AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESTUDOS DOS MECANISMOS ENVOLVIDOS EM PROCESSOS DE
ENDURECIMENTO SUPERFICIAL A LASER DE LIGAS A BASE DE ALUMÍNIO**

LUCIANA VENTAVELE DA SILVA

**Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para obtenção do Grau
de Mestre em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

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

**São Paulo
2011**

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

**ESTUDOS DOS MECANISMOS ENVOLVIDOS EM PROCESSOS DE
ENDURECIMENTO SUPERFICIAL A LASER DE LIGAS A BASE
DE ALUMÍNIO**

LUCIANA VENTAVELE DA SILVA

**Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para obtenção do Grau
de Mestre em Ciências na Área de
Tecnologia Nuclear – Materiais**

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

**SÃO PAULO
2011**

***À minha família e em especial aos meus
pais Conceição Aparecida e Silvio Luiz, e
ao meu irmão Silvio.***

AGRADECIMENTOS

A Deus por todas as oportunidades oferecidas, por ter me dado uma família que sempre me apoiou e por iluminar meus caminhos nos momentos de dificuldades e de conquistas.

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares pela oportunidade de realizar este trabalho.

Ao Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro, um grande amigo, pela oportunidade e privilégio de receber sua orientação desde a graduação. Serei eternamente grata por todos os ensinamentos recebidos, pela confiança e oportunidade de convívio.

Ao Prof. Dr. Sidnei José Buso, ser humano generoso e único, por compartilhar seus conhecimentos, pela amizade, paciência, proveitosas discussões e sugestões e pelo incentivo durante o desenvolvimento deste trabalho.

À General Motors do Brasil, em especial ao MSc. Djalma de Mello, pela doação dos pistões automotivos utilizados nessa pesquisa.

Ao Centro de Lasers e Aplicações (CLA), na pessoa do Dr. Wagner de Rossi, pela utilização do equipamento laser e pela colaboração na realização dos ensaios.

À técnica Maria Liuba Luciancencov Crespo, do Laboratório de Caracterização e Processamento de Materiais da Universidade Presbiteriana Mackenzie, pela realização da análise química.

À Escola SENAI Mario Amato pela valiosa oportunidade de utilização do MEV, em especial ao MSc. Newton Haruo Saito do Núcleo de Tecnologia em Cerâmica, pela receptividade, profissionalismo, inestimável ajuda e dedicação dispensada na obtenção das micrografias.

Aos funcionários dos laboratórios do Centro de Ciências e Tecnologia de Materias (CCTM), em especial ao Glauson A. F. Machado e Rene R. de Oliveira, pela convivência e por estarem sempre dispostos a ajudar.

Ao Centro de Combustível Nuclear (CCN) pela utilização do rugosímetro. Agradeço especialmente ao Felipe B. J. Ferrufino, José Marcos F. da Silva e Sebastião Macedo.

Ao Laboratório de Fenômenos de Superfície do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da USP (LFS-EPUSP), especialmente ao Leandro Justino de Paula por disponibilizar o microdurômetro.

Aos meus pais, os responsáveis por esta importante conquista. Obrigada pela inestimável ajuda, compreensão, paciência e por compartilharem das minhas angústias e alegrias.

Ao meu irmão pela paciência e valiosa ajuda sempre que solicitado.

Aos meus avós, tios e primos por compreenderem minha ausência nas reuniões de família, pelo incentivo e torcida constantes.

A todos os meus amigos e colegas pela convivência, troca de conhecimentos e experiências.

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

“Jamais considere seus estudos como uma obrigação, mas como uma oportunidade invejável para aprender a conhecer a influência libertadora da beleza do reino do espírito, para seu próprio prazer pessoal e para proveito da comunidade à qual seu futuro trabalho pertencer”.

Albert Einstein

ESTUDOS DOS MECANISMOS ENVOLVIDOS EM PROCESSOS DE ENDURECIMENTO SUPERFICIAL A LASER DE LIGAS A BASE DE ALUMÍNIO

Luciana Ventavele da Silva

RESUMO

As ligas de Al-Si são amplamente utilizadas na indústria em substituição ao aço e o ferro fundido nos setores de alta tecnologia. A importância comercial dessas ligas deve-se principalmente ao seu baixo peso, excelente resistência à abrasão e à corrosão, alta resistência em temperaturas elevadas, baixo coeficiente de expansão térmica e menor consumo de combustível que proporciona redução considerável de emissão de poluentes. No presente trabalho, uma liga de Al-Si utilizada na indústria automobilística para fabricação de pistões de motores de combustão interna, foi submetida a tratamentos superficiais de refusão a LASER (Nd:YAG, $\lambda = 1,06 \mu\text{m}$, modo pulsado). A radiação laser possibilita diversas concentrações de energia com precisa transferência dela para o material sem contato físico. A transferência intensa de energia provoca a ocorrência de modificações estruturais na camada superficial do material. Experimentos com pulsos únicos e trilhas foram realizados sob diferentes condições de processamento LASER com o intuito de analisar as mudanças microestruturais resultantes dos tratamentos e seus efeitos sobre a dureza. Para a caracterização da camada endurecida foram utilizadas as seguintes técnicas: microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia por energia dispersiva (EDS), mapeamento de raios-X, ensaios de microdureza Vickers e de rugosidade máxima. Após os tratamentos superficiais de refusão a LASER da liga Al-Si, a alta taxa de resfriamento resultante causou mudança na microestrutura devido ao refinamento das partículas de silício eutético primário presentes na liga, resultando em aumento de dureza.

STUDIES OF THE MECHANISMS INVOLVED IN THE LASER SURFACE HARDENING PROCESS OF ALUMINUM BASE ALLOYS

Luciana Ventavele da Silva

ABSTRACT

The Al-Si alloys are widely used in industry to replace the steel and gray cast iron in high-tech sectors. The commercial importance of these alloys is mainly due to its low weight, excellent wear (abrasion) and corrosion resistance, high resistance at elevated temperatures, low coefficient of thermal expansion and lesser fuel consumption that provide considerable reduction of emission of pollutants. In this work, Al-Si alloy used in the automotive industry to manufacture pistons of internal combustion engines, was undergone to surface treatments using LASER remelting (Nd:YAG, $\lambda = 1.06 \mu\text{m}$, pulsed mode). The LASER enables various energy concentrations with accurate transfer to the material without physical contact. The intense energy transfer causes the occurrence of structural changes in the superficial layer of the material. Experiments with single pulses and trails were conducted under various conditions of LASER processing in order to analyze microestructural changes resulting from treatments and their effects on the hardness. For the characterization of hardened layer was utilized the following techniques: optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), x-ray mapping, Vickers microhardness and maximum roughness tests. The high cooling rate caused a change in the alloy structure due to the refinement of the primary eutectic silicon particles, resulting in increase of the mechanical properties (hardness) of the Al-Si alloy.

SUMÁRIO

	Página
1 INTRODUÇÃO	10
2 OBJETIVOS	13
2.1 Objetivo geral	13
2.2 Objetivos específicos	13
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1 Ligas de Alumínio	14
3.1.1 Liga Alumínio-Silício	17
3.1.1.1 Influência dos elementos de liga	19
3.2 Laser	21
3.2.1 Histórico	21
3.2.2 Princípio de funcionamento	23
3.2.3 Propriedades da radiação laser	26
3.2.4 Interação da radiação com a matéria	27
3.2.5 Endurecimento superficial a laser	30
3.2.5.1 Fusão superficial a laser	31
3.2.5.1.1 Características da fusão superficial a laser	33
3.2.5.2 Zona afetada pelo calor (ZAC)	33
4 MATERIAIS E MÉTODOS	34
4.1 Liga Al-Si	35
4.2 Análise química	36
4.3 Preparação metalográfica para tratamento a laser	36
4.4 Ensaio de rugosidade máxima	37
4.5 Tratamento superficial por refusão a laser	37
4.6 Caracterização estrutural e mecânica	40
4.6.1 Caracterização do material como recebido	40
4.6.1.1 Microscopia óptica	40
4.6.1.2 Microscopia eletrônica de varredura	41
4.6.1.3 Microdureza Vickers	41

4.6.2 Caracterização da zona tratada por refusão a laser	42
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
5.1 Caracterização do material como recebido	45
5.2 Caracterização da zona tratada por refusão a laser	50
5.2.1 Com pulsos únicos	50
5.2.2 Com trilhas	59
6 CONCLUSÕES	79
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	81

1 INTRODUÇÃO

A escolha de materiais para componentes de engenharia é, muitas vezes, um compromisso entre as propriedades estruturais necessárias e aquelas exigidas na superfície ^[1].

A demanda crescente por novos materiais de alto desempenho para aplicações altamente especializadas tem estimulado o desenvolvimento de novos materiais de engenharia ^[2].

Os avanços tecnológicos têm exigido o uso de materiais em condições cada vez mais extremas e agressivas quanto a situações de desgaste e atmosferas corrosivas ^[3].

Diversos tratamentos superficiais têm sido utilizados para elevar o desempenho em serviço de materiais metálicos visando um aumento substancial com relação ao endurecimento superficial melhorando sobremaneira a dureza superficial, a elevação da resistência ao desgaste, a redução do coeficiente de atrito seco, o aumento na resistência à corrosão para aplicações específicas, a alta resistência à fadiga de alto ciclo em materiais com pequenas espessuras superficiais tratadas especificamente para esta finalidade, a elevação da dureza a quente, a melhoria da estabilidade dimensional e a possibilidade de ser aplicada na fase final de fabricação das peças ^[4-7].

Assim sendo, os tratamentos superficiais têm por objetivo a obtenção de melhor desempenho da peça, sempre que esta é submetida a desgaste e/ou alta temperatura e/ou ambientes corrosivos ^[8].

As técnicas de tratamento térmico superficial muitas vezes envolvem infra-estruturas de alto custo e que possibilitam apenas o tratamento da peça como um todo, afetando características dimensionais e geométricas, podendo ocasionar formação de irregularidades na superfície que forçarão uma usinagem extra para obtenção do acabamento final, aumentando os custos da peça produzida.

Em vista disso, há uma busca contínua pelo desenvolvimento de técnicas de modificação superficial para produção de materiais com propriedades diferentes daquelas do material base ^[3]. Isto pode contribuir para a redução de custos, quer pela diminuição de reparos quer pela substituição de componentes ^[8].

Nesse contexto, o tratamento térmico superficial a laser alcançou interesse científico e industrial destacando-se como uma técnica eficaz para modificação superficial de materiais visando melhorar suas propriedades superficiais através da alteração de sua estrutura.

Do ponto de vista de sua aplicação para o processamento de materiais, o laser oferece vantagens importantes não previstas pelos métodos convencionais ^[9-12]. Dentre elas pode-se citar:

- (1) A energia envolvida no processo pode ser ajustada em uma ampla gama de mudança da fonte de energia laser, com lentes convergentes com diferentes focos em diferentes níveis de focalização, e por diferentes velocidades de deslocamento de peças e/ou do feixe laser;
- (2) A densidade de energia dirigida a uma região localizada de um material é consideravelmente maior quando comparada com qualquer outra técnica. A possibilidade de alcançar temperaturas muito elevadas em curto espaço de tempo permite o processamento de qualquer tipo de material;
- (3) Na prática, um feixe laser não tem inércia e é possível focá-lo com precisão óptica. Consequentemente, o laser é ideal para a adaptação às técnicas de controle automático e aplicações de processamento rápido de formas complexas;
- (4) Capacidade de melhorar localmente a qualidade superficial de componentes, evitando o superaquecimento e a deformação dos mesmos;
- (5) Capacidade de endurecer a distância, sem ação mecânica na superfície. Isto elimina reações mecânicas como as vibrações, e reações químicas como a poluição e a contaminação;
- (6) A superfície endurecida será obtida por auto-resfriamento da camada superficial aquecida, por condução de calor para o volume de material restante da peça (*bulk*) com temperatura próxima a ambiente;
- (7) As altas taxas de resfriamento resultam na solidificação de uma microestrutura refinada, que pode conter estruturas metaestáveis e presença de precipitados;

- (8) Operações pós-tratamento são reduzidas ou eliminadas;
- (9) A grande flexibilidade de um sistema laser permite executar uma variedade muito grande de processos: tratamento térmico superficial, corte, solda, recobrimento, furação e formação de ligas na camada superficial;
- (10) Capacidade de trabalhar em atmosfera livre, o que elimina o emprego de câmaras de vácuo, como é o caso, por exemplo, dos feixes de elétrons.

A fusão superficial a laser permite o aquecimento seletivo que modifica as propriedades superficiais do material devido à rápida fusão seguida de solidificação rápida. Devido ao contato íntimo entre a poça fundida e o substrato sólido, a taxa de extração de calor durante a solidificação é muito rápida, o que resulta em altas taxas de resfriamento da ordem de 10^5 a 10^8 K/s ^[13].

A aplicação da técnica de fusão a laser no tratamento superficial de materiais melhora suas propriedades (resistência ao desgaste e à corrosão) devido à formação de uma camada superficial dura, homogênea e de estrutura ultrafina, sem alterar a composição química ^[13,14].

A principal razão para a modificação superficial a laser de pistões e camisas de cilindro feitos de ligas de alumínio é a obtenção de alta dureza, resistência à corrosão e resistência ao desgaste na superfície de trabalho, aumentando a sua vida útil como resultado da solidificação rápida. A microestrutura final, composição de fase e propriedades das ligas de alumínio dependem dos parâmetros do processamento laser e evidentemente da natureza do sistema de equilíbrio ^[15,16].

A motivação para o desenvolvimento deste trabalho residiu no estudo da viabilidade do tratamento de refusão a laser sobre a superfície de topo do pistão e da possibilidade de utilizar o referido tratamento como uma operação final no processo de fabricação.

A maior dificuldade encontrada para o domínio da tecnologia de processamento de materiais a laser é a determinação dos parâmetros de processo que conduzam às propriedades finais desejadas e a correlação destes parâmetros com a microestrutura obtida ^[2,11,17,18].

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O objetivo deste trabalho é avaliar as características do endurecimento superficial à radiação laser em modo pulsado (Nd:YAG, $\lambda = 1,06 \mu\text{m}$) em uma liga de alumínio-silício utilizada na indústria automobilística para fabricação de pistões de motores de combustão interna.

2.2 Objetivos específicos

- Avaliar a influência do acabamento superficial na eficiência do tratamento a laser;
- Avaliar a microestrutura e a resistência mecânica (dureza) resultante dos tratamentos realizados;
- Analisar os efeitos dos parâmetros de processo do laser sobre a microestrutura da liga Al-Si.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ligas de Alumínio

Os sistemas de designação e classificação para ligas de alumínio para fundição não são padronizados internacionalmente. Muitos países têm desenvolvido e publicado seus próprios padrões. No sistema apresentado pela *Aluminum Association (AA)* a designação é feita por quatro dígitos numéricos, sendo o último separado por um ponto dos três primeiros (XXX.X). O significado dos quatro dígitos é:

- Primeiro dígito: indica o principal elemento de liga;
- Segundo e terceiro dígitos: caracterizam ligas de composição específica;
- Quarto dígito: '0' (zero) indica peças fundidas e '1' e '2' indicam material na forma de lingote.

A distinção das ligas em relação a pequenas variações de impurezas ou de elementos com pequenos percentuais é indicada por uma letra maiúscula (A,B,C...) que antecede o número.

A TAB. 1 apresenta a designação das ligas de alumínio para fundição, conforme *Aluminum Association (AA)* ^[19].

TABELA 1 – Sistema de designação das ligas de alumínio para fundição

Designação da série	Indicação da composição
1XX.X	Alumínio puro (99,00% pureza mínima)
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício com adição de cobre e/ou magnésio
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
6XX.X	Série não utilizada
7XX.X	Zinco
8XX.X	Estanho
9XX.X	Outros

O crescimento do consumo de alumínio nas últimas quatro décadas tem sido mais rápido do que muitos outros metais incluindo o ferro e o cobre. As ligas de alumínio ocupam o primeiro lugar entre os materiais não ferrosos do ponto de vista da produção e do consumo ^[20,21].

A variedade de aplicações do alumínio e suas ligas está relacionada a uma excelente combinação de propriedades físico-químicas, dentre as quais se destacam o baixo peso específico, a resistência à corrosão, a alta condutividade térmica e elétrica e a infinita reciclagem. Esta combinação de propriedades aliada à sua abundância e baixo custo resulta na grande aceitação do alumínio e suas ligas na indústria moderna ^[22,23].

As ligas de alumínio são especialmente preferidas em projetos devido as suas boas propriedades mecânicas e possibilidade de produzir peças fundidas com geometrias complexas com elevadas propriedades em serviço ^[24]. Essas ligas são materiais candidatos para a obtenção de componentes de alta resistência onde a redução em peso é um critério importante. Contudo, as aplicações são restritas a temperaturas não muito elevadas, pois o endurecimento por precipitação das ligas de alumínio não suporta temperaturas acima de 200°C sem perda de resistência mecânica ^[25].

Na FIG. 1 é apresentada a distribuição típica da temperatura na cabeça e ao longo da saia do pistão para um motor ciclo Diesel (à esquerda) e para um motor ciclo Otto (à direita), em condições de plena potência. Os limites superiores de temperatura são os casos mais desfavoráveis (pré-câmara no Diesel e dois tempos arrefecidos a ar no à gasolina) e, os limites inferiores de temperatura os casos mais favoráveis (injeção direta no Diesel e, quatro tempos arrefecidos à água no ciclo Otto). Verifica-se que, embora a temperatura dentro da câmara de combustão alcance mais de 2000°C, a temperatura no caso do ciclo Diesel com pré-câmara, que é o mais crítico, pode alcançar com pistão de liga de alumínio 400°C. Já, no ciclo Otto de dois tempos, a temperatura máxima alcança 340°C para o pistão de liga de alumínio ^[26].

FIGURA 1 – Distribuição de temperaturas em pistões durante o funcionamento ^[26]

A seleção de uma liga para uma aplicação específica depende de sua fluidez, do processo de fundição envolvido, de suas propriedades físicas e mecânicas, bem como de sua utilização [27].

3.1.1 Liga Alumínio-Silício

As ligas de Al-Si são amplamente utilizadas na indústria em substituição ao aço e o ferro fundido nos setores de alta tecnologia, como a indústria automobilística, aplicações em estruturas aeroespaciais e militares [28].

As ligas de Al-Si raramente são ligas binárias. Com o objetivo de melhorar suas propriedades é necessário modificar sua composição adicionando elementos de liga, tais como Cu, Ni e Mg [29,30].

Essas ligas que compreendem 85% a 90% do total de peças de alumínio fundido apresentam uma combinação desejável de características que as tornam materiais candidatos em potencial para uma série de aplicações tribológicas em setores de engenharia. A importância comercial dessas ligas deve-se principalmente ao seu baixo peso, excelente resistência à abrasão e à corrosão, alta resistência em temperaturas elevadas, baixo coeficiente de expansão térmica e menor consumo de combustível que proporciona redução considerável de emissão de poluentes, uma vez que, as tendências recentes buscam alcançar um melhor desempenho sem aumentar o peso e, ao mesmo tempo, procura-se manter ou melhorar as propriedades mecânicas [23,28,31-36]. No entanto, a dureza superficial e a resistência ao desgaste do alumínio e suas ligas são relativamente baixos, limitando sua aplicação [22].

As ligas de Al-Si com porcentagem em peso entre 5 e 20% de Si são as mais comuns e as mais usadas na indústria [37].

Dependendo da concentração de Si (% em peso), as ligas do sistema Al-Si podem ser classificadas em três grupos: hipoeutética (<11% Si), eutética (11-13% Si) e hipereutética (>13% Si). Cada um desses grupos é composto de uma série de ligas que são adequadas a aplicações específicas [20,33].

O grupo de ligas eutéticas Al-Si é ideal para a fabricação de pistões devido à excelente fluidez, resistência ao desgaste e baixa expansão. Dessa forma, a estrutura e propriedades mecânicas das ligas Al-Si e seu desempenho em serviço são altamente dependentes da taxa de resfriamento, composição, processo de fabricação, modificação e tratamento térmico [29,36]. A baixa expansão

do grupo de ligas Al-Si eutética ou próximas ao eutético que são referidas como “liga pistão” proporcionam melhor equilíbrio global das propriedades [36].

O diagrama de fases da liga Al-Si representa um sistema eutético simples com composição eutética de 12,6% em peso de Si e máxima solubilidade sólida de 1,65% em peso de Si a temperatura de 577°C [30,34] (FIG. 2).

FIGURA 2 – Diagrama de fases da liga Al-Si [34]

Geralmente, quanto maior o teor de silício, até a composição eutética, maior a fluidez e, conseqüentemente, melhor a fundição da liga [34].

As propriedades tecnológicas das ligas de Al-Si podem ser potencializadas pela adição de agentes modificadores e pela aplicação de tratamentos térmicos adequados [38].

A classe de ligas industriais requer a adição de refinadores de grão e modificadores de silício eutético e cristais primários de silício usando elementos como titânio, boro, estrôncio, sódio, cálcio, antimônio e fósforo. A adição de tais elementos depende da composição da liga e processo de fundição. Dentre os

modificadores o fósforo tem sido amplamente utilizado para o refinamento de silício primário. O refinamento estrutural melhora propriedades como elasticidade, resistência ao desgaste e ductilidade. No caso da modificação das partículas de silício por tratamento térmico, pode-se obter maior resistência à tração com menor ductilidade e também alívio das tensões residuais internas do processo de fundição, melhorando desta maneira o desempenho em serviço da liga. O refinamento microestrutural pode ser alcançado pela fusão superficial a laser pela modificação da microestrutura e/ou composição em uma região próxima à superfície do componente utilizando um laser de alta potência como fonte de calor. Assim, a solidificação rápida pela fusão superficial a laser é um meio eficiente para alcançar o refinamento de silício [25,30,34,38-42].

3.1.1.1 Influência dos elementos de liga

Descrever a função de cada elemento de liga é difícil uma vez que esta se altera, não só com a quantidade dos elementos presentes na liga, mas, também, pela sua interação com outros elementos. Em geral, pode-se dividir os elementos entre aqueles que conferem à liga a sua característica principal (resistência mecânica, resistência à corrosão e fluidez no preenchimento de moldes), os que têm função acessória, como o controle de microestrutura e das impurezas e traços que prejudicam a fabricação ou a aplicação do produto, os quais devem ser controlados no seu teor máximo.

Os elementos de liga aumentam consideravelmente a resistência do alumínio, assim como o tratamento térmico [23]. A seguir são apresentados os elementos presentes na liga em estudo.

- (1) Silício: provavelmente é uma das adições de menor custo comumente feitas ao alumínio, que melhora a fluidez, características de usinagem, a resistência à corrosão, aumenta a razão resistência/peso, diminui o coeficiente de expansão térmica e confere resistência ao desgaste para o alumínio [29,43];
- (2) Cobre: melhora substancialmente a resistência mecânica e a dureza da liga, tanto antes como após o tratamento térmico. Dessa forma, o cobre torna as ligas Al-Si tratáveis termicamente (endurecimento por precipitação). Geralmente reduz a resistência à corrosão e também as trincas de contração (fundição) [34];

- (3) Níquel: geralmente é empregado com o cobre para melhorar as propriedades em temperaturas elevadas, também diminui o coeficiente de expansão térmica. A literatura mostrou que a adição de 1-2,5% Ni confere maior dureza à liga pistão de Al-Si ^[34,36];
- (4) Magnésio: é a base para o desenvolvimento da resistência e dureza em ligas Al-Si tratáveis termicamente. É frequentemente utilizado em ligas Al-Si mais complexas, contendo cobre, níquel e outros elementos. Como reportado em literatura a adição de 0,8-1,5% Mg é importante para conferir resistência e dureza à liga pistão eutética de Al-Si ^[29,34];
- (5) Ferro: elemento sempre presente em ligas comerciais de alumínio é a principal impureza e talvez a mais prejudicial para as propriedades mecânicas. A adição em ligas de Al-Si resulta na formação de intermetálicos ricos em ferro com diferentes morfologias. O efeito desses intermetálicos no comportamento ao desgaste depende do seu tamanho e fração volumétrica. Em ligas pistão Al-Si, o ferro é um elemento desejável que melhora a estabilidade térmica e as propriedades da liga em altas temperaturas. A adição de 0,7% em peso de Fe aumenta a dureza e melhora a resistência ao desgaste ^[44,45];
- (6) Manganês: é o elemento de liga mais comum usado como complemento para neutralizar o efeito do ferro e para modificar a morfologia e tipo de fases intermetálicas. É adicionado a muitas ligas com dois propósitos principais: (a) aumentar a resistência em temperaturas elevadas e resistência à fluência, por meio da formação de compostos de alto ponto de fusão; (b) melhorar o efeito de fragilização do ferro ^[46];
- (7) Titânio: é amplamente utilizado para refinar a estrutura de grãos de ligas fundidas de alumínio ^[34];
- (8) Zinco: nenhum benefício significativo é obtido com sua adição ao alumínio. No entanto, ao ser adicionado com cobre e/ou magnésio torna a liga tratável termicamente ^[34].

Materiais para pistão são ligas multicomponentes, sendo conhecidas por terem composições de fase bastante complexas. As ligas pistão de diferentes tipos podem conter 11-23%Si, 0,5-5,5%Cu, 0,5-3%Ni, 0,6-1,3%Mg, até 1,3%Fe e até 1%Mn. Embora a fração mais importante de todas as fases de endurecimento seja devido ao alto teor de Si, a presença de Cu, Ni, Mg, Fe e Mn leva à formação

de uma variedade de fases intermetálicas, o que aumenta significativamente o volume de precipitados, sendo na sua maioria considerados benéficos para as propriedades mecânicas. A fase intermetálica tem grande efeito sobre a resistência à fadiga e ao desgaste da liga Al-Si. Essas segundas fases geralmente são duras em comparação com a matriz. As segundas fases finamente dispersas bloqueiam o deslizamento de discordâncias ou crescimento de microtrincas e também suportam a carga externa, melhorando desta maneira, a resistência à fadiga e ao desgaste. No entanto, existem algumas fases com morfologia tipo agulha β -AlFeSi que são prejudiciais e devem ser evitadas [25,47,48]. A formação de partículas da fase β com morfologia de agulha é influenciada pela taxa de resfriamento na qual a liga é solidificada. A taxa de resfriamento controla o refinamento da estrutura e é dependente do processo de fundição [44].

3.2 Laser

3.2.1 Histórico

A palavra LASER é formada pelas iniciais de “**L**ight **A**mplification by **S**timulated **E**mission of **R**adiation”, ou seja, Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação. Em 1917, Albert Einstein, propôs pela primeira vez, de forma teórica, a emissão estimulada. Contudo, apenas em 1951, Charles Hard Townes tornou possível a aplicação desse fenômeno à amplificação de ondas ultracurtas (*maser*) e cuja confirmação experimental se deu em 1954. Em 1958, o artigo de Arthur L. Schawlow e Charles Hard Townes, primeira publicação em matéria de lasers, teve repercussão mundial nos meios científicos. Theodore H. Maiman fabricou em 1960, nos Estados Unidos, o primeiro laser com o auxílio de um ressonador de um cristal de rubi artificial, utilizando a técnica de bombeamento óptico que havia sido aperfeiçoada em 1950 pelo professor Alfred Kastler e Jean Brossel [12].

Historicamente, o primeiro laser contínuo funcionando no visível, o laser He-Ne, foi construído por Ali Javan [12,49].

O laser seguramente representa uma das mais importantes invenções do século XX e seu desenvolvimento continua sendo emocionante na história da ciência, engenharia e tecnologia. Como uma fonte versátil de energia altamente concentrada, o laser, emergiu como uma ferramenta atrativa e instrumento de

pesquisa com potencial para aplicações em uma extraordinária variedade de campos ^[50].

A TAB. 2 apresenta os lasers disponíveis comercialmente e suas principais áreas de aplicação.

TABELA 2 – Lasers disponíveis comercialmente e suas aplicações industriais

Laser	Ano da descoberta	Comercializado desde	Aplicação
Rubi	1960	1963	Metrologia, medicina, processamento de materiais inorgânicos
Nd:vidro	1961	1968	Medições
Diodo	1962	1965	Processamento de semicondutores, biomedicina, soldagem
He-Ne	1962	-	Entretenimento, medições, alinhamento
CO ₂	1964	1966	Processamento de materiais – corte/junções, fusão atômica
Nd:YAG	1964	1966	Processamento de materiais, junções, técnicas analíticas
Argônio ionizado	1964	1966	Aplicações médicas
Corante	1966	1969	Deteção de poluição, separação isotópica
Vapor de Cobre	1966	1989	Separação isotópica
Excímero	1975	1976	Medicina, processamento de materiais, coloração

Fonte – MAJUMDAR, J.D.; MANNA, I., 2003.

A partir de 1968, os lasers começaram a ser projetados e fabricados com maior confiabilidade e durabilidade. Até meados de 1970, lasers mais confiáveis foram disponibilizados para aplicações industriais, tais como corte, soldagem, furação e marcação. Durante os anos 1980 e início de 1990, os lasers foram explorados para aplicações superficiais, tais como tratamento térmico, recobrimento, formação de ligas na camada superficial, refusão superficial e deposição de filmes finos. Dessa forma, o laser evoluiu de uma curiosidade de laboratório para uma ferramenta industrial ^[49].

3.2.2 Princípio de funcionamento

O funcionamento de um laser requer que três condições fundamentais sejam satisfeitas simultaneamente: (1) um meio ativo; (2) bombeamento que produza a inversão de população; (3) cavidade óptica ou ressonador para amplificação de luz ^[12,51].

O meio ativo (base atômica do sistema – que consiste de uma coleção de átomos, moléculas ou íons em estado gasoso, líquido ou sólido) é um meio que possui uma estrutura apropriada de níveis de energia discretos que se excitam facilmente e possuem capacidade de armazenar a energia recebida do exterior. A emissão laser ocorre em um comprimento de onda determinado por dois estados de energia dessa estrutura, em uma transição onde o sistema apresenta uma emissão espontânea correspondente a uma duração de vida relativamente longa do nível superior (estado metaestável) ^[12,52].

O mecanismo de bombeamento é o processo pelo qual a fonte exterior fornece energia ao meio ativo de maneira seletiva para alcançar a inversão de população através da excitação dos átomos (moléculas ou íons) para os estados de maior energia. A inversão de população é uma condição necessária para a emissão estimulada (conceito fundamental para o funcionamento do laser) e, em geral, é realizada por bombeamento óptico e bombeamento elétrico ^[12,52-54].

O ressonador óptico é constituído por dois espelhos altamente refletivos e paralelos colocados perpendicularmente ao eixo do ressonador, sendo que um dos espelhos deve ser semitransparente. Esse ressonador contém o meio ativo e amplifica a radiação por um mecanismo de emissão estimulada ^[12].

A FIG. 3 representa o esquema básico de um laser.

FIGURA 3 – Esquema básico de um laser (adaptado de MAILLET, H., 1987)

O princípio de funcionamento de um laser pode ser exposto da seguinte forma: sob influência do bombeamento, os átomos são levados ao estado excitado, e então ocorre a emissão espontânea em todas as direções, particularmente na direção do eixo óptico do ressonador. Assim, obtém-se um trajeto formado de múltiplas reflexões entre os espelhos e essa radiação amplifica-se por emissão estimulada a cada passagem no meio ativo. Em termos de espelho semitransparente, certa fração do campo eletromagnético atravessa o espelho para formar o feixe laser, ao passo que a fração refletida efetua um trajeto inverso ao longo do eixo óptico, resultando em aumento de intensidade da radiação na cavidade. Este processo repete-se muitas vezes, resultando em “regeneração da radiação”. É importante ressaltar que a função do ressonador não é somente garantir a regeneração e amplificação da onda eletromagnética, mas também filtrar uma ou várias frequências de oscilação desse campo no interior da banda de emissão dos átomos ativos ^[12].

A FIG. 4 ilustra o princípio de funcionamento do laser que foi descrito.

FIGURA 4 – Princípio de funcionamento do laser^[54]

A distribuição transversal da densidade de potência emergente da fonte laser não é uniforme em relação ao eixo óptico. Ela depende do meio ativo, da potência máxima do laser e do sistema óptico de transmissão e transformação do feixe laser. A distribuição transversal da densidade de potência do feixe laser, também denominada modo transversal eletromagnético (*transverse electromagnetic mode – TEM*), é muito importante na interação com o material. A área irradiada do material é uma função da distância focal da lente convergente e da posição do mesmo em relação à distância focal. Há vários tipos de modos transversos e cada tipo pode ser caracterizado por dois números inteiros, sendo que quanto maior o índice do TEM, maior a dificuldade para focalizar o feixe em um pequeno ponto na superfície do material e alcançar altas densidades de potência. O modo de menor ordem, TEM_{00} , refere-se a um feixe com distribuição

de intensidade gaussiana e pode ser focalizado em uma área muito pequena, proporcionando assim uma densidade de potência muito elevada ^[55].

A FIG. 5 apresenta diferentes modos transversos do feixe laser.

FIGURA 5 – Modos transversos eletromagnéticos ^[55]

3.2.3 Propriedades da radiação laser

As propriedades que a radiação laser possui para explicar o funcionamento e a produção de feixes com um grau extremamente alto de intensidade são: a monocromaticidade, a coerência, a direcionalidade e a brilhância que estão intimamente ligadas ao elevado nível de coerência apresentado por sua radiação ^[12,56].

A monocromaticidade é a propriedade que ocorre devido a duas circunstâncias: apenas uma onda eletromagnética de frequência ν pode ser amplificada, já que o arranjo de dois espelhos forma uma cavidade ressonante, a oscilação ocorre somente nas frequências desta cavidade. Devido a isto a largura da linha laser é muito mais estreita que a largura da linha de transição $2 \rightarrow 1$ (de um estado excitado E_2 para um estado de menor energia E_1) observada em emissão espontânea.

A coerência é a propriedade mais importante da radiação laser, que se manifesta simultaneamente pela monocromaticidade (coerência temporal) e pela frente de onda unifásica (coerência espacial). Devido à alta coerência espacial do feixe há transporte de energia por grandes distâncias e através de vários meios físicos, com perda mínima.

A direcionalidade do feixe, isto é, sua excepcional colimação ocorre pelo fato de o material ativo estar em uma cavidade ressonante, onde somente uma onda se propaga e se sustenta ao longo da direção da cavidade. A

direcionalidade também explica o alcance de trajetórias extremamente longas, com feixes de apenas alguns miliwatts de potência contínua.

A brilhância de uma fonte de onda eletromagnética pode ser definida como a potência emitida por unidade de área de superfície por unidade de ângulo sólido. Um laser de potência moderada tem uma brilhância que é de ordens de grandeza maior que a brilhância de fontes convencionais, devido à altíssima direcionalidade do feixe laser.

Para tratamentos de superfícies os lasers mais utilizados são o de dióxido de carbono (CO_2) e o de Nd:YAG.

O laser de CO_2 é um laser molecular que emite em regime contínuo (CW) ou pulsado e tem um comprimento de onda de $10,6 \mu\text{m}$ no infravermelho, possuindo potência de até 10 kW (CW) ^[12].

O laser de Nd:YAG é o tipo de laser mais popular de estado sólido. O meio ativo geralmente um cristal de $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, denominado YAG (*Yttrium Aluminum Garnet*), é dopado com aproximadamente 1% de Nd. A emissão laser dominante situa-se em 1064 nm à temperatura ambiente. Trata-se de um laser de quatro níveis que possui faixas de energia/ potência de até 50 J (pulsado) e de até 4 kW (CW) ^[12,56].

3.2.4 Interação da radiação com a matéria

A principal característica do laser utilizada para o processamento de materiais é a sua capacidade de dirigir uma considerável quantidade de energia sobre uma superfície muito pequena, ou seja, de aplicar pontualmente densidades de fluxo ou de potência extremamente elevadas, compreendidas entre 10^4 W/cm^2 e 10^6 W/cm^2 , sobre uma pequena região localizada da superfície a ser usinada. Devido à sua coerência, que se manifesta por uma propagação monocromática acompanhada de uma colimação quase perfeita, é que os feixes podem ser focalizados, por meio de lentes ou de espelhos, sobre escalas espaciais muito pequenas. A fração absorvida dessa energia eletromagnética é rapidamente convertida em energia térmica no próprio interior do material. De acordo com as características do material e o tempo de interação entre esse material e o feixe, pode-se provocar uma transformação termomecânica do material em um tempo muito curto, por exemplo, pode-se atingir o ponto de fusão ou até mesmo a temperatura de vaporização.

O grande fluxo de energia eletromagnética emitido por um laser, quando aplicado em uma superfície, é absorvido por uma fina camada superficial do material. Esta região torna-se então uma fonte pontual de calor extremamente intenso. O laser permite dirigir e utilizar a energia térmica unicamente na zona a ser tratada. Esta exatidão na localização da zona de interação contribui para fazer do laser um instrumento com propriedades únicas ^[12].

A compreensão dos processos físicos que ocorrem durante a interação entre feixe incidente e materiais a serem tratados é fundamental para conhecer as possibilidades e as limitações de usinagens por laser. Quando a radiação laser incide sobre uma superfície, uma fração dessa radiação atravessa a superfície, outra fração é absorvida e outra é refletida. Um dos fenômenos desejáveis e importantes para o tratamento de materiais a laser é a absorção da radiação.

A absorção da radiação pelo material resulta em vários efeitos, como aquecimento, fusão, vaporização, formação de plasma, entre outros, que constituem a base das técnicas de processamento de materiais a laser. A extensão desses efeitos depende principalmente das características da radiação eletromagnética e das propriedades termofísicas do material. Os parâmetros do laser incluem intensidade do feixe, comprimento de onda, coerência espacial e temporal, ângulo de incidência, polarização, tempo de interação do feixe com o material, entre outros, enquanto os parâmetros do material incluem absorção, condutividade térmica, densidade, calor específico, calor latente, entre outros.

A absorção, definida como a fração da radiação incidente absorvida pelo material, é um dos parâmetros importantes que influenciam os efeitos das interações laser-material.

A absorção do material é muito influenciada pelo comprimento de onda (geralmente diminui com o aumento de λ) e pela temperatura (aumenta com a temperatura e, particularmente, sofre um aumento abrupto com a passagem do material base para o estado líquido). Outros parâmetros que influenciam a absorção do material incluem o ângulo de incidência da radiação, a polarização do feixe laser (a componente paralela ao plano de incidência é melhor absorvida que a componente perpendicular), a rugosidade da superfície (a absorção aumenta com a rugosidade, sendo máxima quando a rugosidade é da ordem do comprimento de onda do laser – superfícies polidas exibem maior refletividade para a radiação e, conseqüentemente a profundidade de penetração do pulso

laser é menor) e o estado de oxidação ou de contaminação da superfície (a formação de camadas de óxido contribui para aumentar a absorção) [12,53,57,58].

A FIG. 6 apresenta a absorção de diferentes metais em função do comprimento de onda.

FIGURA 6 – Características da absorção de diferentes metais em função do comprimento de onda [59]

O comprimento de onda do laser de Nd:YAG é mais eficaz para a absorção da energia pelos metais do que o do laser de CO₂, ou seja, um menor comprimento de onda leva a uma melhor absorção do feixe e, portanto, maior a penetração do mesmo. Outra vantagem do laser de Nd:YAG é a possibilidade de transportar o feixe através de fibra óptica, tornando-o mais flexível para uso em sistemas industriais [60].

O inconveniente apresentado pelo alumínio e suas ligas para o tratamento a laser é a alta refletividade e elevada condutividade térmica, o que dificulta o processamento. A capacidade de absorção do feixe é baixa e, em muitos casos, são necessários métodos para melhorá-la, tais como [60,61]:

- Um revestimento absorvente é geralmente aplicado na superfície do metal para evitar a perda desnecessária de energia por reflexão;
- Utiliza-se laser que emite radiação com menor comprimento de onda;
- Radiação laser oblíqua à superfície com o feixe laser linearmente polarizado.

3.2.5 Endurecimento superficial a laser

Os lasers têm sido utilizados para modificar as propriedades superficiais, especialmente a dos metais. Durante o endurecimento superficial a laser, alterações térmicas são impostas ao material. Comparado às técnicas convencionais para endurecimento seletivo, a principal vantagem do endurecimento superficial a laser é o fluxo intenso de energia que promove taxas de aquecimento extremamente elevadas. Através da aplicação de parâmetros de processo adequados, uma camada superficial pode ser modificada para conferir uma ampla variedade de propriedades. O endurecimento térmico de metais e ligas pela exposição à radiação laser é uma tecnologia eficaz para a obtenção de materiais de qualidade, sendo indicado para aplicações que exigem alta dureza com profundidade extremamente pequena em áreas selecionadas da superfície com distorção mínima da peça ^[62,63].

A dureza da camada superficial e sua distribuição ao longo da superfície e profundidade têm grande influência sobre as características de desempenho dos materiais. Ela é determinada pela composição química, condição original de estrutura-fase da liga e pelos parâmetros do ciclo térmico, ou seja, o ciclo de aquecimento-resfriamento ^[64].

Na maioria das vezes, o objetivo do tratamento tem sido endurecer a superfície para proporcionar maior resistência ao desgaste e, em alguns casos, melhor resistência à corrosão. A indústria automobilística, onde a resistência ao desgaste em superfícies selecionadas é desejada, é a área de aplicação mais importante para o endurecimento a laser ^[62].

Nos últimos anos o endurecimento superficial utilizando fontes de laser pulsado tem se tornado uma tecnologia cada vez mais estabelecida no setor de engenharia e abriu possibilidades mais amplas para a aplicação do endurecimento seletivo da superfície. No entanto, a escolha dos parâmetros do processo geralmente é baseada na experiência. Sendo assim, alguns problemas quanto à escolha destes e sua influência sobre a microestrutura resultante ainda permanecem ^[63].

O tratamento em modo pulsado comparado ao modo contínuo oferece maior dificuldade para controlar a dureza e a profundidade da camada endurecida. Frequentemente amostras e peças endurecidas com um feixe laser

pulsado apresentam propriedades heterogêneas de dureza e resistência do material ^[64,65].

O endurecimento superficial utilizando laser pulsado de Nd:YAG é influenciado pela composição química, energia do feixe, frequência de pulso e focalização do feixe na superfície do material ^[66].

3.2.5.1 Fusão superficial a laser

As ligas de alumínio não têm transformação alotrópica como ocorre com as ligas de ferro, cobalto ou titânio, por isso não há possibilidade de uma transformação martensítica, e os efeitos de endurecimento por meio de tratamentos convencionais de estado sólido são muito limitados ^[67].

Nas últimas duas décadas a fusão superficial a laser de metais tem atraído interesse como uma técnica de mudança estrutural por solidificação rápida. Taxas de resfriamento que variam de 10^3 a 10^8 °C.s⁻¹ tem levado a formação de estruturas microcristalinas em uma variedade de substratos, incluindo a liga eutética Al-Si processada por fusão superficial utilizando laser pulsado. Como consequência do refinamento microestrutural, as regiões resolidificadas tem apresentado aumento significativo na dureza comparado às técnicas convencionais aplicadas às ligas de Al-Si ^[68].

A fusão superficial a laser envolve o uso de um feixe de alta intensidade energética para varrer a superfície de um substrato metálico. O aquecimento envolvido no processo tem que ser suficiente para promover a fusão de uma fina camada superficial, normalmente menor que 1 mm de espessura ^[67]. Na maioria dos casos, para evitar a oxidação e a contaminação da poça durante o processo, usa-se um gás de proteção que pode ser aplicado coaxialmente ou formando um ângulo em relação à superfície da peça ^[69].

Devido à absorção dos feixes de alta potência, o efeito desse aquecimento ocorre muito rapidamente e a superfície atinge quase instantaneamente a temperatura de fusão. A fusão sem vaporização é possível apenas em uma estreita faixa de parâmetros do laser. Se a densidade de potência for muito elevada, a superfície começa a vaporizar antes que uma profundidade significativa de material fundido seja produzida.

A fusão depende do fluxo de calor no material e este por sua vez depende tanto da condutividade térmica quanto do calor específico do material. A

temperatura da superfície e a profundidade de penetração dependem dos parâmetros do processo e podem ser alteradas ajustando a potência do laser, a focalização do feixe e a velocidade na qual o feixe laser varre a superfície [62].

A solidificação rápida associada a esta técnica inicia-se sobre o próprio material base de forma epitaxial a partir da fase líquida. Considerando um plano de corte longitudinal localizado no centro da poça líquida (FIG. 7), a velocidade de solidificação (V_s) está correlacionada com a velocidade de varredura do feixe (V_b) por:

$$V_s = V_b \cdot \cos\theta$$

onde: θ é o ângulo entre os vetores V_s e V_b .

FIGURA 7 – Representação esquemática da fusão a laser mostrando a relação entre a velocidade de solidificação e velocidade de varredura do feixe [70]

A velocidade de solidificação aumenta em direção à superfície da amostra, a partir de zero no fundo da poça líquida (interface entre as zonas fundida/não fundida) e se aproxima da velocidade de varredura do feixe na superfície [70].

Dependendo do gradiente de temperatura, da taxa de solidificação e gradientes de concentração de soluto podem se formar frentes de solidificação planar, celular, dendrítica ou eutética [69].

O êxito desta técnica depende da propagação da frente de fusão no material durante o tempo de interação do laser, evitando que ocorra a vaporização da superfície. Esse controle é muito sensível e depende do ótimo ajuste dos parâmetros do laser para alcançar o equilíbrio entre a profundidade ideal e evitar a vaporização da superfície [62].

3.2.5.1.1 Características da fusão superficial a laser

Devido à zona fundida relativamente pequena (50 a 1000 μm), a alta taxa de resfriamento resulta em uma microestrutura de solidificação refinada, que pode conter fases fora do equilíbrio, presença de precipitados e extensão da solubilidade no sólido. A integridade da superfície produzida por fusão a laser é elevada. A região fundida apresenta baixa porosidade e poucas imperfeições, e tem uma forte ligação metalúrgica com o substrato ^[69].

A fusão superficial pode causar significativa rugosidade da superfície do material, desvantagem essa que, no entanto, é superada em muitos casos pela capacidade para eliminar os defeitos superficiais em peças fabricadas por metalurgia do pó e por fundição.

Anthony e Cline estudaram o desenvolvimento de ondulações superficiais induzidas por gradientes de tensão superficial durante o processamento a laser. Eles consideraram que durante a fusão superficial a laser, um gradiente de temperatura se estende radialmente para fora do centro do feixe laser. Sob o feixe, a temperatura do líquido está em seu maior valor e a tensão superficial do líquido está em seu menor valor. À medida que a temperatura do líquido diminui para fora da região atingida pelo feixe laser, a tensão superficial do líquido aumenta. Este aumento da tensão superficial do líquido movimenta-o para fora da região atingida pelo laser causando uma depressão na superfície do líquido sob o feixe e aumentando a superfície do líquido em outro ponto. Devido ao elevado gradiente de temperatura e às taxas de solidificação rápida associadas à fusão superficial esta distorção da superfície do líquido se solidifica enquanto o feixe se movimenta, resultando em uma superfície rugosa. Este efeito, conhecido como fluxo de Marangoni, é o mecanismo convectivo dominante na poça fundida ^[71].

3.2.5.2 Zona afetada pelo calor (ZAC)

A zona afetada pelo calor é a região do material base que não se funde, no entanto, o aumento da temperatura é suficiente para afetar a microestrutura e as propriedades mecânicas do material. A microestrutura que se desenvolve nesta região depende: (1) do ciclo térmico; (2) do tipo de material (de suas propriedades metalúrgica e térmica); (3) do estado do material antes do processamento (história térmica e mecânica do material) ^[54].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O procedimento experimental utilizado neste trabalho está esquematizado no fluxograma mostrado (FIG. 8).

FIGURA 8 – Fluxograma do procedimento experimental

4.1 Liga Al-Si

O material que é objeto de estudo deste trabalho é uma liga de Al-Si, desenvolvida pela MAHLE Metal Leve S.A, obtida por fundição em molde permanente para fabricação de pistões de alto desempenho, cuja denominação é M 142, dada pelo próprio fabricante.

A FIG. 9 apresenta o pistão automotivo usado neste estudo.

FIGURA 9 – Pistão automotivo

As amostras metalográficas, utilizadas no presente trabalho, foram retiradas da superfície de topo do pistão, ou seja, superfície superior da cabeça contra a qual os gases de combustão exercem pressão. A cabeça é a parte superior do pistão onde estão localizadas todas ou quase todas as canaletas para anéis. A FIG. 10 apresenta a superfície de topo utilizada para a confecção das amostras.

FIGURA 10 – Superfície de topo do pistão

4.2 Análise química

A análise da composição química da liga foi realizada por espectrofotometria de absorção atômica (para determinação do teor de silício) em um equipamento marca Varian, modelo AA-1275 do laboratório de Caracterização e Processamento de Materiais da Universidade Presbiteriana Mackenzie. A liga utilizada neste trabalho contém aproximadamente 11% em peso de Si juntamente com Cu, Ni e Mg como os principais elementos de liga e pequenas adições de elementos como Ti, Zn e V. A adição de Cu e Ni é benéfica para as propriedades mecânicas, especialmente em temperaturas elevadas. Na TAB. 3 apresenta-se a análise química da liga comparando os dados da especificação ^[72] com os resultados da análise obtida por espectrofotometria de absorção atômica. Verifica-se que o teor de todos os elementos está dentro da faixa de composição especificada pelo fabricante.

TABELA 3 – Composição química (% em peso) da liga de Al-Si em estudo

		Al	Si	Cu	Ni	Mg	Fe	Mn	Ti	Zn
Especificação	MIN	balanço	11,0	2,5	1,75	0,5	- -	- -	- -	- -
	MÁX		13,0	4,0	3,0	1,2	0,7	0,3	0,2	0,3
Espectrofotometria de Absorção Atômica		balanço	11,13	3,65	2,42	0,8	0,42	0,091	0,033	0,023

4.3 Preparação metalográfica para tratamento a laser

A superfície de topo do pistão foi usinada para a confecção de amostras com dimensões de aproximadamente 9mm x 6mm x 6mm e 24mm x 24mm x 6mm para incidência de laser em forma de pulsos únicos e trilhas, respectivamente.

Convém mencionar que o alumínio e suas ligas incluem-se dentre os materiais mais difíceis de preparação metalográfica devido à baixa dureza e tenacidade do alumínio, características estas que o tornam suscetível à deformação durante a preparação. Adiciona-se a isto a presença da fase rica em silício, que não deforma, na matriz de alumínio altamente deformável.

Para o tratamento superficial a laser as superfícies foram lixadas (granulometrias 400, 600, 800, 1000) e polidas com alumina em suspensão de 0,3µm.

4.4 Ensaios de rugosidade máxima

A rugosidade é o conjunto de irregularidades, isto é, saliências e reentrâncias micrométricas que caracterizam uma superfície. Ela influi no comportamento dos componentes mecânicos quanto à resistência ao desgaste, à corrosão e à fadiga ^[73].

A inspeção de rugosidade é utilizada para verificar o grau de acabamento que se encontra na superfície, a qual foi submetida aos processos de lixamento, polimento mecânico, eletropolimento, entre outros, garantindo a homogeneidade de peças ^[74].

Para verificar a influência do acabamento superficial na interação do laser com o material, as amostras da liga Al-Si destinadas ao ensaio de trilhas foram preparadas de modo a se obter superfícies com rugosidades diferentes por meio de lixamento e polimento e, apenas lixamento, como descrito anteriormente.

Para este comparativo, realizou-se ensaio de rugosidade máxima ($R_{\max}$) utilizando um rugosímetro portátil marca Mitutoyo, modelo Surftest-211, pertencente ao laboratório de Metrologia do Centro de Combustível Nuclear do IPEN. Os resultados obtidos (média de sete percursos sobre a superfície de cada amostra) foram: para amostra lixada e polida $R_{\max} = 1,2 \mu\text{m}$; e para amostra apenas lixada $R_{\max} = 2,2 \mu\text{m}$.

As amostras foram então submetidas ao ensaio de trilhas conservando-se a energia, a largura temporal e a frequência de geração de pulso constantes e variando-se a velocidade de varredura.

4.5 Tratamento superficial por refusão a laser

Os tratamentos superficiais de refusão a laser (conhecido como *laser remelting*) da liga mencionada foram realizados na Central de Processamento de Materiais a Laser (CPML) do Centro de Lasers e Aplicações (CLA) do IPEN. A CPML é um sistema constituído por uma máquina fresadora CNC, na qual foi acoplado um laser de estado sólido pulsado de Nd:YAG, que emite radiação no infravermelho próximo com comprimento de onda de 1,06 µm e pulsos com

largura temporal da ordem de milissegundos. Na FIG. 11 está ilustrado o equipamento laser utilizado.

FIGURA 11 – Equipamento laser de Nd:YAG do CLA/IPEN

Na TAB. 4, apresentam-se os dados do equipamento.

TABELA 4 – Dados do laser pulsado de Nd:YAG

Laser pulsado de Nd:YAG	
Energia de pulso máxima	6,0 J
Largura temporal controlada	0,2 a 15 ms
Taxa de repetição máxima	500 Hz
Potência máxima de saída no bico	60 W
Comprimento focal da lente de focalização	100 mm

Os parâmetros de operação de um laser pulsado e, em particular, do equipamento são a energia por pulso, a largura temporal de cada pulso e a sua taxa de repetição. A largura temporal e a energia por pulso podem ser variadas de forma independente. A relação entre a energia e a largura temporal fornece a potência pico desejada e a taxa de repetição determina qual a velocidade permitida para o processo.

A operação no regime pulsado do laser permite o controle exato da potência pico sobre o ponto de trabalho; o posicionamento por controle CNC permite a escolha do exato ponto a ser processado e a manipulação do feixe laser^[75].

Nos experimentos deste trabalho modificou-se apenas a distância entre o plano focal e a superfície da amostra (Δz), uma vez que o sistema de lentes pode ser alterado para variar a geometria e dimensões do feixe laser (FIG. 12). A distância entre o plano focal e a superfície da amostra variou de 1 a 5 mm. Diferentes parâmetros de processo (energia do feixe, largura temporal e velocidade de varredura) foram utilizados.

Após o tratamento térmico a laser há importantes modificações estruturais e mecânicas nas camadas superficiais.

No intuito de evitar a oxidação da superfície durante o tratamento utilizou-se proteção gasosa de argônio com uma vazão de 15 litros/min na direção de propagação do feixe laser.

FIGURA 12 – Diagrama esquemático do processo de refusão a laser

A FIG. 13 apresenta uma foto do tratamento superficial de uma das amostras.

FIGURA 13 – Amostra de Al-Si sendo tratada superficialmente por laser

4.6 Caracterização estrutural e mecânica

A avaliação e caracterização estrutural e mecânica da liga Al-Si nas condições como recebida e tratada superficialmente por laser foi realizada com o auxílio de várias técnicas complementares de análise, a saber: macrografias da superfície, microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) com algumas microanálises por espectroscopia por energia dispersiva (EDS), ensaios de microdureza Vickers e rugosidade superficial.

4.6.1 Caracterização do material como recebido

4.6.1.1 Microscopia óptica

A análise por microscopia óptica do material no estado como recebido foi realizada em amostras preparadas por processo convencional. O preparo da superfície iniciou-se com o lixamento em lixadeira manual, utilizando lixas de SiC de granulometrias 400, 600, 800 e 1000. Em todas as etapas do lixamento foi utilizada água corrente como lubrificante e refrigeração. Após o lixamento, efetuou-se o polimento das amostras com alumina em suspensão de 0,3 μm . As amostras foram então lavadas em álcool e secas em soprador térmico.

A princípio, investigou-se o material observando-se as amostras polidas sem ataque. Para a realização do ataque químico foi utilizada uma solução de ácido fluorídrico (HF5%) e água destilada, sendo o ataque efetuado por imersão durante 5 segundos em temperatura ambiente. Realizou-se o ataque

químico da superfície polida visando-se realçar outros microconstituintes presentes de forma a torná-los observável ao microscópio óptico.

As observações e documentação fotomicrográfica das amostras foi feita em microscópio óptico OLYMPUS modelo BX60M, com câmera digital marca Sony, modelo Hyper Had acoplada e o aplicativo de registro fotográfico DT Acquire, pertencente ao Laboratório de Metalurgia do Pó do CCTM/IPEN. Utilizou-se o aplicativo PHOTOSHOP CS4 para recortar e normalizar as imagens.

4.6.1.2 Microscopia eletrônica de varredura

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada com a finalidade de obter uma melhor resolução das microestruturas. Da mesma forma que na microscopia óptica, utilizou-se preparação convencional e ataque com uma solução de ácido fluorídrico (HF5%) e água destilada, sendo que algumas amostras foram recobertas com carbono com o intuito de se obter melhores imagens. A caracterização por MEV foi realizada utilizando os equipamentos marca PHILIPS XL-30 pertencente ao CCTM/IPEN e JEOL JSM T330 A com microanalisador por energia dispersiva IXRF-500 pertencente ao Núcleo de Tecnologia em Cerâmica da Escola SENAI Mario Amato.

4.6.1.3 Microdureza Vickers

O equipamento utilizado para os ensaios de microdureza Vickers foi o microdurômetro Micromet 2103 da Buehler pertencente ao laboratório de Fenômenos de Superfície do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP, utilizando uma carga aplicada de 50 g.

As medidas realizadas nas amostras metalograficamente preparadas do material como recebido foram tomadas aleatoriamente na superfície da amostra com as impressões suficientemente espaçadas, de modo a não interferirem mutuamente. Os resultados foram dados pelo próprio equipamento, depois de medidas as diagonais das impressões produzidas (quatorze medidas) e o resultado apresentado consiste na média dos valores obtidos.

4.6.2 Caracterização da zona tratada por refusão a laser

A superfície das amostras tratadas a laser foi observada macroscopicamente em um estereoscópio, a fim de se verificar as modificações resultantes na superfície, tais como oxidação e alterações na rugosidade. Utilizou-se um rugosímetro portátil marca Mitutoyo para avaliar as alterações na rugosidade superficial.

Para a observação e análise dos aspectos microestruturais das seções longitudinal e transversal das amostras utilizou-se microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

Por meio das micrografias obtidas observou-se, além das mudanças de estruturas que ocorrem na região tratada, o contorno e a profundidade das modificações ocorridas no material em função das condições experimentais utilizadas.

A observação do contorno e da profundidade da zona tratada pelo calor foi realizada na seção da linha de centro do pulso, onde os dados atingem o maior valor. Deve-se ressaltar que a localização precisa da seção desejada torna-se difícil em virtude dos procedimentos e equipamentos disponíveis para análise.

Desta forma, procurou-se fazer um corte dentro da região afetada pela radiação laser, mas que se encontrasse suficientemente distante da linha de centro do pulso, executando-se em seguida os procedimentos usuais de preparação metalográfica, que consistiu de embutimento em resina acrílica, lixamento utilizando lixa de Al_2O_3 granulometria 1000 e polimento com alumina em suspensão de 0,3 μm . Todo o processo de desbaste por lixamento foi monitorado com o auxílio do microscópio óptico.

Para calcular o diâmetro da área de interação após irradiação com pulsos únicos utilizou-se os aplicativos Adobe Photoshop CS4 e Microsoft Office Excel 2007. Foram traçadas três diagonais e tomadas suas medidas, conforme ilustrado (FIG. 14a). Para medida da profundidade da zona tratada utilizou-se o método de medida direta na linha de centro do pulso também com auxílio do aplicativo Adobe Photoshop CS4. Com o uso da ferramenta régua (aplicativo Photoshop) mediu-se a largura da zona fundida. Em seguida, determinou-se a profundidade a partir do ponto médio da largura da zona fundida até o fundo da poça (FIG. 14b).

FIGURA 14 – Esquema de medição (a) do diâmetro dos pulsos únicos, (b) da profundidade da zona tratada.

No intuito de investigar as relações entre as diferentes condições de processamento e o endurecimento resultante no material tratado foram realizados ensaios de microdureza Vickers somente para as trilhas.

No caso de pulsos únicos os ensaios de microdureza não foram realizados devido ao fato de não ter sido possível a eliminação de efeito de bordas causado pela ferramenta de corte.

As medidas de microdureza Vickers na superfície das trilhas foram realizadas com carga de 50 g. O procedimento para se obter a medida está ilustrado na FIG. 15. Procurou-se realizar as medidas em regiões distintas: ao longo da linha que passa pelo centro do ponto onde incidiu a radiação laser (zona fundida), na região de transição entre um pulso e seu vizinho (região de sobreposição) e material base.

Os ensaios têm por objetivo traçar o perfil de microdureza ao longo da superfície das trilhas, apresentando a variação de dureza nas regiões mencionadas anteriormente.

FIGURA 15 – Procedimento utilizado na medição da microdureza Vickers da superfície das trilhas

As medidas de microdureza na seção transversal foram realizadas ao longo de uma linha paralela à superfície, situada a uma profundidade de aproximadamente 50 μm , utilizando-se carga de 50 g (FIG. 16).

FIGURA 16 – Procedimento utilizado na medição da microdureza Vickers da seção transversal das trilhas

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos no presente trabalho mostram que as variáveis do processo têm grande efeito sobre a microestrutura e as propriedades da liga pistão de Al-Si, sendo estes discutidos nas subseções a seguir.

5.1 Caracterização do material como recebido

Nas FIG. 17 e 18 observa-se a microestrutura típica da liga de Al-Si na condição de como recebida, sem e com ataque químico, respectivamente, obtida por microscopia óptica. A microestrutura é formada por uma matriz de Al- α com partículas de silício primário e eutético rico em silício e várias fases intermetálicas. A microestrutura do material é composta de cristais primários de silício, com morfologia angular. Os precipitados eutéticos são compostos por Al-Si-Mg (cinza escuro) e Al-Ni-Si-Cu-Fe-Mg (cinza claro). Adicionalmente, observa-se a presença de precipitados claros de Al-Cu. Os ensaios de microdureza Vickers realizados indicaram uma dureza inicial de 143HV_{0,05}.

FIGURA 17 – Fotomicrografia da liga Al-Si no estado de como recebida sem ataque químico

FIGURA 18 – Fotomicrografia da liga Al-Si no estado de como recebida com ataque químico (HF5%)

Na FIG. 19 observa-se o aspecto da microestrutura da liga de Al-Si com ataque químico na condição de como recebida obtida por microscopia eletrônica de varredura.

FIGURA 19 – Microestrutura da liga Al-Si no estado de como recebida com ataque químico (HF5%) obtida por MEV/ elétrons secundários. Área que foi analisada por mapeamento de Raios-X

A FIG. 20 apresenta o espectro de EDS qualitativo da matriz. Nota-se a presença dos picos característicos dos elementos Al, Si, Cu, Ni, Mg e Fe.

FIGURA 20 – Espectro de EDS da matriz da liga Al-Si

Na TAB. 5, apresentam-se os resultados dos elementos identificados na análise semiquantitativa por EDS, indicado na FIG. 20.

TABELA 5 – Resultado do EDS semiquantitativo da matriz da liga Al-Si

Elemento químico	% em peso
Al	64,365
Si	23,419
Cu	7,138
Ni	4,096
Mg	0,392
Fe	0,590

Na FIG. 21 apresenta-se o respectivo mapeamento de Raios-X da microestrutura da liga de Al-Si na condição de como recebida.

FIGURA 21 – Mapeamento de Raios-X da liga Al-Si no estado de como recebida:
(a) Al, (b) Si, (c) Cu, (d) Ni, (e) Mg, (f) Fe

A FIG. 22 apresenta micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da matriz, na qual foram definidas quatro regiões de interesse para análise semiquantitativa por EDS. Na TAB. 6 são apresentados os resultados dessa análise.

FIGURA 22 – Micrografia da liga Al-Si no estado de como recebida obtida por MEV/elétrons secundários destacando quatro regiões de interesse para análise semiquantitativa por EDS

TABELA 6 – Resultado do EDS semiquantitativo, cujos pontos de análise são apresentados na FIG. 22

Pontos	% em peso						
	Al	Si	Cu	Ni	Fe	V	Mg
1	23,533	12,838	57,415	4,910	0,795	0,426	0,083
2	12,991	87,009	—	—	—	—	—
3	26,985	0,468	38,829	33,237	0,481	—	—
4	40,897	0,620	22,801	31,920	3,762	—	—

5.2 Caracterização da zona tratada por refusão a laser

5.2.1 Com pulsos únicos

A FIG. 23 apresenta as macrografias da superfície das amostras submetidas à irradiação com pulsos únicos. Verifica-se que todas as condições experimentais utilizadas afetaram termicamente a superfície das amostras.

FIGURA 23 – Macrografias da superfície da liga Al-Si após irradiação com pulsos únicos

Na FIG. 24 observa-se que após a refusão, ocorreu leve oxidação e modificação superficial, mesmo sob proteção do gás argônio.

FIGURA 24 – Micrografia óptica da seção longitudinal da amostra irradiada com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 1 \text{ mm}$

Na FIG. 25 é apresentada a micrografia eletrônica de varredura da seção longitudinal da liga Al-Si irradiada com pulso único, com $E = 5,7 \text{ J}$, $\tau = 12 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 1 \text{ mm}$. Devido ao processo de resolidificação rápida durante a fusão superficial a laser, a distorção superficial do líquido é solidificada e promove uma superfície rugosa e ondulada ^[76].

FIGURA 25 – Micrografia eletrônica de varredura (elétrons secundários) da seção longitudinal da liga Al-Si irradiada com pulso único, com $E = 5,7 \text{ J}$, $\tau = 12 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 1 \text{ mm}$.

Nas FIG. 26 a 31 são apresentadas as micrografias ópticas típicas das seções transversais das amostras. A zona tratada não apresentou homogeneidade sob algumas condições de processamento, o que pode ser verificado pela existência de regiões mais claras do que outras.

FIGURA 26 – Micrografia óptica da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,7 \text{ J}$, $\tau = 8 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 2 \text{ mm}$

FIGURA 27 – Micrografia óptica da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 1 \text{ mm}$

FIGURA 28 – Micrografia óptica da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 2 \text{ mm}$

FIGURA 29 – Micrografia óptica da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 5 \text{ mm}$

FIGURA 30 – Micrografia óptica da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,7 \text{ J}$, $\tau = 12 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 1 \text{ mm}$

FIGURA 31 – Micrografia óptica da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,7 \text{ J}$, $\tau = 12 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 5 \text{ mm}$

Pode-se notar pelas micrografias apresentadas que não é possível identificar as microestruturas da zona afetada pela radiação laser. É possível verificar apenas o contorno da região afetada onde ocorreu a modificação estrutural do material e a profundidade atingida nesta região.

A microestrutura da região fundida a laser apresenta diminuição e dispersão das partículas de silício e dos compostos intermetálicos, quando comparada ao do material base.

Na TAB. 7 estão apresentados o diâmetro e a profundidade da zona tratada sob as diferentes condições experimentais utilizadas.

TABELA 7 – Diâmetros e profundidades obtidos nas amostras após execução dos pulsos únicos

Parâmetros do processo	Δz (mm)	Diâmetro (μm)	Profundidade (μm)
Largura temporal: 8 ms Frequência: 9 Hz Energia: 5,7 J Atmosfera controlada: Argônio	2	860	98
Largura temporal: 10 ms Frequência: 9 Hz Energia: 5,9 J Atmosfera controlada: Argônio	1	726	83
	2	866	95
	5	920	110
Largura temporal: 12 ms Frequência: 9 Hz Energia: 5,7 J Atmosfera controlada: Argônio	1	940	110
	5	913	116

Na FIG. 32 tem-se a micrografia eletrônica de varredura de uma amostra após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 2 \text{ mm}$. A FIG. 33 apresenta o espectro de EDS qualitativo da seção transversal mostrada na FIG. 32. Nota-se a presença dos picos característicos dos elementos Al, Si, Cu, Ni, Mg, Fe, Ti e V.

FIGURA 32 – Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 2 \text{ mm}$. Área que foi analisada por mapeamento de Raios-X

FIGURA 33 – Espectro de EDS da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 2 \text{ mm}$

Na TAB. 8, apresentam-se os resultados dos elementos identificados na análise semiquantitativa por EDS.

TABELA 8 – Resultado do EDS semiquantitativo relativo a FIG. 33

Elemento químico	% em peso
Al	67,037
Si	22,839
Cu	5,202
Ni	3,020
Mg	0,912
Fe	0,583
Ti	0,258
V	0,149

A FIG. 34 apresenta o mapeamento de Raios-X da microestrutura da liga após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 2 \text{ mm}$.

FIGURA 34 – Mapeamento de Raios-X da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 2 \text{ mm}$: (a) Al, (b) Si, (c) Cu (d) Ni, (e) Mg, (f) Fe, (g) Ti, (h) V

A FIG. 35 apresenta a micrografia eletrônica de varredura da amostra Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 5 \text{ mm}$. Os pontos indicados representam as regiões em que foram realizadas análise química elementar semiquantitativa com o auxílio do EDS. Os resultados da análise estão indicados na TAB. 9.

FIGURA 35 – Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com pulso único, com $E = 5,9 \text{ J}$, $\tau = 10 \text{ ms}$, $f = 9 \text{ Hz}$ e $\Delta z = 5 \text{ mm}$.

TAB. 9 – Resultado do EDS semiquantitativo, cujos pontos de análise são apresentados na FIG. 35

Pontos	% em peso				
	Al	Si	Cu	Ni	Mg
1	68,309	12,278	13,909	5,098	0,405
2	68,061	8,633	11,912	10,953	0,441
3	0,824	99,176	–	–	–
4	67,126	11,581	18,939	–	2,354
5	50,908	17,181	16,005	15,636	0,270
6	72,823	27,177	–	–	–

5.2.2 Com trilhas

O endurecimento superficial consiste em obter-se uma camada endurecida ao longo de toda a superfície da peça. Nessa perspectiva, o feixe laser surge como uma técnica alternativa para o tratamento térmico superficial. No intuito de investigar uma camada endurecida ao longo da superfície das amostras da liga Al-Si foram geradas uma sequência de trilhas paralelas.

Na TAB. 10 apresentam-se os códigos indicativos das amostras e respectivas condições de processamento.

TABELA 10 – Condições de processamento e códigos utilizados

Parâmetros do processo	Δz (mm)	Código
Energia: 5,7 J Largura temporal: 12 ms Frequência: 9 Hz Velocidade de varredura: 162 mm/min Atmosfera controlada: Argônio	2	TRL2
	3	TRL3
Energia: 5,7 J Largura temporal: 12 ms Frequência: 9 Hz Velocidade de varredura: 81 mm/min Atmosfera controlada: Argônio	2	TRL4

A FIG. 36 apresenta as macrografias da superfície das amostras submetidas à irradiação com trilhas. As regiões fundidas aparecem mais escuras, o que está relacionado com o refinamento da microestrutura [77]. A varredura por laser pulsado criou um padrão de trilhas regulares de material resolidificado [78].

FIGURA 36 – Macrografias da superfície da liga Al-Si após irradiação com trilhas: (a)TRL2, (b) TRL3 e (c)TRL4

Na FIG. 37 estão apresentados os valores de rugosidade máxima superficial das trilhas. O acabamento superficial influenciou na rugosidade das amostras. A rugosidade superficial, com valores citados na subseção 4.4, mostrando valor mais elevado para acabamento apenas por lixamento, teve influência direta sobre a refletividade e absorção do feixe, uma vez que o lixamento deixa a superfície mais rugosa, favorecendo a absorção. Verifica-se ainda um aumento da rugosidade superficial, como resultado da fusão a laser, com o nível de rugosidade diminuindo com o aumento da distância entre o plano focal e a superfície da amostra (Δz). Isso ocorre porque a densidade de potência do laser diminui ao aumentar Δz e, em consequência, há uma redução da profundidade da zona tratada. Observa-se que a variação da rugosidade foi maior para as condições TRL2 e TRL4.

FIGURA 37 – Variação da rugosidade máxima superficial após irradiação com trilhas

O efeito do processamento superficial por laser na seção longitudinal das amostras com trilhas da liga Al-Si pode ser observado nas FIG. 38 a 40. Uma morfologia ondulada pode ser observada como resultado das altas taxas de resfriamento.

É evidente a partir destas figuras que a rugosidade criada pelo tratamento de refusão a laser é máxima sob a condição TRL4 e mínima sob a condição TRL3. De fato, a superfície correspondente a condição TRL3 (FIG. 39) tem uma aparência mais suave e uniforme em comparação com a condição TRL4 (FIG. 40). Os valores de rugosidade máxima (FIG. 37) também revelam essa tendência.

FIGURA 38 – Micrografia óptica da seção longitudinal da amostra irradiada com trilhas (condição TRL2)

FIGURA 39 – Micrografia óptica da seção longitudinal da amostra irradiada com trilhas (condição TRL3)

FIGURA 40 – Seção longitudinal da amostra irradiada com trilhas (condição TRL4): (a) e (b) Micrografia óptica; (c) Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados)

As modificações observadas nas regiões de incidência do feixe laser podem ser explicadas com base nos gradientes de tensão superficial criados durante a fusão e nos movimentos convectivos na região fundida.

Nas FIG. 41 a 43 são apresentadas as micrografias ópticas típicas das seções transversais das amostras irradiadas com trilhas laser.

FIGURA 41 – Micrografia óptica da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com trilhas (condição TRL2)

FIGURA 42 – Micrografia óptica da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com trilhas (condição TRL3)

FIGURA 43 – Micrografia óptica da seção transversal da liga Al-Si após irradiação com trilhas (condição TRL4)

Observa-se que para todas as condições experimentais utilizadas os pulsos apresentam-se sobrepostos. Às diferentes velocidades de varredura, valores de Δz e, à influência do calor residual deve-se os diferentes espaçamentos entre os pulsos.

A profundidade da camada tratada varia de acordo com as diferentes combinações de Δz e velocidade de varredura do feixe, assim:

- Mantendo-se constante a velocidade de varredura (162 mm/min), obteve-se maior profundidade da camada tratada quando utilizou-se uma distância menor entre o plano focal e a superfície da amostra ($\Delta z = 2$ mm).

- Mantendo-se constante a distância entre o plano focal e a superfície da amostra ($\Delta z = 2$ mm), a profundidade da camada tratada aumentou com a diminuição da velocidade de varredura (81 mm/min).

Em velocidades mais elevadas o tempo de interação foi insuficiente para dissolver todas as partículas de silício primário. Contudo, uma redução substancial do tamanho das partículas foi alcançada.

Em TRL4 visualiza-se nitidamente a sobreposição dos pulsos e a profundidade da camada tratada. A maior profundidade foi obtida nessa condição.

A FIG. 44 apresenta a micrografia eletrônica de varredura da amostra de Al-Si sob a condição TRL2, na qual foram definidas três regiões de interesse para análise semiquantitativa por EDS. Os resultados da análise estão indicados na TAB. 11.

FIGURA 44 – Micrografia da liga Al-Si obtida por MEV (elétrons retroespalhados) sob a condição TRL2 destacando três regiões de interesse

TAB. 11 – Resultado do EDS semiquantitativo, cujos pontos de análise são apresentados na FIG. 44

Pontos	% em peso			
	Al	Si	Cu	Mg
1	79,039	7,244	12,048	1,668
2	74,079	4,676	18,634	2,610
3	81,134	17,307	–	1,559

A FIG. 45 mostra a trilha TRL2, ampliada a partir da FIG. 44.

FIGURA 45 – Detalhe da Figura 44. Área que foi analisada por mapeamento de Raios-X

A FIG. 46 apresenta o mapeamento de Raios-X da microestrutura da liga após irradiação com trilhas sob a condição TRL2.

FIGURA 46 – Mapeamento de Raios-X da liga Al-Si após irradiação com trilhas, sob a condição TRL2: (a) Al, (b) Si, (c) Cu, (d) Ni, (e) Mg, (f) Fe

A FIG. 47 apresenta a micrografia eletrônica de varredura da amostra de Al-Si sob a condição TRL3, na qual foram definidas três regiões de interesse para análise semiquantitativa por EDS. Os resultados da análise estão indicados na TAB. 12.

FIGURA 47 – Micrografia da liga Al-Si obtida por MEV (elétrons retroespalhados) sob a condição TRL3 destacando três regiões de interesse

TAB. 12 - Resultado do EDS semiquantitativo, cujos pontos de análise são apresentados na FIG. 47

Pontos	% em peso					
	Al	Si	Cu	Ni	Mg	Fe
1	73,958	12,493	4,921	6,331	0,666	1,631
2	76,943	15,584	4,629	1,944	0,659	0,242
3	82,940	3,268	5,927	5,920	0,729	1,217

A FIG. 48 mostra a trilha TRL3, ampliada a partir da FIG. 47. Os resultados da análise semiquantitativa por EDS estão indicados na TAB. 13.

FIGURA 48 – Detalhe da Figura 47.

TAB. 13 - Resultado do EDS semiquantitativo, cujos pontos de análise são apresentados na FIG. 48

Pontos	% em peso					
	Al	Si	Cu	Ni	Mg	Fe
1	54,599	1,553	3,311	32,560	0,421	7,556
2	80,408	6,164	7,466	4,556	0,650	0,756
3	78,956	13,169	5,071	1,894	0,910	—
4	62,892	9,762	11,128	12,272	0,739	3,208
5	73,922	13,900	4,588	5,260	0,782	1,548
6	79,272	5,667	3,695	8,014	0,522	2,829

Para as condições TRL2 (FIG. 44 e 45) e TRL3 (FIG. 47 e 48) é possível distinguir três regiões com diferentes microestruturas na camada tratada: uma interface entre a região fundida e o material base com microestrutura grosseira, contendo compostos intermetálicos não dissolvidos; uma região com microestrutura refinada próximo à superfície (região eutética resolidificada) e uma região intermediária com crescimento típico de dendritas.

Verifica-se que o tempo de interação teve influência sobre o grau de dissolução dos compostos intermetálicos e sua redistribuição na camada tratada.

A FIG. 49 apresenta a micrografia eletrônica de varredura da amostra de Al-Si sob a condição TRL4. A fusão superficial levou à formação de uma camada fundida com precipitação (silício e compostos intermetálicos) muito fina e com profundidade uniforme.

FIGURA 49 – Micrografia da liga Al-Si obtida por MEV (elétrons retroespalhados) sob a condição TRL4

As regiões de sobreposição entre trilhas adjacentes foram submetidas a uma refusão adicional não recebida pelo centro das trilhas, o que resultou em diferenças microestruturais entre as regiões de sobreposição e o centro das trilhas, como também reportado por Osório e colaboradores ^[79]. Observa-se na região de sobreposição que uma estrutura mais grosseira foi desenvolvida devido

à menor velocidade de solidificação em comparação com as das outras regiões tratadas.

A FIG. 50 apresenta uma ampliação da trilha TRL4 obtida por microscopia eletrônica de varredura na qual foram definidas três regiões de interesse para análise semiquantitativa por EDS. Os resultados da análise estão indicados na TAB. 14.

FIGURA 50 – Micrografia da liga Al-Si obtida por MEV (elétrons retroespalhados) sob a condição TRL4 destacando três regiões de interesse

TAB. 14 - Resultado do EDS semiquantitativo, cujos pontos de análise são apresentados na FIG. 50

Pontos	% em peso					
	Al	Si	Cu	Ni	Mg	Fe
1	57,124	17,729	–	21,924	0,664	2,559
2	81,510	17,809	–	–	0,682	–
3	75,581	16,355	7,364	–	0,701	–

Não foram constatadas trincas em nenhuma das condições experimentais estudadas.

Convém ressaltar que os altos valores de concentração de todos os elementos de soluto nas microanálises realizadas não fornecem o valor médio de composição para cada elemento. As variações significativas nos valores de composição devem-se ao fato de que o volume de interação elétron-amostra pode levar em consideração na quantificação da composição alguns precipitados não vistos nas imagens.

Nas FIG. 51 a 53 são apresentados os gráficos de microdureza Vickers da superfície das trilhas.

Figura 51 – Microdureza Vickers da superfície (condição TRL2)

Figura 52 – Microdureza Vickers da superfície (condição TRL3)

Figura 53 – Microdureza Vickers da superfície (condição TRL4)

Observa-se que o perfil de microdureza ao longo da superfície das trilhas apresenta um comportamento similar em todas as condições estudadas (TRL2, TRL3 e TRL4): valores máximos na zona central da região irradiada decrescendo na região de transição entre um pulso e seu vizinho (região de sobreposição), porém com valores de microdureza mais elevados do que os do material base.

As FIG. 54 a 56 apresentam os perfis de microdureza na seção transversal das trilhas a uma profundidade de aproximadamente 50 μm .

Figura 54 – Microdureza Vickers na seção transversal (condição TRL2)

Figura 55 – Microdureza Vickers na seção transversal (condição TRL3)

Figura 56 – Microdureza Vickers na seção transversal (condição TRL4)

A dureza característica da camada fundida mostra ser dependente das condições de processamento. As flutuações observadas nas medidas de microdureza mostram ser decorrentes da distância entre o plano focal e a superfície da amostra, da velocidade de varredura do feixe laser e da sobreposição entre pulsos vizinhos, conforme observado nas FIG. 54 a 56.

Para a mesma velocidade de varredura, o aumento na distância entre o plano focal e a superfície da amostra promoveu ligeira redução nos valores mínimos e máximos de microdureza.

Para a mesma distância entre o plano focal e a superfície da amostra observou-se o máximo de dureza com maior velocidade de varredura.

O aumento na dureza é atribuído às mudanças ocorridas nas camadas superficiais modificadas por refusão a laser como: soluções sólidas supersaturadas de silício e outros elementos de liga em alumínio e dispersão de partículas refinadas.

6 CONCLUSÕES

Realizada a fusão superficial a laser da liga pistão Al-Si utilizando um laser Nd:YAG de alta potência e em vista das técnicas de caracterização utilizadas, conclui-se que:

1. As estruturas de solidificação refinadas resultantes do tratamento superficial por refusão a laser podem ser atribuídas às taxas de resfriamento rápido.

2. As mudanças ocorridas na camada modificada a laser (soluções sólidas supersaturadas e dispersões de partículas refinadas) contribuíram para o endurecimento da camada superficial.

3. As altas taxas de resfriamento do tratamento superficial por refusão a laser refinam/ eliminam os cristais de silício primário da estrutura (na região modificada) e, dão origem a uma alta concentração de silício em solução sólida que, conseqüentemente, conferem à liga pistão de Al-Si aumento nos níveis de dureza.

4. Os ensaios de microdureza Vickers mostraram que houve melhora significativa na microdureza média da superfície, no entanto, observou-se variações de dureza na zona fundida e na região de sobreposição.

5. A área afetada pela radiação laser não apresentou homogeneidade sob algumas condições de processamento. Não foram observadas presença de trincas.

6. As mudanças nos parâmetros de velocidade de varredura do feixe laser e distância entre o plano focal e a superfície da amostra causaram mudanças na microestrutura e na microdureza Vickers.

7. Mantendo-se a mesma energia e velocidade de varredura, porém com diferentes distâncias entre o plano focal e a superfície da amostra (Δz), verificou-se que a profundidade da zona tratada aumentou com a diminuição de Δz .

8. Mantendo-se a mesma energia e distância entre o plano focal e a superfície da amostra, porém com diferentes velocidades de varredura, verificou-se que a profundidade da zona tratada aumentou com a diminuição da velocidade de varredura.

9. A fusão superficial a laser leva a um aumento de rugosidade dependendo da profundidade da camada fundida.

10. Dependendo das condições de processamento selecionadas para o tratamento superficial por refusão a laser, são obtidas microestruturas muito refinadas na região irradiada e de difícil identificação por microscopia óptica.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] WONG, T.T.; LIANG, G.Y. Effect of laser melting treatment on the structure and corrosion behavior of aluminium and Al-Si alloys. **J. Mater. Process. Technol.**, v. 63, p. 930-934, 1997.
- [2] PINTO, M.A.; CHEUNG, N.; IERARDI, M.C.F.; GARCIA, A. Microstructural and hardness investigation of an aluminum-copper alloy processed by laser surface melting. **Mater. Charact.**, v. 50, p. 249-253, 2003.
- [3] DAMBORENEA, J. Surface modification of metals by high power lasers. **Surf. Coat. Technol.**, v. 100/101, p. 377-382, 1998.
- [4] WEIGELT, W. **Antriebstechnik**, p. 207-213, 1981.
- [5] SCHMAUSER, H. R. **Die Cast Eng.**, p.135-140, 1984.
- [6] LEROUX, C. Les nitrocarburations. **Trait. Therm.**, n.196, p. 29-35, 1985.
- [7] HUTCHINGS, I.M. **Tribology**: friction and wear of engineering materials. London: Edward Arnold, 1992.
- [8] D'OLIVEIRA, A.S.C.M.; PAREDES, R.S.C.; WEBER, F.P.; VILAR, R. Microstructural changes due to laser surface melting of an AISI 304 stainless steel. **Mater. Res.**, v. 4, n. 2, p. 93-96, 2001.
- [9] ORZA, J.M. Una introducción a las aplicaciones industriales de los láseres. Aspectos económicos y nuevos desarrollos. **Rev. Metal. Madrid.**, v. 32, n. 2, p. 188-193, 1998.
- [10] GRUM, J. Comparison of different techniques of laser surface hardening. **J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.**, v. 24, n. 1, p. 17-25, 2007.
- [11] KOVALENKO, V.S.; DAUW, D.F. Ways to intensify laser hardening technology. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v. 47, n. 1, p. 133-136, 1998.
- [12] MAILLET, H. **O laser**: princípios e técnicas de aplicação. São Paulo: Manole, 1987.
- [13] BASU, B.; DATE, A.W. Rapid solidification following laser melting of pure metals– I. Study of flow field and role of convection. **J. Heat Mass Transf.**, v. 35, n. 5, p. 1049-1058, 1992.

- [14] KAC, S.; KUSINSKI, J. SEM structure and properties of ASP2060 steel after laser melting. **Surf. Coat. Technol.**, v. 180/181, p. 611-615, 2004.
- [15] SERBIŃSKI, W.; LUBIŃSKI, J.I.; DRUET, K. Microstructure and wear of cast aluminium alloy with laser modified surface layer. **Adv. Mater. Sci.**, v. 4, n. 2(4), p. 71-80, 2003.
- [16] ZIELIŃSKI, A.; SERBIŃSKI, W.; MAJKOWSKA, B.; JAŻDŻEWSKA, M.; SKALSKI, I. Influence of laser remelting at cryogenic conditions on corrosion resistance of non-ferrous alloys. **Adv. Mater. Sci.**, v. 9, n. 4, p. 21-28, 2009.
- [17] MONDAL, A.K.; KUMAR, S.; BLAWERT, C.; DAHOTRE, N.B. Effect of laser surface treatment on corrosion and wear resistance of ACM720 Mg alloy. **Surf. Coat. Technol.**, v. 202, p. 3187-3198, 2008.
- [18] MAJOR, B.; CIACH, R. Laser microstructure modification of metallic materials. **Acta Phys. Pol.**, v. 89A, n. 2, p. 171-182, 1996.
- [19] KAUFMAN, J.G.; ROOY, E.L. **Aluminum alloy casting**: properties, processes, and applications. Ohio, O.H.: ASM International, 2004.
- [20] DWIVEDIA, D.K.; SHARMA, A.; RAJAN, T.V. Influence of silicon morphology and mechanical properties of piston alloys. **Mater. Manuf. Process.**, v. 20, p. 777-791, 2005.
- [21] BELOV, N.A.; ESKIN, D.G.; AKSENOV, A.A. **Multicomponent phase diagrams**: applications for commercial aluminum alloys. California, C.A.: Elsevier, 2005.
- [22] ALEKSANDROV, V.D. Modification of the surface of aluminum alloys by laser treatment. **Met. Sci. Heat Treat.**, v. 44, n. 3-4, p. 168-171, 2002.
- [23] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Fundamentos e Aplicações do Alumínio**. São Paulo: ABAL, maio 2007.
- [24] KRUPIŃSKI, M.; LABISZ, K.; DOBRZAŃSKI, L.A. Structure investigation of the Al-Si-Cu alloy using derivative thermo analysis. **J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.**, v. 34, n. 1, p. 47-54, 2009.
- [25] HIRSCH, J.; SKROTZKI, B.; GOTTSTEIN, G. **Aluminium alloys**: their physical and mechanical properties. Aachen: Wiley-VCH, 2008.
- [26] MAHLE METAL LEVE. Manual técnico: motores de combustão interna. 11.ed. São Paulo: Metal Leve, 2002.

- [27] MOHAMED, A.M.A.; SAMUEL, F.H.; SAMUEL, A.M.; DOTY, H.W.; VALTIERRA, S. Influence of tin addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg and Al-Si-Mg casting alloys. **Metall. Mater. Trans.**, v. 39A, n. 3, p. 490-501, 2008.
- [28] PRUDNIKOV, A. N. Production, structure, and properties of engine pistons made from transeutectic deformable silumim. **Steel Transl.**, v. 39, n. 5, p. 391-393, 2009.
- [29] MA, Z.; SAMUEL, E.; MOHAMED, A. M. A.; SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H.; DOTY, H. W. Influence of aging treatments and alloying additives on the hardness of Al-11Si-2.5Cu-Mg alloys. **Mater. Des.**, v. 31, n. 8, p. 3791-3803, 2010.
- [30] ASM – AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook: Metallography and Microstructures**. 1ed. Ohio, O.H.: ASM International, v.9, 2733 p., 2004.
- [31] MOHAMED, A. M. A.; SAMUEL, F. H.; SAMUEL, A.M.; DOTY, H. W. Effects of individual and combined additions of Pb, Bi, and Sn on the microstructure and mechanical properties of Al-10.8Si-2.25Cu-0.3Mg alloy. **Metall. Mater. Trans.**, v. 40A, n. 1, p. 240-254, 2009.
- [32] ZEREN, M. The effect of heat-treatment on aluminum-based piston alloys. **Mater. Des.**, v. 28, p. 2511-2517, 2007.
- [33] LEE, J. Cast aluminum alloy for high temperature applications. In: TMS ANNUAL MEETING & EXHIBITION, 132nd, Mar. 2-6, 2003, San Diego, CA. Disponível em: <<http://www.rotaryeng.net/aluminum-alloy-rotors2.pdf>>. Acesso em: 25 jul. 2010.
- [34] ASM – AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook: Casting**. 4ed. Ohio, O.H.: ASM International, v.15, 2002 p., 1998.
- [35] BASAVAKUMAR, K.G.; MUKUNDA, P.G.; CHAKRABORTY, M. Effect of melt treatment on microstructure and impact properties of Al-7Si and Al-7Si-2,5Cu cast alloys. **Bull. Mater. Sci.**, v. 30, n. 5, p. 439-445, 2007.
- [36] HAQUE, M. M.; SHARIF, A. Study on wear properties of aluminium-silicon piston alloy. **J. Mater. Process. Technol.**, v. 118, p. 69-73, 2001.
- [37] GRUGEL, R. N. Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys. **J. Mater. Sci.**, v. 28, n. 3, p. 677-683, 1993.

- [38] HAQUE, M. M.; MALEQUE, M.A. Effect of process variables on structure and properties of aluminium-silicon piston alloy. **J. Mater. Process. Technol.**, v. 77, p. 122-128, 1998.
- [39] YU, L.; LIU, X.; DING, H.; BIAN, X. A new nucleation mechanism of primary Si by like-peritectic coupling of AlP and Al_4C_3 in near eutectic Al-Si alloy. **J. Alloys Compd.**, v. 429, p. 119-125, 2007.
- [40] DOBRZAŃSKI, L.A.; MANIARA, R.; SOKOLOWSKI, J.H. The effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of AC AlSi9Cu alloy. **Arch. Mater. Sci. Eng.**, v. 28, n. 2, p. 105-112, 2007.
- [41] PIERANTONI, M.; GREMAUD, M.; MAGNIN, P.; STOLL, D.; KURZ, W. The coupled zone of rapidly solidified Al-Si alloys in laser treatment. **Acta Metall. Mater.**, v. 40, n. 7, p. 1637-1644, 1992.
- [42] NOORDHUIS J.; DE HOSSON, J.TH.M. Melting combined with shot peening: a novel approach. **Acta metall. mater.**, v. 40, n. 12, p.3317-3324, 1992.
- [43] CHANDRASHEKHARAIHAH, T.M.; KORI, S.A. Effect of grain refinement and modification on the dry sliding wear behavior of eutectic Al-Si alloys. **Tribol. Int.**, v. 42, p. 59-65, 2009.
- [44] TAGHIABADI, R.; GHASEMI, H.M.; SHABESTARI, S.G. Effect of iron-rich intermetallics on the sliding wear behavior of Al-Si alloys. **Mater. Sci. Eng.**, v. 490A, p. 162-170, 2008.
- [45] MOUSTAFA, M.A.; SAMUEL, F.H.; DOTY, H.W. Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413.1) automotive alloys. **J. Mater. Sci.**, v. 38, p. 4507-4522, 2003.
- [46] MA, Z.; SAMUEL, E.; MOHAMED, A. M. A.; SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H.; DOTY, H. W. Parameters controlling the microstructure of Al-11Si-2.5Cu-Mg alloys. **Mater. Des.**, v. 31, n. 8, p. 902-912, 2010.
- [47] BELOV, N.A.; ESKIN, D.G.; AVXENTIEVA, N.N. Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si system and their application to the analysis of aluminum piston alloys. **Acta Mater.**, v. 53, p. 4709-4722, 2005.
- [48] YE, H. An overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications. **J. Mater. Eng. Perform.**, v. 12, n. 3, p. 288-297, 2003.
- [49] DAHOTRE, N.B. **Lasers in surface engineering**. 1.ed. Ohio, O.H.: ASM International, 1998.

- [50] MAJUMDAR, J.D.; MANNA, I. Laser processing of materials. **Sādhanā**, v. 28, p. 495-562, 2003.
- [51] CHATTOPADHYAY, R. **Advanced thermally assisted surface engineering processes**. New York, N.Y.: Kluwer Academic Publishers, 2004.
- [52] SOLÉ, J. G.; BAUSÁ, L. E.; JAQUE, D. **An introduction to the optical spectroscopy of inorganic solid**. England: John Wiley, 2005.
- [53] DAHOTRE, N.B.; HARIMKAR, S.P. **Laser fabrication and machining of materials**. New York, N.Y.: Springer, 2008.
- [54] KANNATEY-ASIBU, E. **Principles of laser materials processing**. New Jersey, N.J.: John Wiley, 2009.
- [55] TOTTEN, G.E.; FUNATANI, K.; XIE, L. **Handbook of metallurgical process design**. New York, N.Y.: Marcel Dekker, 2005. cap. 16, laser surface hardening. p. 641-731.
- [56] SVELTO, O. **Principles of lasers**. 3 ed. New York, N.Y.: Plenum Press, 1993.
- [57] BURAKOWSKI, T.; WIERZCHOŃ, T. **Surface engineering of metals: principles, equipment, technologies**. New York, N.Y.: CRC Press, 1999.
- [58] LIMA, M.; 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.
- [59] GAHAN, B.C. New high-power fiber laser enables cutting edge research. **Laser Technol.**, p.29-31, 2004.
- [60] PÉREZ-ARTIEDA, M.G.; FERNÁNDEZ-CARRASQUILLA, J. Revisión sobre recubrimientos láser de aleaciones de aluminio. **Rev. metal.**, v. 44, n. 4, p.366-380, 2008.
- [61] DEMIAN, G.; TACA, M.; GUTU, I.; DEMIAN, M. Effect of laser process parameters on the surface abosorbitivity. **Mater. Sci. Forum**, v. 480-481, p. 207-212, 2005.
- [62] READY, J.F. **Industrial applications of lasers**. 2.ed. San Diego, C.A.: Academic Press, 1997.

- [63] MIOKOVIC', T.; SCHULZE, V.; VÖHRINGER, O.; LÖHE, D. Influence of cyclic temperature changes on the microstructure of AISI 4140 after laser surface hardening. **Acta Mater.**, v. 55, p. 589-599, 2007.
- [64] READY, J.F. **LIA handbook of laser material processing**. 1.ed. Orlando, F.L.: Laser Institute of America, 2001.
- [65] HABEDANK, G.; WOITSCHIG, J.; SEEFELD, T.; JÜPTNER, W.; VOLLERTSEN, F.; BAIERL, R.; BOMAS, H.; MAYR, P.; SCHRÖDER, R.; JABLONSKI, F.; KIENZLER, R. Endurance limit of pulsed laser hardened component-like specimens—experiment and simulation. **Mater. Sci. Eng.**, v. 488A, p. 358-371, 2008.
- [66] DOBROVICI, S.; CAZACU, N.; SAVA, L.; BACLEA, A. Surface hardening over 38MoCrAl09 steel by Yag:Nd pulse laser. In: DUNAREA DE JOS, 2., 2008, Romania. **Annals...** Romania: Metallurgy and materials science, University of Galati, 2008. v.9, p. 103-107.
- [67] MELLOR, B.G. **Surface coatings for protection against wear**. New York, N.Y.: CRC Press, 2006. cap. 10, laser surface treatment methods for protection against wear. p. 377-391.
- [68] LEECH, P. W. The laser surface melting of aluminium-silicon-based alloys. **Thin Solid Films**, v. 177, p. 133-140, 1989.
- [69] ION, J.C. **Laser processing of engineering materials**: principles, procedure and industrial application. 1.ed. Oxford: Elsevier, 2005.
- [70] ZIMMERMANN, M.; CARRARD, M.; KURZ, W. Rapid solidification of Al-Cu eutectic alloy by laser remelting. **Acta metall.**, v. 37, n. 12, p. 3305-3313, 1989.
- [71] ANTHONY, T.R.; CLINE, H.E. Surface rippling induced by surface-tension gradients during laser surface melting and alloying. **J. Appl. Physic.**, v. 48, n. 9, p. 3888-3894, 1977.
- [72] MATERIAL CATALOGUE POWER CELL COMPONENTS AUG 2002. Produced by Mahle Metal Leve S/A.
- [73] SOUZA, A.J. Análise de superfícies usinadas: rugosidade e acabamento. Disponível em: <<http://chasqueweb.ufrgs.br/~ajsouza/Aula28.pdf>>. Acesso em: 28 fev. 2011.

- [74] ELETROINOX Indústria e Comércio Ltda. Disponível em: <http://www.eletroinox.com.br/rugosidade_6.html>. Acesso em: 28 fev. 2011.
- [75] CIMM - Centro de Informação Metal Mecânica. Disponível em: <http://www.cimm.com.br/portal/noticia/exibir_noticia/1335-nova-central-de-usinagem-a-laser-no-mercado>. Acesso em: 22 jul. 2010.
- [76] CHEN, J.C.; HUANG, Y.C. Thermocapillary flows of surface melting due to a moving heat flux. **Int. J. Heat Mass Transfer.**, v. 34, n. 3, p. 663-671, 1990.
- [77] MUNITZ, A. Microstructure of rapidly solidified laser molten Al-4.5 wt pct Cu Surfaces. **Metall. Trans.**, v. 16B, p. 149-161, 1985.
- [78] RYAN, P.; PRANGNELL, P.B. Grain structure and homogeneity of pulsed laser treated surfaces on Al-aerospace alloys and FSWs. **Mater. Sci. Eng.**, v. 479A, p. 65-75, 2008.
- [79] OSÓRIO, W.R.; CHEUNG, N.; SPINELLI, J.E.; CRUZ, K.S.; GARCIA, A. Microstructural modification by laser surface remelting and its effect on the corrosion resistance of an Al-9 wt%Si casting alloy. **Appl. Surf. Sci.**, v. 254, p. 2763-2770, 2008.