UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

Rita de Cássia Costa Dias

**Microsescultura por laser de superfícies metálicas para manufatura de laminados
híbridos metal/fibra**

São Carlos
2013

Rita de Cássia Costa Dias

**Microsescultura por laser de superfícies metálicas para manufatura de laminados
híbridos metal/fibra**

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Prof. José Ricardo Tarpani

Versão Original

**São Carlos
2013**

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO,
POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS
DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

D541m Dias, Rita de Cássia Costa
 Microescultura por laser de superfícies metálicas
 para manufatura de laminados híbridos metal/fibra /
 Rita de Cássia Costa Dias; orientador José Ricardo
 Tarpani. São Carlos, 2013.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação
Interunidades em Ciências e Engenharia de Materiais e
Área de Concentração em Desenvolvimento Caracterização
e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São
Carlos; Instituto de Física de São Carlos; Instituto de
Química de São Carlos, da Universidade de São Paulo,
2013.

1. Adesão metal/polímero. 2. Laminado híbrido
metal/fibra. 3. Laser em manufatura. I. Título.

**Dedico esse trabalho as pessoas mais importantes da minha vida, meus pais, José Isidório
Dias e Márcia Costa Dias.**

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que sempre guiou minhas decisões.

Aos meus pais José Isidório e Márcia, que me educaram da melhor forma, sempre me direcionando a honestidade, Simplicidade e sempre me incentivando a nunca desistir.

Ao orientador, Prof. Dr. José Ricardo Tarpani pela dedicação, orientação e paciência na administração desse trabalho.

Ao Prof. Dr. Rudimar Riva, pela colaboração prestada ao longo da execução desta pesquisa, por disponibilizar seu precioso tempo para a realização dos experimentos no Laboratório DEdALO-CTA.

Ao Prof. Dr. Milton Lima, pela colaboração nas medidas realizadas e discussões desta pesquisa.

Aos amigos que acompanharam esse trabalho e sempre estiveram ao meu lado me apoiando, sorrindo e tornando momentos de estudos e trabalhos divertidos (Paula Castro, Cristiane Jacomelli, Élide Aprígio, Lorena Oliveira, Maura Roquete, Fabiana Marques, Lívia Maria Castro, Rita dos Anjos, Luciane Jatobá, Milene Domingues, Marina Massoco, Roger Gomes e Diogo Aparecido).

Ao Prof. Dr. Pedro Ponces Camanho, pela orientação durante o estágio realizando na FEUP - Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade do Porto (Portugal) finalizando esta pesquisa científica.

Ao Técnico Ricardo Pereira do Departamento de Engenharia de Materiais-EESC , pela amizade e grandiosa ajuda nos experimentos realizados nesse trabalho.

Aos colegas do Departamento de Engenharia de Materiais (Jeferson Oliveira, Lucíola Lucena, Janete Schultz, Rogério Varavallo e Aline Moreira) a todos colegas do grupo de materiais compósitos e ao Programa de Pós-graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, em especial agradecimento aos secretários Victor Barioto e Sirlene pela competência e dedicação.

Ao CNPq pela bolsa Institucional concedida.

E ao Programa Santander de Bolsas de Mobilidade Internacional, pelo apoio financeiro durante o intercâmbio realizado na FEUP (Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto) em Portugal.

Que os vossos esforços desafiem as impossibilidades, lembrai-vos de que as grandes coisas do homem foram conquistadas do que parecia impossível.

(Charles Chaplin)

RESUMO

DIAS, R. C. C. **Microescultura por laser de superfícies metálicas para manufatura de Laminados Híbridos Metal-Fibra**. 68p. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Física de São Carlos, Instituto de Química de São Carlos, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

Neste trabalho teve como objetivo manufaturar laminados híbridos metal-fibra empregando-se lâminas metálicas com superfícies texturizadas por laser de laser de fibra de modo a melhorar as propriedades de adesão da interface entre metal e polímero e, conseqüentemente, aumentar a resistência mecânica do laminado híbrido como um todo. Os resultados da modificação da superfície metálica por laser, indicam que é possível esculpir, e texturizar a superfície metálica criando-se microcavidades com geometria e inter-espaçamentos bem definidos. Através do aumento da potência média do laser, o que resulta em um aumento da energia absorvida pelo material, incrementando-se a profundidade média dos vales abaixo do nível referencial da superfície, e, como consequência, aumentando-se a altura média dos picos acima da superfície, tornando-a, portanto, mais rugosa. A maior rugosidade (R_t) pico/vale obtida para os parâmetros adotados nesse estudo foi 82,3 μm , utilizando uma potência do laser de 160 W associada a um espaçamento intercavidades de 0,6 e 0,4 mm nas direções X e Y, respectivamente. Foi estudada a mudança de microestrutura da liga – Ti bifásica ($\alpha + \beta$) para (α'), devido à rápida velocidade do pulso do laser e alta densidade de energia, aumentando a dureza na região afetada pelo calor. O tratamento de superfície por laser causa concentração de tensões e revela microestrutura martensítica α' , no entanto foi realizado tratamento de alívio de tensões na chapa texturizada antes da manufatura para obtenção dos Laminados. A técnica por laser mostrou-se satisfatória através da fabricação do LHMf onde obteve-se com sucesso a adesão metal polímero. Através de ensaios de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar verificou-se que para uma melhor adesão é necessário fundir completamente o polímero no forno, com isso manter uma temperatura acima da temperatura de fusão e abaixo da temperatura de degradação. Para a fabricação do TiGra foi realizado experimentos com temperaturas distintas, sendo que o Laminado Híbrido que obteve-se maior resistência ao cisalhamento para os parâmetros de manufatura estudados foi o manufaturado a temperatura de 330 °C, posteriormente submetido a pressão de 1 MPa. Obtendo-se uma resistência Short-Beam igual a 72 MPa. Comparado esse resultado com Laminados Híbridos (Glare e Titânio /CF-E), pode-se ver que o Laminado Híbrido com laminas texturizadas por laser obteve resultado com maior resistência interlaminar.

Palavras-chave: Adesão metal/polímero. Laminado híbrido metal/fibra. Laser em manufatura.

ABSTRACT

DIAS, R. C. C. **Microescultura Laser Surface for manufacture of Laminated Hybrid Fiber-Metal**. 68p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

This study aimed to manufacture fiber-metal hybrid laminates employing foils with laser-textured surfaces laser fiber to improve the adhesion properties of the interface between metal and polymer and thereby increase the mechanical strength of the hybrid composite as a whole. The results of the modification of the metal surface by laser indicate that it is possible to carve, and texturing the metal surface with microcavities creating geometry and inter-spacings well defined. By increasing the average power of the laser, resulting in an increase in energy absorbed by the material, incrementing the average depth of the valleys below the reference surface, and as a result, increasing the average height of the peaks above surface, making it therefore more rugged. The higher roughness (R_t) peak / valley obtained for the parameters adopted in this study was 82.3 μm , using a laser power of 160 W intercavidades associated with a spacing of 0.6 and 0.4 mm in X and Y directions, respectively. We studied the change in microstructure of the alloy - Ti biphasic ($\alpha + \beta$) to (α'), due to the rapid speed of the laser pulse and high energy density, increasing hardness in the heat affected zone. The surface treatment by laser causes stress concentration martensitic microstructure and reveals α' , however treatment was carried stress relieving the plate texturized before manufacture to obtain the laminates. The laser technique was satisfactory over the manufacturing LHMf which was obtained successfully adhesion metal polymer. Through trials interlaminar shear strength was found that for better adhesion is necessary completely melt the polymer in the furnace, thereby maintaining a temperature above the melting temperature and below the degradation temperature. For the manufacture of Tigra was conducted experiments with different temperatures, with the hybrid composite which obtained a higher shear strength for the manufacturing parameters studied was manufactured at a temperature of 330 ° C, then subjected to a pressure of 1 MPa. Obtaining a resistance Short-Beam equal to 72 MPa. Compared with this result Hybrid laminates (Glare is titanium / CF-E), one can see that the hybrid composite plates with laser textured result obtained with higher interlaminar strength.

Keywords: Accession metal / polymer. Laminate hybrid metal / fiber. Laser in manufacturing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Classificação hierárquica de compósitos -adaptado.....	24
Figura 2 - Vista desmembrada da aeronave BEM-170, mostrando os componentes fabricados em compósitos poliméricos avançados (cortesia da Embraer).....	25
Figura 3 - Esquemático do LHMF – camadas metálicas intercaladas com compósito de matriz termoplástica.	26
Figura 4- Esquemático das possíveis aplicações do Glare em aeronaves comerciais	27
Figura 5 - Parte do diagrama de fase parcial da liga Ti6Al4V	31
Figura 6 – Fórmula estrutural do PPS	32
Figura 7– Curvas de análise térmica diferencial.....	33
Figura 8 - Esquemático da parte da asa dianteira do Avião Airbus	34
Figura 9 - Esquema de um laser de fibra	36
Figura 10 - Diagrama esquemático das características que afetam a qualidade do processamento de materiais.....	37
Figura 11 - Esquema da microestrutura da zona afetada pelo calor para (a) anterior ao recozimento do material puro (b) anterior ao endurecimento do material puro	39
Figura 12 – Imagem da caneta de um rugosímetro esquematizada em seu processo	40
Figura 13 - Imagem do perfil da rugosidade média	41
Figura 14 – Imagem do perfil da rugosidade máxima	41
Figura 15 - Imagem do perfil da rugosidade total	42
Figura 16 - Imagem do perfil da rugosidade de profundidade média	42
Figura 17 - Materiais para manufatura do LHMF (a) chapa de Ti6Al4V texturizada (b) compósito PPS-C (c) filme PPS (d) molde para manufatura (e) papel alumínio para proteção de oxidação.....	43
Figura 18 – DSC das amostras do PPS (filme) e PPS-C (compósito) utilizados neste trabalho.....	44
Figura 19 – (a) Distância interplanares de grão com diferentes orientação de um corpo isento de tensõe (b) Distância interplanares de grãos com diferentes orientações, de um corpo sob um campo de tensões. As distâncias mudam de acordo com a posição relativa entre o campo e o grão.	45

Figura 20 - Equipamentos e materiais para a texturização realizados no Laboratório (DedALO)/IEAv; (a) arranjo experimental e (b) Controle de processo para movimentação da mesa CNC	47
Figura 21 - Equipamentos para manufatura do LHMf	48
Figura 22 - (a) corpo-de-prova em dimensões para ensaio (b) Esquemático do Ensaio interlaminar Short-Beam	49
Figura 23 - Esquemático do procedimento experimental para texturização com laser à fibra (a) feixe de laser focalizado na placa em movimento; (b) Modulação da potência do laser; (c) Placa de Ti6Al4V texturizada com	50
Figura 24 - Condições de texturização para diferentes potências	51
Figura 25 - chapa metálica após texturização	52
Figura 26 - Esquemático da preparação da manufatura do LHMf	53
Figura 27 - Imagens de microscopia óptica na condição A (tabela 6) variando as potências (a) 100W (b)150W e (c) 300 W	55
Figura 28 - Imagens de por microscopia eletrônica de varredura de amostras texturizada com potência de laser igual a 100 W (a) padrão de cavidade na superfície da amostra de liga-Ti; (b) cavidade formada, em um corte transversal da placa de Ti6Al4V	56
Figura 29 – (a) imagem do microscópio óptico da superfície texturizada com potência de 80W (b) perfil de rugosidade da superfície texturizada com potência de 80W	57
Figura 30 – Esquemático do procedimento experimental de texturização por laser comparado com uma chapa texturizada a potência de 80 W	58
Figura 31 – Imagens de microscopia óptica da chapa texturizada a potência de 160W (a) região da superfície mostrando onde foi realizado o corte (b) imagem da secção perpendicular apresentando (a) região onde ocorreu fusão no material (b) região afetada pelo calor e (c) região onde o material foi expulso na forma líquida.	59
Figura 32 - Imagem de microscopia óptica da secção transversal da chapa metálica texturizada com potência de 80 W (a) região onde ocorreu fusão no matéria (b) zona termicamente afetada e (c) Imagem de MEV da superfície do material ressolidificado	59
Figura 33 - Imagem de MEV da região afetada pelo calor durante o processo de interação laser/matéria.....	60

Figura 34 - (a) Imagem de microscopia óptica da secção transversal da chapa metálica texturizada com potência de laser igual a 80 W, com as marcas da penetração do microdurometro (b) gráfico da dureza (HV) pela distância (µm) da região afeta pelo laser e não afetada.....	60
Figura 35 - Difratograma de raio-x das amostras da liga de Ti nas condições (a) texturizada por laser com potência 160W com tratamento de alívio de tensão (b) texturizada por laser com potência 160W sem tratamento de alívio de tensão (c) texturizada por laser com potência 80W com tratamento de alívio de tensão (d) texturizada por laser com potência 80W sem tratamento de alívio de tensão (e) Ti6Al4V sem tratamento por laser em sua superfície.....	61
Figura 36 - Gráfico de Tensão residual das amostras metálicas Ti6Al4V (material de base sem tratamento), (com tratamento por laser a potência de 80W) e (com tratamento por laser a potência de 160W).....	62
Figura 37 - gráfico de ensaio short beam de amostras em condições de manufatura (P=0,6 MPa; Tf=300°C)	63
Figura 38 - gráfico de ensaio short beam de amostras em condições de manufatura (P= 1MPa; Tf=330°C)	63
Figura 39- Gráfico do Ensaio de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar da condição de manufatura 1 e 2 respectivamente, (temperatura de forno igual a 300°C e pressão de 0,6 MPa), (temperatura de forno igual a 330°C e pressão de 1 MPa) .	64
Figura 40 – Vista geral da interface metal/polímero do LHMF	65
Figura 41 - gráfico comparativo de resultados de tensão Short-Beam para diferentes laminados híbridos	66

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Efeito de tratamentos na superfície de liga de Ti	28
Tabela 2 – Composição química da liga Ti6Al4V	30
Tabela 3 - Propriedades Mecânicas da liga Ti6Al4V (Ti Grau 5)	31
Tabela 4 – Características físicas e mecânicas do polímero termoplástico PPS	32
Tabela 5 - Propriedades, vantagens e desvantagens de compósitos termoplásticos	34
Tabela 6 - Composição química fornecida pela Indústria Realum	43
Tabela 7 - Condição de texturização para o primeiro experimento.....	50
Tabela 8 - Condição de texturização para o segundo experimento	51
Tabela 9 - Condição de manufatura do LHMF	53
Tabela 10 - Medidas de rugosidade obtidas no Experimento 1	56
Tabela 11 - Medidas de rugosidade obtidas no Experimento 2	57

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
C	Carbono
CFM	Compósito Fibra Metal
CMP	Compósito de Matriz Polimérica
DEdALo	Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Optica
EMB	Embraer
Er	Érbio
E_p	Energia de Pulso
Glare	Glass Reinforced Fiber-Metal Laminate
Gra	Grafite
I	Intensidade
IEAv	Instituto de Estudos Avançados
LHMF	Laminado Híbrido Metal Fibra
Nd	Neodímio
P	Potência
P_p	Potência de pico
PPS	Poli-Sulfeto-de-Fenileno
HV	Microdureza Vickers
t_t	tempo total do pulso
W	Raio do feixe
Yb	Itérbio
T_g	Temperatura de transição vítrea
TiGra	Laminado Titânio-Grafite
T_m	Temperatura de fusão

SUMÁRIO

RESUMO	xii
ABSTRACT	xiv
1. INTRODUÇÃO	21
1.1. Objetivo	22
1.2. Organização do Trabalho	22
2. CAPÍTULO I	23
2.1. Materiais Compósitos e Laminados Híbridos Metal Fibra	23
2.2. Tratamento de superfície em ligas de Ti	27
3. CAPÍTULO II	29
3.1. Revisão Bibliográfica	29
3.1.1. Liga Ti6Al4V	29
3.1.2. PPS (Poli-sulfeto-de-fenileno)	31
3.1.3. Compósito polimérico termoplástico com fibras de carbono (PPS-C)	33
3.1.4. Laser a Fibra de alta potência e Interação Laser - matéria	35
3.1.5. Tratamento por laser em superfície metálicas e Rugosidade	37
4. CAPÍTULO III	42
4.1. Materiais e Corpos de prova	42
4.1.1. Liga Ti6Al4V	43
4.1.6. Medidas de Rugosidades	47
4.1.7. Materiais para manufatura do TiGra	47
4.2. Metodologia	49
4.2.1. Modificação da superfície da liga Ti6Al4V por laser (Texturização)	49
4.2.2. Manufatura do LHMF (Laminado Híbrido Metal Fibra)	52
4.1. Ensaio de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar	53
5. CAPÍTULO IV	54
5.1. Resultados	54
5.2. Texturização e rugosidade da superfície metálica	54
5.3. Análise microestrutural da superfície texturizada por laser	59
5.4. Ensaio de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar	62
5.5. Resultados comparados com a literatura	65
6. CAPÍTULO V	66
6.1. Conclusões	66
6.2. Referencias	67

1. INTRODUÇÃO

Materiais compósitos estão cada vez mais sendo utilizados em aplicações onde metais eram escolhas predominantes. Particularmente, as aplicações militares na indústria aeronáutica desencadearam o uso comercial dos compósitos após a segunda-guerra mundial. As inovações na área de compósitos têm permitido a redução de peso significativo no projeto estrutural, tornando-os mais estruturalmente eficiente. Compósitos oferecem muitas vantagens quando comparados com ligas metálicas, especialmente quando de compósitos têm permitido a redução de peso significativo no projeto, tornando-se mais estruturalmente eficientes (Sinmazçelik, 2011)

Entre os materiais compósitos avançados, existe uma classe que se destaca pelas suas características especiais e pelo grande potencial de inovação: os Compósitos Híbridos Metal-Fibra (CMF). No sentido de obter materiais que atendessem a requisitos estruturais do setor Aeroespacial, pesquisadores procuraram produzir novos materiais híbridos que incorporassem as qualidades de dois ou mais componentes individualmente considerados. Os compostos híbridos associam as características mecânicas dos compósitos poliméricos com as propriedades dos metais. Como resultado, as suas principais características são maior resistência à fadiga, à tração, à compressão e ao impacto, e maior tolerância ao dano, além da redução de peso e de custos com manutenção. Nesses materiais híbridos, a tolerância a danos é favorecida pela adição de fibras aos adesivos. As cargas nas camadas de metais eventualmente trincadas são transmitidas para as fibras através dos adesivos, descarregando as camadas de metais. Esse efeito de ligação ou união das fibras produz uma diminuição na velocidade de propagação das trincas nessas camadas, aumentando a tolerância das estruturas ao dano (CGEE, 2010).

Atualmente a adesão de compósitos poliméricos com as ligas de titânio é uma questão que permanece por se resolver. Pesquisas mostram que a resistência de juntas entre estes dois materiais pode ser significativamente melhorada pelo tratamento da superfície dos aderentes anteriormente à colagem. Determinadas técnicas proporciona resistência estática adequada após a adesão, no entanto, estas juntas têm pouca durabilidade, pois a sua exposição aos fluidos típicos do ambiente aeronáutico, tais como combustível, óleo, solventes, degelantes, etc, acelera o descolamento. Métodos por irradiação com luz laser têm sido empregados para aumentar a rugosidade e a tensão superficial e, conseqüentemente, incrementar substancialmente a resistência interfacial de juntas adesivas metal-polímero (Molitor et al., 2001).

Em busca de tratamento superficial de ligas de Titânio de modo a apresentar um baixo impacto ambiental e uma técnica a fim de produzir um número significativo de micro-rugosidade, aliados a uma excelente durabilidade sob calor, umidade e tensão aplicada, utilizou-se neste trabalho o laser pulsado para a texturização controlada de superfícies metálicas, onde Lasers de fibra operando com taxas de repetição elevada oferecem grande potencial para texturização de superfície em alta velocidade com as suas características atraentes, como baixo custo, operações robustas, tamanho compacto, ruído de baixa intensidade e qualidade de feixe (Erdogan et al., 2011).

1.1. Objetivo

Este estudo teve como objetivo, modificar a superfície de laminas metálicas Ti Grau5, utilizando-se um laser a fibra de alta potência operando de forma modulada. Com isso criando alta rugosidade na superfície metálica com a finalidade de melhorar a adesão metal-polímero e aumentar a resistência mecânica interfacial e, conseqüentemente, do desempenho do material como um todo.

1.2. Organização do Trabalho

Capítulo I – O primeiro capítulo faz uma abordagem sucinta dos Materiais Compósitos e Laminados Híbridos Metal- Fibra e apresenta as vantagens do laser no tratamento em superfícies metálicas para adesão em relação a materiais já utilizados em indústria aeronáutica.

Capítulo II – O segundo capítulo é realizado uma revisão bibliográfica dos materiais estudado nesta Dissertação de Mestrado e apresentado um levantamento bibliográfico de conceitos teóricos relacionados a este estudo.

Capítulo III – O terceiro capítulo são apresentados os materiais utilizados neste estudo e descritos os procedimentos experimentais relacionados à Texturização (modificação da superfície metálica por laser de forma modulada), Manufatura do LHMF e ensaios mecânicos realizados neste trabalho.

Capítulo IV – O quarto capítulo são apresentados os resultados obtidos neste estudo, utilizando os conceitos e procedimentos abordados no capítulo 2 e 3 respectivamente.

Capítulo V – O quinto capítulo apresenta-se as conclusões finais deste trabalho e citadas as referências bibliográficas consultadas para a realização desta Dissertação de Mestrado aqui apresentada.

2. CAPÍTULO I

2.1. Materiais Compósitos e Laminados Híbridos Metal Fibra

Um compósito pode ser considerado um material multifase que exibe uma combinação de propriedades, possibilitando assim, um desempenho melhor desse material frente a cada fase da sua composição, caso essas fossem empregadas individualmente. Os compósitos foram criados para melhorar combinações de características mecânicas, tais como a rigidez, a tenacidade e as resistências às condições do ambiente e a temperaturas elevadas. Muitos materiais compósitos são constituídos por apenas duas fases; uma denominada matriz, a qual é constituída e envolve a outra fase, chamada com frequência de fase dispersa. As propriedades dos compósitos são função das propriedades das fases constituintes, de suas quantidades relativas e da geometria da fase dispersa (Callister, 2006). Tais materiais são separados por uma interface, mas ainda assim possuem uma grande capacidade de adesão. Em geral, o propósito da matriz é proteger o reforço do ambiente externo, evitando que o material disperso entre em contato com meios ácidos ou corrosivos e transferir a tensão para o reforço. A rigidez e resistência vêm do reforço, o qual pode ser formado por fibras ou partículas. Tipicamente, quanto maior a quantidade de reforço, maior a rigidez e resistência do compósito obtido. Os compósitos mais utilizados possuem matrizes poliméricas e reforços fibrosos. O uso de polímeros como matriz se deve, em geral, a sua facilidade de manipulação. As fibras apresentam propriedades importantes para o propósito final do material. A matriz contribui com propriedades inerentes do material maciço, enquanto o reforço melhora propriedades, que são direcionalmente dependentes, ou seja, dependem da direção das fibras (Cupertino, 2009). Em um contexto bem amplo, os compósitos podem ser divididos em naturais e sintéticos. Entre os compostos sintéticos, e considerando as diferentes classes relacionadas com as várias opções de matriz, pode-se

enumerar uma série de outras classificações decorrentes dos tipos e arranjos dos reforços existentes, conforme mostra esquematicamente o diagrama da figura 1 (Neto & Pardini, 2006).

Figura 1 – Classificação hierárquica de compósitos -adaptado
Fonte: Neto & Pardini (2006)

As indústrias aeronáutica e espacial são as grandes impulsionadoras do desenvolvimento dos materiais compósitos estruturais, por necessitarem de componentes de baixa densidade e que atendam aos severos requisitos de resistência mecânica em serviço. A constante necessidade de redução de peso em aeronaves e estruturas espaciais tem continuamente impulsionado a tecnologia de processamento de compósitos estruturais. Este aumento de uso está associado à redução de peso, com maiores valores de resistências à fadiga e à corrosão em relação ao alumínio e facilidade na obtenção de peças com geometrias complexas e flexibilidade de projeto na concepção de estruturas de forma integrada. Desde o advento das fibras de vidro, aramida e carbono, a indústria aeronáutica tem se utilizado dessa tecnologia na fabricação de peças para aeronaves. Pode ser observado um crescimento dos materiais compósitos na fabricação das aeronaves, tendo-se hoje projetos de novas aeronaves com a previsão de uso de 50% em peso em materiais compósitos. A figura 2 ilustra o uso de materiais compósitos na aeronave EMB 170. O desempenho das propriedades de um componente em uma aeronave é dependente da

região em que o mesmo está atuando. Por exemplo, o aumento da resistência estática é útil principalmente em regiões de elevada intensidade de carregamento, como a asa. Em regiões de carregamento moderado, a rigidez é o principal critério de projeto, enquanto que a densidade do material é importante em qualquer parte do avião (Rezende, 2007).

Figura 2 - Vista desmembrada da aeronave BEM-170, mostrando os componentes fabricados em compósitos poliméricos avançados (cortesia da Embraer)
Fonte: Rezende (2007)

O avanço na tecnologia de materiais compósitos estruturais tem aberto novas perspectivas em vista da crescente procura de materiais superiores e eficiente. No entanto a sensibilidade ao entalhe, impacto, fragilidade, tolerância ao dano, dificuldade em adesão, baixa resistência ao desgaste e os efeitos de degradação, estão limitados a propriedades de materiais compósitos em termos de aceitação e de utilização de estruturas de aeronaves primárias. Reconhecendo as limitações dos materiais compósitos puros, os novos desenvolvimentos compósitos implicam em hibridação com metal, aproveitando suas propriedades de exploração da capacidade mecânica, esses novos materiais apresentam-se como Laminados Híbridos Metal Fibra e tem suas camadas empilhadas de metal monolítico e polímero reforçado com fibras para formar um material que tenha vantagens em relação um ao outro. A partir das deficiências de polímeros reforçados com fibras a hibridação com o metal tem por objetivo melhorar, entre outros aspectos a estabilidade térmica, a condutividade, resistência ao desgaste, tolerância a danos e resistência do material

compósito como um todo (Fink, 2010). É apresentada na Figura 3, a ilustração do arranjo do LHMF, onde camadas de lâminas metálicas são intercaladas com compósito de matriz polimérica fortalecida com fibras contínuas de alto desempenho, utilizado neste trabalho.

Figura 3 - Esquemático do LHMF – camadas metálicas intercaladas com compósito de matriz termoplástica.

A ideia de utilizar os dois materiais de modo a formar um material compósito estrutural Híbrido, está em superar a maior parte de desvantagens de ambos os materiais. Essa idéia nasceu na Universidade Delft de Technology, onde foi verificado que pode ser reduzidas as taxas de crescimento de falha por fadiga nos materiais de folhas metálicas ligados por adesivos, se forem construídos por laminação e adesivamente colados em materiais de chapas finas. Para a produção de LMF, envolve um cenário genérico, dentre as etapas está a preparação da superfície a fim de melhorar a adesão entre camadas metálicas e laminado reforçado com fibra em que colagem de componentes por adesivos oferecem muitas vantagens em relação a adesão mecânica convencional (Sinmazçelik, 2011).

Alguns exemplos conhecidos de Laminados Híbridos são, Arall que possui fibras de aramida e vidro respectivamente incorporados no sistema de epóxi, este materiais tem sido desenvolvido para Boeing C-17. Outro material desenvolvido com sucesso foi o chamado Glare (Glass Reinforced Fiber-Metal Laminate), sendo este formado por laminas de liga-Al interdispersas com mantas de fibras fortalecedoras de vidro imersas em resina epóxi, está entre os laminados híbridos de maior potencial aplicativo na industria aeronáutica. No Glare surgem, ou podem ser introduzidas durante seu processo de fabricação, desejáveis tensões residuais levemente compressivas que auxiliam na resistência da carga trativas (estáticas ou dinâmicas) impostas durante a operação em serviço dos componentes estruturais, na figura 4 é apresentado as possíveis aplicações do Glare em aeronaves comerciais (Gualberto,

2008). Recentemente, alguns novos materiais híbridos tem sido desenvolvido, sendo eles os metais laminados composto por finas camadas de titânio ensanduichado entre camadas de compósitos de matriz polimérica, a empresa aeronáutica Boeing se refere a essa classe de materiais como Ti-Gr ou TiGra (titânio-grafite), enquanto outros referem a essa classe de laminados como compósitos laminados híbrido de titânio. As laminas de Ti protegem o núcleo de efeitos ambientais, tais como degradação térmica e entrada de umidade, bem como fornecendo potencialmente melhor resistência ao impacto, o núcleo de compósito tem maior rigidez e é menos sensível aos efeitos da fadiga (Bourlegat et al, 2011).

Figura 4- Esquemático das possíveis aplicações do Glare em aeronaves comerciais
Fonte: Gualberto (2008)

2.2. Tratamento de superfície em ligas de Ti

Na construção de automóveis o processo adesivo permite uma utilização mais flexível de compósitos (metais/polímeros), os quais podem ser usados para construir estruturas mais leves. Portanto há uma vantagem na indústria aeroespacial e aeronáutica, onde a união adesiva é uma excelente alternativa para substituição de rebiteagem na fabricação de avião, sendo assim fundamental a preparação da superfície antes da colagem para obter ótimas propriedades mecânicas entre materiais (Sakata et al, 2009).

Para melhorar a resistência interfacial e durabilidade de materiais submetidos a tratamentos de superfícies para adesão, há uma condição necessária antes do tratamento e colagem. Técnicas de tratamento na superfície de titânio incluem tradicionais métodos como

químico e eletroquímico (ácido crômico, anodização de hidróxido de sódio) bem como tratamento a laser e energético são usados para aprimorar a superfície da liga de Ti antes da adesão. Estudo de durabilidade de Ti6Al4V revelam que as preparações de superfícies que não produz nenhuma rugosidade (macro ou micro) não proporciona ligações duráveis (Molitor, 2001). No entanto, tratamento de superfícies que produz uma moderada rugosidade tem uma melhor durabilidade como mostra a tabela 1. Para a obtenção dos perfis de rugosidade o método mais usual é por contato na superfície a ser medida, esse contato é realizado por um apalpador de um perfilometro ou de um rugosimetro. O perfil de rugosidade pode também ser obtido por microscopia eletrônica de varredura, através da varredura da superfície por onda eletromagnética ou ainda pelo microscópio de força atômica (Schmitz, 2006). A medida de rugosidade irá variar irregularidades da superfície expressando-as nas unidades de comprimento, μm (micrometro) equivalente a milésima parte do milímetro $1 \times 10^{-6} \text{ m}$; nm (nanômetro) denotando uma unidade de fator 10×10^{-9} ou rugosidade visível (macro).

Tabela 1 – Efeito de tratamentos na superfície de liga de Ti
Fonte: Molitor (2001)

<i>Tipo de tratamento em Ti6Al4V</i>	<i>Superfície rugosa</i>
Abrasão	macro
Jacto de areia	macro
Ataque/ácido	micro
Ataque/alcálico	micro
Fluoreto de Fosfato	nano
Fluoreto de Fosfato-modificado	nano
TURCO	macro
DAPCOtreat	macro
Pasajell	macro
Ácido Crômico-Anodização	micro
NaOH-	micro
Anodização catódica	
Depósito de Al_2O_3 Pulverização de Plasma	micro
Tratamento Laser	macro

3. CAPÍTULO II

3.1. Revisão Bibliográfica

3.1.1. Liga Ti6Al4V

Aplicações das ligas de Ti são as mais diversas nas aeronaves, sendo geralmente empregadas sob altas temperaturas de serviços, em solicitações extremas e em ambientes severos, visto sua elevada resistência a corrosão, notável vida em fadiga, ótima conformabilidade plástica e relativamente elevada rigidez. Entretanto seu uso é fortemente limitado por seu alto custo relativamente aos materiais metálicos concorrentes, quais sejam as ligas de alumínio e os aços especiais. A economia de peso resultante do uso de ligas- Ti em várias aplicações são limitadas pelo volume ocupado pelo componente estrutural, ao invés dos mais resistentes, porém mais pesados aços, e das mais leves, porém menos resistentes ligas- Al, podem ser bastante significativas. Sua boa compatibilidade com os materiais compósitos em ambientes salinos, em virtude de seu potencial galvânico e de seu coeficiente de expansão térmica muito próximo aos das fibras de carbono, fazem das ligas-Ti materiais ideais para a confecção de prendedores de laminados CMP fortalecidos com filamentos de carbono (Freitas, 2009).

A densidade da liga Ti-Grau 5 é $4,43 \text{ g/cm}^3$, com excelente resistência à propagação de trinca e sua temperatura de transformação alotrópica ocorre a 980°C (Silva, 2008). Essa liga $\alpha+\beta$ é a mais utilizada comercialmente, cuja composição química pode ser observada na Tabela 2. Esta liga contém 6% de Al que estabiliza a fase α , aumentando a temperatura de transformação $\alpha+\beta \rightarrow \beta$, além disso, a presença de alumínio nesta liga aumenta a resistência mecânica a altas temperaturas. A adição de 4% de vanádio aumenta a resistência mecânica por dois mecanismos: por solução sólida e por estabilizar a fase β a temperatura ambiente. A presença de fase β também facilita a conformabilidade da liga devido a maior ductilidade desta fase. O tratamento térmico de recozimento da liga Ti6Al4V pode ser executado com aquecimento entre 705 e 790°C por 1 a 4 horas seguido de resfriamento ao ar, em chapas e barras pequenas o resfriamento ao ar pode resultar em pequena perda de resistência. O alívio de tensões pode ser conseguido, geralmente, aquecendo o material entre 480 e 650°C por 1 a 4 horas seguindo de resfriamento ao ar ou no próprio forno. Já o tratamento de solubilização o aquecimento deve ser realizado entre 955 e 970°C por 1 hora com resfriamento em água, enquanto subsequente de envelhecimento deve ser feito a uma faixa

de temperatura entre 480 e 595 °C por 4 a 8 horas ou entre 705 e 760 °C por 2 a 4 horas (Knoll, 2006).

Tabela 2 – Composição química da liga Ti6Al4V
Fonte: ASTM F136

<i>Elemento químico</i>	<i>Composição Máxima (%) p/p</i>
Nitrogênio	0,05
Hidrogênio	0,0125 somente barras
Hidrogênio	0,0125 placas e chapas
Oxigênio	0,20
Carbono	0,10
Ferro	0,20
Alumínio	5,5 - 6, 75
Vanádio	3, 5 - 4, 5
Outros elementos	0,1
Titânio	Balanco

A figura 5 mostra o diagrama pseudobinário de fases para a liga Ti- Grau 5 onde podemos observar as regiões da formação da fase beta (β), da fase alfa (α), da bifásica ($\alpha+\beta$), da trifásica ($\alpha+\beta+\gamma$) e da bifásica ($\beta+\gamma$). Nas ligas de titânio ($\alpha+\beta$), o parâmetro microestrutural mais importante para a determinação das propriedades mecânicas é a fração volumétrica da fase alfa. Com a diminuição da fração volumétrica da fase alfa, ocorre um aumento na ductilidade, na tensão de escoamento, na resistência à nucleação e propagação de microtrincas, enquanto que para aumentar a tenacidade à fratura e a propagação de macrotrincas, é desejável um aumento na referida fração. O tamanho da distribuição da fase alfa depende da razão de aquecimento e do tamanho de grão da fase beta limitando as dimensões máximas da distribuição da fase alfa (Morcelli, 2009). A tabela 3 mostra algumas propriedades mecânica da liga Ti utilizada neste trabalho.

Figura 5 - Parte do diagrama de fase parcial da liga Ti6Al4V
Fonte: Bento (2000)

Tabela 3 - Propriedades Mecânicas da liga Ti6Al4V (Ti Grau 5)
Fonte: Silva (2008)

<i>Propriedades Mecânica</i>	<i>Valor</i>
Dureza Vickers (HV)	349
Resistência a tração (MPa)	950
Módulo de Elasticidade (GPa)	113,8
Resistência ao cisalhamento (MPa)	1490
Módulo de cisalhamento (GPa)	44

3.1.2. PPS (Poli-sulfeto-de-fenileno)

O PPS é um polímero de cadeia linear formado por anéis aromáticos ligados por grupos sulfuretos. A fórmula estrutural está representada na Figura 6. Tal arranjo de grupos conduz a uma rígida cadeia macromolecular, o qual exibe o comportamento mecânico de um material frágil com força de baixo impacto, portanto suas aplicações são limitadas devido à

seu comportamento inerente quebradiço. Esse material possui alta resistência à temperatura combinada com boas propriedades mecânicas, químicas e excepcional resistência a solventes, elevada estabilidade dimensional, facilidade de processamento e excelente propriedades adesivas, assim como elevada dureza e boa resistência ao desgaste à temperatura ambiente (Luo, 2009).

Figura 6 – Fórmula estrutural do PPS
Fonte: Laércio, 1999

Uma característica importante do PPS é a sua capacidade de sofrer uma mudança quando aquecido na presença de oxigênio. A mudança representa geralmente alterações nas propriedades e características, como resultado do aumento do peso molecular, e tem sido descrito em termos de “cura”. A taxa de cristalização do PPS aumenta com o aumento do grau de cura (Lee et al, 1993). O PPS, polímero semicristalino, apresenta temperaturas de início de degradação (T_d) de 412°C sob atmosfera de N_2 (Nohara et al, 2007). Outras características físicas e mecânicas são apresentadas na tabela 4. Na figura 7 é apresentada curvas de DTA (Análise Térmica Diferencial) do PPS e comparado com um material de referencia, ambos aquecidos a mesma taxa constante de aumento da temperatura. Através do gráfico é possível analisar a baixa cristalinidade, transição vítrea, fusão e recristalização (Ryton, 1997).

Tabela 4 – Características físicas e mecânicas do polímero termoplástico PPS
Fonte: Rezende (1999)

<i>Características físicas e mecânicas</i>	<i>Polímero termoplástico - PPS</i>
Temperatura de fusão (°C)	290
Temperatura de transição vítrea (°C)	88
Densidade específica	1,35
Módulo de elasticidade em tração (MPa)	3300
Resistência á Flexão (MPa)	145

Figura 7– Curvas de análise térmica diferencial
Fonte: Ryton, 1997

3.1.3. Compósito polimérico termoplástico com fibras de carbono (PPS-C)

A utilização de compósitos avançados, principalmente os reforçados com fibras de carbono e de vidro, tem permitido uma significativa redução no peso final do componente. Embora os polímeros termorrígidos sejam responsáveis pela maior demanda de matrizes para compósitos estruturais e possam quando necessário ser tenacificados, os polímeros termoplásticos têm continuamente se mantido como uma alternativa de aplicação em estruturas, devido à maior tenacidade à fratura, maior resistência ao impacto e maior tolerância a dano em relação aos termorrígidos. Um importante constituinte de um compósito de matriz polimérica é esta ter funções de agregar as fibras, dar proteção à superfície das mesmas contra danos por abrasão e atenuar os efeitos adversos das condições ambientais na utilização do compósito. A matriz deve ter uma forte adesão à superfície do reforço, de tal forma que no carregamento aplicado a um componente, a matriz se deforme e transfira a carga entre as fibras contínuas e/ou descontínuas do compósito. Embora, sejam ainda largamente empregados os compósitos poliméricos termorrígidos como componentes estruturais de aeronaves, o emprego de compósitos

poliméricos estruturais termoplásticos está sendo ampliado, a tabela 5 mostra as vantagens dos compósitos termoplásticos (Siqueira, 2009).

A determinação da resistência ao cisalhamento de materiais compósitos avançados é um parâmetro extremamente importante em projetos de estruturas, pois a falha por cisalhamento impede, por exemplo, a fabricação de grandes componentes estruturais primários utilizados pela indústria aeronáutica. Além disso, os ensaios de cisalhamento são os mais adequados para avaliar eventuais problemas interfaciais resultantes do efeito do intemperismo, pois as propriedades em cisalhamento são diretamente influenciadas pelas propriedades da matriz. Os ensaios para determinação a tensão de cisalhamento interlaminar de compósitos reforçados com fibras frequentemente são conduzidos com base na norma D2344, sendo que para o compósito (PPS/fibra de carbono) a tensão máxima de cisalhamento ILSS, é $58,4 \pm 1,9$ MPa (Costa et al, 2011). A figura 8 apresenta um esquemático de aplicações de compósitos PPS-C, em que mostra a porção da asa dianteira com suas vantagens comparadas ao alumínio.

Figura 8 - Esquemático da parte da asa dianteira do Avião Airbus

Fonte: <http://www.celanese.com/ticona/ticona.aspx>

Tabela 5 - Propriedades, vantagens e desvantagens de compósitos termoplásticos

Fonte: Siqueira (2009)

Compósitos	Características	Vantagens	Desvantagens
Termoplásticos	<ul style="list-style-type: none"> - Nenhuma reação; - Não há cura; - Alta deformação para falha; - Baixa energia de fratura; - Processamento é reversível; - Viscosidade alta; - Absorve pouca umidade; - Resistência limitada a solventes orgânicos. 	<ul style="list-style-type: none"> - Tempo de processamento curtos; - Depois de moldado pode ser reprocessado; - Rápido processamento; - Vida útil ilimitada sem refrigeração; - Resistência à alta delaminação. 	<ul style="list-style-type: none"> - Resistência mais baixa a solventes; - Requer processamento de alta temperatura (300 -400 °C) e pressão; - Pode ser propenso à deformação; - Acomodação das fibras para ajustar-se às superfícies complexas e cura muito fraca.

3.1.4. Laser a Fibra de alta potência e Interação Laser - matéria

O laser é uma forma de radiação electromagnética com comprimentos de onda que vão de raio-X à radiação de infravermelho. É o resultado de emissão de energia associada à transição de um elétron de um nível superior para um nível mais baixo de energia ou órbita dentro de um átomo. Dentro de diversos tipos de laser, o Laser de Fibra está entre os novos desenvolvimentos em tecnologia laser industriais. Como o nome indica, um laser de fibra utiliza uma fibra óptica com um núcleo que é dopado por elemento de terras raras como meio ativo. Elementos comuns utilizados para doping incluem érbio (Er), neodímio (Nd), e itérbio (Yb). O bombeamento é normalmente feito usando um laser de diodo, longitudinal ou transversal. Em situações mais simples, a cavidade do laser consiste em fibra óptica dopada, com as extremidades cortadas e com espelhos dielétricos (várias camadas finas de materiais ópticos transparentes diferentes). A potência de saída do laser de fibra é tipicamente de até centenas de watts, mas alguns lasers foram produzidos na gama de potência Kilowatt. Na figura 9 é mostrado o esquema de um laser de fibra (Elijah, 2009).

Figura 9 - Esquema de um laser de fibra
Fonte: Elijah, 2009

A tecnologia empregada mais recentemente para laser de fibra permite potências de até 17 KW para lasers de fibra comerciais, com perspectivas de aumento para os próximos anos (Silva, 2008). Utilizando um laser pulsado, em busca de qualidade no processamento, é necessário combinações das propriedades do material, (processo de absorção da radiação, refletividade, propriedades térmicas, condução de calor, propriedades termodinâmicas) e parâmetros do feixe utilizado, tais como potência média (forma do pulso), divergência do feixe (energia do pulso), distribuição da intensidade (tempo do pulso). Dentre as características do feixe, a intensidade e o tempo do pulso de laser interagem diretamente nos fenômenos físicos que ocorrem na interação laser-matéria. A intensidade que é definida como sendo a concentração da potência do laser sobre a superfície do material é dada por:

$$I = \frac{P_p}{\pi w^2} \quad (1)$$

Em que P_p é a potência de pico do feixe, $P_p = \frac{E_p}{t_p}$ (energia do pulso/ tempo do pulso),

e w é o raio do feixe focalizado sobre a superfície metálica.

Os fenômenos físicos que ocorrem na interação laser-matéria são descritos de forma que a energia do laser depositada na superfície penetra no material por condução térmica.

Quando a superfície atinge a temperatura de fusão, um líquido se propaga para dentro da amostra. A boa qualidade no processamento de materiais, utilizando um laser pulsado, é obtida da combinação das propriedades do material e dos parâmetros do feixe utilizado, o esquema da (figura 10) mostra um diagrama esquemático dessas características. Para alguns valores de intensidade do laser, a vaporização inicia-se na superfície antes que a poça de fusão penetre pelo volume irradiado da amostra. Uma maneira de superar as limitações na profundidade de penetração da poça de fusão, no processamento do laser, é a utilização de um mecanismo onde um furo é aberto no material a fim de conduzir a energia do laser para o volume da amostra. Para intensidade de feixe com valores acima de 10^6 W/cm^2 , o processo dominante na interação laser-matéria é a vaporização, onde a poça de fusão tende a ser menos significativa, então o material é removido da amostra em forma de vapor ou por “expulsão de líquido” e o resultado é a formação de uma cavidade nessa região (Oliveira, 2006).

Figura 10 - Diagrama esquemático das características que afetam a qualidade do processamento de materiais
Fonte: Oliveira, 2006

3.1.5. Tratamento por laser em superfície metálicas e Rugosidade

Tratamento por laser em superfície metálicas

Texturização, esculpimento, ablação ou estruturação a laser são substitutos potenciais para promover a modificação de superfícies convencionais de forma controlada e limpa.

Estas técnicas oferecem vantagens competitivas em relação aos tratamentos de jateamento e química, devido à sua facilidade de automação, eliminação de efluentes e capacidade de extensão para o tratamento de peças tridimensionais (Sakata et al., 2009, Riva et al, 2007). Praticamente qualquer tipo de material pode ser processado usando um laser. O processo de texturização a laser provoca uma alteração homogênea em toda a superfície, alterando de forma controlada sua rugosidade média. Neste sentido esta técnica é similar a um jateamento de areia ou ao ataque químico. Na técnica de estruturação a laser, por outro lado é possível alterar a superfície apenas nas regiões desejadas, criando padrões, ou “estruturas” com dimensões mais elevadas que na técnica de texturização. Em ambas as técnicas, um feixe de laser pulsado ou modulado é focalizado na superfície do material podendo promover desde a fusão até a vaporização do material na região de incidência do feixe, criando desta forma micro-cavidades com diâmetros próximos as dimensões do feixe focalizado e profundidade proporcional a sua intensidade. Controlando-se o espaçamento dos pontos de aplicação do feixe de laser é possível obter-se uma texturização, em que as micro-cavidades são produzidas com um alto grau de sobreposição e reprodução, criando assim uma estruturação superficial.

Trabalhos recentes (Jones & Hilton, 2008) têm mostrado que a técnica de estruturação permite a obtenção de superfícies com alterações morfológicas com dimensões muito superiores à técnica de texturização sem grandes perdas de material. Na técnica de texturização a laser, utiliza-se um laser de alta energia para fundir rapidamente uma pequena área da superfície metálica, criando-se então uma piscina fundida que irá solidificar-se instantaneamente devido à alta taxa de dissipação de calor para o meio envolvente, produzindo uma tensão superficial que irá fazer com que o conjunto se deforme.

O feixe de laser focalizado cria topografias discretas características de crateras (Du et al, 2005). Trabalhos recentes (Jones & Hilton, 2008) têm mostrado que a técnica de estruturação permite a obtenção de superfícies com alterações morfológicas com dimensões muito superiores à técnica de texturização sem grandes perdas de material.

A microestrutura de um metal da zona afetada pelo calor, obtido sobre o processamento do laser, depende se o material está inicialmente em estado endurecido do trabalho de recozimento. Um material recozido apresenta crescimento de grão nas áreas apresentadas na (figura 11.a), isto é, não haverá recristalização. O material de trabalho previamente endurecido vai ser recristalizado com novos grãos a ser nucleados e, portanto tem uma estrutura de grão fino no exterior da zona afetada pelo calor, em que a

temperatura é um pouco acima da temperatura de recristalização (figura 11.b). No entanto o tamanho dos grãos aumentam para a fusão limite, e uma estrutura grosseira é quase sempre inevitável perto da fusão limite (Elijah, 2009).

Figura 11 - Esquema da microestrutura da zona afetada pelo calor para (a) anterior ao recozimento do material puro (b) anterior ao endurecimento do material puro

Fonte: Elijah, 2009

Rugosidade

Segundo a norma ABNT NBR 6405 (1985) a rugosidade é o conjunto de irregularidades, isto é, pequenas saliências e reentrâncias que caracterizam uma superfície. A NBR 6485 (1985) adota o sistema de medição da linha média como parâmetro de rugosidade (Bruns, 2011). As medidas de rugosidade, por depender de outras grandezas envolvidas, necessitam de cuidados particulares. A rugosidade, ou os parâmetros que são escolhidos para representá-la, muitas vezes é uma caracterização incompleta do perfil ou da superfície que se deseja analisar. A representação dos resultados obtidos com as medições de rugosidade é representada por escalas distintas para representações verticais e horizontais, isso ocorre, pois existem diferenças importantes relacionadas com a direção e o sentido da medição (Schmitz, 2006). O rugosímetro é o instrumento ou equipamento que permite a detecção bidimensional de uma superfície. A caneta (ponta) atravessa normal a superfície, com velocidade constante (DIN EN ISO 3274).

A (DIN EN ISO 4287, ASME B46.1) apresenta os parâmetros de rugosidades como sendo: Rugosidade média (R_a) é a média aritmética dos valores absolutos das ordenadas de

afastamento (y_i), dos pontos do perfil de rugosidade em relação à linha média, dentro do percurso de medição (l_m). Essa grandeza pode corresponder à altura de um retângulo, cuja área é igual à soma absoluta das áreas delimitadas pelo perfil de rugosidade e pela média, tendo por comprimento o percurso de medição (l_m), como mostra a figura 12.

Figura 12 – Imagem da caneta de um rugosômetro esquematizada em seu processo

Fonte: <http://www.rebrac.com.br/downloads/RUGOSIDADE%20-conceitos-.pdf>

Os parâmetros de rugosidade existentes são valores numéricos resultantes de integrações ou de operações matemáticas simples de perfis amostrais de superfícies (Schmitz, 2006). O valor R_a (figura 13) em um comprimento de amostragem indica a média da rugosidade. Por isso, se um pico ou vale não típico aparecer na superfície, o valor da média não sofrerá grande alteração, ocultando o defeito.

Figura 13 - Imagem do perfil da rugosidade média

Fonte: <http://www.rebrac.com.br/downloads/RUGOSIDADE%20-conceitos-.pdf>

O valor da rugosidade máxima (R_y) está definido como o maior valor das rugosidades parciais (Z_i) que se apresenta no percurso de medição (l_m). Por exemplo, na figura 14, o maior valor parcial é o Z_3 , que está localizado no 3º cutt off, e que corresponde à rugosidade R_y .

Figura 14 – Imagem do perfil da rugosidade máxima

Fonte: <http://www.rebrac.com.br/downloads/RUGOSIDADE%20-conceitos-.pdf>

O valor da rugosidade Total (R_t) corresponde à distância vertical entre o pico mais alto e o vale mais profundo no comprimento de avaliação (l_m), independente dos valores de rugosidade parcial (Z_i). Na figura 15, pode-se observar que o pico mais alto está no retângulo Z_1 , e o vale mais fundo encontra-se no retângulo Z_3 . Ambos configuram a profundidade total da rugosidade R_t .

Figura 15 - Imagem do perfil da rugosidade total

Fonte: <http://www.rebrac.com.br/downloads/RUGOSIDADE%20-conceitos-.pdf>

O valor da rugosidade de profundidade média (R_v ou R_z) é a distância vertical entre o pico mais alto e o mais profundo vale dentro de uma amostragem de comprimento. R_z é a média aritmética dos R_z em amostragem consecutivas, ou seja, é a soma dos valores absolutos das ordenadas dos pontos de maior afastamento, acima e abaixo da linha média, existentes no cut off (comprimento de amostragem). Na representação gráfica do perfil (figura 16), esse valor corresponde à altura entre os pontos máximos e mínimos do perfil, no comprimento de amostragem (l_e).

Figura 16 - Imagem do perfil da rugosidade de profundidade média

Fonte: <http://www.rebrac.com.br/downloads/RUGOSIDADE%20-conceitos-.pdf>

4. CAPÍTULO III

4.1. Materiais e Corpos de prova

A (figura 17) apresenta os materiais utilizados neste trabalho, sendo eles, chapa de Titânio Grau 5 (figura 17.a); chapa de compósito PPS-C (figura 17.b); filme de PPS, (figura 17.c); molde metálico com dimensões 100x150 mm (figura 17.d); papel de alumínio (figura 17.e).

Figura 17 - Materiais para manufatura do LHMf (a) chapa de Ti6Al4V texturizada (b) compósito PPS-C (c) filme PPS (d) molde para manufatura (e) papel alumínio para proteção de oxidação

4.1.1. Liga Ti6Al4V

Chapas de Titânio 0,60 x 200x 200 mm Grau 5, foram compradas na REALUM INDÚSTRIA E COMÉRCIO DE MATERIAIS PUROS E LIGAS LTDA. Com a composição química apresentada na tabela 6. As chapas foram cortadas no IEAv, nas dimensões 100x150mm por eletroerosão a fio, onde é programado a máquina de corte para as dimensões desejadas. Um fio é energizado por uma tensão de 50 a 100 volts fazendo circular corrente ao tocar na amostra metálica. Antes do tratamento a laser, as chapas metálicas foram lixadas com lixa 400 e em seguida limpas com álcool.

Tabela 6 - Composição química fornecida pela Indústria Realum
Fonte: Siqueira (2009)

<i>Elemento</i>	<i>Teor %</i>
Al	5,9
C	0,03
Fe	0,20
H	0,05
N	0,003

O2	0,17
Ti	BAL
V	4,0

4.1.2. PPS e PPS-C

Laminados PPS-C foram fornecido pela Embraer (Empresa Brasileira de Aeronáutica), sendo estes material contendo 7 camadas de fibras e com 2,05 mm de espessura, confeccionado com tecidos de trama HS5, e com configurações de orientação das camadas individuais: 5 ply layup $[(0/90;\pm45;(0/90);\pm45;(0/90))]$, contendo 1 camada de tecido PPS/Vidro (GF0303) em cada face, totalizando assim 7 camadas. Filme de PPS, foram comprados na CS HYDE COMPANY (USA), com 005" de espessura.

Para análise das propriedades do PPS (filme e compósito), foram realizadas medidas de DSC no equipamento DSC CELL – Modelo DSC 2910, com amostra de PPS-C e PPS-filme, respectivamente medindo 23.000 mg e 5.000 mg, as medidas foram realizadas na presença de nitrogênio. O gráfico de DSC é apresentado na (figura 18).

Figura 18 – DSC das amostras do PPS (filme) e PPS-C (compósito) utilizados neste trabalho

4.1.3. Caracterização Microestrutural da liga Ti-Grau 5 e TiGra

Para um estudo microestrutural da superfície texturizada por laser foi realizado fotomicrografias de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) obtidas na Central de Análises Química Instrumentais do Instituto de Química de São Carlos (CAQI/IQSC/USP) em um equipamento ZEISS LEO 440 (Cambridge, England) com detector OXFORD (model 7060), operando com feixe de elétrons de 20kV. Imagens obtidas com elétrons retroespalhados

foram obtidas utilizando o detector FOUR QUADRANT BACKSCATTERED ELECTRON DETECTOR TYPE 400. Para obtenção das imagens da interface do TiGra, foi necessário recobrir as amostras com 10nm de ouro em um metalizador Coating System BAL-TEC MED 020 (BAL-TEC, Liechtenstein). Também foi realizado medidas de dureza em um microdurometro modelo BUEHLER-1600-6300, com um penetrador de pirâmide de diamante e carga de 100 gf.

4.1.4. Raio X e Tensão Residual

A presença de um estado de tensões faz com que as distâncias interplanares variem, devido à deformação elástica. Se a tensão aplicada for trativa, as distâncias entre planos perpendiculares a estas aumentarão, enquanto para os planos paralelos ao campo de tensões, essas distâncias vão diminuir, como pode ser observado na figura 19. Se esta variação nas distâncias interplanares poder ser medida, então se tem uma indicação da deformação e consequentemente do campo de tensões residuais atuantes. A técnica de difração de raio-x é aplicada com o objetivo de medir as distâncias interplanares e a partir daí calcular as tensões residuais presentes (Soares, 2003). Foi realizado no chapa metálica texturizada por laser medidas de DRX e tensão residual no (Laboratório DedALO/CTA). O equipamento utilizado foi da marca Rigaku, modelo Ultima IV, empregando uma voltagem no tubo de raio X de 40kV e amperagem de 40mA, todas amostras sendo expostas a radiação Cu-K α . Velocidade de varredura de 1°/min.

Figura 19 – (a) Distância interplanares de grão com diferentes orientação de um corpo isento de tensão (b) Distância interplanares de grãos com diferentes orientações, de um corpo sob um campo de tensões. As distâncias mudam de acordo com a posição relativa entre o campo e o grão.

Fonte: (Soares, 2003)

4.1.5. Arranjo experimental de texturização por laser pulsado

O laser utilizado nesse trabalho foi de fibra óptica que está instalado no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do Instituto de Estudos Avançados (IEAv/CTA). Trata-se de um laser de 2 KW de potência média (IPG, Modelo YLR – 2000) dotado de uma fibra de saída com 100 μm de diâmetro e cinco metros de extensão (figura 20). Esta fibra é acoplada a um cabeçote de processamento contendo uma lente de distância focal de 160 mm o que permite focalizar o feixe do laser com um diâmetro de 100 μm . O laser pode operar no regime contínuo (CW) ou modulado. Com o laser operando no regime modulado obtêm-se pulsos com largura temporal controlada a partir de 1 ms. Com isto é possível definir a energia aplicada em cada pulso e controlar desta forma as dimensões das micro-cavidades. Os ensaios de texturização foram efetuados fixando-se as chapas de Ti6Al4V em uma mesa CNC XYZ acionada por motor de passo com velocidade variável entre 2 mm/s até 150 mm/s. A cabeça de processamento é mantida fixa e a posição de foco é ajustada manualmente. Um fluxo de gás inerte (Argônio) de 40 l/min foi aplicado próximo ao ponto de focalização do laser para reduzir a oxidação do material. A (figura 20) mostra o local onde foi realizado os experimentos e o arranjo experimental de texturização por laser.

(a)

(b)

Figura 20 - Equipamentos e materiais para a texturização realizados no Laboratório (DedALO)/IEAv; (a) arranjo experimental e (b) Controle de processo para movimentação da mesa CNC

4.1.6. Medidas de Rugosidades

Para medidas de rugosidade da superfície metálica foi empregado um rugosímetro eletro-mecânico (Taylor-Hobson), pertencente ao LMSO/IEAv. A avaliação da modificação foi realizada utilizando dois parâmetros de rugosidades, esses já mencionados na revisão da literatura no capítulo II; (R_v) rugosidade média de vales e (R_t) rugosidade total. Decidiu-se em não considerar a rugosidade média (R_a), pois a área a ser analisada não é uniforme como ocorre em um jateamento de microesfera de vidro ou ataque químico. Na texturização há espaçamentos entre cavidades, logo quando o rugosímetro passar por regiões onde o laser não percorreu, os resultados de rugosidade não será real, mesmo varrendo uma maior área com uma amostragem maior de superfície.

4.1.7. Materiais para manufatura do TiGra

Utilizou-se neste experimento uma prensa (Farney Modelo L T- 702) instalada no Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia (EESC/USP) para conformação dos materiais previamente aquecido em um forno, estes apresentados na figura 20. A prensa trata-se de uma máquina adaptada, tendo-se a máxima velocidade de

carga ou máximo aumento de pressão no indicador (manômetro), sendo manualmente controlada por uma alavanca.

Figura 21 - Equipamentos para manufatura do LHM

4.1.8. Ensaio Short-Beam

Uma maneira de obter a tensão de cisalhamento na região interlaminar de compósito é fazer o ensaio chamado de resistência ao Cisalhamento Interlaminar ou ILSS (interlaminar shear strength). Esse ensaio é feito com um carregamento em 3 pontos onde é aplicado uma carga transversal em um corpo-de-prova do tipo amostra curta, para que não ocorra flexão da amostra, o que causa tensões de cisalhamento na região interlaminar e consequentemente falha (Beim, 2008). Os LHM fabricado neste trabalho possui uma espessura média de 3,6 mm. Os corpos-de-prova (figura 21.a) foram preparados de acordo com a geometria recomendada pela norma D2344, onde é apresentado na (figura 21.b) um esquemático do ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar.

Comprimento da amostra = espessura x 6

Largura da amostra = espessura x 2

Os Ensaio Short-Beam foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais (EESC-USP), utilizando uma máquina EMIC-DL

10000. A carga foi aplicada no centro do corpo-de-prova, com uma velocidade de 1mm/min. A distância entre os pinos (span) foi de 14,5 mm.

(a)

(b)

Figura 22 - (a) corpo-de-prova em dimensões para ensaio (b) Esquemático do Ensaio interlaminar Short-Beam
Fonte: (ASTM D2344/D2344, 2006)

4.2. Metodologia

4.2.1. Modificação da superfície da liga Ti6Al4V por laser (Texturização)

O Estudo inicial de modificação da superfície da liga metálica teve como objetivo principal, estruturar a chapa metálica analisando o modo em que a potência interfere na geometria da cavidade formada na amostra, enquanto o estudo do segundo experimento teve como objetivo aproximar o espaçamento entre linhas, variando o tempo de exposição.

No primeiro experimento o laser foi programado para percorrer o eixo X com velocidades de 50 mm/s, já no segundo experimento a velocidade da mesa CNC foi 150 mm/s, que combinados com os tempos de repetição, permitiram variar o espaçamento das cavidades na direção X entre 0,25 mm e 0,6 mm. O tempo de pulso t_1 foi fixado em 2 ms e o tempo de repetição t_2 variou entre 3 ms e 5 ms.

Os parâmetros e variáveis de processo de texturização superficial foram definidos em: (i) potência média do laser, (iii) tempo de exposição, e (iii) espaçamento entre as cavidades.

As amostras foram cuidadosamente fixadas na mesa CNC de modo a garantir perfeito alinhamento. A posição focal do feixe do laser foi ajustada manualmente para se obter a maior densidade de potência na superfície da chapa. Foi utilizado para esse experimento inicial uma chapa da liga Grau 5 com 1 mm de espessura. O conceito básico do procedimento experimental de texturização são apresentados na (figura 22), em que a

modulação do laser (figura 22.b) mostra a variação do tempo de pulso (largura temporal do pulso), t_1 , ou seja, o tempo programado para o laser permanecer ligado, e o tempo entre pulso, t_2 , qual seja, o tempo programado para o laser permanecer desligado, sendo, portanto t_T o tempo total do processo. Através da variação do tempo entre pulsos, t_2 , obtiveram-se diferentes espaçamentos. As condições definidas para o primeiro experimento são apresentadas na tabela 7. Para cada condição de texturização foi utilizado três potências distintas sendo elas (100W, 150 W e 300W) como mostra na figura 23.

Tabela 7 - Condição de texturização para o primeiro experimento

<i>Condição de Texturização</i>	<i>Espaçamentos X, Y (mm)</i>	<i>Velocidade (mm/s)</i>	<i>Tempo total do Pulso (ms)</i>
A	0,40 – 0,40	50	8
B	0,30 – 0,40	50	6
C	0,25 – 0,40	50	5

Figura 23 - Esquemático do procedimento experimental para texturização com laser à fibra (a) feixe de laser focalizado na placa em movimento; (b) Modulação da potência do laser; (c) Placa de Ti6Al4V texturizada com laser.

Figura 24 - Condições de texturização para diferentes potências

Após análise dos resultados do primeiro experimento e estudando como a potência interfere na geometria das cavidades geradas pelo feixe de laser nas amostras metálicas, foi realizado um segundo experimento, as condições para o segundo experimento são apresentados na tabela 8. No primeiro experimento observou que houve um empenamento nas chapas texturizadas, logo se decidiu para o segundo experimento diminuir a potência para consequentemente diminuir essa concentração de tensão.

Tabela 8 - Condição de texturização para o segundo experimento

Condição de Texturização	Potência (W)	Espaçamentos X, Y (mm)	Velocidade (mm/s)	Tempo total do Pulso (mms)
D	80	0,45 – 0,20	150	4
E	160	0,60 – 0,40	150	3

Observa-se na (figura 24), que mesmo diminuindo a energia depositada na superfície metálica ocorreu concentração de tensões, esse assunto será discutido no capítulo 4. Para desempenhar as chapas foi realizado tratamento térmico de alívio de tensões (Handbook, vol 1) em um forno a vácuo em temperatura de 600°C/4 horas.

Figura 25 - chapa metálica após texturização

4.2.2. Manufatura do LHMF (Laminado Híbrido Metal Fibra)

Laminas de PPS-C e chapas metálicas texturizadas, cortadas nas dimensões (100mm x150mm) foram limpas com álcool isopropílico e posicionadas no molde como mostra à (figura 25) respectivamente: chapa metálica / filme PPS / PPS-compósito / filme PPS/ chapa metálica) e por fim sendo encapadas com a papel de alumínio antes de fechar o molde para evitar oxidação. O processo de conformação para a obtenção do LHMF foi realizado a partir da utilização de um forno onde o conjunto (molde mais materiais) foi aquecido até a temperatura 300° (condição 1) e 330° (condição 2), em aproximadamente duas horas devido ao molde ser massivo e haver tempo para a troca de calor. Após dado o tempo de aquecimento programado, o molde foi retirado rapidamente do forno e levado a prensa pré-aquecida a uma temperatura de 100°C; escolheu-se essa temperatura de pré-aquecimento para evitar o resfriamento brusco sob temperatura ambiente na região da temperatura próxima a transição vítrea. O molde, foi então submetidos a uma pressão de 0,6 MPa (condição 1) e 1MPa (condição 2). O molde encontrava-se adaptado a um termopar para acompanhar a taxa de resfriamento que foi de aproximadamente 1°C por minuto, sendo essa temperatura controlada pós molde se igualar a temperatura da prensa (100°C). A prensa foi desativada quando o termopar apresentava temperatura de 70°C. Após molde estar a temperatura ambiente, foi então retirando o material (LHMF) do molde. Durante essa etapa de manufatura, foram avaliadas muitas condições de conformação, variando-se a temperatura do forno e tempo que o molde ficava sob tal temperatura e pressão da Prensa pré-aquecida. No entanto não foi obtido sucesso de manufatura para temperaturas do forno abaixo de 300°C e pressão abaixo de 0,6 MPa. Quando retirado o LHMF da prensa para essas

condições abaixo das definidas neste trabalho, foi observado que já havia delaminação logo após a retirada do material do molde. Então se definiu duas condições para manufatura, sendo elas apresentadas na tabela 9.

Figura 26 - Esquemático da preparação da manufatura do LHMF

Tabela 9 - Condição de manufatura do LHMF

Condições de Manufatura	Temperatura do forno (°C)	Pressão/ Prensa pré-aquecida (MPa)
1	300	0,6
2	330	1

4.1. Ensaio de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar

Para a obtenção da tensão de cisalhamento na região interlaminar do LHMF foi realizado ensaios chamado de resistência ao Cisalhamento Interlaminar ou ILSS (interlaminar shear strength). Esse ensaio é feito com um carregamento em 3 pontos onde é aplicado uma carga transversal em um corpo-de-prova do tipo amostra curta, para que não ocorra flexão da amostra, o que causa tensões de cisalhamento na região interlaminar e consequentemente falha (Beim, 2008). Foram ensaiados quatro corpos de provas para manufaturas da condição 1, e sete corpos de prova para a condição de manufatura 2. Para a obtenção da tensão de cisalhamento foi calculada para cada amostra através da equação (2) fornecida pela norma D2344:

$$F^{SBS} = \frac{0,75 \times P_m}{b \times h} \quad (2)$$

Onde:

F^{SBS} = tensão de cisalhamento (MPa)

P_m = carga máxima (N)

b = largura do corpo-de-prova (mm)

h = espessura do corpo-de-prova (mm)

5. CAPÍTULO IV

5.1. Resultados

5.2. Texturização e rugosidade da superfície metálica

Resultados relativos à texturização da superfície metálica do material Ti6Al4V serão apresentados e discutidos, dividindo a apresentação dos resultados em Experimento 1 e Experimento 2. No tópico Experimento 1 serão discutidos os resultados em relação ao aumento da potência interferindo na geometria das cavidades geradas pelo feixe de laser na amostra laminar metálica, posteriormente apresentados e discutidos os parâmetros de rugosidade na superfície metálica do material como função da potência do feixe laser. No tópico Experimento 2 discutem-se os resultados relativos ao controle do tempo de exposição do pulso, e como os espaçamentos distintos interferem na rugosidade da superfície metálica estudada.

Experimento 1

Após a realização dos procedimentos experimentais de modificação da superfície metálica por laser descrito no Capítulo III, cujas condições de texturização foram apresentadas na tabela 7, amostras metálicas resultantes foram analisadas por microscopia óptica, em que a variação da energia absorvida pelo material durante o processo de interação com o laser interfere na geometria da cavidade formada, como mostra a (figura 26). Dessa maneira, observa-se na (Figura 27.a) após a deposição de material no processo da interação com o laser, em que se observa claramente que material foi compelido de modo simétrico com relação ao ponto de interação com o foco do feixe laser, criando padrões

cônicos circunscritos e com bordas bem definidas indicando intermitência de processo. A (Figura 27.b) mostra, através de um corte transversal da amostra metálica, a profundidade do vale formado abaixo da superfície original da chapa metálica e a altura do pico gerado acima da superfície inicial da peça. No processo de ablação, a intensidade I (W/cm^2), para cada potência (P) do laser selecionada no presente estudo, de 100, 150 e 300 W, respectivamente, foi calculada através da equação 1, apresentada no Capítulo II (3.1.4), sendo a concentração da potência do laser sobre a superfície do material, e admitindo-se que w , o raio do feixe, focalizado sobre a superfície, foi também mantido constante durante os experimentos, num valor de 0,005 cm. Os resultados da conversão de valores são listados na Tabela 10.

Figura 27 - Imagens de microscopia óptica na condição A (tabela 6) variando as potências (a) 100W (b)150W e (c) 300 W

Figura 28 - Imagens de por microscopia eletrônica de varredura de amostras texturizada com potência de laser igual a 100 W (a) padrão de cavidade na superfície da amostra de liga-Ti; (b) cavidade formada, em um corte transversal da placa de Ti6Al4V

Medidas de rugosidades do primeiro experimento em diferentes condições foram realizadas e são apresentado os resultados na tabela 10. Os resultados experimentais obtidos mostram que a condição de texturização C, onde o tempo entre pulso foi menor, e conseqüentemente tendo-se um menor espaçamento entre cavidades, levou a criação de uma maior rugosidade superficial, denotada pelos dois parâmetros R_v e R_t . O valor máximo obtido para a rugosidade total foi de 53,3 μm , indicando que o aumento da potência média do feixe resulta em um aumento de energia absorvida pelo material interferindo na geometria da cavidade formada na amostra, com o correspondente aumento da profundidade média dos vales abaixo da superfície de referência e, conseqüentemente, incrementando a altura média dos picos acima da superfície, tornando-a assim mais rugosa.

Tabela 10 - Medidas de rugosidade obtidas no Experimento 1

<i>Condição da amostra</i>	<i>Potência (W)</i>	<i>R_v (μm)</i>	<i>R_t (μm)</i>
A	100	17,2	26,4
B	100	15,6	25,1
C	100	28,9	37,9
A	150	25,6	46,6
B	150	26,8	43,8
C	150	26,2	50,3
A	300	27,0	48,7
B	300	27,5	51,7
C	300	27,8	53,7

Experimento 2

Como mencionado no Capítulo III (4.2) houve mudanças nas condições de texturização do primeiro experimento para o segundo. No segundo experimento utilizou-se duas potências sendo elas 80W e 160 W com uma velocidade da mesa CNC igual a 150 mm/s. Os resultados de rugosidade obtidos para esse experimento são apresentados na tabela 11. Na (figura 28.a) é apresentado as imagens de microscópio óptico e (figura 28.b) perfil de rugosidade da superfície texturizada com potência de 80W.

Tabela 11 - Medidas de rugosidade obtidas no Experimento 2

<i>Condição da amostra</i>	<i>Potência (W)</i>	<i>R_v (μm)</i>	<i>R_t (μm)</i>
D	80	17,6	40,3
E	160	48,7	82,3

(a)

(b)

Figura 29 – (a) imagem do microscópio óptico da superfície texturizada com potência de 80W (b) perfil de rugosidade da superfície texturizada com potência de 80W

Através de um esquemático (figura 29) e análise por microscopia óptica da superfície, mostra que as micro-cavidades observadas são formadas pela expulsão do material na forma líquida na direção contrária ao deslocamento das placas. Praticamente todo o material removido se ressolidifica na superfície da placa. Quando o espaçamento entre cavidades é

reduzido, parte deste material escoava para a cavidade formada anteriormente. Para cada valor de potência, a maior rugosidade média (R_a) é obtida quando o espaçamento entre cavidades tem dimensões próximas às do material ressolidificado. No entanto, não consideramos (R_a) para esse estudo, apenas (R_v) e (R_t) já esclarecido anteriormente (4.1.5). Na (figura 30.a) mostra a imagem de microscopia óptica da superfície texturizada com potência igual a 160W, em que é possível observar que a região onde o material foi expulso na forma líquida é menor na texturização de potência 160 W do que texturizada a potência de 80W . Também é possível observar que há material ao redor da cavidade de maneira que a geometria da cavidade torna-se irregular. Realizando um corte na região onde mostra a (figura 30.a) e através de microscopia óptica é possível ver a região onde ocorreu fusão no material, a zona afetada pelo calor e a região onde o material foi expulso na forma líquida.

Figura 30 – Esquemático do procedimento experimental de texturização por laser comparado com uma chapa texturizada a potência de 80 W

(a)

(b)

Figura 31 – Imagens de microscopia óptica da chapa texturizada a potência de 160W (a) região da superfície mostrando onde foi realizado o corte (b) imagem da secção perpendicular apresentando (a) região onde ocorreu fusão no material (b) região afetada pelo calor e (c) região onde o material foi expulso na forma líquida.

5.3. Análise microestrutural da superfície texturizada por laser

A (figura 31.a.b) mostra a imagem de microscopia óptica da secção transversal da chapa metálica texturizada com potência de 80 W. Nesta figura, nota-se as regiões distintas a e b, correspondendo respectivamente ao material ressolidificado e zona termicamente afetada. A (figura 31.c) apresenta imagem de microscopia eletrônica de varredura, da região interna da microcavidade em que se incidiu o feixe de laser, ou seja onde ocorreu a fusão do material.

Figura 32 - Imagem de microscopia óptica da secção transversal da chapa metálica texturizada com potência de 80 W (a) região onde ocorreu fusão no matéria (b) zona termicamente afetada e (c) Imagem de MEV da superfície do material ressolidificado

Observa-se nas imagens de MEV (figura 32) a revelação de uma microestrutura martensítica, na região afetada pelo calor (zona de fusão) devido à rapidez da velocidade do pulso do laser e alta densidade de energia, ou seja, mostra-se a presença de agulhas da fase α . Isso significa que durante a solidificação, no processo de texturização, duas estruturas se formam, com estruturas cristalina bem semelhantes (α acicular) e (α' martensita). Análise de

dureza confirma essa baixa dureza na região inicial (fusão), no gráfico da (figura 33.b) , no entanto na região da zona afetada pelo calor. O valor da dureza se encontra acima de 400 HV confirmando a estrutura α' martensítica.

Figura 33 - Imagem de MEV da região afetada pelo calor durante o processo de interação laser/matéria

Figura 34 - (a) Imagem de microscopia óptica da secção transversal da chapa metálica texturizada com potência de laser igual a 80 W, com as marcas da penetração do microdurometro (b) gráfico da dureza (HV) pela distância (µm) da região afeta pelo laser e não afetada.

Para uma melhor discussão referente à modificação da microestrutura da Liga- Ti quando sujeita a tratamento por laser em sua superfície, foi realizado medidas de DRX e

tensão residual no (Laboratório DedAlo/CTA). O difratograma de DRX é apresentado na (figura 34), para diferentes condições da amostra de Ti6Al4V.

Figura 35 - Difratograma de raio-x das amostras da liga de Ti nas condições (a) texturizada por laser com potência 160W com tratamento de alívio de tensão (b) texturizada por laser com potência 160W sem tratamento de alívio de tensão (c) texturizada por laser com potência 80W com tratamento de alívio de tensão (d) texturizada por laser com potência 80W sem tratamento de alívio de tensão (e) Ti6Al4V sem tratamento por laser em sua superfície

Como já foi mencionado no capítulo II (3.1.1.), a liga Ti6Al4V é caracterizada por uma microestrutura bifásica ($\alpha+\beta$). Observando os picos obtidos na curva de difração de Raio-X, é possível verificar que o material de base (liga-Ti) apresenta em seu pico principal onde o plano de reflexão da fase β é (110), o qual permanece após o tratamento a laser. No entanto, o plano de reflexão da fase β (200) desaparece quando realizado tratamento na superfície metálica por laser com potência de 80W e diminui intensamente para potência de 160W. É possível observar que no material de base há duas fase ($\alpha+\beta$), no entanto no material tratado com laser apenas α -Ti e óxido. Portanto ocorre uma mudança de fase ($\alpha+\beta$)

para (α) quando esta é tratada por laser em sua superfície, no entanto esse óxido foi eliminado ao ser realizado o tratamento de alívio de tensão ($600^{\circ}\text{C}/2\text{h}$). Para a confirmação da presença do óxido e para analisar as tensões causadas pelo tratamento a laser, foi realizado medidas de Tensão residual onde é apresentada no gráfico da (figura 35).

Figura 36 - Gráfico de Tensão residual das amostras metálicas Ti6Al4V (material de base sem tratamento), (com tratamento por laser a potência de 80W) e (com tratamento por laser a potência de 160W)

Analisando os valores apresentados no gráfico de tensão residual, observa-se que para o tratamento a laser com potência de 80W houve mais tensão residual (560 MPa) do que o tratado com laser a potência de 160W (360 MPa). Esses valores indicam que o material texturizado com uma potência de laser menor gerou mais líquido na superfície enquanto que o tratado a potência maior ocorreu ablação removendo o material com isso gerando menos líquido.

5.4. Ensaio de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar

As (figuras 36 e 37) apresentam respectivamente os gráficos de força pela deformação, dos corpos curtos (short beam) das amostras de LHMf aquecidos a temperatura de 300° conformado sob pressão de 0,6 MPa e LHMf aquecidos à 330° e conformado sob pressão de 1MPa.

Figura 37 - gráfico de ensaio short beam de amostras em condições de manufatura ($P=0,6$ MPa; $T_f=300^\circ\text{C}$)

Figura 38 - gráfico de ensaio short beam de amostras em condições de manufatura ($P= 1$ MPa; $T_f=330^\circ\text{C}$)

Foi calculado a resistência interlaminar através da equação 2 (4.1), onde os resultados são apresentados na figura 38.

Figura 39- Gráfico do Ensaio de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar da condição de manufatura 1 e 2 respectivamente, (temperatura de forno igual a 300°C e pressão de 0,6 MPa), (temperatura de forno igual a 330°C e pressão de 1 MPa)

Obteve-se uma resistência ao cisalhamento maior para a manufatura na condição 1, onde o LHMF foi levado ao forno com temperatura de 330°C, posteriormente submetido a pressão de 1MPa. Como relatado no Capítulo III (4.3.) o filme de PPS foi colocado em cada interface metal/PPS-C para que esse tenha como função agente acoplador, enriquecendo esta região com polímero termoplástico. Logo quando o material já no molde é levado ao forno objetiva-se o ancoramento mecânico do polímero PPS durante o processamento de fusão e a pressão posterior, favorecendo a consolidação do laminado híbrido. Através dos resultados percebe-se que no segundo experimento de manufatura onde a temperatura de aquecimento foi maior, o polímero fundiu-se uniformemente e com o aumento da pressão ajudou no ancoramento do polímero nas cavidades formadas pelos pulsos de laser. A figura 39 apresenta uma imagem da região de interface entre o metal texturizado por laser e compósito do LHMF, onde é possível observar a rugosidade causada pelo tratamento de laser em que as cavidades formadas estão ancoradas no polímero.

Figura 40 – Vista geral da interface metal/polímero do LHMf

5.5. Resultados comparados com a literatura

Este trabalho mostrou que é possível fabricar TiGra aderindo o polímero na superfície modificada por laser, como esse estudo foi inovador em relação a técnica utilizada para fabricação do Laminado Híbrido, foi realizado uma comparação com a literatura de resultados de Tensão Short-Beam para diferentes Laminados Híbridos, com o objetivo de comparar a resistência ao cisalhamento independente do material de fabricação utilizado. A tabela 12 apresenta a comparação do TiGra- tratamento por laser com os outros materiais Laminados Híbridos mencionados no Capítulo I (2.1.).

Figura 41 - gráfico comparativo de resultados de tensão Short-Beam para diferentes laminados híbridos

6. CAPÍTULO V

6.1. Conclusões

Este estudo demonstrou a viabilidade de se realizarem substanciais modificações controladas e altamente padronizadas na superfície de lâminas metálicas empregando-se um laser à fibra óptica. Foi possível obter um aumento de rugosidade da superfície da chapa metálica aumentando-se a potência do laser e-ou diminuindo o espaçamento entre as cavidades, com isso criando-se maior profundidade média dos vales abaixo da superfície de referência e, incrementando a altura média dos picos acima da superfície, tornando-a assim mais rugosa.

✓ A maior rugosidade (R_t) pico/vale obtida para os parâmetros adotados nesse estudo foi 82,3 μm , utilizando uma potência do laser de 160 W com espaçamento entre cavidades de 0,6 e 0,4 mm nas direções X e Y, respectivamente.

✓ Através de ensaios de Resistência ao Cisalhamento Interlaminar verificou-se que para uma melhor adesão é necessário fundir completamente o polímero no forno, com isso manter uma temperatura acima da temperatura de fusão e abaixo da temperatura de degradação. A maior resistência ao cisalhamento para os parâmetros de manufatura estudados foi 72 MPa, com pressão de 1 MPa.

✓ Comparado esse resultado com Laminados Híbridos (Glare e Titânio /CF-E), pode-se ver que o TiGra fabricado utilizando a técnica de tratamento da superfície metálica por laser obteve resultado com maior resistência Short- Beam.

6.2. Referencias

BOURLEGAT, L. L; DAMATO, C.A; SILVA, D. F; BOTELHO, E; PARDINI, L.C (2010). Processing and mechanical characterization of titanium-graphite hybrid laminates. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 29, n.22.

CALLISTER, W. D. (2006). **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 5.ed. Rio de Janeiro: LTC.

CENTRO DE GESTÃO E ESTUDOS ESTRATÉGICOS. (2010). **Materiais Avançados 2010-2022**: uma introdução. Brasília –DF: ISBN 978-85-60755-25-7.

CUPERTINO, L. F. (2009). **Modelagem do Módulo de Young em nanocompósitos através de inteligência computacional**. 82f. Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2009.

ERDOGAN, M.; ÖKTEM, B; KALAYCIOGLU, H; YAVAS, P. K; EKEN, K; ÖZGÖREN, K; AYKAÇ, Y; TAZEYAY, U. H; ILDAY, F. Ö. (2011). Texturing of titanium (Ti6Al4V) medical implant surfaces with MHz-repetition-rate femtosecond and picoseconds Yb-doped fiber lasers. **Optics Express**. v.19 n.3–4, p. 10986–10996.

FREITAS, A. J. C. (2009). **Comportamento de desgaste de pares Metal – Compósito de grau aeronáutico**. 232f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, 2009.

FINK, A; SOPHABMIXAY. S (2010). Development of an Improved Surface Preparation for Titanium Bonding and Titanium Graphite Laminates for Aircraft and Space Vehicle Applications. In: AIRTEC 5th International Conference, 11., 2010, Frankfurt.

GUALBERTO, A. R. M. (2008). **Metodologia para a determinação das propriedades de impacto de baixa energia de laminados metal-fibra**. 118f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, 2008.

KNOLL, P.K; SCHAEFFER, L. (2006). Análise microstrutural da liga de titânio $\alpha + \beta$, Ti6Al4V, forjada a quente. In: Congresso Brasileiro e Ciência dos Materiais, 11, 2006, Foz do Iguaçu. PR.

LEE, K. H; PARK, M; KIM, Y. C; CHOE, C. R. (1993). Crystallization behavior of polyphenylene sulfide (PPS) and PPS/ carbon fiber composites: Effect of cure. **Polymer Bulletin**, v. 30, p. 469 – 475.

LUO, Z; ZHAOHU, Z; WANG, W; LIU, W. (2009). Effect of polytetrafluoroethylene gradient-distribution on the hydrophobic and tribological properties of polyphenylene sulfide composite coating. **Surface & Coatings Technology**, v. 203, p. 1516 – 1522.

MOLITOR, P; BARRON, V; YOUNG, T. (2001). Assessing freshwater ecotoxicity of agricultural products in life cycle assessment (LCA): a case study of wheat using French agricultural practices databases and USEtox model. **International Journal of Adhesion & Adhesives**, v. 21, n.2.

MORCELLI, A. E. (2009). **Estudo dos micromecanismos de deformação e fratura da liga de titânio Ti6Al4V utilizando-se técnicas de microscopia eletrônica e difração de raio x**. 126f. Tese (Doutorado) – Instituto de Pesquisas Energética e Nuclear.

NETO, F. L; PARDINI, L.C. (2006). **Compósitos Estruturais: uma introdução**. Ciência e Tecnologia. 1.ed. São Paulo: Edgard Blucher LTDA.

NOHARA, L. B; KAWAMOTO, A. M; NOHARA, E. L; REZENDE, M. C. (2007). Otimização da interface/interfase de compósitos termoplásticos de fibra de carbono/PPS pelo uso do poli (ácido âmico) do tipo BTDA/DDS. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 17, n.3, p. 180 – 187.

SINMAZÇELIK, T; AVCU, E; BORA, M. Ö; ÇOBAN, O. (2011). A review: Fibre metal laminates, background types and applied test methods. **Materials & Design**, v. 32, n.7, p. 3671 – 3685.

REZENDE, M. C. (2007). Fractografia de Compósitos Estruturais. **Polímeros**, v. 17, n.3, p. E4 – E11.

SAKATA, F. Y; SANTO, A. M. E; MIYAKAWA, W; RIVA, R; LIMA, M. S. F. (2009). Influence of laser surface texturing on surface microstructure and mechanical properties of adhesive joined steel sheets. **Surface Engineering**, v. 25, n.3, p. 180 – 186.

SCHMITZ, C. (2006). **Comportamento tribológico de filmes duros depositados por PAPVD em substrato de metal duro**. 101f. Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica do Paraná, 2006.

SILVA, D. R. (2008). **Análise da influência dos gases de proteção nas propriedades da solda a laser da liga Ti6Al4V**. 130f. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Pesquisas Energética e Nuclear