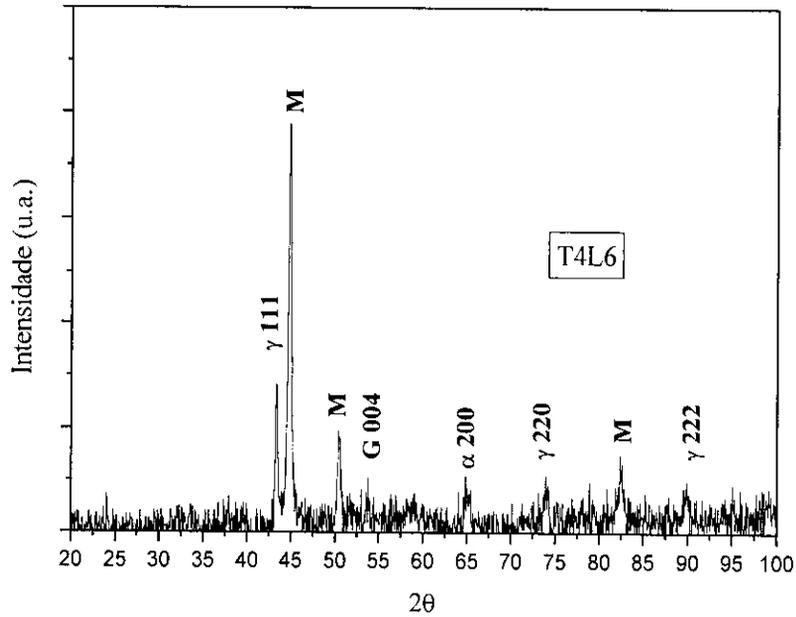
**Fig.83** Difratoograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T2L4.



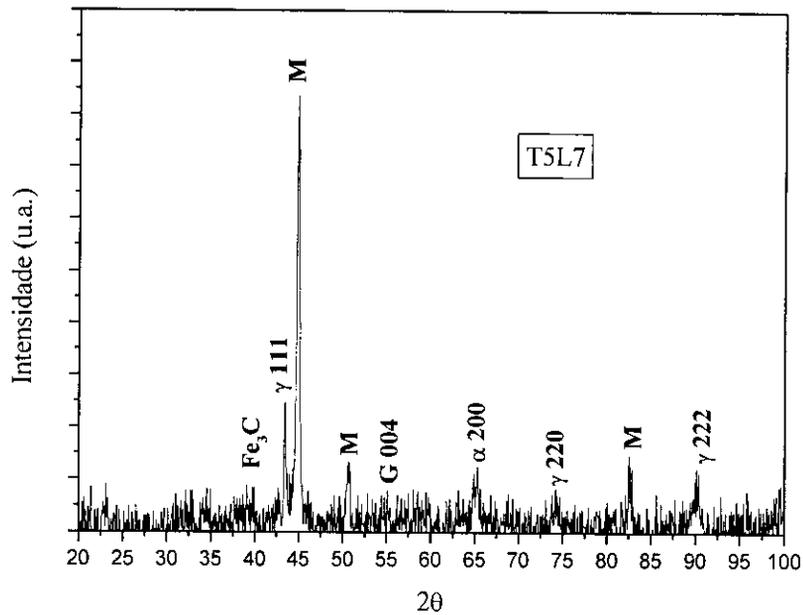
**Fig.84** Difratoograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T3L5.

Nas Figuras 85 e 86, observam-se os difratogramas das amostras de ferro fundido nas condições T4L6 e T5L7, ou seja, as que sofreram endurecimento por transformação. Verifica-se que, além dos picos de austenita retida, tem-se os picos de grafita, já que a

temperatura atingida no processamento não foi suficiente para dissolver o carbono totalmente. Além disso, a intensidade relativa da fase  $\alpha$ 110 em relação a  $\gamma$ 111 é maior em relação aos difratogramas anteriores, menos o da condição T1L2.

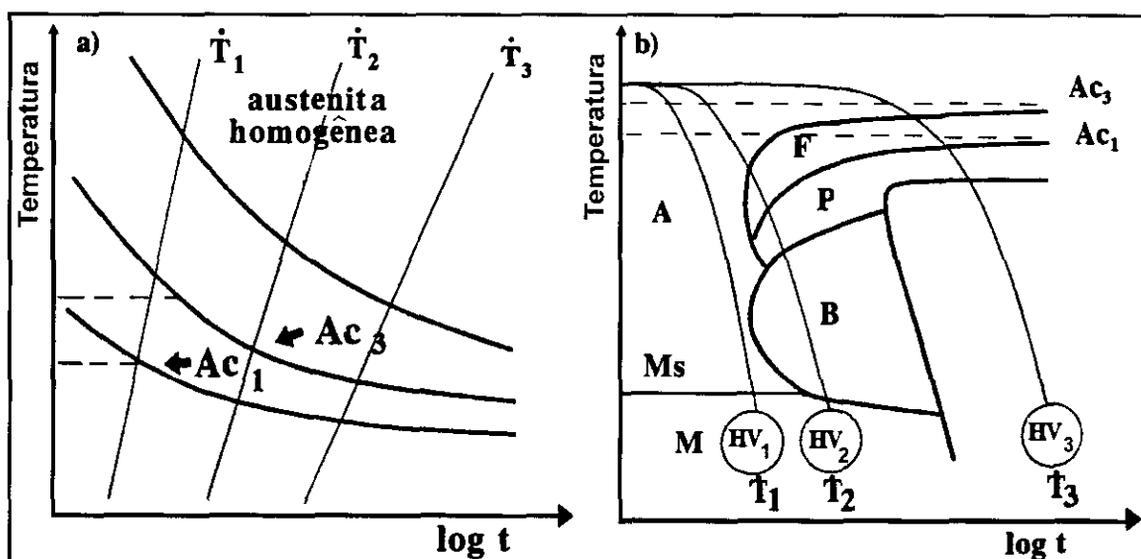


**Fig. 85** Difratograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T4L6.



**Fig.86** Difratograma do ferro fundido cinzento endurecido a laser segundo a condição de processamento T5L7.

Durante o período de aquecimento, um alto gradiente de temperatura é constituído na zona de superfície. A área aquecida é subsequente e rapidamente resfriada por condução de calor para o interior da peça depois que o feixe passa. As mudanças microestruturais que ocorrem quando o ferro fundido é temperado do estado austenítico à temperatura ambiente podem ser observadas nos diagramas TTA (Transformação-Temperatura-Austenização) e TTT (Transformação-Temperatura-Tempo) para resfriamento contínuo, como ilustra a Figura 87. Os diagramas TTT consideram um certo tempo na temperatura de austenização que não é o mesmo fornecido pelo tratamento a laser ou outras técnicas de ciclo térmico curto, por isso uma extrapolação é necessária. Devido às altas taxas de resfriamento ( $10^4$  a  $10^6$  °C/s) fornecidas pelo laser, a transformação se dá em tempos bem menores do que no processo de tempera convencional, originando martensita refinada, dificilmente obtida por outros processos.



**Fig. 87** (a) Diagrama TTA, onde Ac é a temperatura de transformação crítica (b) Diagrama TTT para uma liga ferrosa de alto carbono.

Em ESL, as taxas de resfriamento obtidas por condução para dentro do substrato são altas o suficiente para provocar auto-têmpera permitindo que a austenita seja parcialmente transformada em martensita. O volume ocupado por esta fase martensítica é maior do que a ocupada pela austenita. Assim, há expansão da rede quando a transformação de fase ocorre e o volume circundante não afetado induzirá tensões residuais compressivas na superfície, resultando em melhora da resistência ao impacto e ao desgaste tão bem quanto da resistência à fadiga [BARRALIS *et al.*, 1990]. A transformação da austenita em martensita consiste em um mecanismo de cisalhamento e não de difusão, característico de algumas

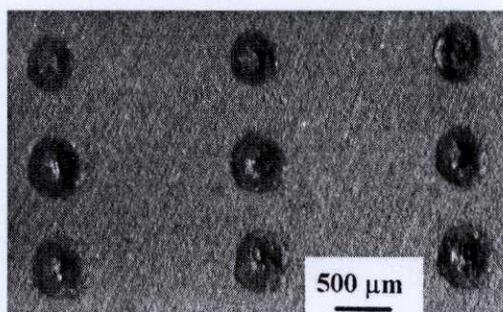
mudanças microestruturais, como, por exemplo, a homogeneização do carbono na austenita e a decomposição da austenita em ferrita e perlita [ASBHY, 1994].

O período relativamente curto no qual a camada está acima de  $A_{c3}$  pode levar à austenização incompleta já que o tempo de difusão do carbono pode ser insuficiente. Portanto, a distribuição do carbono no substrato tem uma influência essencial na seqüência espacial das microestruturas e nos resultados das características de endurecimento. No interior da região martensítica, junto à superfície, medidas de microdureza indicaram que o teor de carbono decresce do centro para a periferia. Assim, o gradiente térmico é diferente nos elementos de volume a diferentes profundidades abaixo da superfície e uma seqüência complexa de microestruturas é gerada da superfície ao centro do material [(SILVA *et al.*, 2000:a)].

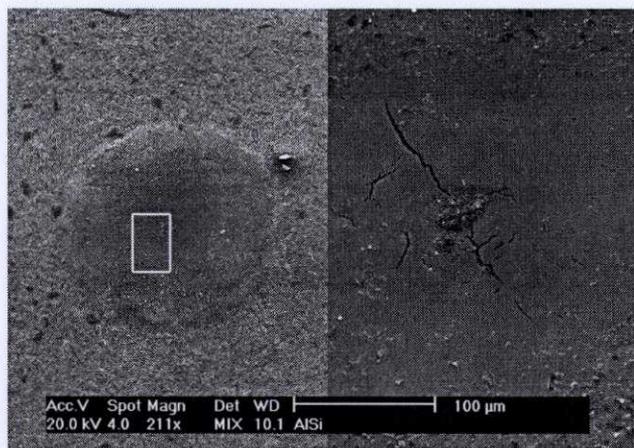
#### IV.4 RESULTADOS DO ESL NAS AMOSTRAS DE Al-Si

##### IV.4.1 COM PULSOS INDIVIDUAIS

Através da análise macroscópica das amostras da liga de Al-Si, verificou-se, como no caso do ferro fundido, um mínimo grau de oxidação e uma pequena modificação na rugosidade da superfície (Figura 88). Neste caso, porém, como o endurecimento por transformação não ocorre para as ligas de Al, utilizou-se o laser para refundir a liga de Al-Si. Por isso, tem-se fusão em todas as áreas afetadas pelo laser, e, em alguns casos, algumas trincas foram observadas. Na Figura 89, obtida por MEV, tem-se a melhor visualização das trincas.



**Fig. 88** Macrografia de uma amostra de Al-Si após incidência de pulsos individuais.



**Fig. 89** Micrografia, obtida por MEV (mix de elétrons secundários e retroespalhados), da amostra de Al-Si após incidência de pulsos individuais.

Para a liga de Al-Si, várias condições de processamento foram testadas (Tabela X), pois se trata de um material de baixa absorvidade e sem transformação alotrópica.

**Tab. X** Condições de processamento para a aplicação de pulsos individuais em amostras da liga de Al-Si.

<b>Parâmetros do processo</b>	<b>Testes Al-Si</b>	<b><math>\Delta H</math> (mm)</b>	<b><math>W_{ap}</math> (kW/cm<sup>2</sup>)</b>
Largura temporal: 12,3ms Frequência: 13Hz Energia: 5,6J Ressonador para solda; Fonte em paralelo Atmosfera controlada: Argônio	<b>LA</b>	4,8	236
	<b>LB</b>	3,8	164
	<b>LC</b>	3,3	174
Largura temporal: 13,7ms Frequência: 12 Hz Energia: 6,2J Ressonador para solda; Fonte em paralelo Atmosfera controlada: Argônio	<b>LD</b>	2,8	145
Largura temporal: 14,8ms Frequência: 11 Hz Energia: 6,7J Ressonador para solda; Fonte em paralelo Atmosfera controlada: Argônio	<b>LE</b>	2,8	226
Largura temporal: 10ms Frequência: 13 Hz Energia: 5,6J Ressonador para solda; Fonte em série Atmosfera controlada: Argônio	<b>LF</b>	4,8	139
Largura temporal: 10ms Frequência: 11 Hz Energia: 6,5J Ressonador para solda; Fonte em paralelo Atmosfera controlada: Argônio	<b>LG</b>	6,8	242

As micrografias ópticas das seções transversais das áreas da liga de Al-Si submetidas às condições de processamento citadas na Tabela X estão apresentadas nas figuras a seguir, onde é possível a observação do contorno da zona tratada e, em alguns casos, a existência de regiões um pouco mais claras do que outras, apontando a não homogeneidade da zona tratada.

Em LA, LC, LE e LF, obteve-se uma zona tratada uniforme com a completa dissolução e dispersão das partículas de Si e dos intermetálicos. Já para LB, observam-se algumas partículas de Si primário próximas ao contorno da zona tratada, mas com o tamanho drasticamente reduzido. Em LG, o processo de refusão foi ineficiente já que se observam partículas de Si primário com tamanho próximo daquelas presentes na matriz. Em LD, a maioria dos pulsos apresentou características equivalentes aos pulsos da condição LA, mas eventualmente, a refusão propiciou o aparecimento de uma região de estrutura celular dendrítica, desenvolvida durante a solidificação, próxima à superfície, conforme análise feita por MEV (Figura 97).



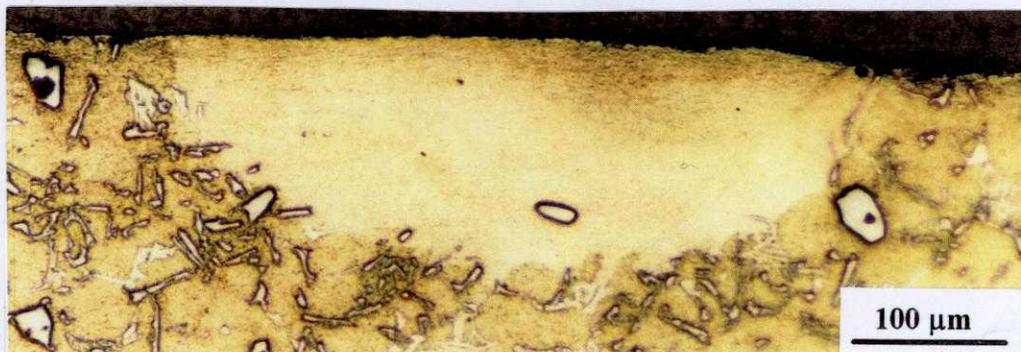
**Fig. 90** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LA). Ataque: HF 5%.



**Fig. 91** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LB). Ataque: HF 5%.



**Fig. 92** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LC). Ataque: HF 5%.



**Fig. 93** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LD). Ataque: HF 5%.



**Fig. 94** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LE). Ataque: HF 5%.

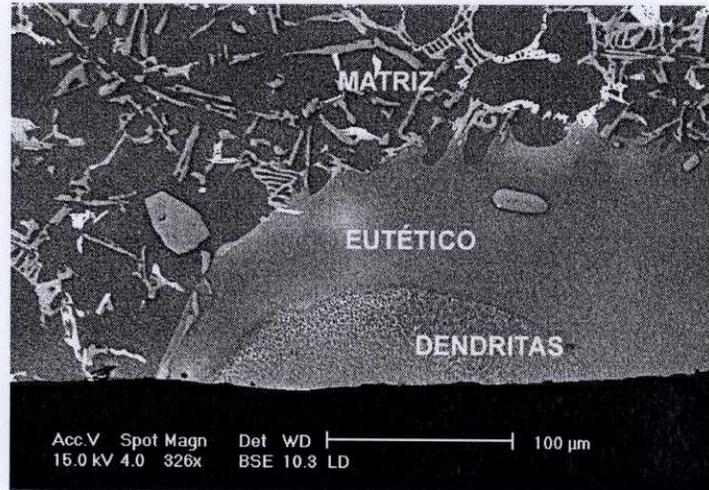


**Fig. 95** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LF). Ataque: HF 5%.



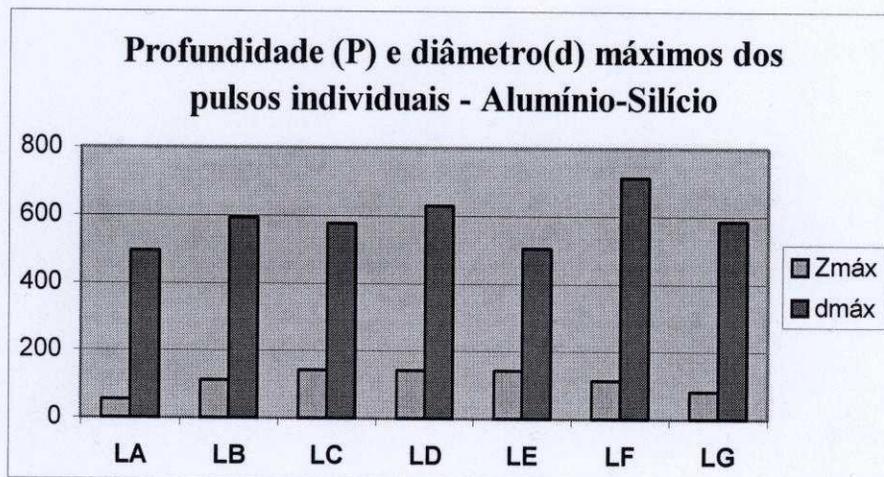
**Fig. 96** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição LG). Ataque: HF 5%.

A probabilidade de ocorrência de dendritas é função da taxa de solidificação e, também, das flutuações da potência de saída do laser. Em acordo com a Figura 15, distinguimos as duas microestruturas possíveis na refusão a laser da liga de Al com 12%: região eutética resolidificada e região de dendritas de Al. Essas regiões, decorrentes da variação da velocidade de solidificação, são apresentadas na Figura 97.



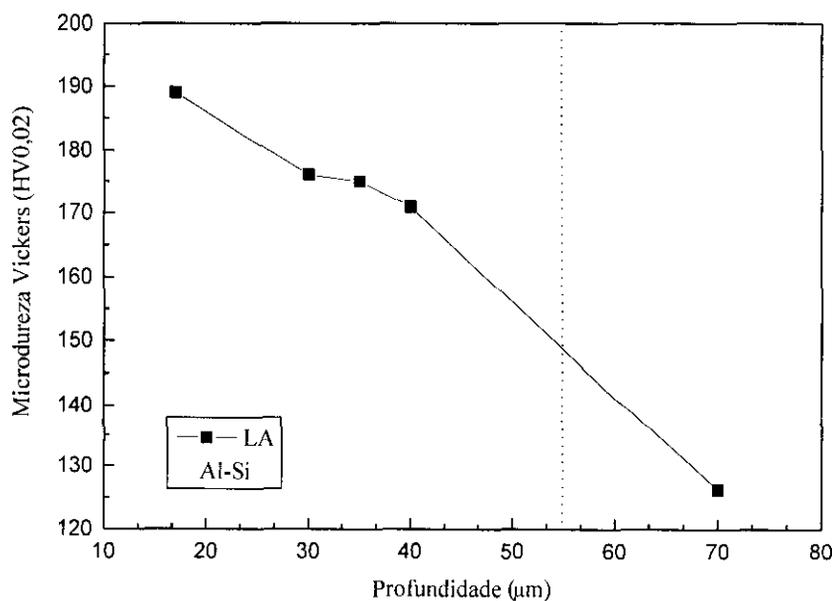
**Fig. 97** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) da seção transversal da área de Al-Si endurecida a laser sob a condição LD de processamento, apresentando a matriz, a região eutética e as dendritas de Al.

A maior profundidade foi conseguida nas condições de LC, LD e LE (143 $\mu\text{m}$ ) e o maior diâmetro em LF (715 $\mu\text{m}$ ). A menor profundidade (54,5 $\mu\text{m}$ ) e o menor diâmetro (495 $\mu\text{m}$ ) foram encontrados na condição LA, conforme Figura 98, já que nesta condição, opera-se com um dos maiores valores de  $\Delta H$ . O maior diâmetro encontrado em LF pode ser correlacionado com o fato de se estar trabalhando com a fonte de alimentação em série o que alterou a velocidade de extração de calor (item III.7), ou seja, o resfriamento foi mais lento.

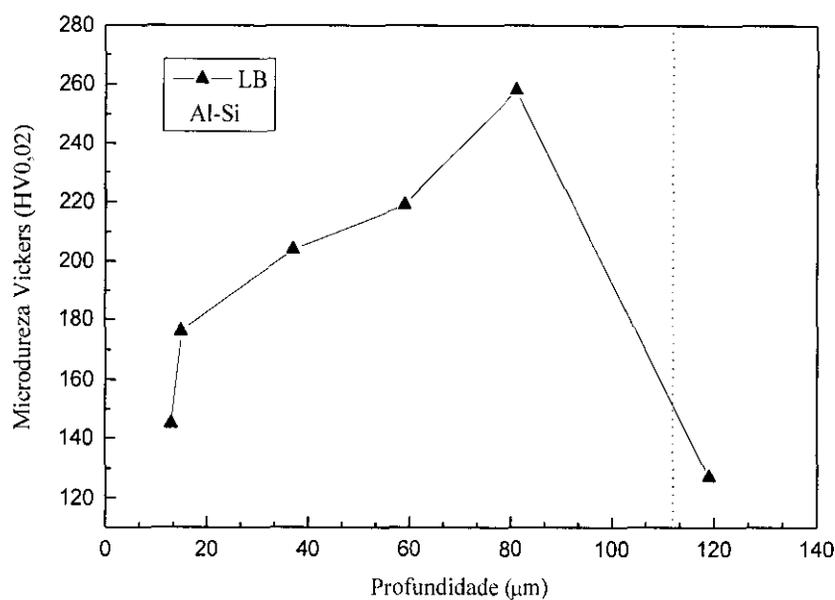


**Fig. 98** Profundidades (em  $\mu\text{m}$ ) e diâmetros (em  $\mu\text{m}$ ) máximos obtidos nas amostras de Al-Si sob as diferentes condições de processamento.

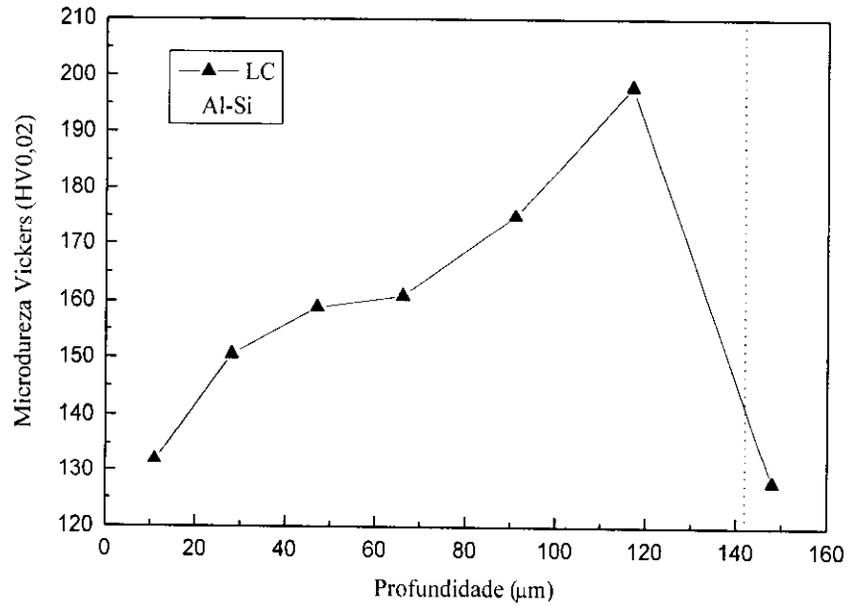
A variação dos valores de microdureza nas amostras de Al-Si, com pulsos individuais, está apresentada nos gráficos das figuras a seguir. As condições LB, LC, LE e LF apresentaram um comportamento diferente de LA, LD, e LG, tendo um aumento de microdureza com o aumento de profundidade, considerando-se a linha central do pulso.



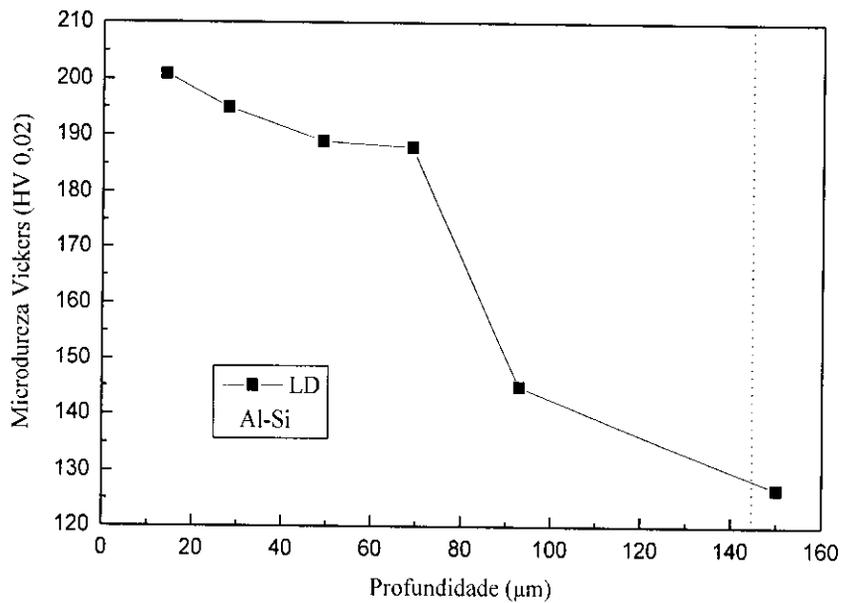
**Fig. 99** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LA.



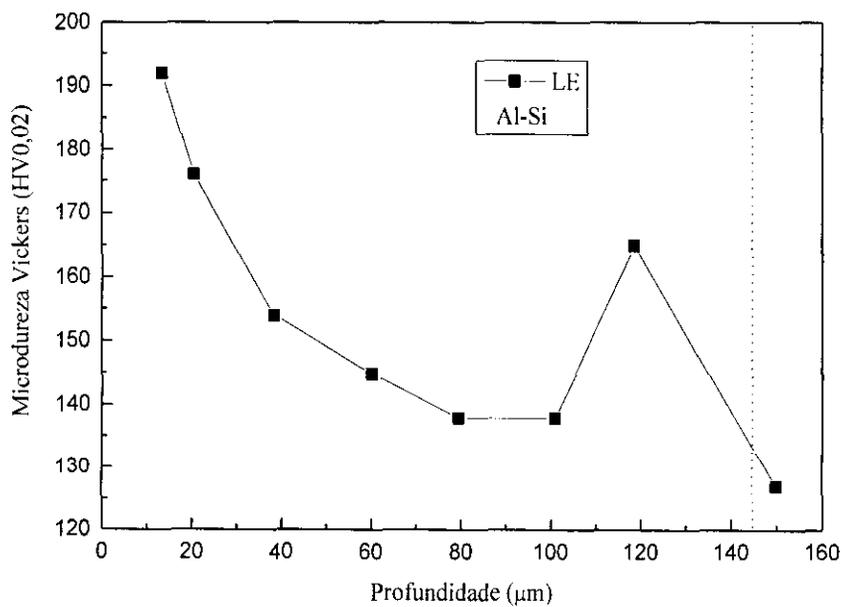
**Fig. 100** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LB.



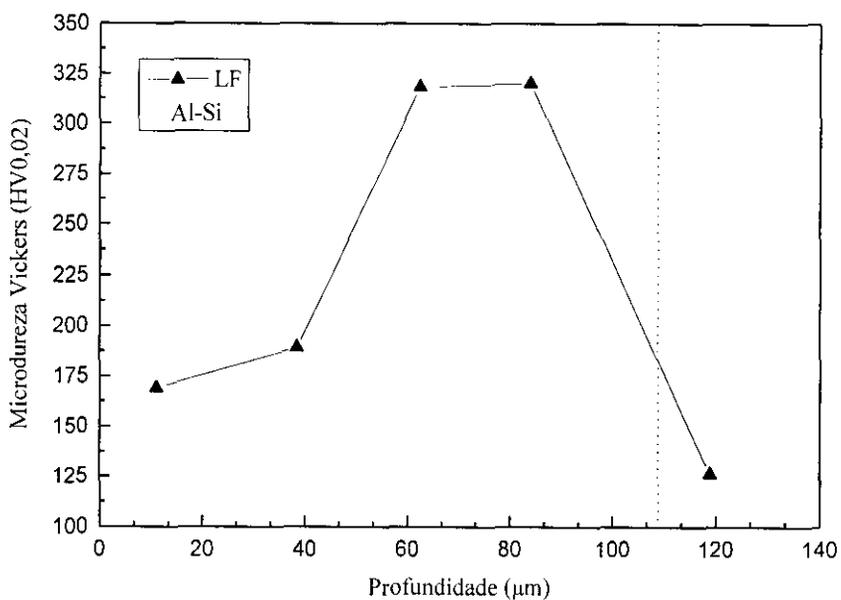
**Fig. 101** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LC.



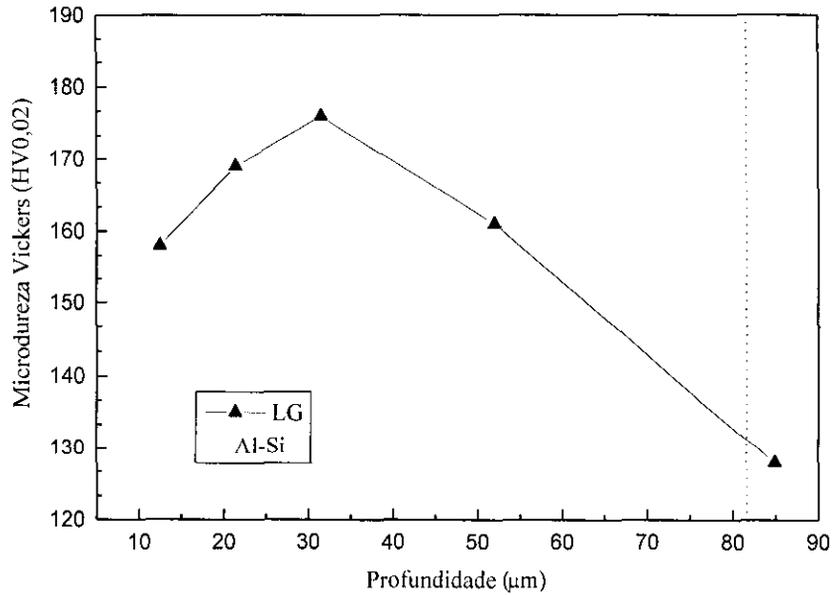
**Fig. 102** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LD.



**Fig. 103** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LE.



**Fig. 104** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LF.



**Fig. 105** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de pulso individual em amostra de alumínio-silício. Condição LG.

A pressuposição da não homogeneidade da zona tratada foi então confirmada após a medição de microdureza, segundo metodologia descrita anteriormente e através de medidas em pontos aleatórios. Constatou-se que a diferença de valores é devido à presença de áreas mais claras, identificadas como eutético rico em silício, onde foram encontrados os maiores valores de microdureza.

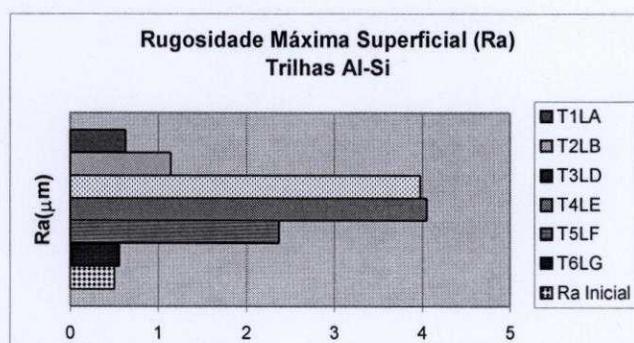
#### IV.4.2 COM TRILHAS

Considerando os resultados obtidos na incidência de pulsos individuais, escolheram-se as condições de processamento listadas na Tabela XI para incidência de trilhas nas amostras da liga de Al-Si.

**Tab. XI** Condições de processamento para a aplicação trilhas nas amostras de Al-Si

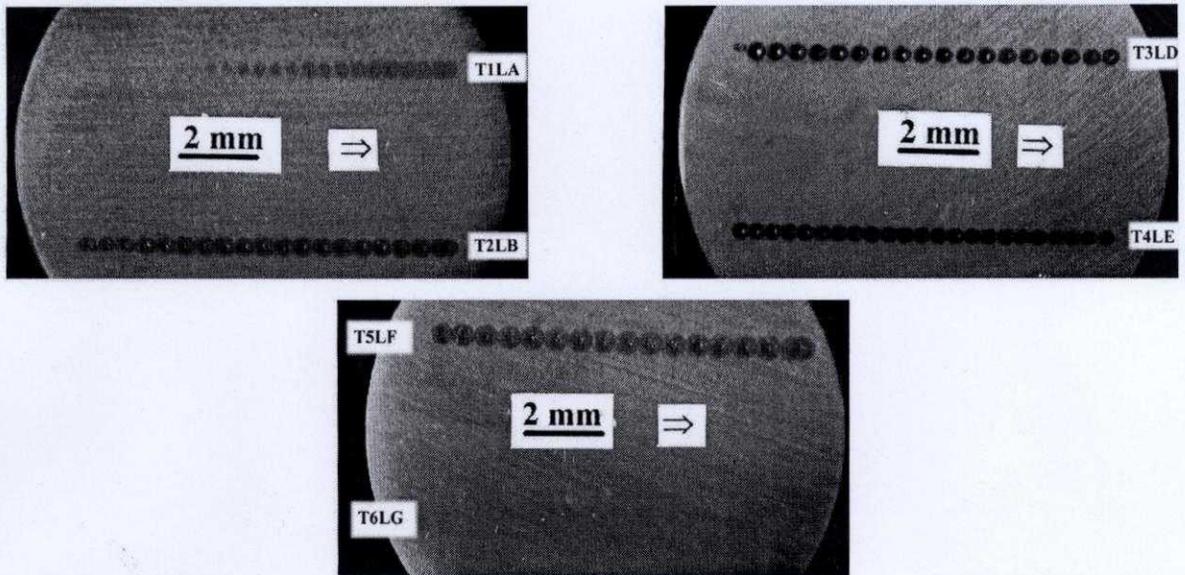
Trilha	Taxa de sobreposição TS (%)	Velocidade de Varredura (mm/min)	Parâmetros de processo	Densidade de Energia Aparente depositada por cada pulso $D_{ap}$ (J/cm <sup>2</sup> )	$\Delta H$ (mm)
T1LA	15	328	Idem LA (Tabela X)	2481	4,8
T2LB		394	Idem LB (Tabela X)	1723	3,8
T3LD		386	Idem LD (Tabela X)	1688	2,8
T4LE		280	Idem LE (Tabela X)	2872	2,8
T5LF		471	Idem LF (Tabela X)	1224	6,8
T6LG		329	Idem LG (Tabela X)	2160	6,8

Após análise da rugosidade superficial, verificou-se que a variação foi maior nas trilhas de condições T3LD e T4LE e que em T6LG a variação foi insignificante, não implicando na necessidade de uma usinagem posterior. Os valores de rugosidade máxima das trilhas estão apresentados na Figura 106.



**Fig. 106** Variação da rugosidade superficial nas trilhas laser das amostras de Al-Si.

As macrografias das trilhas estão apresentadas na Figura 107. Verifica-se que, à medida que o feixe varre a superfície da amostra, o calor residual delinea melhor a trilha. Devido à influência do fluxo bidirecional de argônio no gradiente de temperatura e à velocidade de varredura do feixe, em T1LA, o começo da trilha é quase imperceptível, e em T6LG, verifica-se que o laser não causou nenhuma alteração da superfície.

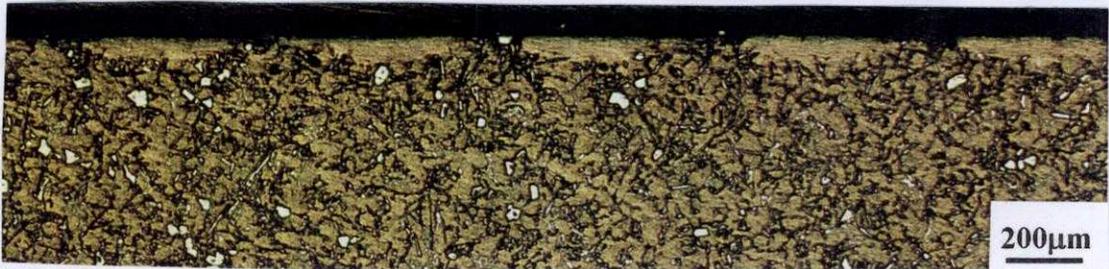


**Fig. 107** Macrografias das trilhas de Al-Si sob as condições de processamento da Tabela XI.

As micrografias ópticas das seções transversais das trilhas laser em amostras de Al-Si estão apresentadas nas figuras a seguir. Devido aos diferentes parâmetros de processo, principalmente a velocidade de varredura, obtiveram-se diferentes espaçamentos de pulsos, como no caso do ferro fundido cinzento. Em T1LA, observa-se a diferença de aspecto do início e do fim da trilha, resultado da ação do calor residual. Em T1LA e T5LF, os pulsos apresentaram-se justapostos e com menores profundidades. Em T3LD, os pulsos estão mais eqüidistantes, mas com maior extensão de profundidade, se comparado com T1LA e T5LF. Nestes casos, houve a completa dissolução dos compostos intermetálicos como resultado do processo de solidificação rápida. Em T6LG, a varredura do feixe laser não causou alteração da microestrutura superficial, como mencionado na análise anterior.



**Fig. 108** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T1LA). Ataque: HF 5%



**Fig. 109** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T2LB). Ataque: HF 5%



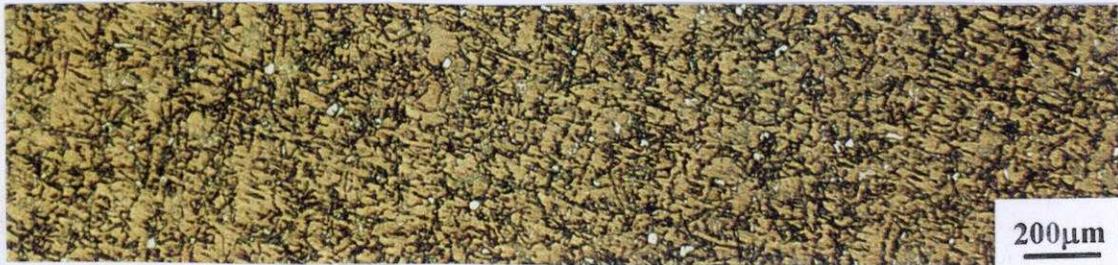
**Fig. 110** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T3LD). Ataque: HF 5%



**Fig. 111** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T4LE). Ataque: HF 5%

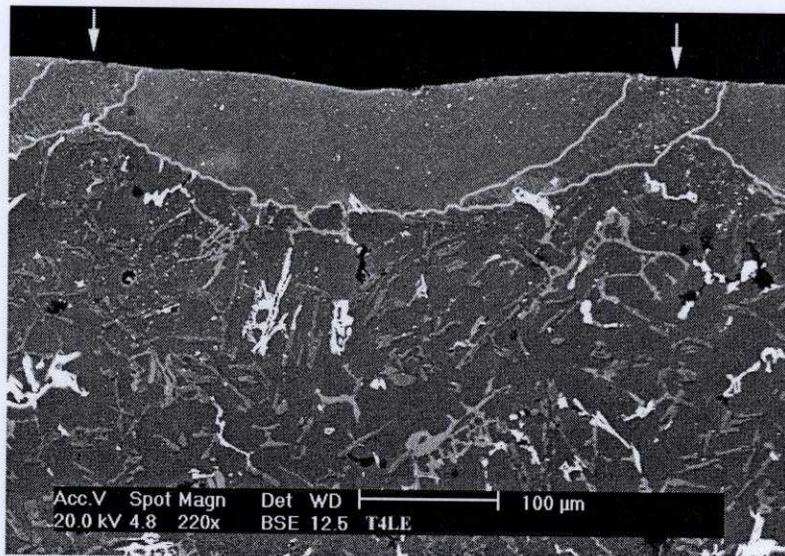


**Fig. 112** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T5LF). Ataque: HF 5%



**Fig. 113** MO da seção transversal da área da liga de Al-Si (condição T6LG). Ataque: HF 5%

Em T4LE, o pulso precedente afetou a microestrutura da área adjacente do pulso anterior. A sobreposição dos pulsos causou uma concentração maior de energia em uma determinada área, indicada na Figura 114, propiciando o aparecimento de dendritas.

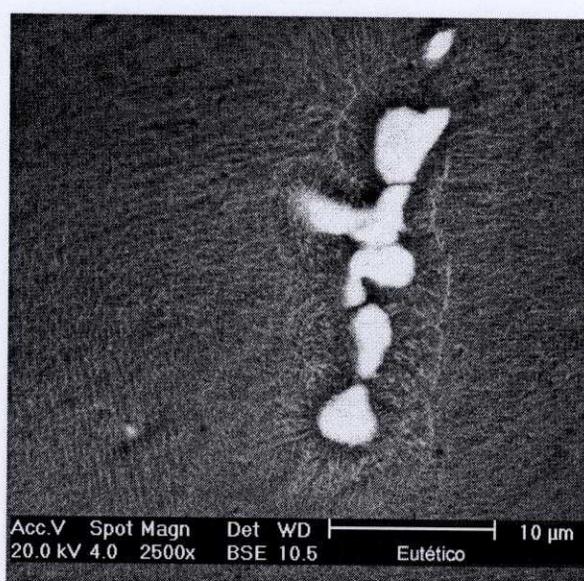


**Fig.114** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) mostrando o efeito de sobreposição de pulsos na amostra de Al-Si sob a condição T4LE (Trilha). Ataque HF 5%

Com a refusão a laser, obtiveram-se a diminuição e a maior dispersão das partículas de Si. Com a solidificação rápida, o Si, seja ele primário (Figura 115) ou eutético, apresenta a tendência de esferoidização, isto é, as partículas tendem a se arredondarem (Figuras 116), e, após dissolução, a se precipitarem como partículas finas. De acordo com o esperado, há o refinamento da microestrutura e a melhora das propriedades tribológicas, através do processo de endurecimento por precipitação e do refinamento do grão.



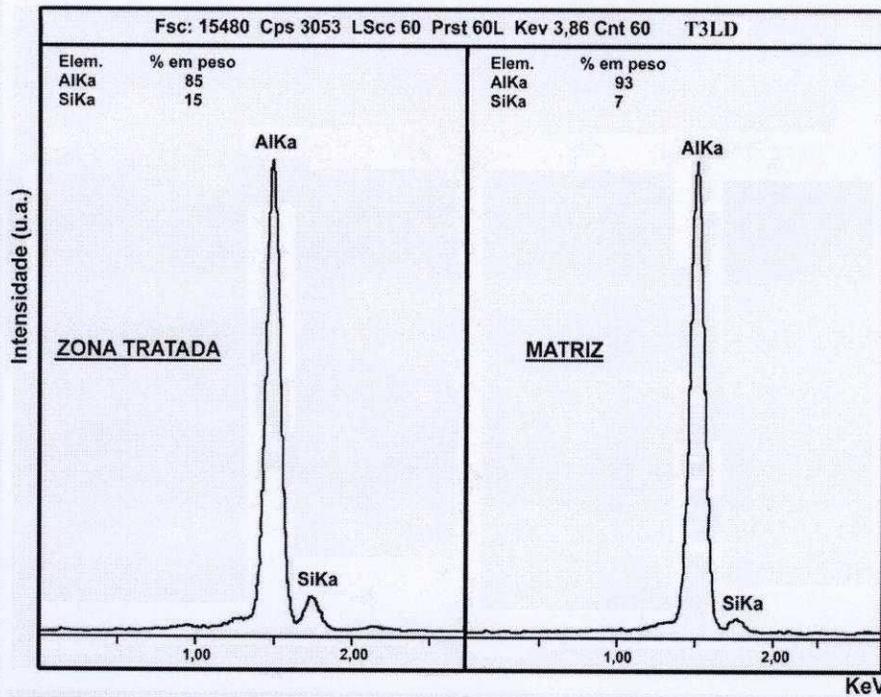
**Fig.115** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) mostrando o silício primário em processo de arredondamento e dissolução.



**Fig.116** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) mostrando o silício eutético em processo de arredondamento e dissolução.

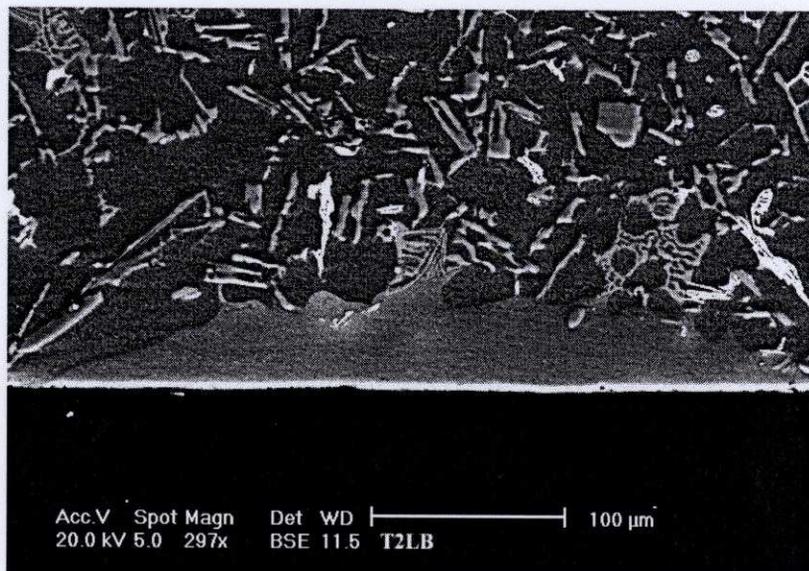
A área mais clara, mencionada anteriormente, é o resultado da dissolução incompleta das partículas de Si eutético. A homogeneização da zona tratada é otimizada pela alteração dos parâmetros de processo.

Por meio da microanálise por energia dispersiva (EDS) para todas as condições de tratamento, confirmou-se que com o tratamento a laser, há um aumento do teor de Si em solução na matriz, conforme ilustra o espectro da Figura 117, referente à amostra de condição T3LD.

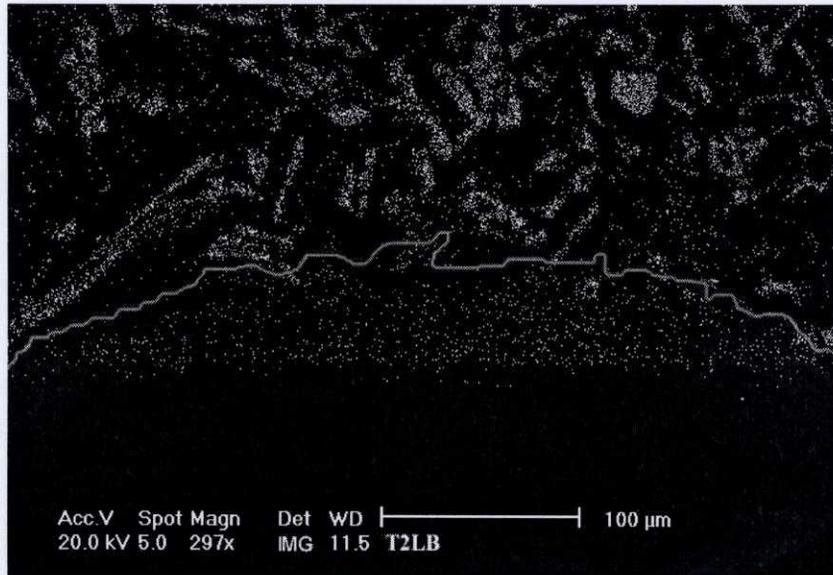


**Fig. 117** Análise por EDS da área refundida a laser e da matriz de Al-Si (Condição T3LD), apresentando o aumento do teor de Si dissolvido na matriz de Al.

Complementou-se essa análise por meio de mapeamento de raios-X, verificando-se que, para todas as condições de tratamento, as partículas de Si tornaram-se menores e mais dispersas na matriz. Na Figura 118, tem-se a micrografia eletrônica de uma amostra na condição de processamento T2LB, e na Figura 119, tem-se o seu respectivo mapeamento de Raios-X.

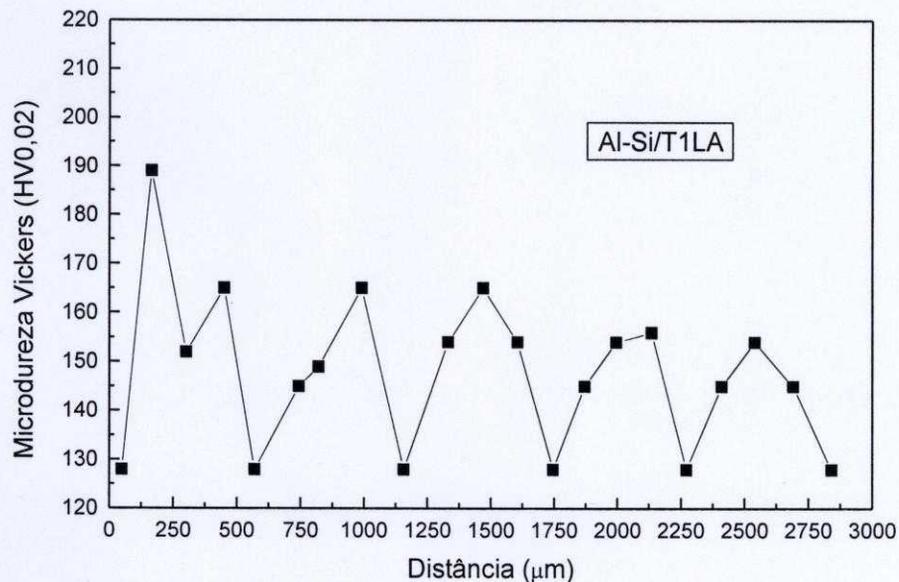


**Fig. 118** Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) da amostra de Al-Si sob a condição T2LB. Área que foi analisada por mapeamento de Raios-X.

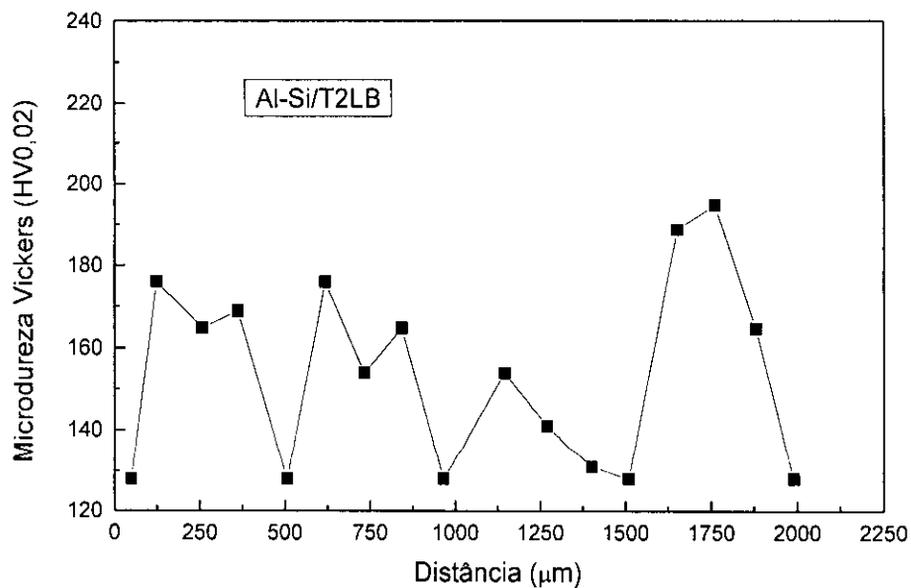


**Fig. 119** Mapeamento de Raios-X da amostra de Al-Si sob a condição T2LB.

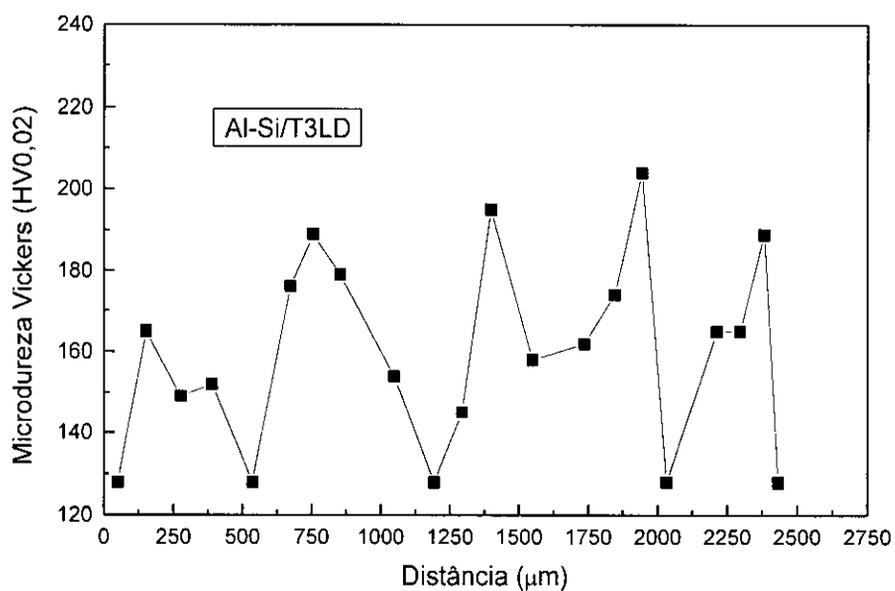
A variação da microdureza nas amostras de Al-Si após incidência de trilhas está apresentada nos gráficos das figuras a seguir. Verificou-se que, com a incidência de trilhas, obtêm-se áreas mais uniformes e homogêneas se comparado com a incidência de pulsos individuais, muito embora tenha se atingido máximos de microdureza menores (160-190HV) por trilhas do que por pulsos individuais (190-325HV), devido a menores taxas de resfriamento.



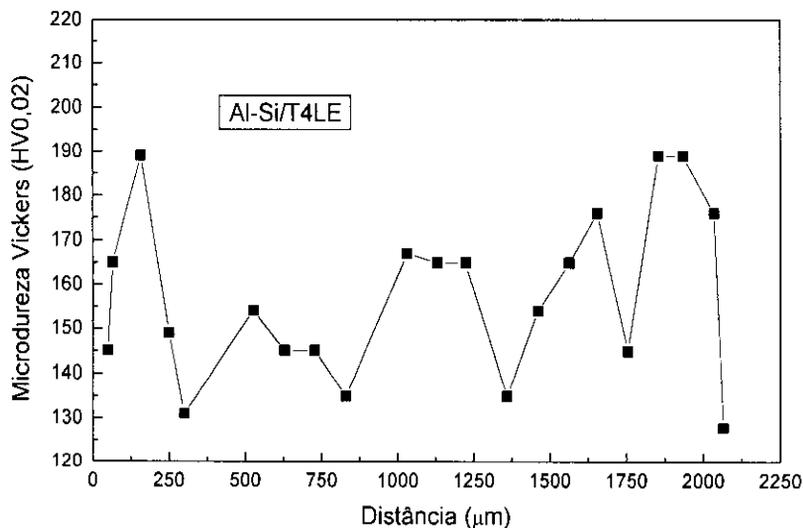
**Fig. 120** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra de alumínio-silício. Condição T1LA.



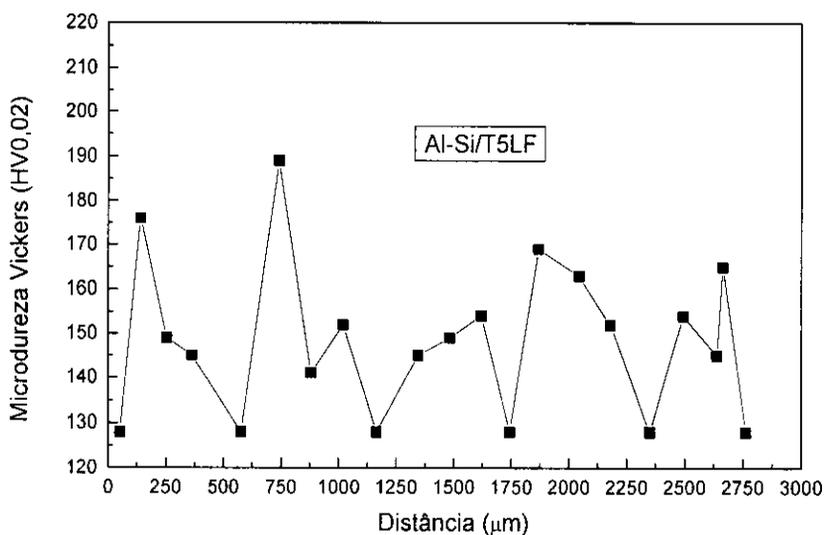
**Fig. 121** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra da liga de alumínio-silício. Condição T2LB.



**Fig. 122** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra da liga de alumínio-silício. Condição T3LD.



**Fig. 123** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra da liga de alumínio-silício. Condição T4LE.



**Fig. 124** Medidas de microdureza Vickers na seção transversal da área com incidência de trilha laser em amostra da liga de alumínio-silício. Condição T5LF.

O aumento da dureza na liga de Al-Si após tratamento térmico a laser, se deve ao mecanismo de endurecimento por dispersão, um fenômeno similar ao endurecimento por precipitação ou envelhecimento, que só pode ser obtido em ligas cuja solubilidade diminua com o resfriamento, ou seja, ocorra diminuição da solubilidade da fase rica em soluto. Como a taxa de resfriamento no tratamento a laser é muito alta, há a formação de precipitados finos e o refinamento dos grãos, fundamental para obtenção de boas propriedades mecânicas [SILVA *et al.*, 2000:b].

## CONCLUSÕES

Dependendo das condições de trabalho selecionadas para o tratamento térmico a laser, podem ser obtidas microestruturas características de endurecimento por transformação ou refusão, extremamente refinadas e de difícil identificação por microscopia óptica.

O endurecimento superficial a laser do ferro fundido está diretamente vinculado à transformação das colônias de perlita em austenita e conseqüente decomposição, total ou parcial, em martensita. A variação de densidade de potência não muda as características da distribuição, mas dependendo da zona analisada, de fusão ou de austenização, mudou o nível de microdureza. O ferro branco obtido por refusão (condição T1L2) apresenta um perfil de microdureza uniforme e de valores próximos a 1000HV. Todavia, nesta condição, visualizam-se trincas, que podem ser minimizadas com o aumento da largura temporal do feixe ou com a deformação temporal do feixe. Os valores máximos de microdureza que dependem das condições de austenização apresentaram microdureza na faixa de 700-900HV, enquanto a microdureza do substrato permanecia na faixa de 240-250HV. Na zona transicional entre a zona endurecida e a matriz, evidencia-se um decréscimo acentuado da microdureza. A melhor condição de processamento para pulsos individuais encontrada foi L4, pois apresenta nível médio de microdureza em torno de 950HV e profundidade da zona tratada de até 110 $\mu$ m. Já para o caso de trilhas, considerou-se T2L4 como a melhor condição de processamento já que apresentou nível médio de microdureza de 900HV e profundidade da zona tratada de até 100 $\mu$ m.

Para as ligas de alumínio, o endurecimento a laser é vinculado ao processo de refusão. De maneira geral, o nível de microdureza alcançado foi na faixa de 160-320 HV, sendo que a aplicação de trilhas proporcionou uma zona tratada mais homogênea se comparada com a aplicação de pulsos individuais. O aumento da dureza na liga de Al-Si, após tratamento térmico a laser, se deve ao mecanismo de endurecimento por precipitação e ao refinamento dos grãos. Com a alta taxa de resfriamento do tratamento a laser, as partículas de Si tornam-se mais finas e mais dispersas na matriz, conferindo à liga melhores níveis de dureza superficial. Na aplicação de pulsos individuais, devido ao aparecimento de áreas de eutético na zona tratada, não há uma homogeneização dos valores de microdureza. Valores máximos de microdureza de 325HV foram obtidos na condição LF (diâmetro 715 $\mu$ m;

profundidade 115  $\mu\text{m}$ ), onde pode-se visualizar-se as diferentes microestruturas decorrentes das diferentes velocidades de solidificação: dendritas de Al e eutético de Si. Nesta condição, utilizou-se ressonador configurado para solda e com fonte de alimentação em série, ou seja, a distribuição de energia é mais homogênea, e o feixe sofre deformação temporal, modificando a velocidade de extração de calor, diminuindo a velocidade de resfriamento. No caso da aplicação de trilhas, os melhores resultados foram obtidos em T3LD, com níveis máximos de microdureza de 200HV e profundidade da zona tratada de até 100 $\mu\text{m}$ .

### **SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- 1) Ensaios de resistência ao desgaste para comparação de peças tratadas termicamente a laser com as ótimas condições de processamento e distribuição de pulsos.
- 2) Análise da zona tratada por microscopia eletrônica de transmissão.

## REFERÊNCIAS

- Aluminum Alloys. In: **Metals Handbook**. 9 ed., Ohio: ASM International, v.9, p. 351-360, 1989.
- AMENDE, W. Transformation hardening of steel and cast iron with high power lasers. In: **Industrial Application of Lasers**. New York: John Wiley, p.79-81, 1984.
- AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **Method for evaluating the microstructure of Grafite in Iron Castings**. (ASTM A247). In: ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures, v.03.03: Metallography; Non destructive Testing, 1983, p.359-380.
- AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **Standard Method of Microhardness of materials**. (ASTM E10). In: ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures, v. 03.01 Metals-Mechanical Testing; Elevated and Low Temperatures, 1983, p.496-517.
- AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **Standard Method of Tension Testing of Metallic Materials**. (ASTM E08). In: ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures, v.03.01: Metals-Mechanical Testing; Elevated and Low Temperatures, 1983, p.119-139.
- AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **Standard Specification for Gray Iron**. (ASTM A48). In: ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 1: Iron and Steel Products, v. 01.02: Ferrous Castings; Ferroalloys; Shipbuilding, 1984, p.20-26.
- AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **Standard Test Method for Resistivity of Electrical Conductor Materials** (ASTM B193) In: ANNUAL Book of ASTM Standards. Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures, v.03.04: Metals-Mechanical Testing; Elevated and Low Temperatures, 1983, p.315-350.
- ASHBY, M.F. Modelling the laser transformation of steel. In: **Laser Processing of Materials**, edited by K. Mukherjee and J. Mazumder, Proceedings of a Symposium sponsored by the Physical Metallurgy and solidification committees of the Metallurgical Society of AIME, 113<sup>th</sup> AIME Annual Meeting, Los Angeles, Feb., 1994, p. 225-237.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Alumínio e suas ligas – Classificação. (NBR 6834), 1981.
- BARRALIS, J.; MATHIEU, G.; BARREAU, G.; CASTEX, L. Improvement of mechanical fatigue strength by optimization of laser surface treatment. **Key Engineering Materials**. v.46 & 47, p.111-120, 1990.

- BELFORTE, D.A. Laser surfacing. *Ind. Laser Rev.*, v.13, n.11, p.15-17, Nov., 1998.
- BERGMANN, H.W.; MÜLLER, D.; ENDRES, T.; DAMASCHECK, R.; DOMES, J.; BRANSDEN, A.S. Industrial applications of surface treatments with high power lasers. *Mater. Sci. Forum*, v.163-165, p. 377-404, 1994.
- BERRETTA, J. R. *Investigação do processo de endurecimento de materiais via laser*. Dissertação: mestre em Ciências na área de reatores nucleares de potência e tecnologia do combustível, IPEN/USP, 1995, 108p.
- BIROL, Y. Microstructural characterization of a rapidly-solidified Al-12 wt% Si alloy. *J. Mater. Sci.* v. 31, p. 2139-2143, 1996.
- BRAMSON, M. *Infrared radiation: a Handbook for applications*. New York: Plenum Press, 1968, p. 127.
- BRÜCKNER, M.; SCHÄGFER, J.H.; UHLENBUSCH, J. Ellipsometric measurement of the optical constants of solid and molten aluminum and copper at  $\lambda = 10.6 \mu\text{m}$ . *J. Appl. Phys.*, v.66, n.3, p.1326-1332, Aug., 1989.
- CEN. CEN/TC 1984. *Determinação de Massa Específica de Materiais Metálicos*. N.64, 1991, 10p.
- CHIPMAN, J. Al-Si-(aluminum-silicon) In: *Metals Handbook*. 8 ed., Ohio: ASM International, v.8, p. 263, 1973.
- CHIPMAN, J. C-Fe-(carbon-iron) In: *Metals Handbook*. 8 ed., Ohio: ASM International, v.8, p. 277, 1973.
- COLPAERT, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. São Paulo: Edgard Blücher, 1981.
- COURANT, B.; HANTZPERGUE, J.J.; BENAYOUN, S. Surface treatment of titanium by laser irradiation to improve resistance to dry-sliding friction. *Wear*, n. 236, p. 39-46, 1999.
- DULEY, W.W., *Laser Surface Treatment of Metals*, NATO ASI Series, Mattinus Nijhoff, 1986, p. 3-16.
- EBERHARDT, G., Why CO<sub>2</sub> lasers - Why gas transport laser? In: *Industrial Applications of Lasers*. New York: John Wiley, 1984, p.69-78.
- EXEL, A.N.; SHON, C.G.; AMBROZIO FILHO, F. Análise térmica e microestrutural de uma liga Al-Si comercial fundida. In: 8º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais (CBECIMAT). Campinas/SP, p. 109-112, Dezembro, 1988.
- FOLKES, J. Surface modification and coating with lasers. *Mater. Sci. Forum*, v.246, p.261-278, 1997.

- FRENK, A.; HOADLEY, A.F.A.; WAGNIERE, J.D. In situ Technique for measurement of the absorption during laser surface remelting. **Metall. Trans.**, v.22B, p. 1239-1241, 1989.
- FRENK, A., KURZ, W. Laser surface treatments: Microstructural aspects. In: advanced techniques for surface engineering, ed. W. Gissler and H.A. Jehn, 1992, p. 235-252.
- FU, Y.; WEI, J.; BATCHELOR, A.W. Some considerations on the mitigation of fretting damage by application of surface modification technologies. **J. Mater. Process. Technol.**, v.99, p.231-245, 2000.
- GEISSLER, E.; BERGAMNN, H.W. Temperature controlled laser transformation hardening, **Key Eng. Mater.**, v.46 & 47, p.121-132, 1990.
- GNAMAMUTHU, D.S.; SHANKAR, V.S. Laser treatment of iron alloys. In: **Proc. SPIE – Int. Soc. Opt. Eng.**, p. 56-72, 1985.
- GORDON, J.P.; ZEIGER, H.J.; TOWNES, C.H. The maser: New type of microwave amplifier frequency standard and spectrometer. **Phys. Rev.** v.95, n.1, p.282, 1954.
- GRANGER, D.A. Aluminum-silicon alloys. In: Metals Handbook. Ohio: ASM International, Metals Park, v.15, 1988, p.159-168.
- HAQUE, M.M.; MALEQUE, M.A. Effect of process variables on structure and properties of aluminum-silicon alloy. **J. Mater. Sci. Technol.**, v.77, p.122-128, 1998.
- JAVAN, A.; BERNNETT Jr., W.R.; HERRIOT, D.R. Population inversion and continuous optical maser oscillation in a gas discharge containing a He-Ne mixture. **Phys. Rev. Lett.** v.6, p.106-110, 1961.
- KOVALENKO, V.S.; VERKHOTUROV, A.D.; GOLOVKO, L.F.; PODCHERNYAEVA, I.A. Laser surface hardening and electric-park surface hardening. **J. Sov. Laser Res.**, v.9, n.1, p.46-58, 1988.
- LALLEMAND, G.; JACROT, G.; CICALA, E.; GREVEY, D.F. Grooving by Nd:YAG laser treatment. **J. Mater. Proc. Technol.**, v.99, n.1-3, p.32-37, March, 2000.
- LIMA, M.S.F.; WAGNIÈRE, J.D. Determinação da absorção do feixe laser em ensaios de refusão em regime contínuo. **Rev. Metal. Madrid**, v.34, n.2, p.131-134, 1998.
- MAGNIN, P. Traitement de surface par laser: revue critique de la littérature, Documento interno, Centre de traitement des Matériaux par laser, 1993.
- MAILLET, H. **O laser: Princípios e técnicas de aplicação**. São Paulo: Manole, 1987, p.24-42.
- MAIMAN, T.H. Stimulated optical radiation in ruby. **Nature**, v.187, p.493-494, 1960.
- MORDIKE, B.L. State of the art of surface engineering with high energy beams. **Key Eng. Mater.**, v. 46 & 47, p. 13-26, 1990.

- PEREZ, C. Metallic multilayers. **Mater. Sci. Forum**, v. 59 & 60, p.558-580, 1990.
- PIERANTONI, M.; GREMAUD, M.; MAGNIN, P.; STOLL, D.; KURZ, W. The couple zone of rapidly solidified Al-Si alloys in laser treatment. **Acta Metall. Mater.**, v.40, n.7, p.1637-1644, 1992.
- PRASAD, B.K.; VENKATESWARLU, K.; MODI, O.P.; JHA, A.K.; DAS, S.; DASGUPTA, R.; YEGNESWARARAN, A.H. The effects of primary silicon particles on the sliding wear behaviour of aluminum-silicon alloys. **J. Mater. Sci. Lett.**, n. 17, 1998, p. 1381-1383.
- PROKHOVROV, A.M.; KONOVOV, V.I.; URSU, I.; MIKÁILESCU, I.N. **Laser heating of metals**. New York: Adam Hilger, 1990.
- READY, J.F. Materials processing-A review. **Proc. IEEE**, v.70, n.6, p.533-538, June, 1982.
- RUHL, R.C.; COHEN, M. Transactions of the Metallurgy Society of AIME, v. 245, p.241-251, 1969.
- SANDVEN, O. Laser surface transformation hardening, **Metals Handbook**, 9. ed. Metals Park, Ohio: ASM International, v. 4, 1979, p. 507-517.
- SANTOS, A.B.S.; BRANCO, C.H.C. **Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares**. São Paulo: IPT, 1987.
- SCHARFE, W.D.; RATH, W. Lasers for industrial applications in material processing. **Mater. Sci. Forum**, v.301, p.253-286, 1999.
- SCHAWLOW, A.L.; TOWNES, C.H. Infrared and optical masers. **Phys. Rev.**, v.112, p.1940-1949, 1958.
- SCHMIDT, W. Tabelas de Eletricidade, São Paulo: Acropole Editora, 1972, p.90.
- SELVAN, J.S.; SOUNDARARAJAN, G.; SUBRAMANIAN, K. Laser alloying of aluminum with electrodeposited nickel:optimisation of plating thickness and processing parameters. **Surf. Coatings Technology**. v.124, 2000, p.117-127.
- SENAI-SP, Motor Automotivo - Veículos Leves, 1992, 45p.
- Smithells Metals Reference Handbook**. 6 ed., edited by Brandes, E.A., England, 1983, 19-1.
- SILVA, E.M.R.; MONTEIRO, W.A. Microstructural characterization of Al-Si alloy used in automobile industry. **Acta Microscopica**, v.8A, Proc. XVII Congress of Brazilian Society for Microscopy and Microanalysis and X Congress of Brazilian Society for Cell Biology, Santos/SP, Oct., 1999, p. 343-344.
- SILVA, E.M.R.; MONTEIRO, W.A.; VATAVUK, J. Microstructure of an automotive gray iron casting. **Acta Microscopica**, v.8A, Proc. XVII Congress of Brazilian Society for Microscopy and Microanalysis and X Congress of Brazilian Society for Cell Biology,

- Santos/SP, Oct., 1999, p. 345-346.
- SILVA, E.M.R.; MONTEIRO, W.A.; VATAVUK, J. Caracterização microestrutural e comportamento à tração do ferro fundido utilizado na indústria automobilística. In: 54º CONGRESSO ANUAL DA ABM, São Paulo/SP, 1999, p.348-353.
- SILVA, E.M.R.; MONTEIRO, W.A.; ROSSI, W.; LIMA, M.S.F. Determinação da absorção de uma liga de alumínio-silício por calorimetria. In: 1º CONGRESSO PANAMERICANO E 2º CONGRESSO BRASILEIRO DE ANÁLISE TÉRMICA E CALORIMETRIA, Poços de Caldas, Abril, 2000, p. 51.
- SILVA, E.M.R.; MONTEIRO, W.A.; ROSSI, W.; LIMA, M.S.F. Absorção Laser de Nd:YAG pelo Ferro Fundido Cinzento. In: 1º CONGRESSO EM CIÊNCIAS DE MATERIAIS, SULMAT, Joinville/SC, Setembro, 2000, p. 534-539.
- SILVA, E.M.R.; MONTEIRO, W.A.; ROSSI, W.; LIMA, M.S.F. Absorption of Nd:YAG Laser Beam by Metallic Alloys. *J. Mater. Sci. Lett.*, v.19, n.23, p.2095-2097, Dec., 2000.
- SILVA, E.M.R.; MONTEIRO, W.A.; ROSSI. Microstructural Characterization of Gray Cast Iron after Laser Beam Hardening. In: 7º CONGRESSO DA SOCIEDADE BRASILEIRA DE MICROSCOPIA E MICROANÁLISE, MICROMAT, São Pedro/SP, Dezembro, 2000:a (Anais em CD-ROM).
- SILVA, E.M.R.; MONTEIRO, W.A.; ROSSI. Resultados Preliminares do Estudo do Tratamento Superficial a Laser de uma Liga de Al-Si. In: 14º CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, CBECIMAT, São Pedro/SP, Dezembro, 2000:b (Anais em CD-ROM).
- STEFANESCU, D.M. Classification and basic metallurgy of cast iron. In: *Metals Handbook*, 10 ed., Ohio: ASM International, v.1, 1990, p. 3-11.
- SVELTO, O. *Principles of lasers*. 3 ed., New York: Plenum Press, 1993, p.8-11.
- THERMOCALC, Base de dados termodinâmicos, versão J, Royal Institute of Technology, Estocolmo, Suécia, 1994.
- VATAVUK, J. *Mecanismos de desgaste em anéis de pistão e cilindros de motores de combustão interna*. São Paulo: 1994. Tese (Doutoramento) – Escola Politécnica / USP
- WHITE, C.V. Gray Iron. In: *Metals Handbook*. 10 ed., Ohio: ASM International, v.1, 1990, p. 12-32.
- WOLLENWEBER, J. Laser surface heat treating. *Adv. Mater. Processes*, v.150, n.6, p.25-26, 1996.



M22130

**ipen**



**GOVERNO  
FEDERAL**

**Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares**  
Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 - Cidade Universitária - CEP 05508-000  
Fone (0XX11) 3816-9000 - Fax (0XX11) 3812-3546  
SÃO PAULO - São Paulo  
[Http: //www.ipen.br](http://www.ipen.br)

O Ipen é uma autarquia vinculada à Secretaria de Ciência, Tecnologia e Desenvolvimento Econômico do Estado de São Paulo, gerida técnica, administrativa e financeiramente pela Comissão Nacional de Energia Nuclear e associada à Universidade de São Paulo, para fins de ensino de Pós-Graduação.