



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá

EDUARDO PIRES BONHIN

Estudo do processo de produção e de furação do laminado metal fibra de titânio
6Al4V/fibra de carbono/PAEK

Guaratinguetá, SP

2023

Eduardo Pires Bonhin

**Estudo do processo de produção e de furação do laminado metal fibra de titânio
6Al4V/fibra de carbono/PAEK**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia e Ciências do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador (a): Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro

Coorientador (a): Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho

Guaratinguetá
2023

B714e Bonhin, Eduardo Pires
Estudo do processo de produção e de furação do laminado metal fibra de titânio 6A14V/fibra de carbono/PAEK / Eduardo Pires Bonhin - Guaratinguetá, 2023.
121 f : il.
Bibliografia: f. 108-121

Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, 2023.

Orientador: Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro
Coorientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho

1. Ligas de titânio. 2. Materiais compostos. 3. Fibras de carbono. 4. Resistência ao cisalhamento. I. Título.
CDU 620.1(043)

IMPACTO POTENCIAL DESTA PESQUISA

Este estudo destaca a viabilidade de um compósito inovador com camadas de liga de titânio (Ti-6Al-4V) e compósito polimérico termoplástico reforçado com fibra de carbono, superando laminados convencionais em resistência. Essa descoberta promete impactar positivamente a indústria aeroespacial, impulsionando o desenvolvimento de veículos mais avançados e resistentes.

POTENTIAL IMPACT OF THIS RESEARCH

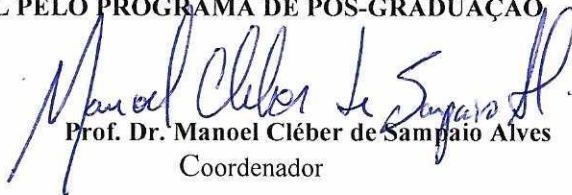
This study highlights the feasibility of an innovative composite with layers of titanium alloy (Ti-6Al-4V) and thermoplastic polymer composite reinforced with carbon fiber, surpassing conventional laminates in strength. This discovery promises to have a positive impact on the aerospace industry, driving the development of more advanced and resilient vehicles.

EDUARDO PIRES BONHIN

**ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

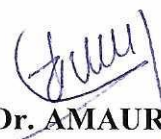
**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO: DOUTORADO**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

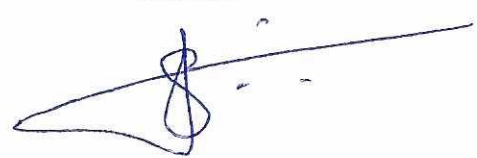

Prof. Dr. Manoel Cléber de Sampaio Alves
Coordenador

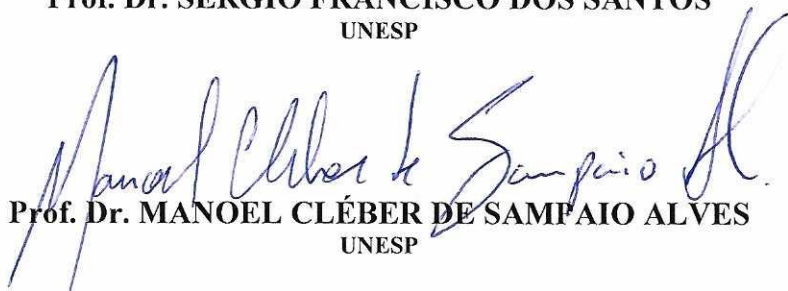
BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCOS VALERIO RIBEIRO
Orientador – UNESP


Prof. Dr. AMAURI HASSUI
UNICAMP


Prof. Dr. FÁBIO ROBERTO PASSADOR
UNIFESP


Prof. Dr. SERGIO FRANCISCO DOS SANTOS
UNESP


Prof. Dr. MANOEL CLÉBER DE SAMPAIO ALVES
UNESP

SETEMBRO de 2023

DADOS CURRICULARES

EDUARDO PIRES BONHIN

NASCIMENTO	01.08.1991 – CAMPINAS/ SP
FILIAÇÃO	Jane Raquel Pires Bonhin João Fernando Bonhin Junior
2011/2016	Curso de Graduação Engenharia de Materiais, na Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2017/2019	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2019/2023	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Doutorado, na Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

AGRADECIMENTOS

Aos Professores Doutores Marcos Valério Ribeiro e Edson Cocchieri Botelho por aceitarem mais uma vez a serem meu orientador e co-orientador respectivamente, bem como por estarem sempre dispostos a me ajudar e aconselhar em mais uma etapa da minha formação acadêmica.

A todos os técnicos da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” (Unesp), Campus de Guaratinguetá que de alguma maneira me auxiliaram nas mais diferentes etapas do trabalho. Especialmente aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) que foram parte integral da realização desse trabalho.

Aos demais professores que auxiliaram na realização dos ensaios e disponibilizaram seu tempo para ajudar a concretizar esse trabalho.

À Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” (Unesp), Campus de Guaratinguetá por disponibilizar toda a infraestrutura necessária para realização desta tese.

Às empresas Seco Tools e Toray pela doação de parte dos materiais utilizados para realização desse trabalho.

E à amiga e esposa Sarah David Müzel que me ajudou incentivando, conversando e discutindo os resultados e me orientando sempre de maneira positiva e incentivadora.

Por fim agradeço a todos aqueles que de alguma maneira direta ou indiretamente contribuíram para realização dessa tese.

O presente trabalho foi realizado com apoio da:

- Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior- Brasil (CAPES) - código de financiamento 001;
- Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP)- projeto nº 2017/16970-0;
- Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq)- projeto nº303224/2016-9.

“As circunstâncias do nascimento de alguém são irrelevantes; é o que você faz com o dom da vida que determina quem você é.”

Takeshi Shudō

RESUMO

A utilização e desenvolvimento de materiais compósitos em componentes do setor aeronáutico vem crescendo muito nos últimos anos. Isso se deve ao fato destes materiais apresentarem boas propriedades mecânicas, aliadas à sua baixa massa específica. Uma das classes de materiais compósitos que tem apresentado destaque no setor aeronáutico são os compósitos laminados híbridos de titânio. Portanto, o objetivo desta pesquisa é estudar o processo de produção de um novo laminado metal fibra constituído por camadas titânio 6Al4V intercaladas com camadas de LMPAEK (Low-Melt Poly-aryl-ether-ketone) com fibras de carbono, bem como estudar o processo de furação desse laminado. Para tal, foram produzidos laminados constituídos por três camadas de titânio e quatro camadas de compósito. Após isso, os laminados foram avaliados a partir de ensaios de cisalhamento interlaminar (ILSS), cisalhamento por compressão (CST), Iosipescu, tração e excitação por impulso. Para o processo de furação foram utilizadas duas brocas, ambas com revestimento de diamante, porém geometrias diferentes, sendo uma com geometria simples e ângulo de ponta de 90°, e a outra multifacetada com ângulos de ponta de 60° e 130°. Para ambas as brocas foram avaliadas três rotações (2000, 4000 e 6000 rpm) e três avanços (0,025; 0,05 e 0,10 mm/rpm), sendo que durante o processo foram coletados dados de potência, vibração e força de avanço. Posterior aos processos de furação, foram avaliadas a qualidade dos furos, danos nas brocas e realizados novos ensaios de excitação por impulso, os quais tiveram intuito de correlacionar a variação do módulo de elasticidade dinâmico com o surgimento de danos causados pelo processo. Com relação aos resultados dos ensaios mecânicos, após análise pode-se concluir que o laminado produzido apresentou propriedades próximas a de outros laminados encontrados na literatura no caso da tração (74,10 GPa), e superiores nas resistências em todos os ensaios de cisalhamento (ILSS - 75,40MPa, Iosipescu - 292,47MPa e CST - 28,02MPa), o que torna o material um bom candidato a HTCL do futuro. Quanto ao processo de usinagem, identificou-se que a broca que resultou na melhor qualidade nos furos, foi a broca com geometria simples e ângulo de ponta de 90°, sendo que essa também foi a que gerou menor força de avanço (123,912N). Por fim, no caso da utilização do ensaio de excitação por impulso, não se identificou uma correlação direta da variação do módulo de elasticidade dinâmico com o dano causado pela variação dos parâmetros do processo de furação.

PALAVRAS-CHAVE: HTCL; PAEK; Excitação por Impulso; Cisalhamento Interlaminar; Iosipescu; Cisalhamento por Compressão; Ensaio de Tração; Força de Avanço.

ABSTRACT

The use and development of composite materials in aerospace components have been growing significantly in recent years. This is due to the fact that these materials offer good mechanical properties, combined with their low specific mass. One of the classes of composite materials that has gained prominence in the aerospace sector is hybrid laminated titanium composites. Therefore, the aim of this research is to study the production process of a new metal-fiber laminate consisting of layers of titanium 6Al4V interleaved with layers of LMPAEK (Low-Melt Poly-aryl-ether-ketone) with carbon fibers, as well as to study the drilling process of this laminate. For this purpose, laminates were produced consisting of three layers of titanium and four layers of composite. Subsequently, the laminates were evaluated through interlaminar shear tests (ILSS), compression shear tests (CST), Iosipescu tests, tensile tests, and impulse excitation tests. For the drilling process, two drills were used, both with diamond coatings but different geometries, one with a simple geometry and a 90° point angle, and the other multifaceted with point angles of 60° and 130°. For both drills, three rotations (2000, 4000, and 6000 rpm) and three feed rates (0.025, 0.05, and 0.10 mm/rpm) were evaluated, and data on power, vibration, and feed force were collected during the process. After the drilling processes, the hole quality and drill damage were evaluated, and new impulse excitation tests were conducted to correlate the variation in dynamic modulus of elasticity with damage caused by the drilling process. Regarding the results of the mechanical tests, it can be concluded that the produced laminate exhibited properties close to those of other laminates found in the literature in the case of tensile tests (74.10 GPa) and superior strengths in all shear tests (ILSS - 75.40 MPa, Iosipescu - 292.47 MPa, and CST - 28.02 MPa), making the material a good candidate for future HTCL applications. As for the machining process, it was identified that the drill resulting in the best hole quality was the one with a simple geometry and a 90° point angle, which also generated the lowest feed force (123.912 N). Finally, in the case of the impulse excitation test, no direct correlation was identified between the variation in dynamic modulus of elasticity and the damage caused by the variation in drilling process parameters.

KEYWORDS: HTCL; PAEK; Impulse Excitation Test; Intelaminar Shear Strength; Iosipescu; Compression Shear Test; Tensile Test; Thrust force.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVOS	15
2.1	GERAIS	15
2.2	ESPECÍFICOS	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1	LAMINADOS METAL FIBRA	18
3.1.1	Hybrid Titanium Composite Laminates	23
3.2	TERMOPLÁSTICOS	27
3.2.1	Poli(aril-éter-cetonas) (PAEK)	27
3.3	FURAÇÃO	31
3.3.1	Furação em FML	32
3.3.1.1	Delaminação na furação	34
3.3.1.2	Cálculo da delaminação no processo de furação	38
4	MATERIAL E MÉTODOS	42
4.1	PROCESSAMENTO DO HTCL	42
4.2	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	49
4.3	FURAÇÃO	54
4.4	ANÁLISE ESTATÍSTICA	58
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
5.1	ANÁLISE DOS TRATAMENTOS DE SUPERFÍCIES DA LIGA DE TITÂNIO	59
5.2	PRODUÇÃO DOS LAMINADOS	60
5.3	ENSAIOS MECÂNICOS	63
5.3.1	Cisalhamento Interlaminar – ILSS	64
5.3.2	Cisalhamento Translaminar – Iosipescu	69
5.3.3	Compression Shear Test (CST)	75
5.3.4	Tração	78
5.3.5	Módulo de Elasticidade Dinâmico - (IET)	82
5.4	ENSAIOS DE FURAÇÃO	82
5.4.1	Qualidade dos Furos	83
5.4.2	Desgastes e Danos nas Brocas	89
5.4.3	Força de Avanço	91
5.4.3.1	Broca multifacetada	91
5.4.3.2	Broca convencional	95

5.4.3.3	Multifacetada vs Convencional	100
5.4.4	Módulo de Elasticidade Dinâmico após Furação	104
6	CONCLUSÃO	107
	REFERÊNCIAS	108

1 INTRODUÇÃO

A utilização dos materiais compósitos pelo homem coincide com grande parte de sua própria existência. As primeiras ferramentas que se tem registro da idade da pedra foram construídas com compósitos naturais como madeira e ossos. Outra evidência que demonstra o uso de materiais compósitos pelo homem, de um período um pouco mais recente (2000 A.C), são os tijolos obtidos a partir de argila reforçada com palha com os quais a cidade de Arg-e-Bam (Irã) foi construída. Porém, foi somente em meados do século passado que esses materiais tiveram seu desenvolvimento impulsionado, mais especificamente durante a segunda guerra mundial, onde registrou-se o surgimento dos primeiros materiais classificados como materiais compósitos sintéticos, bem como na década de 60 com as primeiras aplicações em aeronaves militares (VARVANI-FARAHANI, 2010).

O grande interesse por parte de pesquisadores e de setores industriais, em especial o aeronáutico e o espacial, no desenvolvimento e aplicações dos materiais compósitos, estava relacionado com o conjunto de interessantes propriedades mecânicas, químicas e físicas que essa nova classe de materiais apresentava. Dentre as principais considerações que contribuíram para esse interesse pode-se citar a relação resistência/peso, tornando-os substitutos promissores de materiais metálicos monolíticos e suas ligas, o que resultava na redução de massa de forma expressiva de componentes e estruturas (TYCZYŃSKI *et al.*, 2014).

Desde então uma gama muito extensa de materiais compósitos foi desenvolvida e aplicada em componentes/estruturas nos mais variados segmentos, tais como: militar, aeronáutico, naval, automotivo, civil, medico, esportivo, entre outros. Dentre os diversos tipos de materiais compósitos, existe um tipo denominado de Laminados Metal Fibra ou “*Fiber Metal Laminate (FML)*”.

Esses compósitos são materiais híbridos e tem suas estruturas constituídas por camadas de materiais metálicos, sendo normalmente ligas aeronáuticas de aço, magnésio, alumínio ou titânio, intercaladas com camadas de polímeros reforçados com fibras de alto desempenho como vidro, carbono ou aramida (BONHIN *et al.*, 2021; BOTELHO *et al.*, 2006). Devido a essa combinação de materiais, esses compósitos apresentam características únicas que os tornam muito atrativos para o setor aeronáutico, como por exemplo resistência à propagação de trincas por fadiga, a danos por impacto, a corrosão, a propagação de chamas, entre outras,

associadas à baixa massa específica quando comparado a materiais metálicos monolíticos e suas ligas (BONHIN *et al.*, 2021; GIASIN, K.; AYVAR-SOBERANIS; HODZIC, 2015).

Em se tratando de FML, há três principais variações desses compósitos que apresentam destaque, sendo esses o ARALL® (*Aramid Reinforced Aluminum Laminates*), o CARAL® (*Carbon Reinforced Aluminum Laminates*) e o GLARE® (*Glass Laminate Aluminum Reinforced Epoxy*), os quais são todos constituídos por respectivas ligas de alumínio 7075 ou 2024-T3, intercaladas com resina epóxi reforçada com as devidas fibras (aramida, carbono e vidro) (BOTELHO *et al.*, 2006).

De acordo com Shanmugan *et al.*(2020) e Giasin e Avyar-Soberanis (2017) as principais aplicações dos FML são em sistemas de fuselagem de aeronaves, bem como recobrimento de *flaps*, pisos de compartimento de carga e contêineres aéreos, como por exemplo no caso do Airbus A380, o qual tem praticamente todo o seu revestimento externo feito de GLARE®. Ainda, segundo estes, nessa aplicação cada um dos materiais que constituem o FML tem um papel importante para o desempenho da fuselagem e segurança da aeronave. O material polimérico (epóxi) atua como uma barreira contra a umidade, reduzindo a incidência e a intensidade de corrosões na camada metálica. Já as fibras contínuas e a camada metálica são responsáveis pela resistência mecânica, bem como por absorver a energia incidente de carregamentos por impacto.

Contudo, no caso de carregamentos por impacto, mesmo que as fibras e as camadas metálicas consigam absorver parte da energia, matrizes termorrígidas, como por exemplo, a epóxi, podem sofrer danos severos devido ao seu comportamento frágil, o que pode levar o componente/estrutura à falha durante o serviço. Shanmugan *et al.*(2020) afirma que esse problema pode ser minimizado a partir da troca dos polímeros termorrígidos por termoplásticos, os quais são mais tenazes. Além desse benefício, a substituição por polímeros termoplásticos para produção de FML traz outras vantagens como reciclabilidade, termoformabilidade, soldabilidade e aumento da taxa de produção, devido a redução do tempo de consolidação do laminado (KAZEMI *et al.*, 2020).

Outro material que vem sendo foco de substituição nesses FMLs (ARALL®, CARAL® e GLARE®) são as camadas metálicas, as quais são um fator limitante quando o ambiente de aplicação é muito agressivo (corrosivo) e/ou com temperaturas muito elevadas. Segundo Kazemi *et al.*(2020), a troca por ligas de titânio possibilita a aplicação desses compósitos em condições de temperaturas mais elevadas, bem como em ambientes mais agressivos.

Entretanto, a troca de um ou mais materiais destinados a produção de um FML pode afetar consideravelmente o desempenho deste material, visto que um dos aspectos mais importantes

e críticos para produção desse tipo de compósito é a adesão interfacial entre a matriz polimérica e as camadas metálicas. Segundo Park *et al.*(2010) e Gonzalez *et al.*(2018) é essencial conseguir uma boa adesão entre os materiais como forma de garantir uma transferência de cargas durante as solicitações mecânicas. Caso a adesão interfacial seja fraca ou deficiente, podem ocorrer problemas de delaminações (descolamentos) entre as camadas, os quais podem levar a falha prematura do material.

Outro ponto de estudo que deve ser considerado no desenvolvimento de novos FMLs é o método de aplicação nas estruturas das aeronaves. De acordo com Moura, Morais e Magalhães(2005) e Bonhin *et al.*(2021), o método mais comum de fixação desses compósitos em estruturas ocorre, em sua grande maioria, a partir de juntas mecânicas, ou seja, parafusos e rebites exigindo, portanto, a realização de processos de furação.

Entretanto, apesar de comumente empregado, o processo de furação em materiais compósitos é algo complexo, difícil de ser realizado e requer parâmetros específicos de usinagem. De acordo com Tsao (2012) e Bonhin *et al.* (2021), durante o processo de furação em materiais compósitos diversos danos podem ocorrer, tais como delaminações, fissuras interlaminares, danos de origem térmica, fibras não cortadas e descolamentos de fibra/matriz, os quais podem reduzir significativamente o desempenho desses materiais.

No caso dos FMLs a presença das camadas metálicas, além de alterar completamente a dinâmica do processo de furação, torna o material susceptível a ocorrência de outros danos. Bonhin *et al.* (2021) citam que em processos de furação de FMLs além dos danos convencionais associados às camadas de compósito polimérico, também podem ocorrer delaminações nas interfaces entre as camadas metálicas e poliméricas, as quais normalmente são mais severas e frequentes devido à baixa interação/ligação entre os dois tipos de materiais.

Independentemente de serem compósitos poliméricos ou FMLs, a ocorrência de delaminações resultantes da furação é inerente ao processo. Desse modo, além do desenvolvimento de novos e inéditos FMLs, faz-se necessário compreender e determinar os melhores parâmetros do processo de furação desses materiais, visando a obtenção de um produto final com o mínimo de delaminações possível, de modo a garantir o melhor desempenho quando esse estiver em trabalho.

2 OBJETIVOS

2.1 GERAIS

O objetivo geral deste trabalho consistiu no desenvolvimento, caracterização mecânica e avaliação do processo de furação do laminado metal fibra constituído com a liga de titânio 6Al4V e matriz polimérica de LMPAEK (*Low-Melt Poly-aryl-ether-ketone*) reforçada com fibra de carbon.

2.2 ESPECÍFICOS

Desenvolver um laminado metal fibra constituído da liga de titânio 6Al4V com configuração 3/4-0.4, ou seja, com três camadas da liga de titânio com 0,4 mm de espessura cada camada, alternadas com quatro camadas de compósito de matriz polimérica de poli(aril-éter-cetona) reforçadas com fibras de carbono na forma de tecido 5 *Harness Satin*.

Avaliar propriedades mecânicas do laminado, a partir da realização de ensaios de excitação por Impulso (*Impulse Excitation Technique* - IET), tração, cisalhamento interlaminar (ILSS), Iosipescu e cisalhamento por compressão (*Compression Shear Test* - CST).

Analisar o processo de usinagem, bem como a influência da variação dos parâmetros de corte, nos danos decorrentes do processo de furação do laminado, correlacionando diretamente com a força de avanço resultante em cada combinação de parâmetros.

Correlacionar danos causados pelo processo de furação em função da variação dos parâmetros de corte a partir da medida do módulo de elasticidade dinâmico obtido através do ensaio não destrutivo de excitação por impulso (IET).

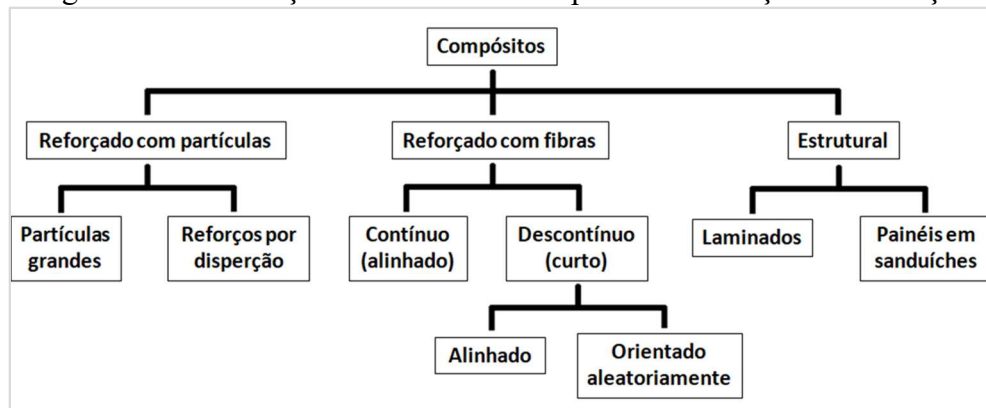
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Por definição, compósitos são materiais constituídos por dois ou mais materiais distintos das classes metal, polímero e/ou cerâmica, que são imiscíveis entre si, possuem propriedades mecânicas complementares, bem como propriedades físico-químicas diferentes, sendo que a união desses deve resultar em um material com propriedades superiores à de seus constituintes (KAW, 2006; MOURA; MORAIS; MAGALHÃES, 2005; REZENDE; COSTA; BOTELHO, 2011).

De acordo com Gay, Hoa, Tsai (2003) e Callister Jr, Rethwisch (2013), os materiais compósitos podem ser classificados de acordo com a matriz, a qual pode ser metálica, cerâmica ou polimérica. Os compósitos de matriz metálica geralmente consistem de metais ou ligas (geralmente alumínio, magnésio, titânio ou cobre) reforçados com fibras de carbono, boro ou cerâmicas, e são normalmente empregados em componentes expostos a temperaturas moderadas a altas (200 – 700°C). No que diz respeito aos compósitos de matriz cerâmica, esses são geralmente constituídos por óxido de alumínio, carbetto de silício e/ou nitreto de silício, sendo usualmente aplicados a temperaturas elevadas (acima de 700°C). Já os compósitos de matriz polimérica se dividem principalmente em compósitos termorrígidos (por exemplo constituídos com matrizes de resinas epóxi, poliéster, poliuretana e fenólicas), e compósitos termoplásticos (por exemplo constituídos de matrizes de polipropileno, poli(éter-éter-cetona) (PEEK), poli(éter-imida) (PEI), entre outras), sendo a grande maioria reforçados com fibras de vidro, carbono, aramida ou boro. Entretanto vale ressaltar que existem outras classificações de materiais compósitos, como por exemplo os compósitos de matrizes elastoméricas.

Os materiais compósitos também podem ser classificados de acordo com o tipo reforço, ou seja, reforçados com partículas, com fibras e os estruturais. O primeiro grupo é subdividido em dois subgrupos: os reforçados com partículas grandes, as quais possuem tamanhos milimétricos, e os reforçados por dispersão, os quais fazem uso de nanopartículas. Já o segundo grupo é subdividido em dois subgrupos, os contendo fibras contínuas e descontínuas, sendo que o subgrupo de fibras contínuas por ser ainda dividido em compósitos reforçados com fibras alinhadas e compósitos com fibras orientadas aleatoriamente. Por fim, o último grupo (estruturais) é dividido em laminados e painéis sanduíches (CALLISTER JUNIOR; RETHWISCH, 2013; EGBO, 2021). É apresentado na Figura 1 um diagrama que representa a classificação compósitos segundo o tipo de reforço.

Figura 1: Classificação dos materiais compósitos em função dos reforços

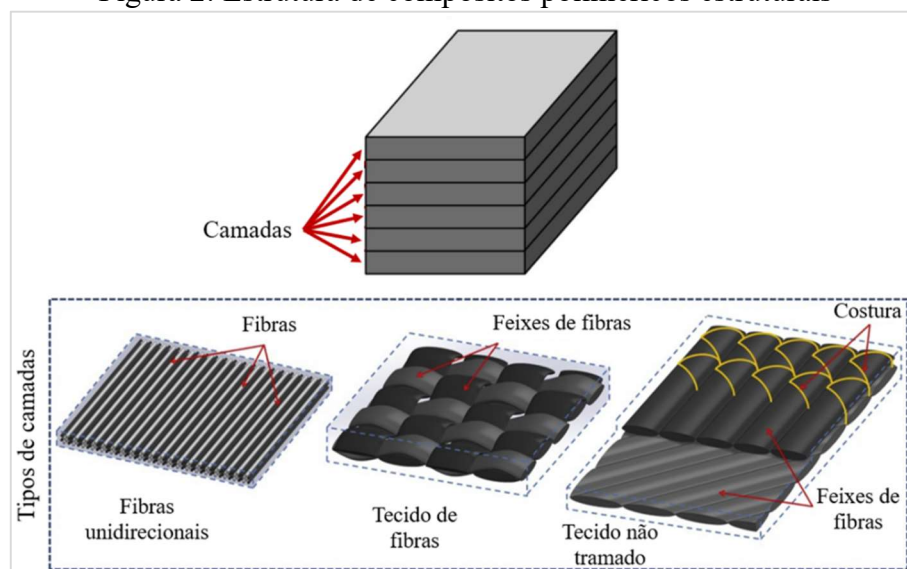


Fonte: Adaptado de Callister Jr e Rethwisch (2013)

Dentre todas as possibilidades de materiais compósitos, os mais amplamente utilizados, são os constituídos por matriz polimérica e na forma estrutural, sendo que isso ocorre devido as suas propriedades superiores aos demais tipos de compósitos, bem como a facilidade de produção (CALLISTER JUNIOR; RETHWISCH, 2013; VINSON; SIERAKOWSKI, 2008).

Os compósitos poliméricos estruturais, em sua grande maioria são estruturas construídas por camadas que apresentam duas fases: as fibras contínuas, as quais apresentam elevadas propriedades mecânicas, e portanto, são responsáveis pela resistência mecânica, e a matriz polimérica, com menor resistência, mas que tem como função estruturar o material e transferir as cargas mecânicas para as fibras (CALLISTER JUNIOR; RETHWISCH, 2013; SAUDER; LAMON; PAILLER, 2004). Na Figura 2 são apresentadas representações de estruturas de compósitos poliméricos estruturais.

Figura 2: Estrutura de compósitos poliméricos estruturais



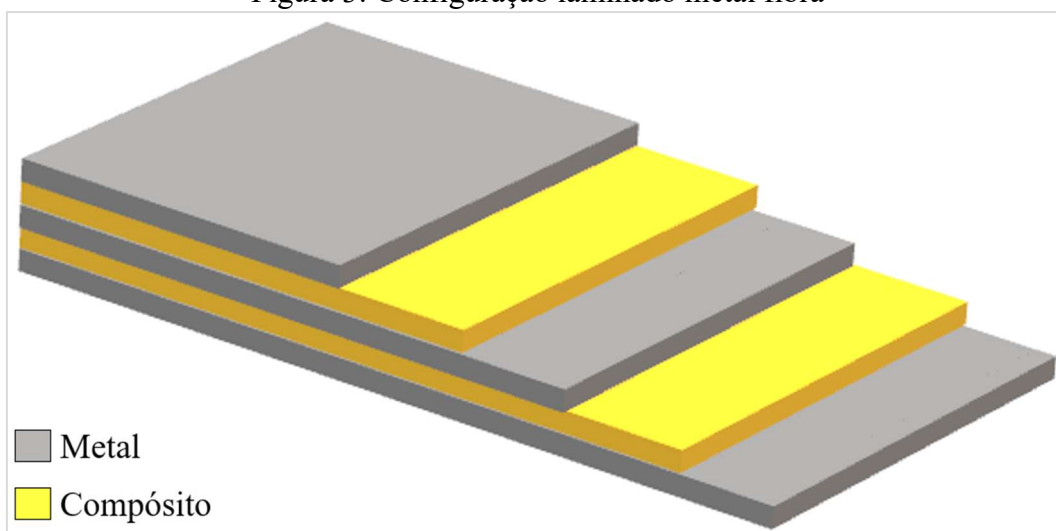
Fonte: Adaptado de Boon e Joshi (2020)

Porém, nesta classificação também existem os compósitos que apresentam em suas estruturas camadas de materiais distintos, sendo denominados de painéis sanduíche e laminados metal fibra (RANA; FANGUEIRO, 2016).

3.1 LAMINADOS METAL FIBRA

Os laminados metal fibra ou *fiber metal laminate (FML)* são compósitos que apresentam estruturas constituídas por camadas de material metálico intercaladas com camadas poliméricas reforçadas com fibras cerâmicas (RANA; FANGUEIRO, 2016; VLOT; GUNNINK, 2001; VOGELISANG; VLOT, 2000). De acordo com Vogelesang e Vlot (2000), a ideia de unir dois materiais distintos, como por exemplo ligas alumínio e compósitos poliméricos reforçados com fibras, teve início em meados da década de 70. Ainda, segundo estes autores, a ideia surgiu do fato de que a aplicação individual de cada um desses materiais em estruturas apresentava grande potencial para aumentar a relação custo/benefício, porém esses possuíam desvantagens individuais, como a baixa resistência à fadiga das ligas de alumínio e baixa resistência ao impacto dos compósitos, e portanto, combiná-los poderia resultar em um material com propriedades complementares. É apresentada na Figura 3 a configuração mais básica de um FML, o qual é constituído por três camadas de material metálico, intercaladas com duas camadas de compósito polimérico.

Figura 3: Configuração laminado metal fibra

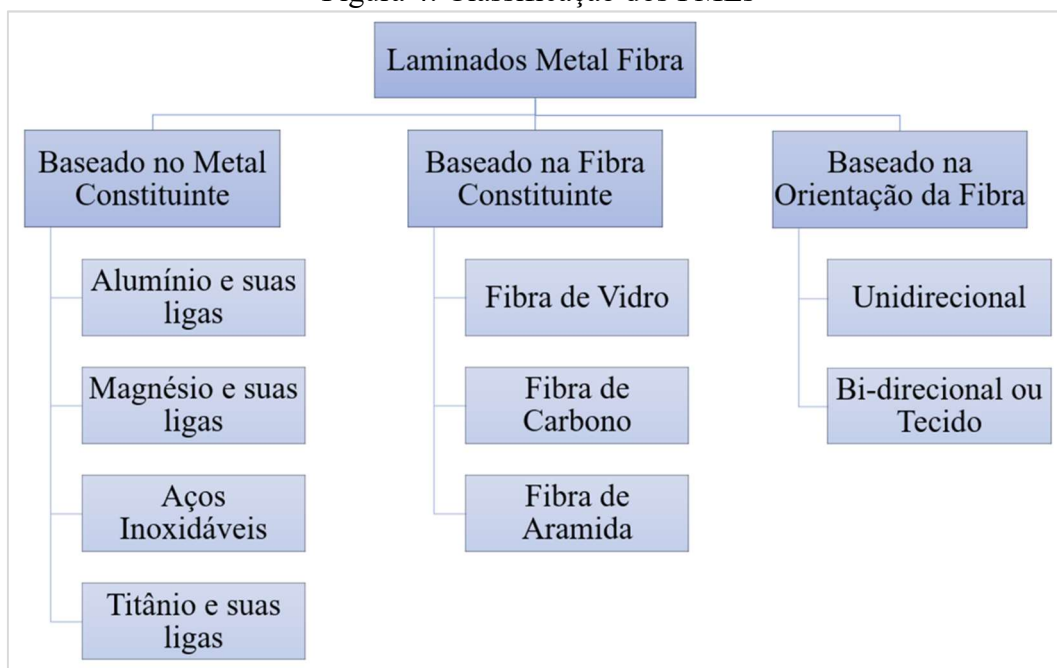


Fonte: Autoria própria

Os FMLs mais conhecidos e comumente utilizados comercialmente são o ARALL[®], o qual é confeccionado com fibras de aramida, o CARALL[®], com fibras de carbono, e o GLARE[®], com fibras de vidro. Todos estes materiais apresentam suas fibras incorporadas em resina epóxi e são intercalados com camadas de ligas de alumínio, essas geralmente com 0,3 – 0,5mm de espessura (SALVE; KULKARNI; MACHE, 2016; SINMAZÇELIK *et al.*, 2011; VLOT; GUNNINK, 2001).

No que diz respeito aos FMLs, existe uma gama muito grande desses materiais já desenvolvidos, e esses podem ser classificados em função do material metálico, do material (tipo) das fibras ou orientação das fibras (KAZEMI *et al.*, 2020; SALVE; KULKARNI; MACHE, 2016; SINMAZÇELIK *et al.*, 2011). São apresentadas na Figura 4 a divisão e classificação dos FMLs.

Figura 4: Classificação dos FMLs

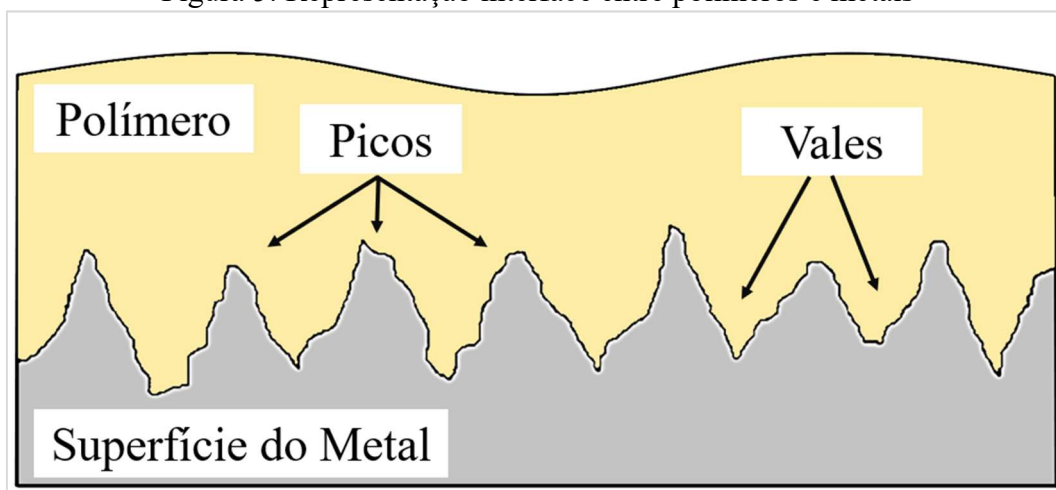


Fonte: Autoria própria

Independentemente dos materiais constituintes e da classificação dos FMLs, o principal desafio enfrentado pelos pesquisadores que trabalham com esses compósitos é a adesão entre as camadas de material metálico e de compósito, em outras palavras, a interface entre o metal e o polímero. De acordo com Park *et al.* (2010), Boon e Joshi (2020), com a finalidade de melhorar a adesão entre os metais e os polímeros, alguns métodos de tratamento de superfície normalmente são empregados nos materiais metálicos, sendo que podem ser divididos em tratamentos mecânicos, químicos ou eletroquímicos.

Em relação aos tratamentos mecânicos, esses consistem em alterar o estado físico da superfície do metal (rugosidade), sendo que os métodos utilizados para tal são o jateamento, o qual é normalmente realizado com granalha de óxido de alumínio (Al_2O_3), areia ou esferas de vidro, e a abrasão mecânica realizada com lixas de diferentes granulometrias (BOON; JOSHI, 2020). Entretanto, vale ressaltar que os tratamentos de superfície mecânicos, devido a alterarem apenas a rugosidade na superfície dos metais, geralmente favorecem apenas a adesão por ancoragem mecânica, a qual ocorre a partir do preenchimento das irregularidades da superfície (picos e vales) pelo polímero, resultando, portanto, em uma adesão relativamente fraca (BONHIN; BOTELHO; RIBEIRO, 2022; BOON; JOSHI, 2020). É apresentada na Figura 5 uma representação do mecanismo de ancoragem mecânica que ocorre entre os polímeros e as superfícies dos metais (interface).

Figura 5: Representação interface entre polímeros e metais



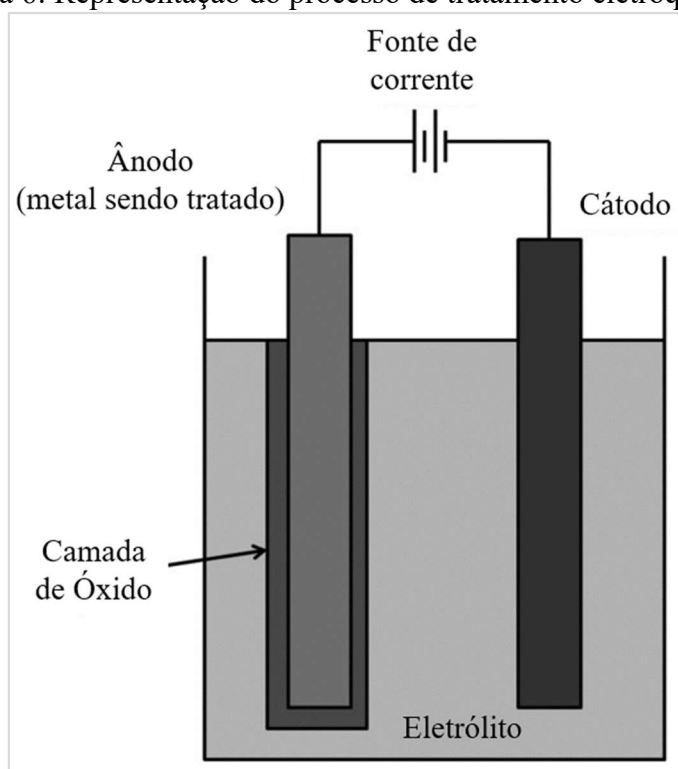
Fonte: Adaptado Bonhin, Botelho e Ribeiro (2022)

No que diz respeito aos tratamentos químicos, esses são utilizados para alterar a composição química da superfície dos metais a partir do crescimento de óxidos na superfície dos metais. De acordo com Park *et al.* (2010) e Boon, Joshi (2020), os tratamentos químicos consistem em ataques ácidos, alcalinos ou com fluoreto de fosfato. Sobre os ataques ácidos, esses incluem a utilização de ácidos crômico-sulfúrico, sulfo-férrico, clorídrico ou fluorídrico, já os ataques alcalinos são normalmente realizados com hidróxido de sódio, peróxido de hidrogênio ou solução TURCO (Composto ácido projetado para ser adicionado a soluções de ácido nítrico / água para melhorar a remoção de escala e o decapagem de aços inoxidáveis e ligas de alta resistência ao calor, incluindo ligas de titânio, por métodos de imersão). Boon e Joshi (2020) afirmam que os tratamentos químicos normalmente resultam em adesões melhores

que as dos tratamentos mecânicos, porém normalmente são inferiores às adesões de metais com tratamentos eletroquímicos.

Nos tratamentos eletroquímicos (anodização) os metais são inseridos em uma célula eletrolítica e atuam como ânodo ou cátodo do sistema (Figura 6), de modo que uma micro rugosidade se forme na superfície do metal a partir do crescimento ordenado de óxidos na superfície à medida que há a passagem de corrente no sistema, seja de forma espontânea ou forçada (BOON; JOSHI, 2020). Segundo os autores, a morfologia da superfície resultante dos tratamentos eletroquímicos depende do eletrólito, bem como da corrente (Volts), tempo e temperaturas utilizados durante os processos.

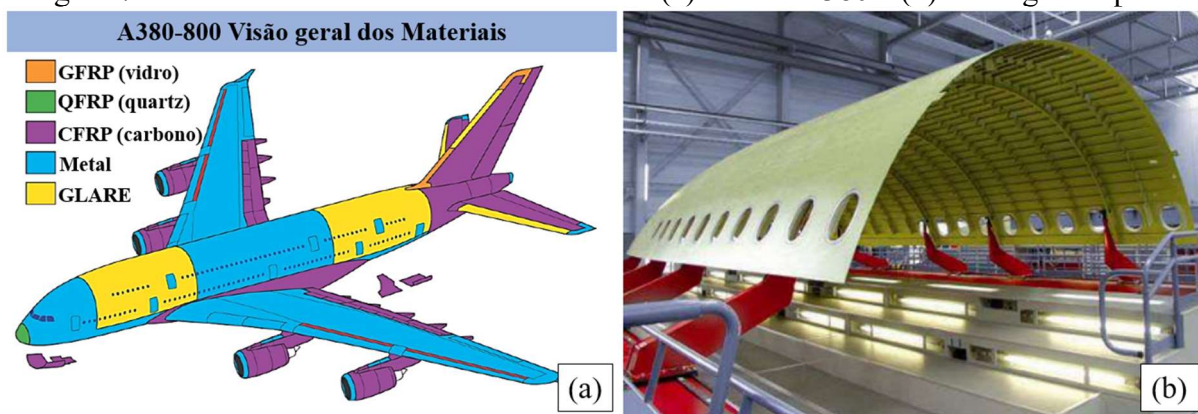
Figura 6: Representação do processo de tratamento eletroquímico



Fonte: Adaptado Boon e Joshi (2020)

He *et al.* (2021) citam que no setor aeronáutico a primeira aplicação registrada de FMLs, mais especificamente da primeira geração (ARALL[®]), ocorreu nos painéis das asas inferiores da antiga aeronave Fokker 27 e na porta de carga do Boeing C-17, ambas com intuito de melhorar a resistência à fadiga dessas estruturas. Posteriormente, com o advento da segunda geração de FMLs (GLARE[®]), o mesmo foi testado na fuselagem do A330 e 340, bem como no piso de carga do B777. Contudo, foi somente na aplicação em larga escala na fuselagem do A380 (Figura 7) que os FMLs consolidaram seu lugar no setor aeronáutico.

Figura 7: Estruturas fabricadas com GLARE® no (a) Airbus A380 e (b) fuselagem superior



Fonte: Adaptado de Zijian , Meng e Xiaoxing (2020)

Já no setor marítimo, apesar das aplicações ainda serem restritas devido a complicações com corrosão, a utilização de FMLs com ligas de titânio vem ganhando destaque, visto que esses apresentam maior resistência à corrosão, bem como maiores resistência e ductilidade em baixas temperaturas, de modo que tem substituído gradualmente componentes constituídos de aço aplicados em águas profundas. Além disso, devido à resistência ao impacto, esses apresentam elevado potencial para serem aplicados em várias estruturas de barcos e navios de alta velocidade e cruzeiros de luxo, pois reduzem o peso e aumentam a resistência contra o impacto das ondas (HE *et al.*, 2021).

Por fim no setor automotivo, He *et al.* (2021) afirmam que a utilização de FMLs com matrizes termoplásticas, os quais apresentam melhores propriedades de amortecimento, tem apresentado potencial considerável para aplicação nas estruturas automotivas, tendo como principal intuito a tolerância a danos e resistências ao impacto e à fadiga.

Contudo, vale ressaltar que as aplicações, as propriedades, bem como suas intensidades, variam e dependem diretamente dos materiais, das configurações/orientações e frações volumétricas nas camadas de compósito, e também da espessura de cada camada (STEFANIAK; PRUSSAK, 2019).

De acordo com He *et al.* (2021), em relação às camadas de material metálico, as ligas de alumínio, em especial as ligas 7075 ou 2024-T3, são as mais utilizadas na confecção de FMLs devido à sua elevada resistência ao impacto e ductilidade. Os autores citam também que ligas de magnésio são utilizadas caso se deseje obter um produto final com menor massa específica, assim como alguns aços inoxidáveis quando se deseja obter um produto com maior rigidez. Por fim, Li *et al.* (2018), Jakubczak (2019) e He *et al.* (2021) citam que outro material metálico que vem cada vez mais atraindo atenção na confecção de FMLs são o titânio puro e ou suas ligas, pois apresentam elevada rigidez, alta resistência ao escoamento, resistências à fadiga e ao

impacto em temperaturas ambiente ou elevadas, bem como resistência à corrosão superior às ligas de alumínio. Tais laminados são também denominados como *hybrid titanium composite laminates* (HTCLs) segundo Kazemi *et al.*

3.1.1 Hybrid Titanium Composite Laminates

Os *Hybrid Titanium Composite Laminates* (HTCLs) são FMLs que apresentam em sua composição titânio puro ou ligas de titânio como metal base das camadas metálicas, intercaladas com camadas de compósito polimérico reforçadas com fibras, sendo essas normalmente cerâmicas (KAZEMI *et al.*, 2020).

No que se refere às propriedades desses laminados, de acordo com Kazemi *et al.* (2020), quando comparados aos FMLs tradicionais como ARALL[®], GLARE[®] e CARALL[®], os HTCLs apresentam propriedades mecânicas superiores, tais como resistências à tração, fadiga, compressão, cisalhamento e impacto, em temperaturas ambientes ou elevadas, bem como em condições adversas, como aplicações *offshore* (regiões marítimas). Entretanto, segundo os autores, devido à baixa ductilidade do titânio e das ligas de titânio quando comparado a aços, alumínio e suas ligas, impactos em baixa velocidade são mais prejudiciais a esses materiais do que nos FMLs tradicionais.

Em relação aos esforços de tração em HTCLs, um número muito reduzido de trabalhos foi publicado até o momento, contudo, esses demonstraram que tais laminados apresentam valores de resistência muito superiores aos observados nos FMLs tradicionais, chegando em valores de resistência máxima à tração e módulo de elasticidade (Módulo de Young) de até duas vezes em relação aos outros (CORTES; CANTWELL, 2004; KAZEMI *et al.*, 2020; LE BOURLEGAT *et al.*, 2010). No Quadro 1 é apresentada a comparação entre a resistência máxima à tração, módulo de elasticidade de um HTCL obtido com fibra de carbono, com FMLs tradicionais como GLARE[®] e CARALL[®], bem como com titânio puro e com um compósito polimérico com fibra de carbono.

Quadro 1: Comparação das propriedades de tração do HTCL/fibras de carbono com GLARE[®], CARALL[®], titânio e compósito de epóxi e fibra de carbono.

Material	Resistência Máxima à Tração (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)
Carbono/Epóxi	1160 ± 40	67 ± 2,1
Titânio	550 ± 21	106 ± 4,3
GLARE [®]	380 ± 15	55 ± 1,9
CARALL [®]	420 ± 17	58 ± 2,1
HTCL com carbono	742 ± 14	89 ± 3,4

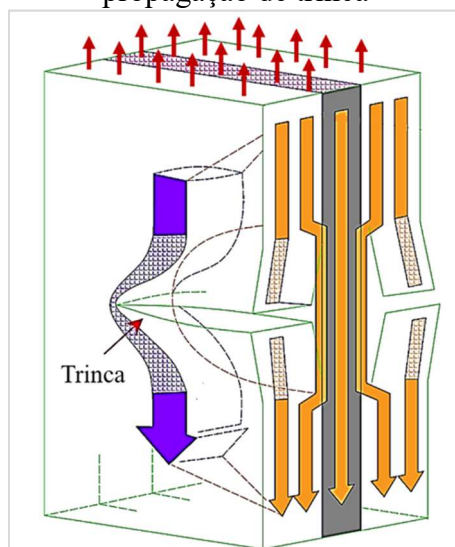
Fonte: Adaptado de Kazemi *et al.* (2020)

Sobre a resistência à fadiga dos HTCLs, até poucos artigos foram publicados, mas assim como no caso da tração esses se concentraram no comportamento de laminados constituídos de titânio/ligas de titânio e compósitos poliméricos reforçados com fibra de carbono (KAZEMI *et al.*, 2020).

Segundo Cortes e Cantwell (2004), a resistência à fadiga de um HTCL obtido a partir de uma liga de titânio Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn e PEEK reforçado com fibra de carbono sob ciclos de carregamentos de tensão-tensão, chega a ser 50 vezes maior do que o mesmo componente confeccionado apenas da liga de titânio. Em um outro artigo publicado por Kolesnikov *et al.* (2008), os autores afirmam que um laminado constituído com Ti-6Al-4V e fibra de carbono/epóxi resistiu a ciclos de carregamentos equivalentes a 180 mil voos, o que de acordo com eles equivale a cinco vezes a vida útil de um A320.

Assim como no caso dos FMLs tradicionais, o aumento na resistência à fadiga dos HTCLs, em comparação com os metais monolíticos que o constituem, ocorre devido a presença das camadas de compósito polimérico reforçado com fibra. De acordo com Baker, Dutton e Kelly (2004), no HTCL durante a propagação da trinca no metal as fibras presentes na camada de compósito polimérico, as quais apresentam maior resistência à fadiga, atuam como forças de compressão, dificultando o crescimento e a taxa de propagação da trinca. Na Figura 8 é apresentado um esquema de como esse fenômeno ocorre.

Figura 8: Propagação de trinca em FML, distribuição de tensões e mecanismo de redução na propagação de trinca



Fonte: Adaptado de He *et al.* (2021)

Quanto as propriedades de cisalhamento dos HTCL, sejam essas interlaminares ou translaminares, Bourlegat *et al.* (2010) constataram que esses laminados apresentam resistências superiores a dos laminados GLARE® e CARALL®, com destaque para a resistência ao cisalhamento translaminar, a qual é mais de duas vezes superior. Entretanto, em comparação direta com um laminado de compósito com fibra de carbono, o valor da resistência ao cisalhamento interlaminar é menor, isso ocorre devido às interfaces entre as camadas de titânio e camadas de compósito, as quais são normalmente suscetíveis a falhas devido as características da adesão/interação entre o metal e o polímero. No Quadro 2 são apresentadas as propriedades de cisalhamento translaminar e interlaminar do laminado de carbono/epóxi, do titânio, dos laminados GLARE® e CARALL®, bem como do HTCL com fibras de carbon.

Quadro 2: Comparação das propriedades de cisalhamento do HTCL/fibras de carbono com GLARE®, CARALL® e compósito de epóxi e fibra de carbon.

Material	Resistência Translaminar (MPa)	Resistência Interlaminar (MPa)
Carbono/Epóxi	$93,2 \pm 2,1$	$66,4 \pm 2,1$
GLARE®	$125,2 \pm 2,3$	$40,9 \pm 4,2$
CARALL®	$123,4 \pm 3,2$	$38,1 \pm 1,2$
HTCL com carbono	$304,0 \pm 29,0$	$56,1 \pm 9,9$

Fonte: Adaptado de Kazemi *et al.* (2020)

Com relação a resistência ao impacto, Bernhardt *et al.* (2007) afirmaram em seu trabalho que o HTCL conhecido como TiGr, o qual é composto por duas camadas externas da liga Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn e oito camadas de epóxi reforçado com fibra de carbono unidirecional, apresenta maior resistência em impactos de baixa velocidade que os laminados constituídos apenas com fibra de carbono e epóxi, chegando a absorver uma quantidade de energia até duas vezes maior. Cortes e Cantwell (2004) atribuem essa absorção de energia a ocorrência de delaminações interfaciais e interlaminares. Além disso, no que diz respeito a ocorrência de impactos, outra vantagem característica associada aos FMLs em relação aos compósitos poliméricos é a facilidade de identificação do local exato no qual houve o incidente, o que facilita na inspeção/identificação da região danificada, e consequentemente reduz o tempo da manutenção/reparo (BERNHARDT; RAMULU; KOBAYASHI, 2007).

Dentre todos os FMLs existentes até o momento, os HTCLs vem sendo considerados como sendo os mais promissores para próxima geração, sendo que o interesse nesses materiais deve-se, principalmente, ao advento e ao engajamento da indústria aeroespacial no desenvolvimento de aeronaves supersônicas de transporte, as quais geram temperaturas relativamente elevadas por longos períodos de tempo (CORTÉS; CANTWELL, 2006; JIN *et al.*, 2019; KAZEMI *et al.*, 2020; KOLESNIKOV; HERBECK; FINK, 2008; NAKATANI *et al.*, 2011; TARPANI; MALUF; GATTI, 2009).

O fato de tais aeronaves serem submetidas constantemente a temperaturas elevadas inviabiliza a utilização dos FMLs mais tradicionais como ARALL®, GLARE® e CARALL®, visto que esses são constituídos por ligas de alumínio, portanto, apresentam baixa resistência à fluência em temperaturas superiores à 180°C (KAZEMI *et al.*, 2020). De acordo com Kazemi *et al.* (2020) a substituição do alumínio pelo titânio puro ou pela liga de titânio alumínio vanádio (Ti-6Al-4V) possibilita que o laminado possa ser utilizado em temperaturas acima de 180°C sem que esse sofra grandes reduções em suas propriedades mecânicas.

Entretanto, apenas a substituição das camadas metálicas por titânio ou ligas de titânio não possibilita que esses FMLs possam ser utilizados em temperaturas mais elevadas, como as que podem ocorrer em aeronaves supersônicas, visto que as resinas epóxi, as quais são as mais comuns nesses laminados, apresentam decréscimo em algumas das suas propriedades mecânicas com aumento da temperatura, principalmente quando a temperatura ultrapassa a temperatura de transição vítrea (BANEJA *et al.*, 2011; BANEJA; SILVA; CAMPILHO, 2012).

De acordo com Cortes e Cantwell (2006) e com Kazemi *et al.* (2020), esse problema pode ser contornado substituindo as resinas epóxi por polímeros termoplásticos de alto desempenho, os quais podem ser facilmente utilizados em temperaturas mais elevadas (250 – 300°C) sem

terem grandes perdas em suas propriedades mecânicas. Outros pontos de interesse por parte da substituição dos polímeros termorrígidos por termoplásticos são a reciclabilidade, propriedades de impacto e tolerância melhorada a danos, bem como menores tempo de processamento (KAZEMI *et al.*, 2020; SARASINI *et al.*, 2019).

3.2 TERMOPLÁSTICOS

Por definição, termoplásticos são polímeros que amolecem e fluem sob ação de temperatura e pressão, e ao esfriarem retornam ao estado original, sendo que esse processo pode ser repetido diversas vezes de forma que o polímero mantenha suas propriedades originais (EBEWELE, 2000; FRIED, 2014).

Segundo Ebewele (2000), a diferença estrutural básica dos termoplásticos para os termorrígidos é que esses são constituídos, principalmente, por grandes cadeias moleculares lineares, podendo ou não serem ramificadas, enquanto que os termorrígidos são sistemas reticulados, ou seja, um sistema de redes que apresenta ligações primárias. Ainda de acordo com o autor, a capacidade dos termoplásticos fluírem a partir do aumento da temperatura e pressão ocorre devido a sua estrutura química, visto que tais moléculas apresentam ligações secundárias, ou seja, ligações químicas passíveis de serem rompidas mediante a fornecimento de energia na forma de temperatura e força, possibilitando o movimento das cadeias moleculares umas sobre as outras.

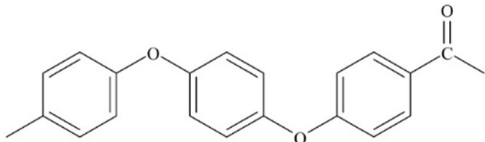
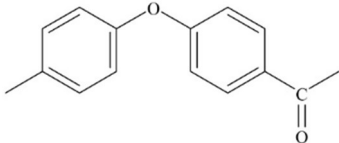
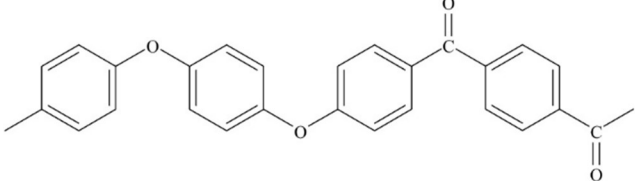
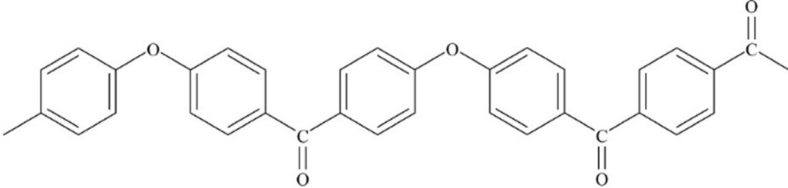
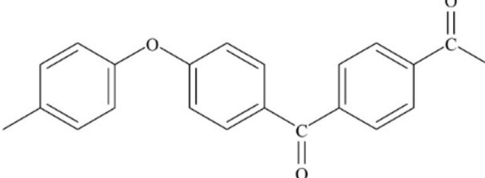
Em se tratando de polímeros termoplásticos, existe um grande número de materiais pertencentes a essa categoria. Entretanto, tanto para a produção de compósitos poliméricos de alto desempenho quanto para HTCLs, as pesquisas em desenvolvimento tem se concentrado nos termoplásticos denominados de “alto desempenho”, como por exemplo PSS (poli(sulfeto de *p*-fenileno)), PEI (poli(éter-imida)) e as policetonas ou PAEK (poli(aril-éter-cetona)), os quais são bons candidatos para satisfazerem os requisitos de condições de trabalho em ambientes com temperaturas elevadas como no caso dos HTCLs (CORTÉS; CANTWELL, 2006; MARATHE; PADHAN; BIJWE, 2020).

3.2.1 Poli(aril-éter-cetonas) (PAEK)

De acordo com McKeen (2017) e Consul *et al.* (2021) as poli(cetonas) ou poli(aril-éter-cetonas) são uma família de termoplásticos semicristalinos conhecido por suas excelentes resistências química e tribológica, bem como pela elevada estabilidade térmica, boa tenacidade, alta resistência mecânica, boa resistência ao impacto, biocompatibilidade, boa resistência à

radiação e baixa absorção de umidade. Ainda segundo McKeen (2017), alguns dos polímeros comerciais que pertencem a essa família são apresentados no Quadro 3.

Quadro 3: Estruturas de alguns polímeros comerciais da família PAEK

Polímero (abreviação)	Estrutura
Poli(éter-éter-cetona) (PEEK)	
Poli(éter-cetona) (PEK)	
Poli(éter-éter-cetona-cetona) (PEEKK)	
Poli(éter-cetona-éter-cetona-cetona) (PEKEKK)	
Poli(éter-cetona-cetona) (PEKK)	

Fonte: Adaptado de McKeen (2017)

Com relação a sigla “PAEK”, algumas empresas a utilizam para se referir a um polímero específico que pertencente à família das poli(cetonas), contudo, tal polímero apresenta estrutura diferente das apresentadas no Quadro 3, estrutura essa que as empresas não divulgam (MCKEEN, 2015). Existem poucas empresas que comercializam tais produtos como a Victrex com o LMPAEK[®] (*low-melt poly(aryl-ether-ketone)*) ou poli(aril-éter-cetona) de baixa fusão), a Solvay Advanced Polymers, com a linha AvaSpire[®] e a Polymics LTD, com a linha Arylmax[®] P (MCKEEN, 2015; GARDINER, 2018).

De acordo com Olabisi e Adewale (2016), entre os termoplásticos de alto desempenho, aqueles denominados PAEK apresentam as maiores estabilidades em altas temperaturas, podendo serem aplicados em operações contínuas em temperaturas próximas a 250°C ou momentaneamente em temperaturas de até 350°C, sendo essa última condição somente atendida

dependendo da intensidade da carga aplicada ao material. Além disso, segundo Olabisi, Adewale (2016) e Misasi et al (2021), dentre os polímeros de engenharia, esses são os que apresentam densidades de fumaça e taxas de liberação de calor extremamente baixas quando queimados, bem como baixa toxicidade e corrosividade de suas fumaças.

A respeito de outras propriedades desses polímeros, algumas são apresentadas no Quadro 4, sendo que nesse ainda constam propriedades de compósitos constituídos por esse polímero e fibras de vidro ou carbon.

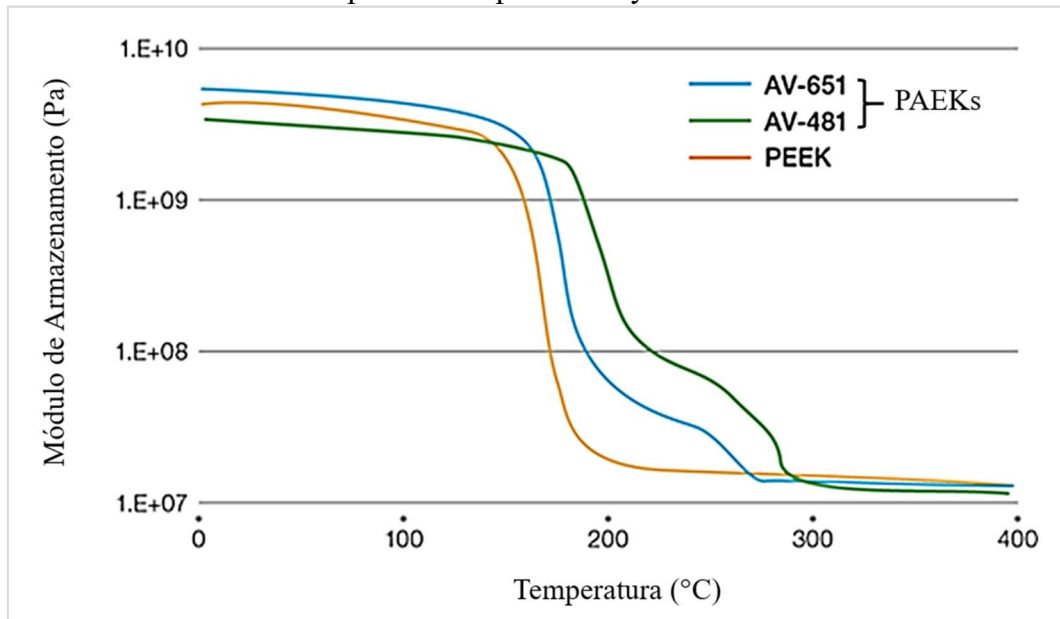
Quadro 4: Propriedades do PAEK em temperatura ambiente

Propriedade	Polímero Puro	Fibra de vidro (30 - 40%)	Fibra de Carbono (30%)
Densidade (g/cm ³)	1,29 – 1,32	–	–
Transição Vítrea (°C)	150 – 158	150 – 158	150
Resistência Máxima à Tração (MPa)	84 – 93,8	156 – 191	176 – 201
Módulo de Elasticidade (GPa)	2,9 – 3,7	9,9 – 15,0	18,8 – 22,1
Alongamento (%)	26 – 76	1,8 – 2,9	1,5 – 2,0
Resistência à Flexão (MPa)	122 – 141	234 – 253	259 – 317
Módulo de Flexão (GPa)	3,1 – 3,7	9,4 – 14,8	16,5 – 19,3
Resistência à Compressão (MPa)	–	228	–
Módulo de Young (GPa)	4,1	–	–
Resistência ao Cisalhamento (MPa)	–	79	–

Fonte: Adaptado de Wypych (2016)

No quesito comparação com outros polímeros da mesma família, a empresa Solvay (2022b) afirma que o PAEK é um polímero de alto desempenho feito sob medida para preencher as lacunas de custo e desempenho entre o PEEK e os demais polímeros de alto desempenho. Ainda segundo a empresa, as variações do PAEK por eles produzido apresentam módulos de armazenamento de duas a três vezes maiores que o PEEK em temperaturas de aproximadamente 180°C (Figura 9).

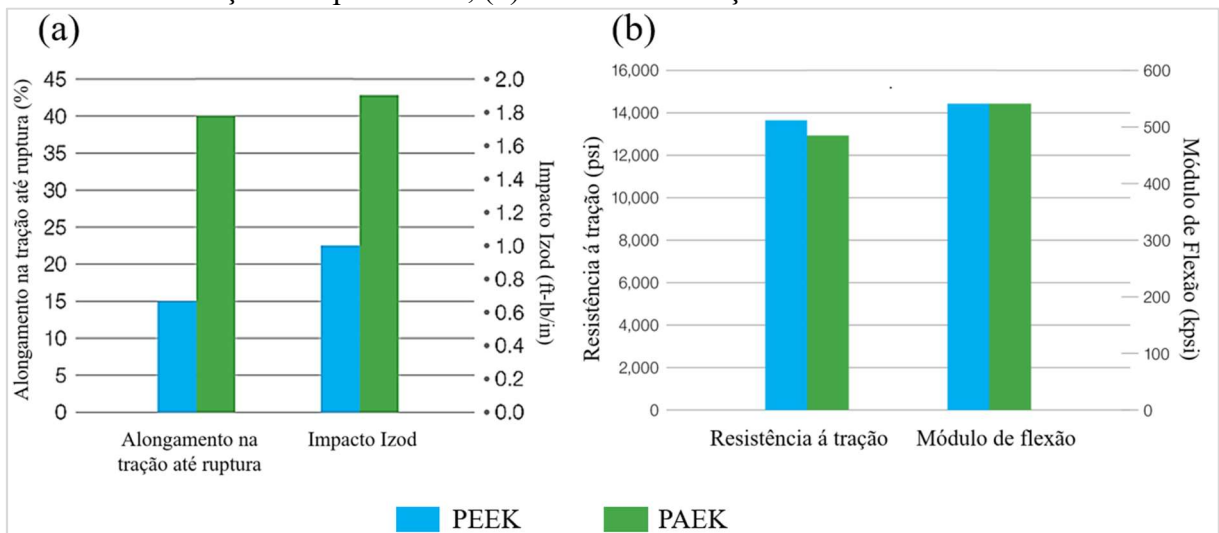
Figura 9: Comparação do módulo de armazenamento em alta temperatura das variações do PAEK produzidas pela Solvay com o PEEK



Fonte: Adaptado de Solvay (2022)

Além disso, o PAEK apresenta um alongamento na tensão até a ruptura de aproximadamente duas vezes o do PEEK, assim como na absorção de energia por impacto (Izod). Enquanto que em outras propriedades como resistência à tração e módulo de flexão praticamente não há diferença entre os dois polímeros (SOLVAY, 2022). Na Figura 10 são apresentados gráficos comparando as propriedades de alongamento até ruptura, absorção de energia no impacto, resistência à tração e módulo de flexão do PAEK em comparação com PEEK.

Figura 10: Comparação entre propriedades mecânicas PEEK e PAEK, (a) alongamento na tração e impacto Izod, (b) resistência à tração e módulo de flexão



Fonte: Adaptado de Solvay (2022)

Devido a essas propriedades, esses polímeros vem se destacando em sua utilização em diversas aplicações, principalmente nas áreas médicas, aeroespaciais, petróleo e gás, revestimentos e isolantes (GAN *et al.*, 2001; CONSUL *et al.*, 2021). De acordo com McKeen (2017), tais polímeros têm sido empregados em implantes médicos, anéis de vedação, rolamentos, peças de pistão, bombas, válvulas de compressores e em isolamentos de cabos. No entanto de acordo com a Solvay (2022), no setor automotivo podem ser utilizados em buchas e componentes estruturais, na área médica como substitutos em dispositivos esterilizáveis feitos de aços inoxidáveis, no setor de óleo e gás em componentes de compressores, e no setor aeroespacial em componentes estruturais leves seja o polímero sozinho ou combinado com fibras e/ou materiais metálicos.

Contudo vale ressaltar que a confecção de componentes estruturais no setor aeronáutico, como os apresentados na Figura 7 (fuselagem do Airbus A380), demanda união entre componentes menores, ou seja, é necessário confecções de juntas. De acordo com Moura, Morais e Magalhães (2005), as juntas devem manter a integridade estrutural dos materiais, transmitindo a carga entre os diferentes componentes, seja sob cargas estáticas ou dinâmicas. Ainda segundo os autores, o tipo de junta mais empregado em materiais compósitos são as mecânicas, ou seja, com parafusos ou rebites, de modo que para tal se faz necessária a utilização de processos de manufatura posteriores como a usinagem, mais especificamente o processo de furação, a fim de confeccionar furos nesses componentes e possibilitar a união entre eles.

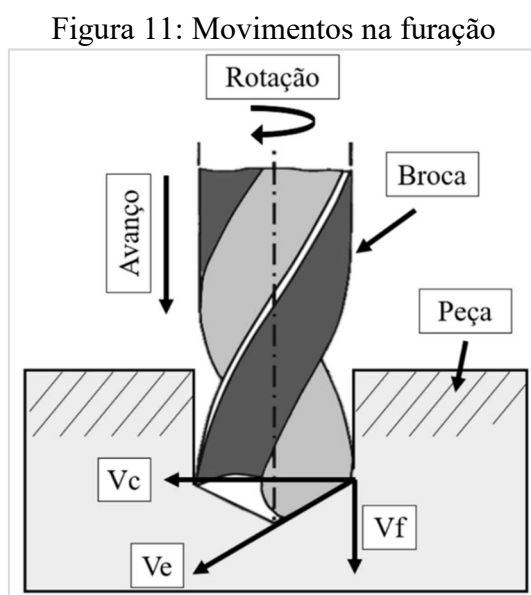
3.3 FURAÇÃO

O processo de furação é definido como um processo de usinagem destinado a obtenção de orifícios, sendo que esses devem apresentar forma definida (geralmente cilíndricas), bem como dimensões pré-determinadas. Esse processo é caracterizado pela utilização de ferramentas multicortantes, as quais são submetidas a rotações em torno do seu eixo central, bem como a um movimento de avanço linear em direção ao componente a ser furado, sendo que esse avanço coincide com o eixo de rotação da ferramenta (SHAW, 2005; FERRARESI, 2006; TSAO, 2012).

De acordo Stephenson, Agapiou (2016), para que ocorra o processo de furação convencional é necessário que ocorra ao menos três movimentos relativos entre a ferramenta de corte e a peça, sendo esses o movimento de corte, o movimento de avanço e o movimento efetivo de corte. Ainda de acordo com os autores, cada um desses movimentos pode ser definido como:

- **Movimento de corte (v_c):** movimento rotativo da ferramenta em relação a peça, o qual sem a combinação com o movimento de avanço não resulta no corte do material;
- **Movimento de avanço (v_f):** movimento relativo da ferramenta, em direção a peça seguindo seu eixo de rotação. Sempre especificado em unidades de comprimento por rotação ou tempo;
- **Movimento efetivo de corte (v_e):** movimento resultante da combinação dos movimentos de corte e de avanço, responsável pela efetivação do corte do processo.

Na Figura 11 são apresentados esquematicamente os movimentos que ocorrem em um processo de furação.



Fonte: Autoria própria

Segundo Kalpakjian e Schmid (2009), a realização do processo de furação normalmente tem como principal objetivo permitir a união de componentes através de juntas mecânicas, seja por rebites ou parafusos. Processo esse o qual é empregado independentemente do tipo de material, e o qual de acordo com Giasin *et al.* (2020) é realizado nos FMLs pois esses são normalmente produzidos na forma de grandes painéis e portanto necessitam de furos para fins de montagem nas estruturas.

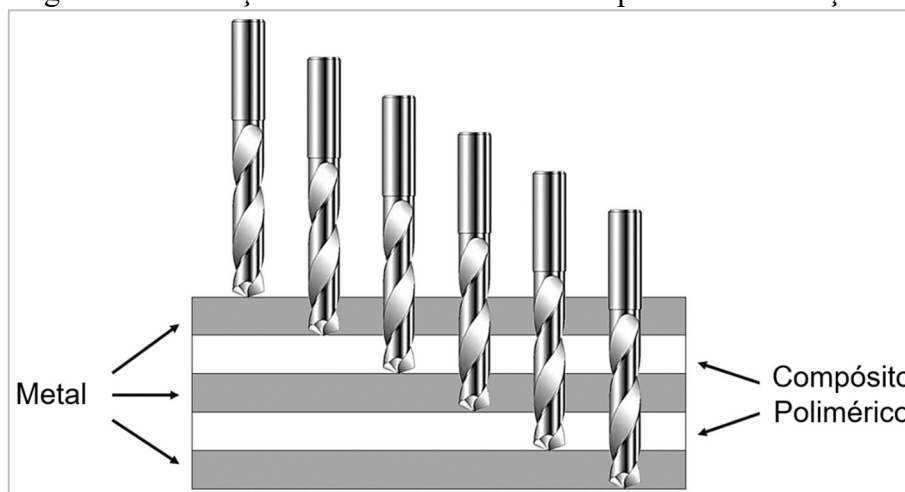
3.3.1 Furação em FML

O processo de furação de FMLs vem sendo abordado por diversos autores nos últimos anos (BRINKSMEIER; JANSSEN, 2002; ZITOUNE; KRISHNARAJ; COLLOMBET, 2010;

QI *et al.*, 2014; GIASIN; AYVAR-SOBERANIS; HODZIC, 2015; PAWAR *et al.*, 2015b; WANG *et al.*, 2017; PARK *et al.*, 2018; GIASIN *et al.*, 2019). O interesse de estudo nesses processos ocorre pois diferentemente da furação em materiais compósitos poliméricos reforçados com fibras, a realização da furação em FML apresenta um desafio extra devido a estrutura híbrida desses laminados (PARK *et al.*, 2018; GIASIN *et al.*, 2019).

Além dos desafios já conhecidos e presentes na realização do processo de furação de materiais compósitos, durante o processo de furação de FMLs as ferramentas atravessam camadas constituídas por diferentes materiais (Figura 12), as quais apresentam propriedades mecânicas completamente distintas (BRINKSMEIER; JANSSEN, 2002; QI *et al.*, 2014; TYCZYŃSKI *et al.*, 2014).

Figura 12: Transição entre materiais durante o processo de furação do FML



Fonte: Adaptado de Bonhin *et al.* (2021)

De acordo com Xu, Mkaddem, El Mansori (2016b) e Park *et al.* (2018), as camadas metálicas, normalmente apresentam baixo módulo de elasticidade, alta condutividade térmica (exceto o titânio) e elevada afinidade química com os materiais das ferramentas de corte em altas temperaturas. Enquanto as camadas de compósito polimérico apresentam anisotropia nas propriedades, devido aos seus constituintes (polímero e fibra), o polímero apresenta um comportamento relativamente dúctil, já a fibra elástico-frágil, bem como baixa condutividade térmica e alta abrasividade.

Devido a esses fatores, diversos problemas como fissuras interlaminares, descolamento fibra/matriz, danos de origem térmica, delaminações, formações de rebarbas, desgastes prematuros das brocas e desvio dimensional dos furos, podem ocorrer durante o processo de furação de FMLs (BRINKSMEIER; JANSSEN, 2002; SILVA *et al.*, 2006; QI *et al.*, 2014;

TYCZYŃSKI *et al.*, 2014; GIASIN; AYVAR-SOBERANIS; HODZIC, 2015; PAWAR *et al.*, 2015b; GIASIN; AYVAR-SOBERANIS, 2017; PARK *et al.*, 2018; GIASIN *et al.*, 2019).

A ocorrência desses problemas pode reduzir, significativamente, o desempenho do material, facilitando a propagação de trincas quando o mesmo é submetido a ação de cargas, podendo levar à falha prematura da estrutura, ainda inviabilizar o emprego do componente, resultando no descarte e consequentemente no aumento de custos de fabricação (TSAO, 2012; YUDHANTO *et al.*, 2012; GIASIN; AYVAR-SOBERANIS; HODZIC, 2015).

3.3.1.1 Delaminação na furação

A delaminação é definida como uma falha interlaminar, caracterizada pela separação entre duas camadas adjacentes de um compósito. O surgimento das delaminações ocorre de maneira repentina quando a tensão entre lâminas ultrapassa a resistência interlaminar do material, resultando na separação entre as camadas (LIU; TANG; CONG, 2012).

De acordo com Giasin, Ayvar-Soberanis, Hodzic (2015) e Karatas, Gökkaya (2018), a presença desses defeitos reduz significativamente seu desempenho, pois facilita a propagação das trincas quando o componente é submetido a ação de cargas, reduzindo significativamente a vida em fadiga do material.

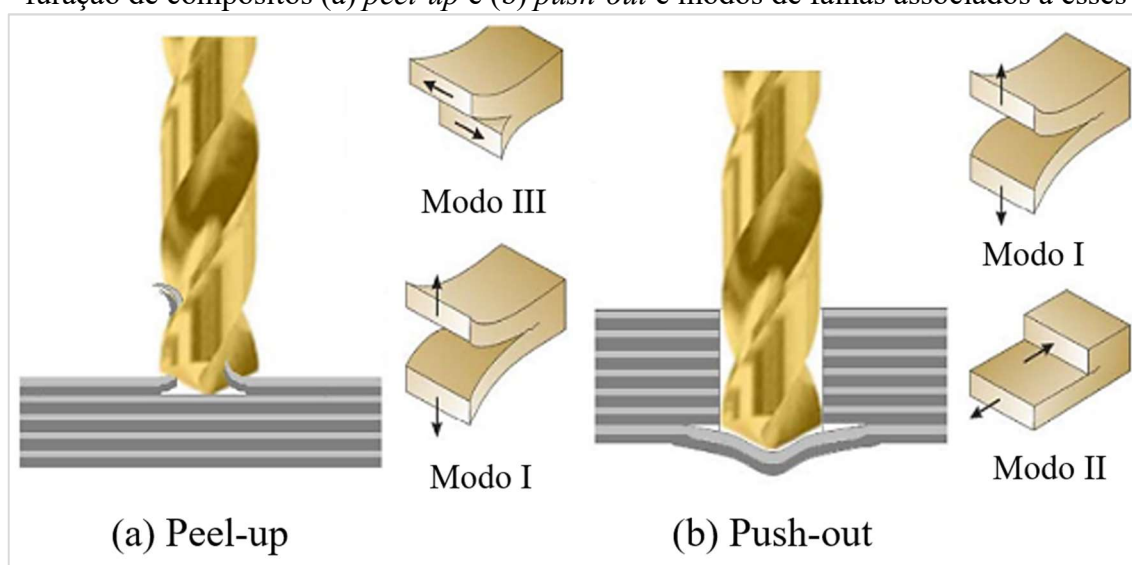
O surgimento das delaminações pode ocorrer de diversas maneiras e o processo de furação é relatado na literatura como uma das formas que podem induzir esses defeitos nos compósitos. Segundo Liu, Tang, Cong (2012), Tsao (2012), Vigneshwaran, Uthayakumar, Arumugaprabu (2018) e Geng *et al.* (2019), as delaminações causadas pelo processo de furação podem ocorrer durante o processo de corte inicial do laminado, ou seja na entrada da broca, a qual é denominada de *peel-up*, bem como na finalização do corte, saída da broca, denominada de *push-out*, sendo essa última a mais frequente e de maior intensidade.

A delaminação que ocorre no início do corte (*peel-up*), ou seja nas camadas superiores do laminado, é causada pela força de corte, a qual traciona o material, principalmente as fibras, resultando na separação das camadas (LIU; TANG; CONG, 2012; ZARIF KARIMI *et al.*, 2017; VIGNESHWARAN; UTHAYAKUMAR; ARUMUGAPRABU, 2018; GENG *et al.*, 2019). Essa delaminação pode ocorrer pelos Modos de cisalhamento I e III, sendo que o Modo I é causado pela força axial de tração do material e o Modo III pelo cisalhamento rotativo de fibras não cortadas sendo enroladas na broca (BONHIN *et al.*, 2021; GENG *et al.*, 2019; GIROT; DAU; GUTIÉRREZ-ORRANTIA, 2017).

No caso da delaminação no final do corte (*push-out*), ou seja nas camadas inferiores do laminado, essa é resultante da força axial de compressão (força de avanço) causada pelo avanço da broca nas camadas ainda não cortadas (SINKE, 2003; SHETTY *et al.*, 2017; GENG *et al.*, 2019; BONHIN *et al.*, 2021a). Segundo Girot, Dau, Gutiérrez-Orranta (2017), Geng *et al.* (2019) e Bonhin *et al.* (2021), essa delaminação ocorre pelo Modos de cisalhamento I e II.

Na Figura 13 são apresentados os tipos de delaminações induzidas durante o processo de furação em materiais compósitos, bem como os modos de falhas associados a esses.

Figura 13: Representação esquemática dos tipos de delaminações induzidas no processo de furação de compósitos (a) *peel-up* e (b) *push-out* e modos de falhas associados a esses

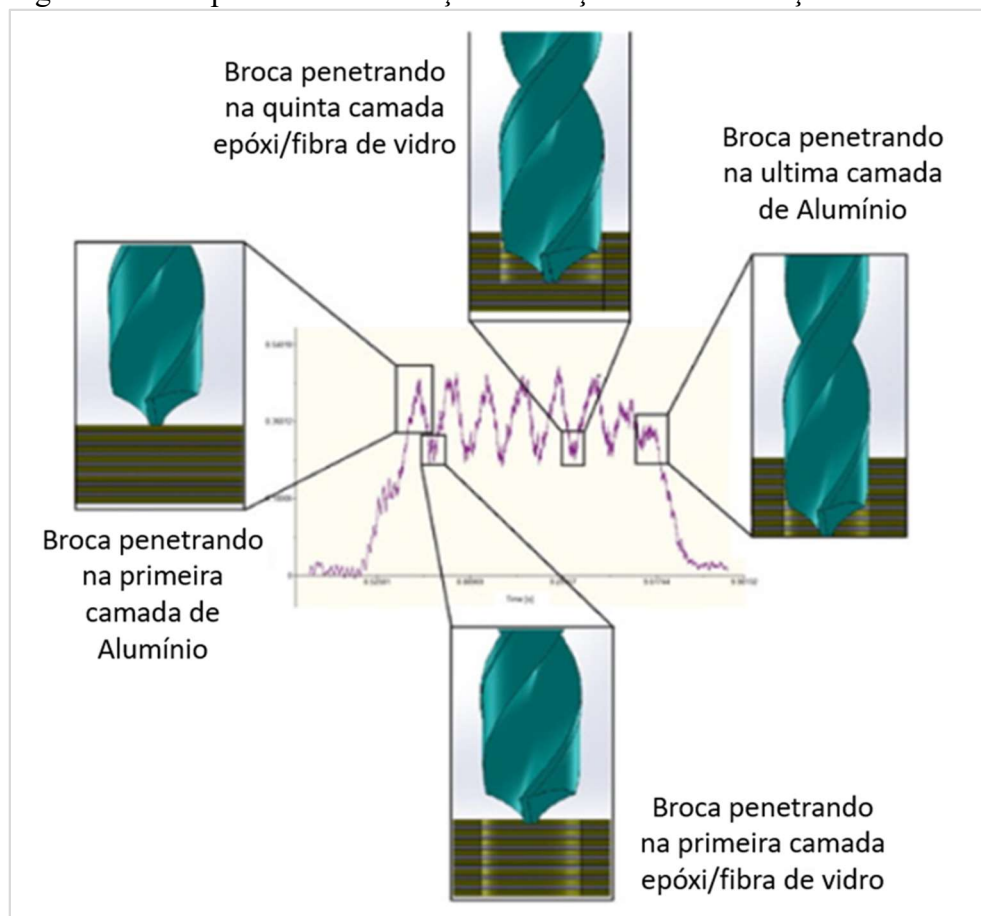


Fonte: Adaptado Girot, Dau, Gutiérrez-Orranta (2017)

Entre os dois tipos de delaminações que podem ocorrer, as do tipo *push-out* normalmente são mais críticas, e por esse motivo a maior quantidade de trabalhos publicados aborda essas delaminações. Sobre isso, Pawar *et al.* (2015), Giasin, Ayvar-soberanis, Hodzic (2016), Giasin, Ayvar-soberanis (2017) e Park *et al.* (2018), afirmam que durante o processo de furação a força de avanço é o principal fator que induz a ocorrência dessas delaminações, bem como apresentam relação direta com o tamanho da região danificada.

Durante o processo de furação de FMLs a força de avanço varia de maneira cíclica, sendo que essa variação ocorre devido às características de corte de cada camada (GIASIN, K; AYVAR-SOBERANIS; HODZIC, 2016). É apresentado na Figura 14 o efeito da força de avanço durante o processo de furação de um FML.

Figura 14: Comportamento da força de avanço durante a furação de um FML



Fonte: Adaptado de Giasin, Ayvar-Soberanis, Hodzic (2015)

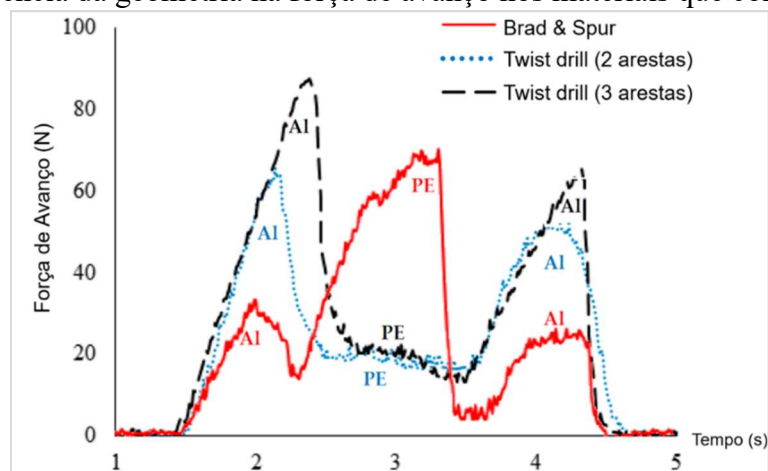
A força de avanço, bem como a intensidade das delaminações causadas por essa, segundo diversos pesquisadores é influenciada diretamente por diversos fatores durante o processo de furação, sendo os principais: a geometria da ferramenta de corte, a velocidade de corte, a velocidade de avanço e o desgaste nas brocas (SCHULZE *et al.*, 2011; LIU; TANG; CONG, 2012; GENG *et al.*, 2019; BONHIN *et al.*, 2021a).

Em relação à geometria das brocas, segundo Liu, Tang, Cong (2012), Shetty *et al.* (2017) e Geng *et al.* (2019), as variações influenciam principalmente nas delaminações de *push-out*, sendo que isso ocorre devido à intensidade da força de avanço que cada perfil de corte produz durante o processo de furação. Contudo a existência de uma geometria preferencial que resulta em menor força de avanço ainda é algo que se tem pesquisado, tanto em relação ao número de arestas de corte, quanto em relação ao perfil dessas arestas de corte.

Vale ainda ressaltar que uma geometria pode apresentar um bom desempenho de corte em uma determinada camada, metálica ou de compósito, e um desempenho ruim na outra. Esse fato foi evidenciado por Rezende *et al.* (2016), os quais demonstraram que a influência da

geometria de corte variou para cada camada, sendo que durante a usinagem das camadas metálicas a broca que apresentou menor força de avanço foi a broca com geometria *brad & spur* (geometria de corte semelhante a brocas para furação em madeira), enquanto que durante a camada polimérica as brocas helicoidais de dois e três canais foram as que causaram menores forças de avanço (Figura 15).

Figura 15: Influência da geometria na força de avanço nos materiais que compoem um FML



Fonte: Adaptado Rezende *et al.* (2016)

No que diz respeito a influência dos parâmetros de corte (velocidades de corte e de avanço) na força de avanço durante processo de furação em FMLs, alguns pesquisadores constataram que a variação da velocidade de corte praticamente não influencia na força de avanço e, conseqüentemente, pouco interfere na intensidade das delaminações. No entanto, a velocidade de avanço tem influência diretamente proporcional, de modo que quanto maior a velocidade de avanço, maior a força de avanço, e conseqüentemente maiores tendem ser as delaminações induzidas pelo processo (GIASIN; AYVAR-SOBERANIS; HODZIC, 2015; PAWAR *et al.*, 2015b; XU; MKADDEM; EL MANSORI, 2016b; GIASIN, 2018; PARK *et al.*, 2018). Por esses motivos, como forma de diminuir as delaminações induzidas, autores como Isbilir, Ghassemieh (2013), Pawar *et al.* (2015), Xu, Mkaddem, El Mansori (2016), Park *et al.* (2018), recomendam realizar processos de furação com velocidades de avanço baixas e de corte altas.

Sobre o desgaste nas brocas, a medida que os desgastes ocorrem, a geometria de corte das ferramentas é alterada, o que normalmente influencia negativamente no mecanismo de corte e conseqüentemente causa o aumento na força de avanço e das delaminações. Ainda, segundo os autores, as arestas antes bem definidas tendem a sofrerem o processo de arredondamento com o aumento progressivo dos desgastes, o que conseqüentemente aumenta a área de contato, e

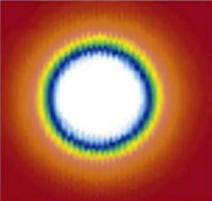
essa por sua vez dificulta o processo de corte, aumentando a delaminação (D'ORAZIO *et al.*, 2017; WANG *et al.*, 2014).

3.3.1.2 Cálculo da delaminação no processo de furação

A determinação e quantificação das delaminações provenientes dos processos de furação em compósitos não é algo exatamente preciso, portanto, existem na literatura diferentes metodologias e modelos analíticos propostos para se determinar e quantificar as delaminações.

Segundo Liu *et al.* (2012), Xu, Mkaddem, Mansori (2016) e Geng *et al.* (2019), as metodologias mais utilizadas para analisar as delaminações resultantes de processos de perfuração são imagens digital, microscopia óptica, estereomicroscopia, ultrassom C-scan, e tomografia computadorizada de raios-X (Quadro 5).

Quadro 5: Técnicas utilizadas para determinação das delaminações em furos

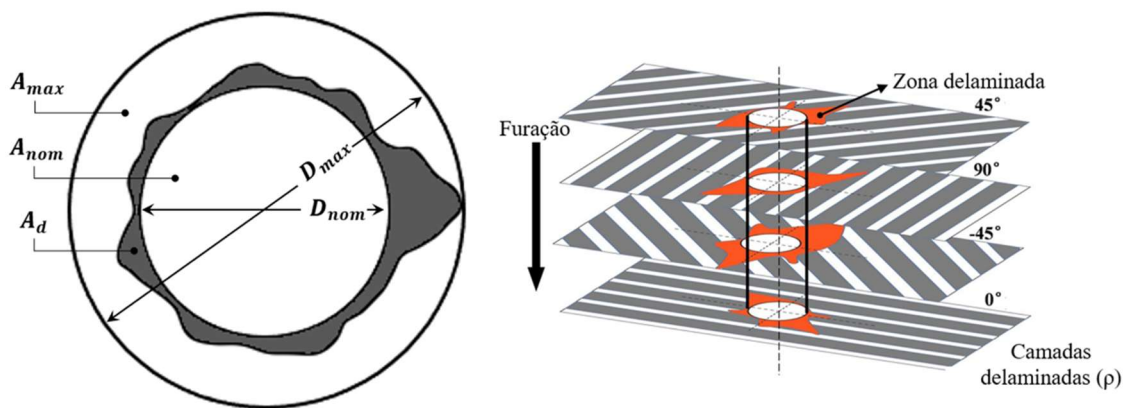
Técnicas de medição	Ref.
Imagem Digital	 (KHASHABA, 2004; ABRÃO <i>et al.</i> , 2007; DAVIM; RUBIO; ABRAO, 2007a; KHASHABA <i>et al.</i> , 2010; ISBILIR; GHASSEMIEH, 2013; KRISHNARAJ; ZITOUNE; DAVIM, 2013; SILVA; PAMIES TEIXEIRA; MACHADO, 2014; SORRENTINO; TURCHETTA; BELLINI, 2018)
Microscopia Óptica	 (DAVIM; REIS, 2003b; CAMPOS RUBIO <i>et al.</i> , 2008; LIU; TANG; CONG, 2012; KHASHABA, 2013; GAUGEL <i>et al.</i> , 2016; HAEGER <i>et al.</i> , 2016; XU; MKADDEM; EL MANSORI, 2016a; GENG <i>et al.</i> , 2019a; DAVID-MÜZEL <i>et al.</i> , 2020)
Ultrassom C-scan	 (TSAO; HOCHENG, 2005; HOCHENG; TSAO, 2006; HALLETT <i>et al.</i> , 2009; LIU; TANG; CONG, 2012; MOURITZ, 2012; KHASHABA, 2013; CHEN <i>et al.</i> , 2015; PAWAR <i>et al.</i> , 2015a; DU <i>et al.</i> , 2016; HAEGER <i>et al.</i> , 2016; TURGUT, 2016; XU; MKADDEM; EL MANSORI, 2016a; SHETTY <i>et al.</i> , 2017; ABISH <i>et al.</i> , 2018; PARK <i>et al.</i> , 2018; BAYRAKTAR; GENG <i>et al.</i> , 2019a)
Raios-X	 (HALLETT <i>et al.</i> , 2009; LIU; TANG; CONG, 2012; PHADNIS <i>et al.</i> , 2013; LISSEK; TEGAS; KAUFELD, 2016; SAOUDI <i>et al.</i> , 2016; XU; MKADDEM; EL MANSORI, 2016a; GENG <i>et al.</i> , 2019a)
Tomografia	 (HOCHENG, 2005; TSAO, 2006; SCHULZE <i>et al.</i> , 2011; LIU; TANG; CONG, 2012; PAMIES TEIXEIRA; MACHADO, 2014; LI <i>et al.</i> , 2015; HAEGER <i>et al.</i> , 2016; HOCHENG <i>et al.</i> , 2016a; GENG <i>et al.</i> , 2019a)

Fonte: Adaptado David-Müzel (2021)

Todavia sobre a quantificação dessas delaminações, os modelos propostos se baseiam principalmente na relação entre as regiões delaminadas e os diâmetros dos furos, sendo os modelos de maior destaque: fator de delaminação unidimensional, fator de delaminação bidimensional, fator de delaminação ajustado e fator de delaminação tridimensional (LIU; TANG; CONG, 2012; XU; MKADDEM; EL MANSORI, 2016). No Quadro 6 são apresentadas as equações dos modelos propostos para quantificação das delaminações resultantes em processos de furação de materiais compósitos.

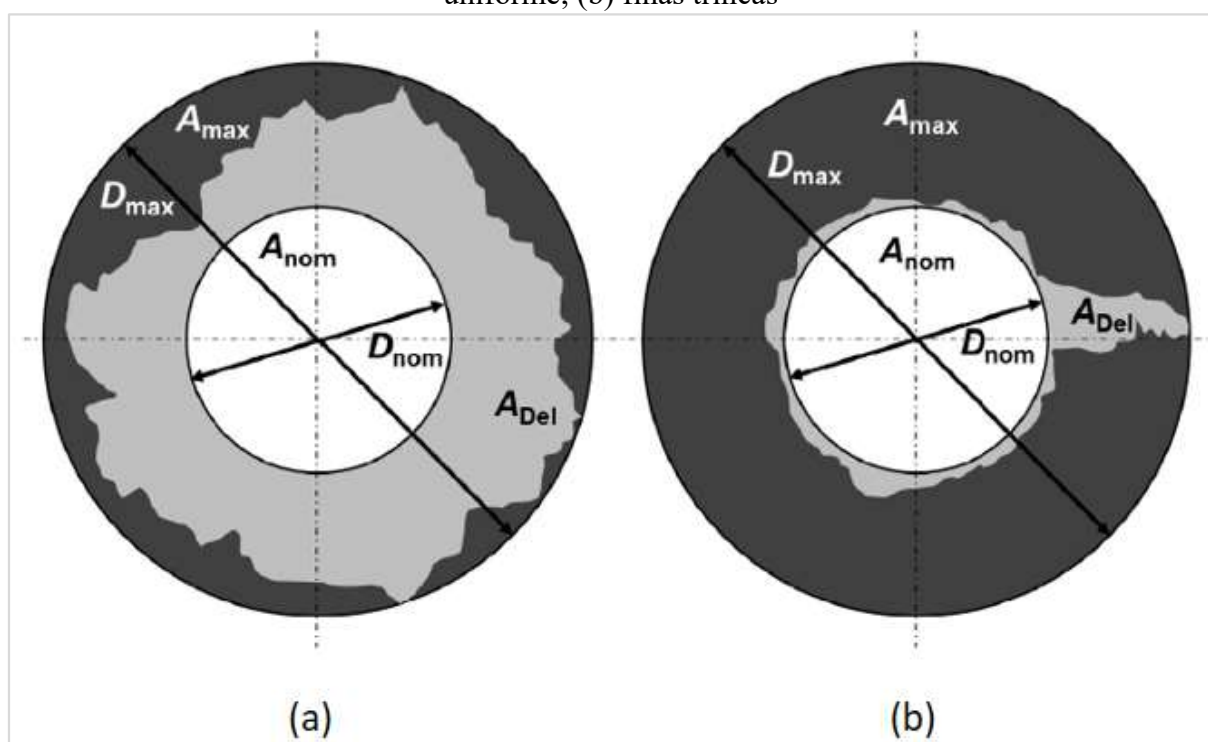
Quadro 6: Modelos para cálculo do fator de delaminação

Fator de delaminação	Equação	Nomenclatura	Desvantagens	Referências
Fator de delaminação unidimensional (F_d)	$F_d = \frac{D_{max}}{D_{nom}}$	D_{max} – diâmetro máximo da delaminação D_{nom} – diâmetro nominal do furo	Contribuição do dano ignorada	(CHEN, 1997; DAVIM; REIS, 2003a; KHASHABA, 2004; TSAO; HOCHENG, 2004; XU <i>et al.</i> , 2013; GAUGEL <i>et al.</i> , 2016)
Fator de delaminação bidimensional (F_a)	$F_a = \frac{A_d}{A_{nom}}$	A_d – área delaminada A_{nom} – Área nominal do furo confeccionado	Contribuição do comprimento máximo da trinca é ignorada	(MOHAN; KULKARNI; RAMACHANDR A, 2007; FARAZ; BIERMANN; WEINERT, 2009;)
Fator de delaminação ajustado (F_{da})	$F_{da} = F_d + \frac{A_d(F_d^2 - F_d)}{A_{max} - A_{nom}}$	A_{max} – área correspondente ao D_{max}	Contribuição de trincas finas ignorada	(DAVIM, J; RUBIO; ABRAO, 2007; NAGARAJAN; SELWIN RAJADURAI; ANNIL KUMAR, 2012)
Fator de delaminação tridimensional (F_v)	$F_v = \frac{1}{p} \sum_{k=1}^p \frac{A_d^k}{A_{nom}}$	p – número total de camadas com delaminação	Contribuição do comprimento das trincas ignorada	(XU <i>et al.</i> , 2018)

Fonte: Adaptado Bonhin *et al.* (2021)

Contudo de acordo com Gaugel *et al.* (2016), dependendo do método utilizado para calcular o fator de delaminação, o resultado obtido pode não ser representativo para descrever adequadamente a região danificada. Na Figura 16 é apresentada uma representação de diferentes delaminações resultantes de processos de furação, bem como as variáveis utilizadas para os cálculos, as quais se utilizadas para calcular o fator de delaminação unidimensional resultam no mesmo valor de fator de delaminação nos dois casos, mesmo que visualmente os danos sejam completamente diferentes.

Figura 16: Representação de diferentes delaminações após a furação: (a) área de dano uniforme; (b) finas trincas

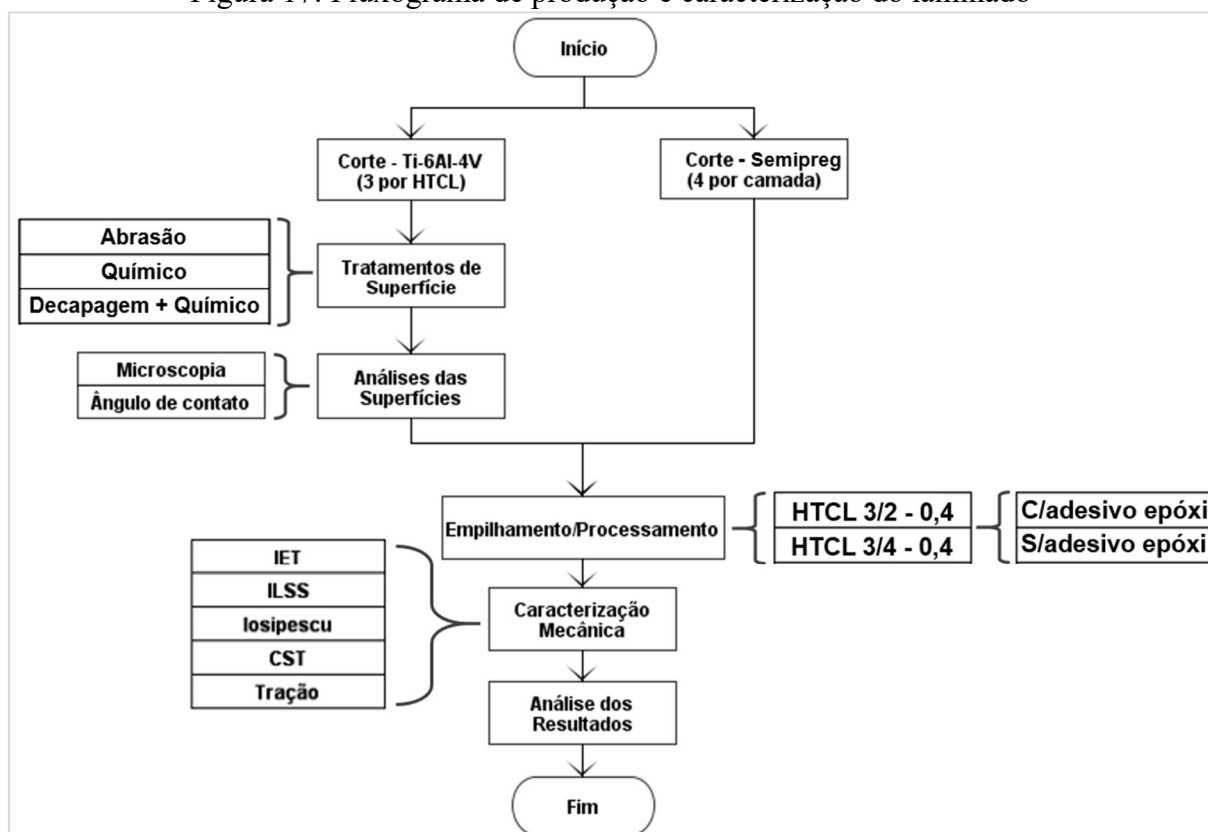


Fonte: Gaugel *et al.* (2016)

4 MATERIAL E MÉTODOS

Para este estudo foi utilizado o compósito híbrido laminado metal fibra constituído da liga de titânio (Ti-6Al-4V) adquirido na empresa Realum e tecido de fibra de carbono na tramagem 5 *Harness Satin Satin*, sendo esse o Toray Cetex® 1225, doado pela empresa Toray. Tal tecido (*semipreg*) é constituído de fibras de carbonos, tendo como matriz polimérica o LMPAEK produzido pela empresa Victrex. Esse compósito foi produzido no Laboratório de Processamento de Compósitos da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá da UNESP. O processamento desse laminado, bem como sua caracterização ocorreram de acordo com o fluxograma apresentado na Figura 17

Figura 17: Fluxograma de produção e caracterização do laminado



Fonte: Autoria própria

4.1 PROCESSAMENTO DO HTCL

Inicialmente para cada laminado produzido foram cortadas, em uma guilhotina, três placas da liga Ti-6Al-4V com 0,40 mm de espessura, sendo essas com dimensões de 120x180 mm. Tais dimensões foram definidas em função da área limitante, tanto da cuba de decapagem, quanto da estufa de secagem com ar forçado, ambas utilizadas na etapa do tratamento de

superfície. Além disso, o tamanho também foi definido devido a periculosidade da etapa de decapagem, na qual quanto maior o tamanho da placa de titânio maior o volume dos reagentes e também da área de contato (reação).

Na sequência, as placas de titânio foram submetidas a três rotas de tratamento de superfície diferentes (Abrasão, Químico e Decapagem + Químico), sendo essa metodologia empregada com intuito de identificar o tratamento que gerasse a melhor adesão entre a liga de titânio e o LMPAEK.

O primeiro tratamento testado foi a abrasão mecânica. Para tal inicialmente as placas foram limpas e desengorduras com acetona PA. Na sequência, as placas tiveram a superfície submetidas ao processo de abrasão mecânica utilizando *Nylon-Pad* (parte verde da esponja de limpeza), sendo esse realizado sob água corrente. Por fim as placas foram novamente limpas com acetona PA e secas em estufa com ar forçado a 60° C. Vale ressaltar que esse processo de tratamento de superfície foi baseado no artigo de Park *et al.* (2010).

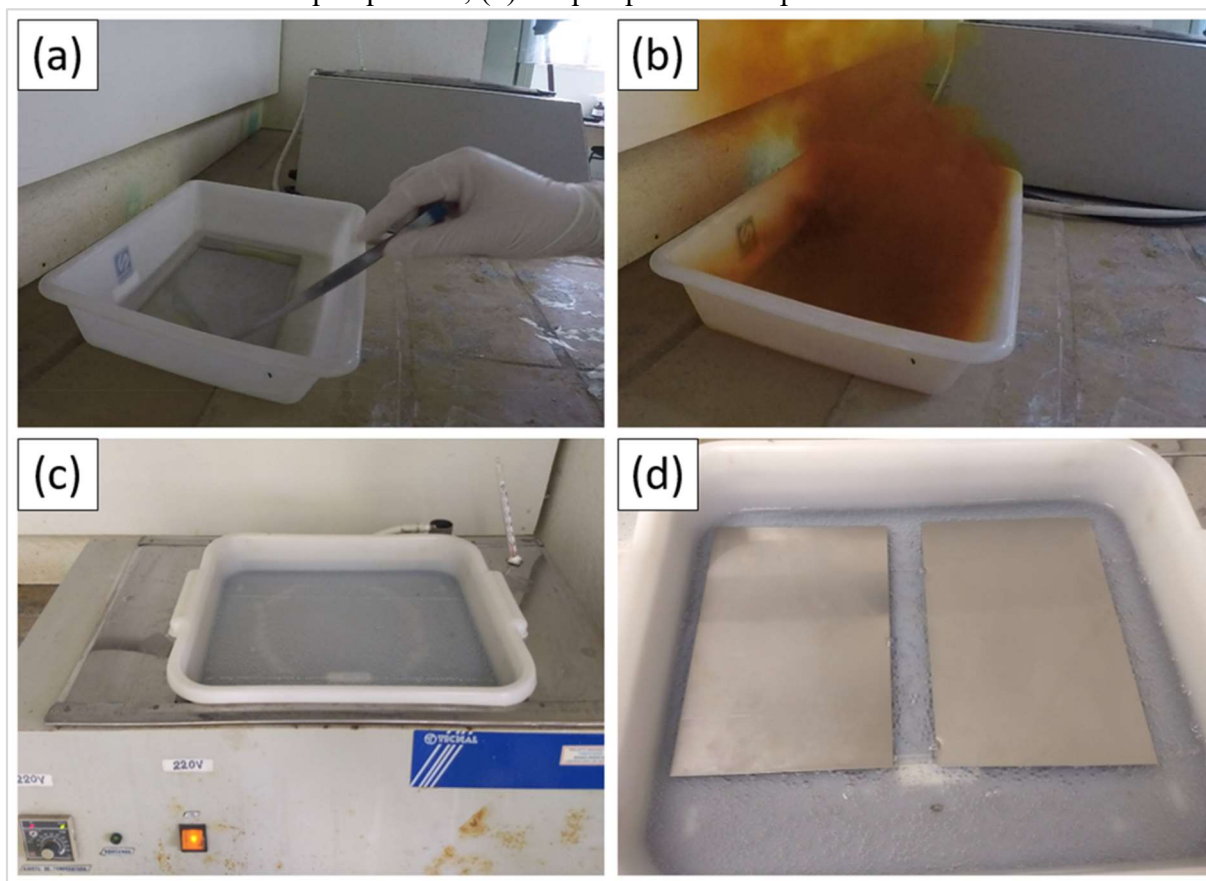
A segunda e a terceira rotas de tratamentos de superfície utilizadas foram baseadas no livro *Adhesive bonding of aircraft structures* escrito por Higgins (2000), sendo que as etapas realizadas foram:

- Retirada de gordura e óleos – limpeza manual das placas com acetona para remover óleos e graxas presentes na superfície.
- Decapagem ácida/limpeza ácida – imersão das placas em uma solução ácida composta por ácido nítrico (HNO_3) e ácido fluorídrico (HF) na proporção de 1:3, durante três a cinco minutos, para remover óxidos na superfície.
- Lavagem – Imersão das placas em água destilada por dois a cinco minutos.
- Ataque Químico – Imersão das placas em uma solução alcalina de hidróxido de sódio (NaOH) 0,5 M e peróxido de hidrogênio (H_2O_2) 0,4 M por 30 min a uma temperatura de 55 a 65° C, para formar e crescer óxidos estáveis na superfície.
- Lavagem – Imersão das placas em água destilada por dois a cinco minutos.
- Secagem – Secagem das placas em ar forçado a 65° C por uma hora.

A diferença entre as duas rotas foi que em uma delas a etapa de decapagem ácida não foi realizada, ou seja, as placas foram submetidas ao ataque químico sem antes serem decapadas. O intuito principal de avaliar essa rota foi minimizar a quantidade de reagentes químicos utilizados no tratamento de superfície, bem como diminuir a periculosidade do tratamento e

nocividade, visto que na etapa de decapagem são utilizados ácidos concentrados em grande quantidade. Na Figura 18 são apresentadas imagens de algumas etapas dos tratamentos de superfície.

Figura 18: Etapas do tratamento de superfície da liga de titânio; (a) deposição da placa na solução de decapagem; (b) reação de decapagem; (c) banho maria com cuba contendo solução de ataque químico; (d) ataque químico das placas de titânio

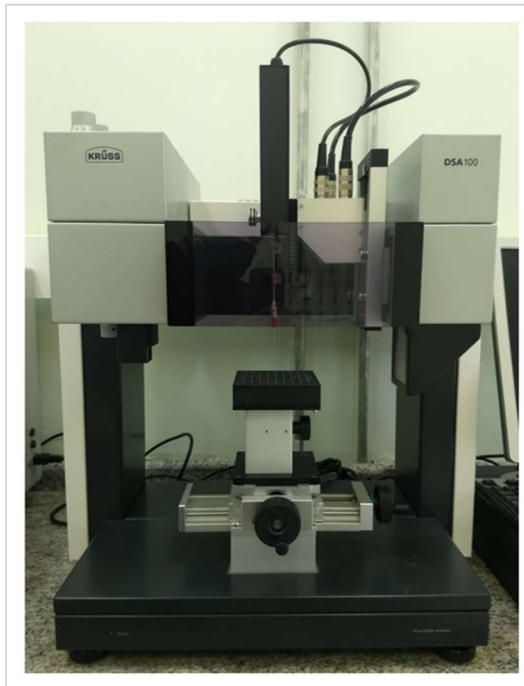


Fonte: Autoria própria

Após a realização dos tratamentos de superfície, a influência de cada um deles foi avaliada a partir de medidas de ângulo de contato, bem como por microscopia óptica.

No caso das medidas e ângulo de contato essas foram realizadas em um goniômetro modelo DSA 100S da marca Krüss, disponível no Laboratório de Biomateriais da Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, sendo que ao todo para cada condição de tratamento de superfície foram realizadas cinco medidas e o fluido utilizado foi água deionizada. Na Figura 19 é apresentada uma foto do equipamento utilizado para a realização das medidas.

Figura 19: Goniômetro Krüss modelo DSA 100S



Fonte: Autoria própria

Quanto as microscopias ópticas, essa foram realizadas em um Microscópio Axio Imager.Z2m da marca Zeiss (Figura 20), disponível no Laboratório de Microscopia Óptica, também na Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá.

Figura 20: Microscópio Axio Imager Z2m da marca Zeiss



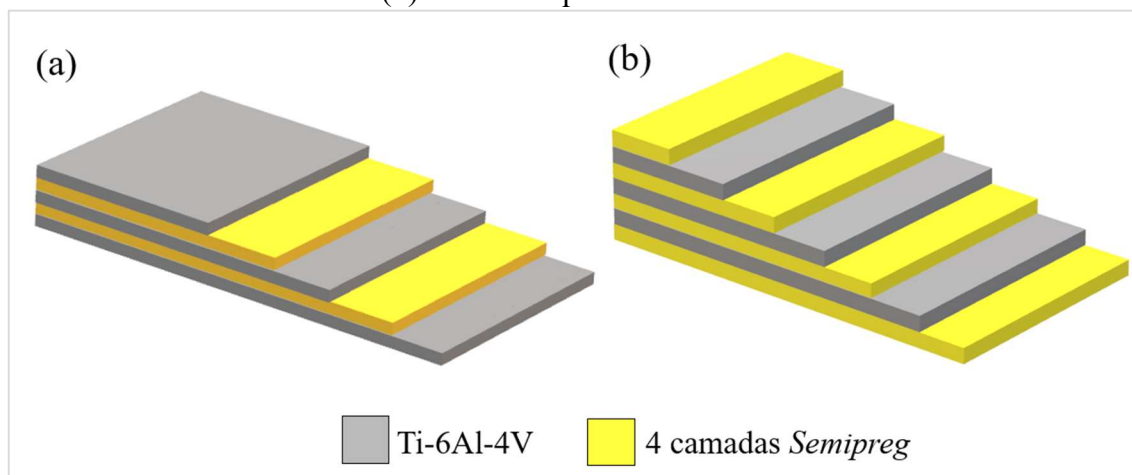
Fonte: Autoria própria

Na mesma etapa dos tratamentos e análises de superfície foram cortados os tecidos de *semipreg*. Para cada seção de compósito a ser intercalada com placas de titânio foi cortado um conjunto de quatro tecidos do *semipreg*, sendo esses nas mesmas dimensões tanto em largura

quanto em comprimento que as placas de titânio. Essa quantidade foi adotada de modo que após o processamento, a espessura de cada camada de compósito fosse igual a espessura do titânio, ou seja, aproximadamente 0,4 mm.

Após o tratamento das placas e corte do *semipreg* foi realizado o empilhamento das camadas do laminado. Ao todo foram avaliadas duas configurações de empilhamento do laminado. A primeira configuração foi constituída de três camadas da liga de titânio intercaladas com duas camadas do compósito (Figura 21a). Todavia, a segunda configuração avaliada foi constituída de três camadas da liga de titânio e quatro camadas da do compósito (Figura 21b).

Figura 21: Configurações dos HTCLs avaliadas no estudo, (a) laminado com duas camadas de de fibra carbono e LMPAEK e (b) laminado quatro camadas de fibra de carbono e LMPAEK



Fonte: Autoria própria

Além das variações de tratamento de superfície e de configuração do empilhamento dos laminados, também foram avaliadas duas metodologias de consolidação do material. Na primeira metodologia foram utilizados filmes adesivos de epóxi entre as camadas de compósito e da liga de titânio, ou seja, na região de interface, sendo que tais filmes foram doados pela Embraer, e qual não revelou a composição. Todavia, na segunda metodologia adotada, a utilização desse adesivo foi retirada, de modo que a interface entre a liga de titânio e o compósito foi formada diretamente pelo LMPAEK e a superfície do metal.

Em ambas as metodologias os laminados foram consolidados em uma prensa com aquecimento e resfriamento controlados, da marca Carver, série Monarch, modelo CMV100H-15-X, disponível no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, campus de Guaratinguetá. Na Figura 22 é apresentada uma imagem da prensa utilizada para a consolidação dos laminados.

Figura 22: Prensa Carver Monarch modelo CMV100H-15-X

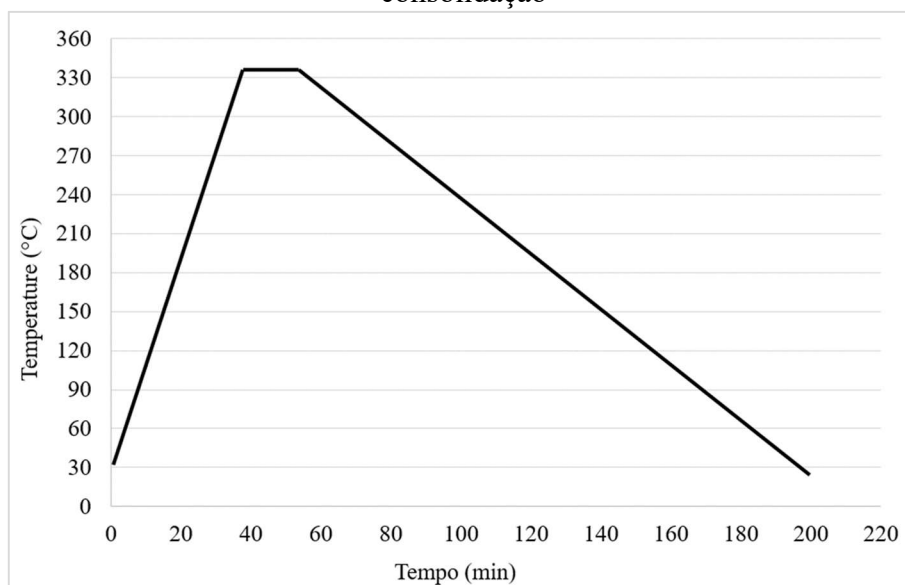


Fonte: Autoria própria

Para a primeira metodologia de processamento, o ciclo de processamento do laminado, ou seja, as temperaturas e as manutenções nessas temperaturas, foi constituído de dois ciclos de processamento distintos, sendo que isso foi necessário pois a temperatura de fusão do *semipreg* e de cura do adesivo são bem distintas, 320 e 120° C, respectivamente.

Desse modo, inicialmente foram processadas na prensa as camadas de compósito separadamente, sendo cada uma constituída por quatro tecidos de *semipreg*. O ciclo de processamento dessas foi constituído por aquecimento até 340° C, de acordo com as recomendações do fabricante, e manutenção por aproximadamente 20 min, seguido de resfriamento controlado com ar e água. Além disso, quando essa temperatura foi atingida foi aplicada uma pressão de aproximadamente 1 MPa. É apresentada na Figura 23 o ciclo de processamento para consolidação do adesivo utilizado no laminado com a primeira metodologia de processamento.

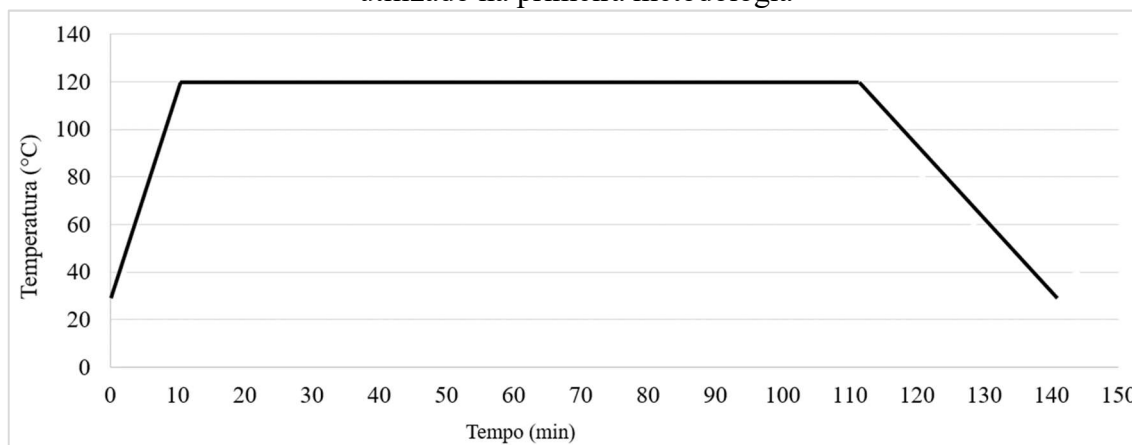
Figura 23: Representação do ciclo de processamento do HTCL com a segunda metodologia de consolidação



Fonte: Autoria própria

Após o ciclo de processamento das camadas de compósito, essas foram empilhadas nas configurações descritas na Figura 21, sendo que entre as camadas de titânio e do compósito foram adicionados os filmes de adesivo epóxi. Na sequência, o conjunto foi levado novamente para a prensa e aquecido até aproximadamente 120° C, onde permaneceu por 100 min, sendo aplicada também uma pressão constante de aproximadamente 1MPa. Vale ressaltar que a temperatura e o tempo foram determinados a partir de análises de calorimetria exploratória diferencial (DSC). Na Figura 24 é apresentado o ciclo de processamento utilizado para consolidação do adesivo epóxi.

Figura 24: Representação do ciclo de processamento utilizado para cura do adesivo epóxi utilizado na primeira metodologia



Fonte: Autoria própria

Para segunda metodologia de processamento, na qual não foram utilizados os filmes de adesivo epóxi, o processamento consistiu no empilhamento das camadas como descritos na Figura 21, seguido posteriormente com um aquecimento até 340° C, aplicação de pressão de aproximadamente 1 MPa, manutenção de 20 min nessas condições e resfriamento até a temperatura ambiente.

Após os ciclos de processamento foram obtidas placas aparentemente bem consolidadas. Porém, como optou-se por utilizar o termoplástico e/ou o adesivo epóxi ultrapassando as dimensões do titânio, bem como devido ao efeito de *squeeze*, após o ciclo de processamento fez-se necessário a remoção a aproximadamente 2 cm de cada borda das placas. Tais bordas foram removidos utilizando uma serra fita, e em seguida foram lixadas para melhorar o acabamento e facilitar a avaliação dos perfis das configurações dos laminados.

4.2 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

Com a finalidade de determinar a qualidade da interface dos compósitos obtidos nos processamentos foram realizados os ensaios de Cisalhamento Interlaminar ou *Interlaminar Shear Strength* (ILSS) e o ensaio de Cisalhamento por Compressão ou *Compression Shear Test* (CST). Os testes foram realizados utilizando células de carga de 10 kN, com velocidades constantes de 0,5 mm/min e 0,25 mm/min. Esses ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos da Shimadzu, modelo AG-X, disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos DMT/FEG/UNESP (Figura 25).

Figura 25: Máquina universal de ensaios mecânicos Shimadzu, modelo AG-X



Fonte: Autoria própria

Para os ensaios de ILSS foi utilizado o mínimo de sete corpos de prova para cada condição de laminado produzido, sendo que os corpos de prova foram cortados em serra de fita e/ou mesa de corte (serra de disco) e posteriormente lixados. As dimensões dos corpos de prova foram determinadas de acordo com os requisitos da norma ASTM D2344/D2344M, a qual informa que os corpos de prova tenham suas dimensões definidas de acordo com as Equações 1 e 2.

$$l = h * 6,0 \quad (1)$$

$$b = h * 2,0 \quad (2)$$

Onde:

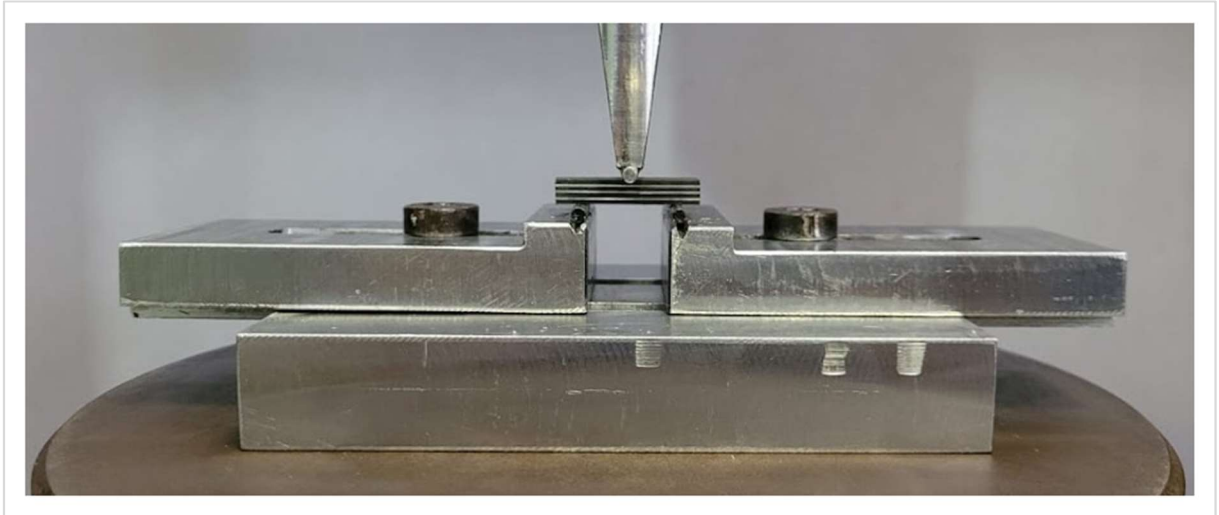
l = comprimento do corpo de prova;

h = espessura do material;

b = largura do corpo de prova.

Na Figura 26 é apresentada uma foto ilustrando a configuração de um ensaio de ILSS.

Figura 26: Fotografia da configuração de um ensaio de ILSS



Fonte: Autoria própria

Após os ensaios realizados a resistência ao cisalhamento em flexão foi calculada utilizando a Equação 3.

$$F^{sbs} = 0,75 * \frac{P_m}{b * h} \quad (3)$$

Onde:

F^{sbs} = resistência interlaminar;

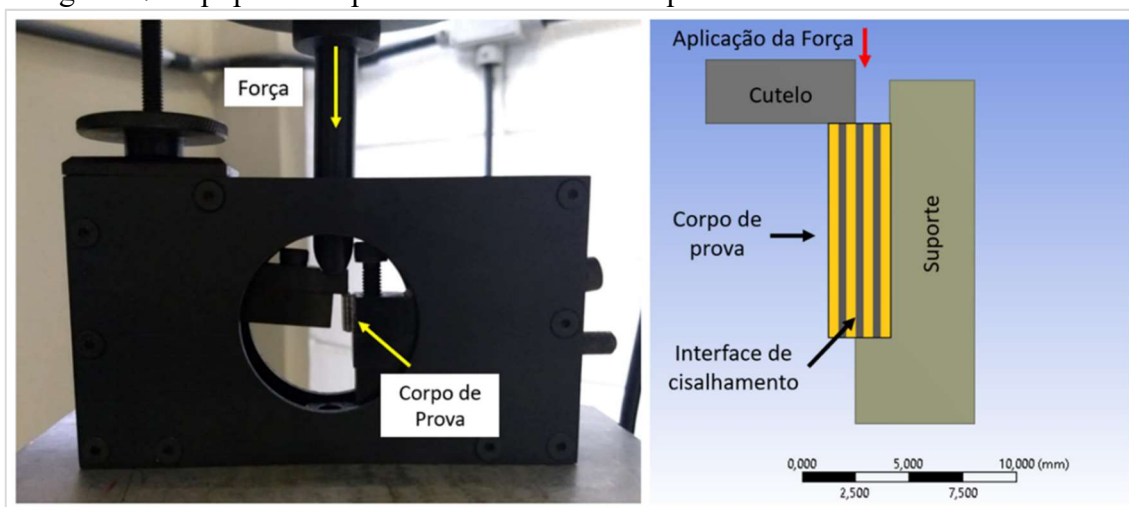
P_m = carga máxima;

b = largura do corpo de prova;

h = espessura do corpo de prova.

Para o ensaio de CST foram utilizados dez corpos de prova. As dimensões dos corpos de prova (10x10 mm), bem como as condições para a realização do ensaio foram feitas de acordo com o artigo de Schneider, Lauke e Beckert (2001). Na Figura 27 é apresentada fotografia do equipamento e um esquema do funcionamento do ensaio de CST.

Figura 27: Equipamento para ensaio de CST e esquema do funcionamento do ensaio



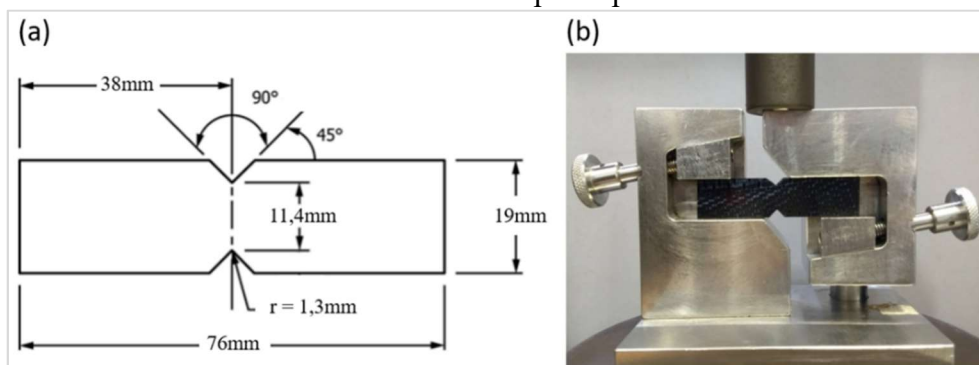
Fonte: Autoria própria

Após os ensaios de CST a resistência ao cisalhamento por compressão foi determinada a partir da relação direta entre a carga máxima suportada pelo corpo prova com a área da seção transversal ao qual a carga estava sendo aplicada.

Além da caracterização da interface a partir dos ensaios de ILSS e CST, outros ensaios de caracterização mecânica foram realizados, sendo esses mais especificamente os ensaios de Iosipescu, excitação por Impulso (IET) e tração.

Os ensaios de Iosipescu, também foram realizados na máquina universal de ensaios mecânicos da Shimadzu, porém para esse ensaio foi utilizada uma célula de carga de 50 kN. Esse ensaio foi realizado de acordo com a norma da ASTM D5379/D5379M, a qual além da velocidade de deslocamento (0,5 mm/min) também especificou a geometria dos corpos de prova. São ilustradas na Figura 28a geometria do corpo de prova, bem como uma foto do dispositivo de ensaio com o corpo de prova Figura 28b.

Figura 28: (a) Geometria do corpo de prova de Iosipescu e (b) fotografia do dispositivo de ensaio com o corpo de prova



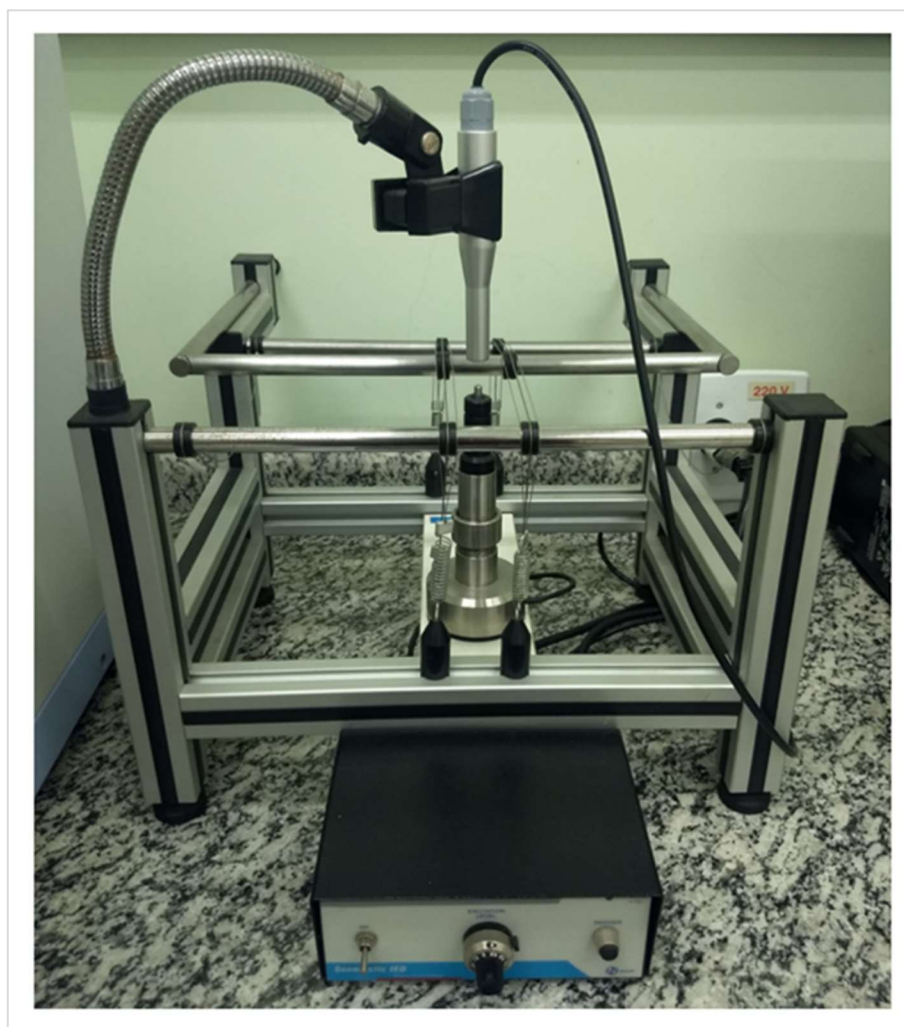
Fonte: Autoria própria

Após os ensaios realizados a resistência ao cisalhamento translaminar foi determinada a partir da relação direta entre a carga máxima e a área da seção transversal ao qual a carga estava sendo aplicada.

Com relação ao ensaio de Excitação por impulso (IET), esse foi realizado no equipamento da ATCP (

Figura 29), disponível no Laboratório de Análises Térmicas e Reológicas na Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá. Para tal, os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E1876 e seguindo recomendações do fabricante do equipamento. Vale ressaltar que a configuração escolhida para captação dos dados foi no modo de flexão, no qual o microfone e o excitador ficam posicionados paralelamente em lados opostos da amostra e que para cada laminado foram realizadas cinco medidas de módulo de elástico dinâmico.

Figura 29: Foto do Equipamento de Excitação por Impulso, marca ATCP, utilizado para medir o módulo elástico dinâmico

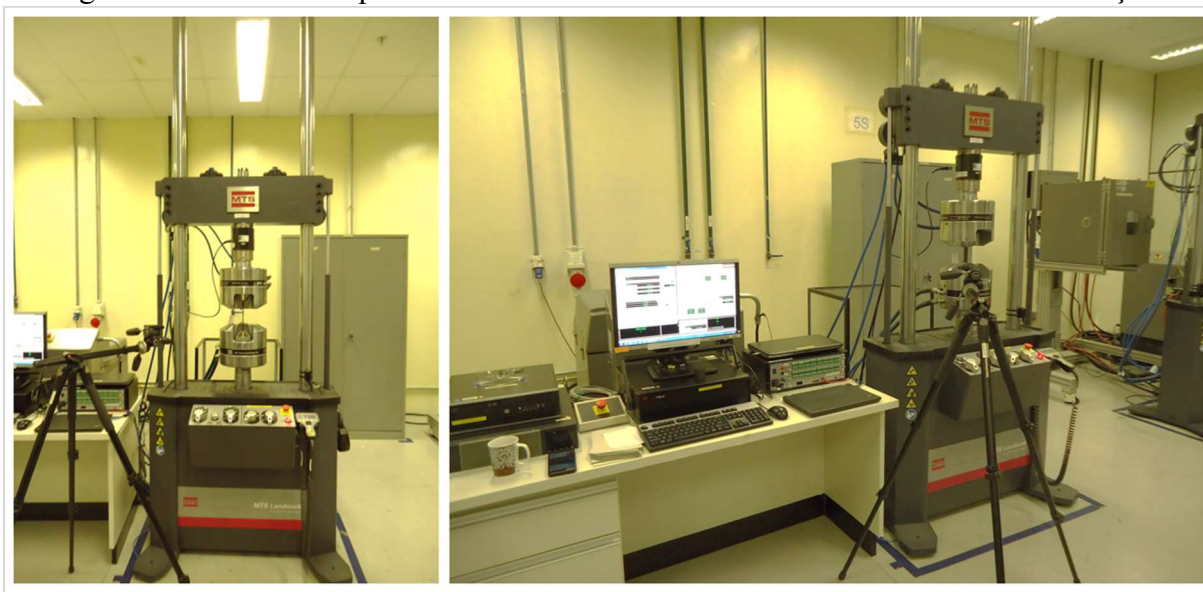


Fonte: Autoria própria

Por fim, com relação ao ensaio de tração, esse foi realizado em máquina de ensaios MTS 370.10, disponível no Núcleo de Estruturas Leves (LEL) do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) no parque tecnológico de São José dos Campos, sendo para os ensaios foi utilizado uma célula de carga de 250kN. Além disso, devido à restrição do tamanho do compósito produzido, a realização desse ensaio não seguiu diretamente as recomendações da norma ASTM D3039/D3039M. Contudo a mesma serviu de base para fabricação dos corpos de prova, bem como a velocidade de carregamento (2 mm/min).

Para estes ensaios, a norma recomenda que o corpo de prova tenha aproximadamente 250 mm de comprimento e 25mm de largura, entretanto, devido ao tamanho dos laminados produzidos a geometria final dos corpos de prova foi de aproximadamente 180mm de comprimento por 25mm de largura. Na Figura 30 são apresentadas fotografias da máquina que foi utilizada para realização dos ensaios de tração.

Figura 30: Fotos da máquina universal de ensaios MTS utilizada nos ensaios de tração

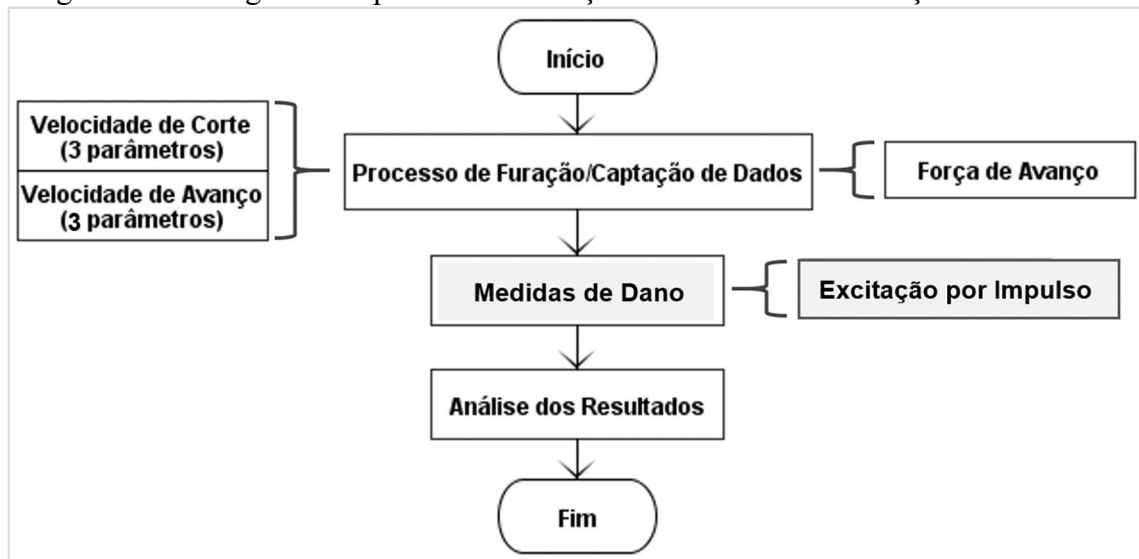


Fonte: Autoria própria

4.3 FURAÇÃO

A realização dos processos de furação e correlação entre as variáveis de entrada com os danos resultantes foi realizada de acordo com o fluxograma apresentado na Figura 31.

Figura 31: Fluxograma do processo de furação e análise de delaminação do laminado



Fonte: Autoria própria

Para o processo de furação dos laminados foi utilizado um Centro de Usinagem marca DMG modelo DMU50ECO, com rotação máxima do fuso de 8000 rpm e potência de 17 kVA. Este equipamento encontra-se disponível no Laboratório de Estudo da Usinagem da Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá (Figura 32).

Figura 32: Foto do Centro de Usinagem marca DMG modelo DMU50ECO

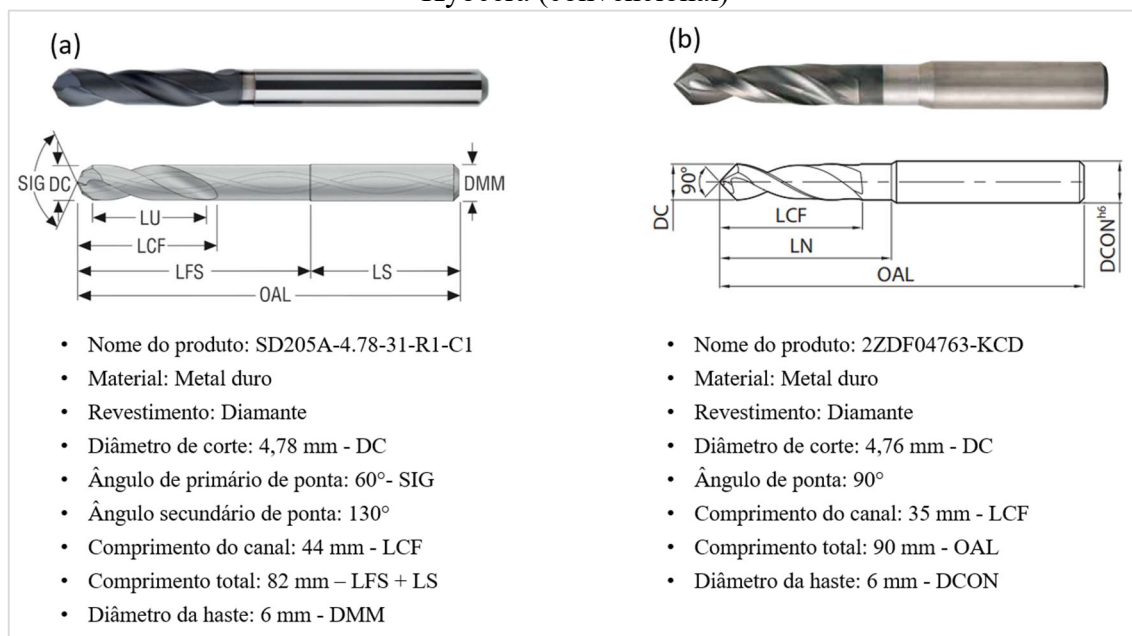


Fonte: David-Müzel (2021)

Para os processos de furação foram utilizados dois conjuntos de brocas, ambas de metal de duro com revestimento de diamante, sendo esse o revestimento mais indico para a usinagem de compósitos.

Com relação aos conjuntos de brocas, o primeiro tipo (Figura 33a) foi doado pela empresa Seco Tools, a qual de acordo com a empresa foi desenvolvida especificamente para furação de compósitos poliméricos reforçados com fibras. Entretanto o segundo tipo (Figura 33b) foi adquirido junto a empresa Kyocera, e também de acordo com a empresa foram desenvolvidas para processos de furação de compósitos poliméricos reforçados com fibras. Vale ressaltar que a principal diferença entre as brocas é a geometria de corte, na qual a primeira apresenta geometria multifacetada com dois ângulos de ponta (60° ângulo primário e 130° ângulo secundário), enquanto a segunda é tem uma geometria simples com ângulo de ponta de 90° . Desse modo, para esse trabalho elas são referenciadas como multifacetada e convencional, respectivamente.

Figura 33: Brocas com revestimento de diamante, (a) Seco Tools (multifacetada) e (b) Kyocera (convencional)



Fonte: Autoria própria

Para os parâmetros de corte foram selecionadas três rotações do fuso e três avanços, sendo estes baseados em valores encontrados na literatura, de forma a abranger o maior número de artigos encontrados, bem como seguir as recomendações dos fabricantes das ferramentas. Os valores de rotações escolhidos foram 2000, 4000 e 6000 rpm. Vale ressaltar que os valores de avanços escolhidos foram de 0,025; 0,05 e 0,10 mm/rotação.

A partir da combinação das rotações e dos avanços escolhidos, foi realizado um fatorial completo com três réplicas para cada combinação. Na Tabela 1 são apresentadas as combinações de parâmetros de corte utilizados nos processos de furação.

Tabela 1 Combinações de parâmetros utilizados nos processos de furação

Rotações (rpm)	Avanço (mm/rotação)		
2000	0,025	0,05	0,10
4000	0,025	0,05	0,10
6000	0,025	0,05	0,10

Fonte: Autoria própria

Durante os processos de furação foram coletados dados de força de avanço utilizando uma célula de carga conectada e um sistema de aquisição de dados computadorizado, os quais coletarão dados em tempo real. A célula de carga utilizada para captar a força de avanço foi uma célula de carga do tipo S com capacidade de 100 kg, modelo YZC-516C, a qual foi posicionada logo abaixo do suporte onde os corpos de prova de furação foram fixados para a realização do ensaio. Na Figura 34 são apresentados o sistema de fixação e a célula de carga utilizada para captação da força de avanço durante os ensaios de furação.

Figura 34: Sistema de fixação e célula de carga utilizada para captação da força de avanço



Fonte: Autoria própria

Para o sistema de aquisição que foi utilizado é constituído de uma placa de aquisição de dados da National Instruments, modelo NI PCI 6220, acoplada em um microcomputador. A placa tem a função de receber os sinais analógicos enviados pelo sensor de força acoplado ao Centro de Usinagem e transformá-los em sinais digitais, e esses são interpretados por um aplicativo com uma taxa de aquisição de 4,8 mil pontos por segundo, sendo que esse aplicativo foi desenvolvido utilizando o *software* Labview 7.1 2012.

Com relação a geometria dos corpos de prova, para minimizar a interferência de processos de furação consecutivos em um mesmo laminado, bem como preservar os resultados, os processos de furação foram realizados em corpos de prova individuais com aproximadamente 75x20 mm. Essas medidas foram determinadas em função do suporte onde o material foi fixado, bem como em relação a medida mínima de segurança entre furos para que as delaminações resultantes do processo não se encontrem é de 6mm.

Por fim, após os processos de furação os corpos de prova foram submetidos a ensaios de excitação por impulso de acordo com a norma ASTM E1876, sendo que o modo utilizado para medição foi o de flexão. Vale ressaltar que para cada corpo de prova foram realizadas três medidas do módulo elasticidade dinâmico. O intuito de realizar esses ensaios é tentar correlacionar a variação dos valores no módulo do material em função das consequentes delaminações induzidas pelos processos de furação.

4.4 ANÁLISE ESTATÍSTICA

Para validar os resultados e determinar a influência das variações foram realizadas análises de variância (ANOVA), com nível de confiabilidade de 95%. Essas análises consistem em supor duas hipóteses distintas (H_0 e H_1), sendo que a primeira (H_0) considera que a média das amostras são iguais e não há diferença significativa entre os resultados, e a segunda (H_1) considera que houve variação significativa entre as médias. Para conseguir diferenciar os resultados que foram significativos na análise de variação e, consequentemente determinar quais fatores ou combinações de fatores geraram resultados que diferem entre si, também foram realizados testes de Tukey para verificar a diferença entre as médias.

Por fim, além das análises mencionadas, também foram conduzidas análises de regressão para investigar os fatores identificados como influentes nos resultados. O objetivo dessa análise foi identificar a correlação entre o resultado e o parâmetro de entrada, propondo um modelo linear que relacionasse esses dois aspectos. Além disso, buscamos determinar a

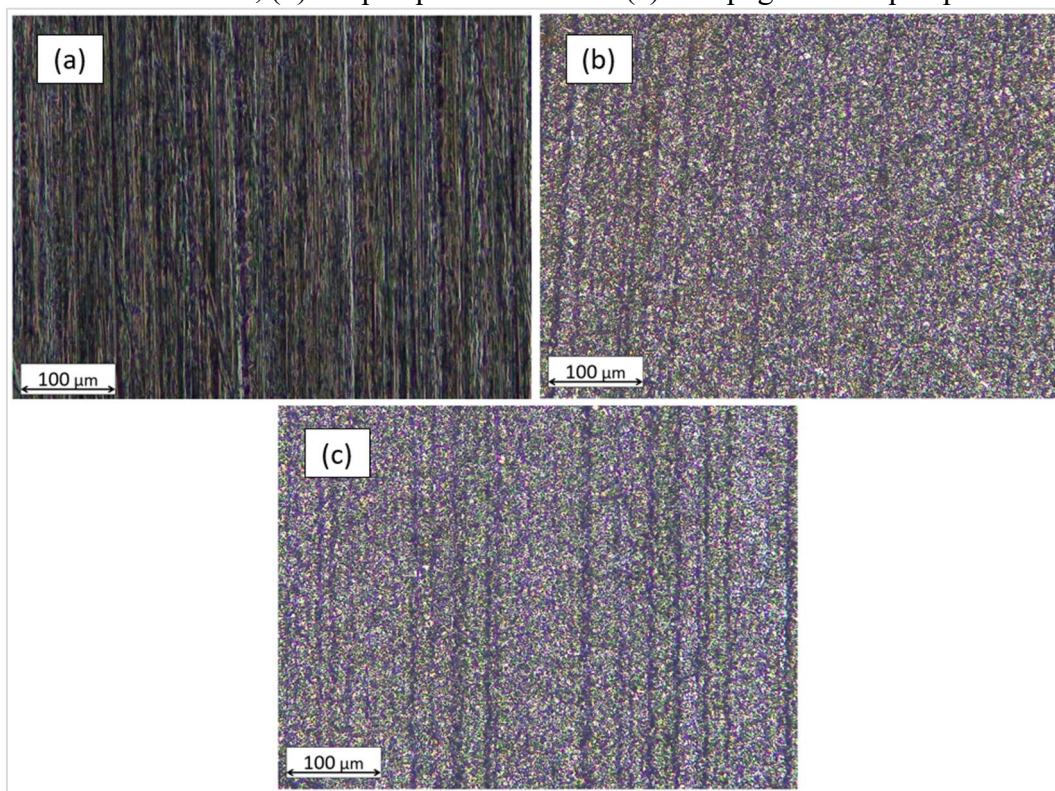
porcentagem dos resultados explicada pelo modelo, bem como realizar previsões de resultados com base nesse modelo.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISE DOS TRATAMENTOS DE SUPERFÍCIES DA LIGA DE TITÂNIO

Com relação ao aspecto da superfície das placas de liga de titânio, a partir da microscopia óptica não foi possível identificar que ocorreram diferenças significativas entre cada um dos tratamentos aplicados. Na Figura 35 são apresentadas as micrografias das microscopias de cada uma das superfícies após os tratamentos realizados.

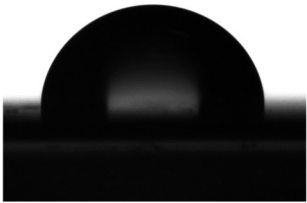
Figura 35: Micrografias ópticas das superfícies da liga de titânio após os tratamentos, (a) abrasão mecânica, (b) ataque químico direto e (c) decapagem e ataque químico.



Fonte: Autoria própria

Com relação as medidas de ângulo de contato (Tabela 2), identificou-se que dentre todas as superfícies aquela que apresentou menor valor de ângulo de contato, ou seja com carácter hidrofílico, foi a que passou pelo tratamento da terceira rota, ou seja, o tratamento com decapagem e ataque químico.

Tabela 2: Resultados dos ângulos de contato dos tratamentos de superfície

Condição	Ângulo de contato (°)	Foto
Sem tratamento	93,32	
Rota 1: Abrasão Mecânica	81,42	
Rota 2: Ataque químico direto	51,30	
Rota 3: Decapagem e ataque químico	34,60	

Fonte: Autoria própria

Portanto, partindo desses resultados, com intuito de maximizar a distribuição e contato do LMPAEK com a superfície da liga de titânio, ou seja, obter maior área de contato, bem como maior interação e consequentemente obter a melhor interface possível, optou-se por utilizar a terceira rota de tratamento superfície para a produção dos HTCLs.

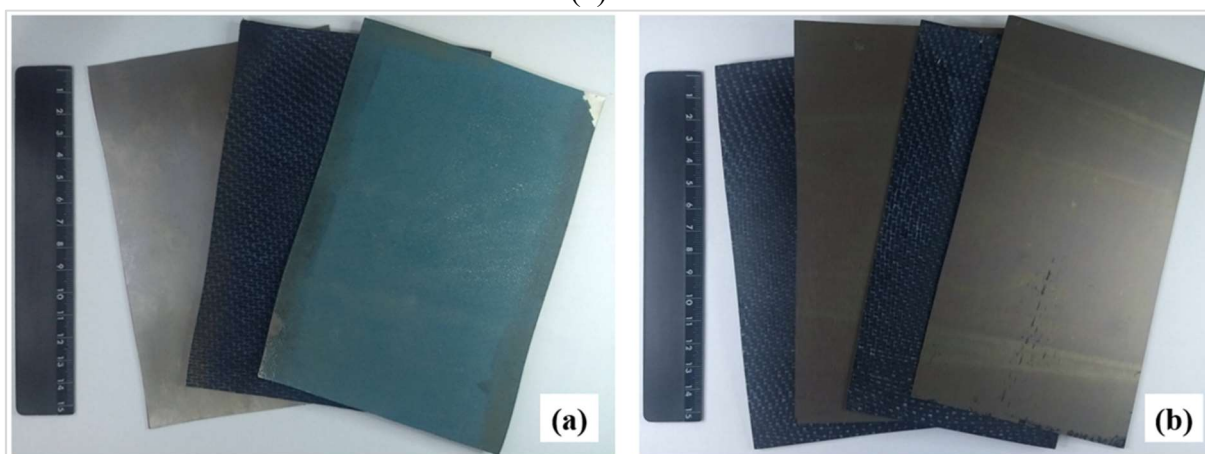
5.2 PRODUÇÃO DOS LAMINADOS

Em relação aos laminados, inicialmente foram produzidas as variações baseadas na configuração apresentada na Figura 21a, ou seja, na configuração com as chapas de liga de titânio nas camadas externas dos laminados. Optou-se por testar inicialmente essa configuração, pois independentemente do tipo de laminado metal fibra, a grande maioria presente na literatura tem configuração com os materiais metálicos nas camadas externas. Segundo Sinmazçelik *et al.* (2011) a utilização dos materiais metálicos nas camadas externas é diretamente ligada a proteção contra umidade e degradação ambiental que as camadas metálicas fornecem para o

compósito, bem como pelo fato de que tornam os danos causados por impactos muito mais visíveis, aumentando significativamente a capacidade de inspeção e detecção.

Entretanto, todos os laminados, com ou sem adesivo, que foram produzidos com a liga de titânio nas camadas externas sofreram delaminações espontâneas, parciais ou totais, após a retirada do excesso de polímero das bordas dos laminados (Figura 36). Vale ressaltar que no caso dos laminados com adesivo essas delaminações ocorreram imediatamente após o corte do excesso, enquanto que no caso dos sem adesivo, os laminados permaneceram íntegros por aproximadamente sete dias, e após esse período começaram a delaminar espontaneamente.

Figura 36: Compósitos delaminados após o corte do excesso de polímero nas bordas, (a) com adesivo e (b) sem adesivo



Fonte: Autoria própria

A ocorrência dessas delaminações, evidenciou que a interface entre os materiais estava ruim, ou seja, com um baixo nível de adesão, em especial no caso dos laminados produzidos com o filme adesivo. Além disso, o fato das delaminações nas placas sem adesivo terem ocorrido somente após um período prolongado de tempo indicou que de alguma forma as delaminações não foram causadas simplesmente por um baixo nível de adesão do polímero com o metal, mas sim como resultado de algum outro fator.

Após uma análise um pouco mais criteriosa das placas sem adesivo identificou-se que nem todas as camadas de compósito descolaram das placas da liga de titânio. Em alguns casos o compósito permaneceu aderido junto a pelo menos, uma das placas da liga de titânio, indicando certo nível de adesão. Além disso, nos casos onde esse fato ocorreu, o conjunto (placa de liga de titânio/ compósito) estava um pouco empenado para o lado do titânio (Figura 37), indicando que a superfície livre do titânio, ou seja, aquela que não estava em contato com o compósito estava exercendo esforços e, portanto, deformando o conjunto.

Figura 37: Fotografias que evidenciam o empenamento do conjunto da liga de titânio com compósito



Fonte: Autoria própria

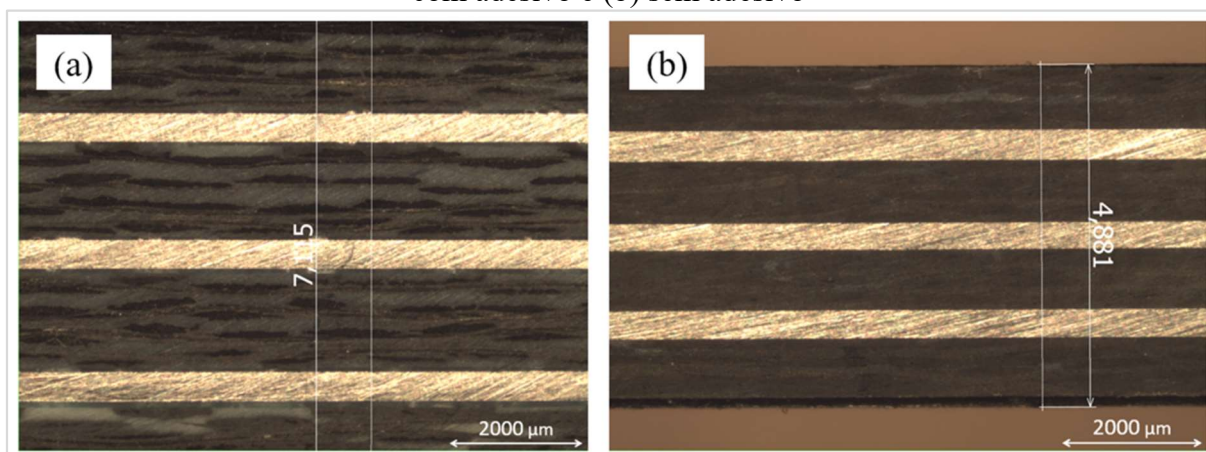
Uma hipótese para esse empenamento na direção da placa da liga de titânio é a presença de tensões residuais geradas durante o processamento, mais especificamente durante o resfriamento do laminado. Essas tensões provavelmente surgiram devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica dos materiais ($\text{Ti6Al4V} - 8,6 \mu\text{m/m } ^\circ\text{C}$ e $\text{PAEK} - 10,0 \mu\text{m/m } ^\circ\text{C}$), bem como do impedimento da retração da liga de titânio imposta pelo polímero quando esse se solidificou em aproximadamente 320°C e praticamente impediu a retração da liga de titânio à medida que a temperatura abaixava.

Por fim, devido a configuração dos laminados, como não há restrição mecânica na superfície exposta da liga titânio, a mesma tentou aliviar as tensões se retraindo e causou tensões de tração na interface com a camada inferior, as quais foram maiores que a resistência e, portanto, causaram as delaminações.

A partir dessa hipótese surgiu a proposta de produzir os laminados com a configuração da Figura 21b, ou seja, com camadas de compósitos nas camadas externas do HTCL, sendo essas com intuito de igualar e neutralizar a variação de tensões nas camadas metálicas.

Diferentemente dos laminados processados com a liga de titânio nas camadas externas, os que foram confeccionados com camadas de LMPAEK reforçado com fibras de carbono não delaminaram espontaneamente após o corte do excesso de polímero, nem mesmo após um período de tempo de aproximadamente 20 dias ou quando os corpos de prova foram cortados e lixados para os ensaios mecânicos. Na Figura 38 são apresentadas fotografias dos perfis dos HTCLs produzidos com a configuração contendo nas camadas externas o compósito.

Figura 38: Perfil dos HTCLs produzidos com camadas externas com compósito, sendo (a) com adesivo e (b) sem adesivo



Fonte: Autoria própria

A partir dessas imagens foi possível identificar que ocorreram algumas diferenças entre os dois HTCLs produzidos com cada uma das metodologias, sendo as principais a espessura e qualidade da consolidação das camadas de compósito. Quanto a espessura do laminado produzido sem adesivo e com um único ciclo, esse apresentou espessura de 4,881 mm, visto que o laminado produzido com adesivo e dois ciclos, uma espessura de 7,115mm. No que diz respeito a consolidação das camadas de compósito, o HTCL produzido com adesivo, ou seja, o com dois ciclos de aquecimento, nitidamente apresentou defeitos, os quais são evidenciados pelos inúmeros poros presentes (Figura 38^a), sendo esses possivelmente resultados do segundo aquecimento ao qual as camadas de LMPAEK foram submetidas. Enquanto que o outro laminado é praticamente isento de poros visíveis, sugerindo melhor consolidação.

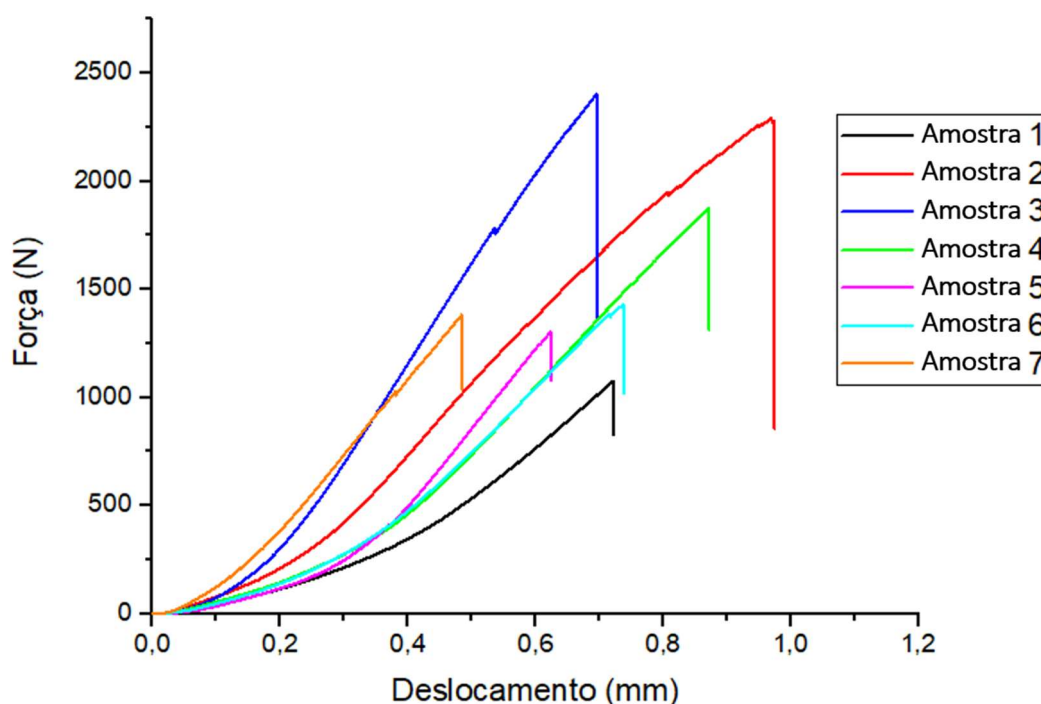
5.3 ENSAIOS MECÂNICOS

Com relação aos resultados dos ensaios mecânicos obtidos, foi possível identificar que houve uma grande diferença entre as duas metodologias empregadas para a produção dos laminados. Além disso, identificou-se que um dos laminados apresentou valores de resistência mecânica iguais ou acima dos resultados encontrados na literatura, enquanto que no outro o desempenho foi muito inferior quando comparado aos dados disponíveis na literatura (KAZEMI *et al.*, 2020).

5.3.1 Cisalhamento Interlaminar - ILSS

Na Figura 39 são apresentadas as curvas de força por deslocamento obtidas para o HTCL produzido com o primeiro método, ou seja, com adesivo. Nestas é possível observar um comportamento mecânico linear e constante (região elástica), com grande variação entre as amostras analisadas, bem como entre os valores máximos de carga suportados (1000 e 2400N), seguido de uma queda abrupta na força relacionada a falha da amostra.

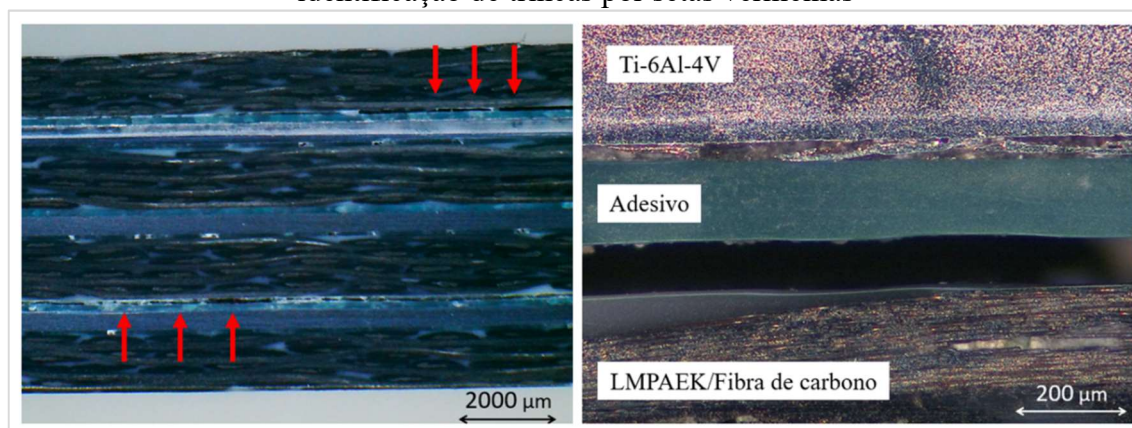
Figura 39: Gráfico das curvas de força (N) por deslocamento (mm) obtidas a partir dos ensaios de ILSS para o laminado produzido com adesivo



Fonte: Autoria própria

Apesar de visualmente ter sido identificada uma grande quantidade de poros nas camadas de LMPAEK com fibra de carbono (Figura 38a), as falhas relacionadas as quedas abruptas nos carregamentos durante os ensaios de ILSS ocorreram devido ao surgimento de trincas nas interfaces entre as camadas da liga de titânio e do compósito (Figura 40), as quais de acordo com norma ASTM D2344 indicam que a falha ocorreu pelo mecanismo de cisalhamento.

Figura 40: Micrografias dos corpos de prova de ILSS do HTCL com adesivo, com identificação de trincas por setas vermelhas



Fonte: Autoria própria

A partir dos resultados dos ensaios realizados foram calculadas as tensões máximas para cada um dos testes de acordo com a Equação 3 descrita na metodologia, sendo essas posteriormente utilizadas para os cálculos da tensão média, do desvio padrão e do coeficiente de variação (Tabela 3).

Tabela 3: Resultados do cisalhamento interlaminar do HTCL com adesivo

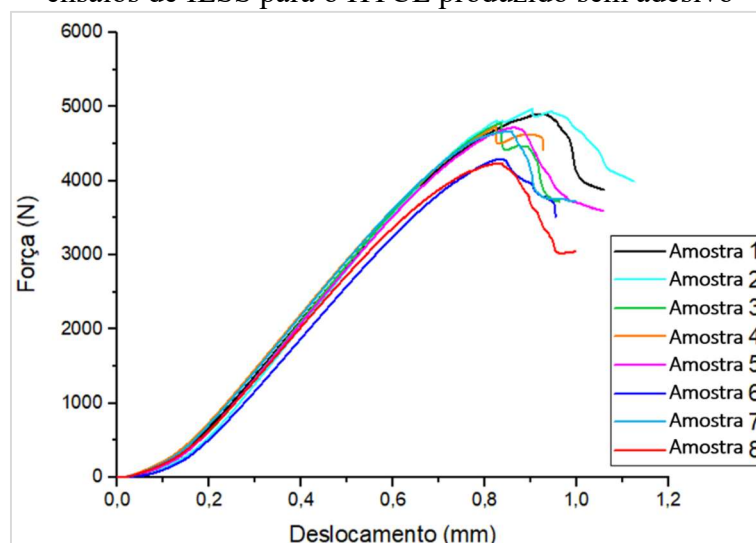
Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão	Coeficiente de Variação
13,52	$\pm 4,05$	0,35

Fonte: Autoria própria

Sobre a metodologia de produção do HTCL com utilização do filme adesivo, o material apresentou resistência ao cisalhamento inferior aos valores encontrados na literatura, sendo de aproximadamente apenas 20% da relatada por Kazemi *et al.* (2020) em seu *review* sobre HTCLs e 15% do especificado no *datasheet* para o compósito de LMPAEK da Toray. Tal resultado possivelmente ocorreu devido à baixa interação que há entre o adesivo epóxi e o LMPAEK, de modo que ao serem submetidos aos esforços mecânicos, nos corpos de prova ocorreram o surgimento de trincas na interface entre os dois materiais, e subsequentemente causaram cisalhamento interlaminar no material.

Com relação aos HTCLs produzidos pela segunda metodologia (sem adesivo), as curvas resultantes do ensaio de ILSS foram mais consistentes tanto no comportamento quanto nos valores das cargas suportadas (4300 a 5000N). Além disso, diferentemente dos ensaios no laminado com adesivo, nesse caso não ocorreram quedas abruptas nas cargas, mas sim reduções mais suaves e com mais de um estágio, em alguns casos (Figura 41).

Figura 41: Gráfico das curvas de força (N) por deslocamento (mm) obtidas a partir dos ensaios de ILSS para o HTCL produzido sem adesivo



Fonte: Autoria própria

Tanto os comportamentos mais constantes, quanto os valores de carga e as quedas menos abruptas nas cargas foram indícios que diferentemente do que se esperava, o laminado produzido sem adesivo apresentou desempenho superior ao outro laminado. Fato esse que foi comprovado com os cálculos das tensões de cisalhamento, seguido da tensão média, desvio padrão e coeficiente de variação (Tabela 4).

Tabela 4: Resultados do cisalhamento interlaminar do HTCL sem adesivo

Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão	Coeficiente de Variação
75,40	± 2,05	0,03

Fonte: Autoria própria

Além disso, ao comparar o resultado de tensão média com os dados da literatura fornecidos por Kazemi et al (2020) e Santos *et al.* (2020) em seus artigos com focos em tratamentos de superfície, fabricação e propriedades mecânicas, identificou-se que o material produzido apresentou uma resistência superior aos apresentados nos artigos. Ainda comparando-se com a resistência fornecida no *datasheet* da Toray, pode-se afirmar que o HTCL suportou 80% da carga que um laminado constituído inteiramente de LMPAEK e fibra de carbon. No Quadro 7 são apresentadas as tensões de cisalhamento obtidos a partir de ensaios de ILSS para diferentes tipos de FMLs/HTCL e compósitos laminados.

Quadro 7: Resistência ao cisalhamento interlaminar de outros compósitos

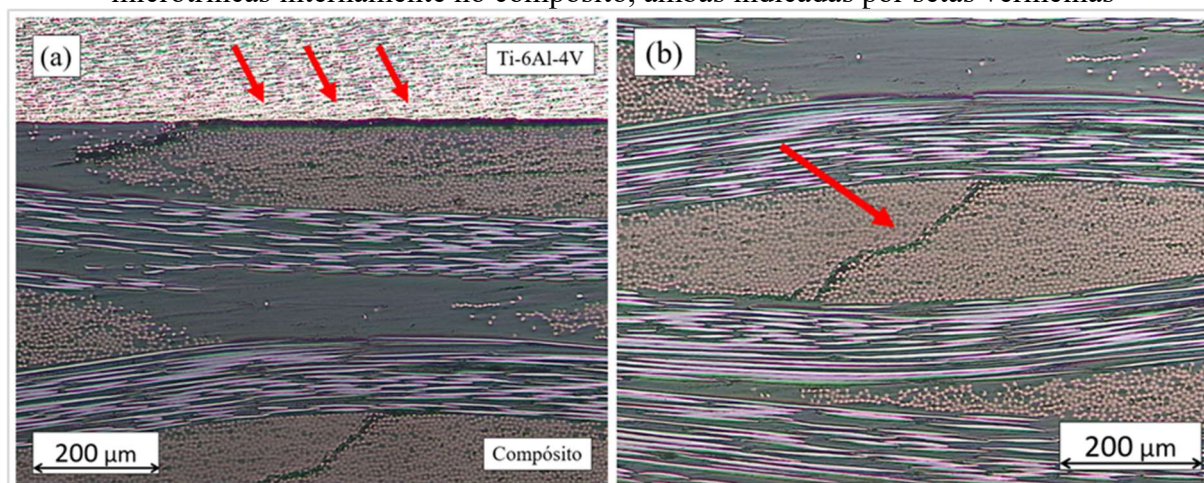
Material	Tensão Média (MPa)
PPS/Fibra de Carbono	58,4
GLARE [®]	40,9 ± 4,2
CARALL [®]	38,1 ± 1,2
Al tratado/Epóxi/Fibra de Carbono	64,5 ± 1,2
Ti/Epóxi/Fibra de Carbono	56,1 ± 9,9
TORAY CETEX [®] TC1225	96,5

Fonte: Adaptado de Kazemi *et al.* (2020), Santos *et al.* (2020) e DATASHEET TORAY CETEX[®] TC1225 (2020)

Sobre as quedas menos abruptas e com mais de um estágio identificadas na Figura 41, Kazemi *et al.* (2020) afirmam que em alguns casos de ensaios de ILSS, quando a carga atinge um determinado valor, o surgimento de microtrincas, sejam internamente nas camadas de compósitos ou na interface com o material metálico, é a causa de tal comportamento. Os autores também afirmam que à medida que o material continua a ser submetido ao carregamento as trincas tendem a se propagar e causar uma falha por delaminação macroscópica, podendo ser parcial ou total no material.

A partir da análise microscópica dos corpos de prova foram encontradas essas microtrincas responsáveis pela diminuição da carga, tanto na interface entre a liga de titânio com o compósito, quanto internamente no compósito (Figura 42).

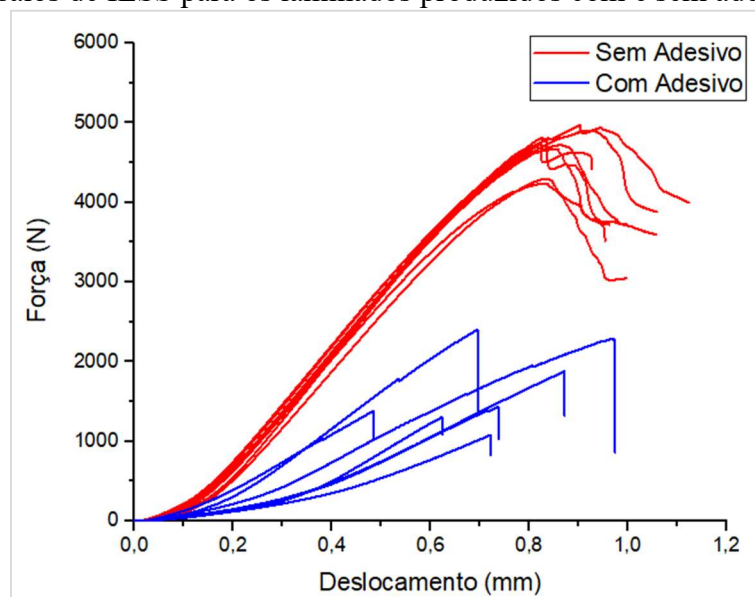
Figura 42: Micrografias da seção transversal do corpo de prova após ensaio de ILSS na qual são identificadas (a) microtrincas na interface entre a liga Ti-6Al-4V e o compósito, e (b) microtrincas internamente no compósito, ambas indicadas por setas vermelhas



Fonte: Autoria própria

Ao comparar os resultados, tanto em comportamento, quanto em valores de carga suportada (Figura 43), é nítido que houve uma grande diferença entre as resistências interlaminares dos dois HTCLs produzidos, com e sem adesivo.

Figura 43: Gráfico das curvas de força (N) por deslocamento (mm) obtidas a partir dos ensaios de ILSS para os laminados produzidos com e sem adesivo



Fonte: Autoria própria

Além disso, os resultados foram analisados estatisticamente a fim de comprovar essa diferença. Na Tabela 5 é apresentada a análise de variância realizada comparando os resultados dos laminados, sendo que a partir dessa fica comprovado que para um nível de confiança de 95% houve variação significativa das resistências interlaminares dos HTCLs produzidos com e sem adesivo.

Tabela 5: Análise de variância da resistência interlaminar dos HTCLs com e sem adesivo

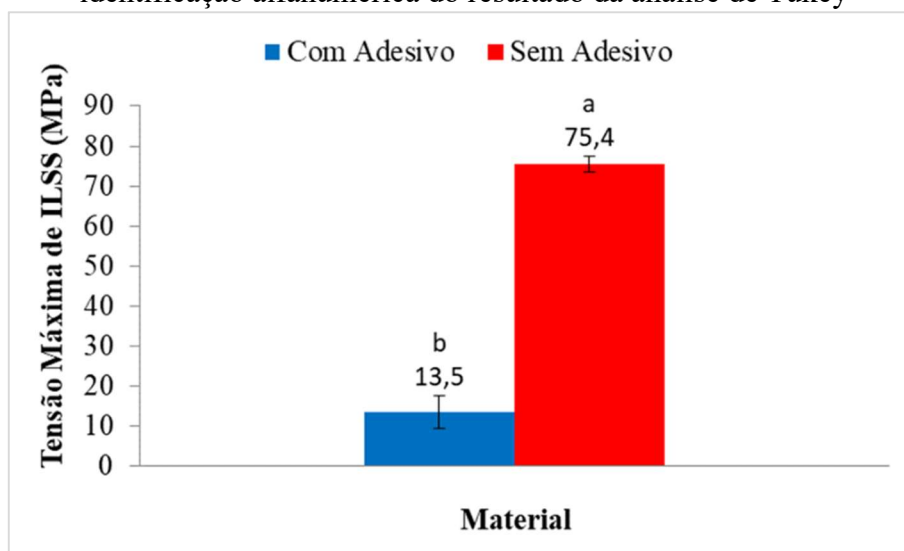
Parâmetros	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value	Contribuição
Material	1	14302,80	14302,80	1450,91	0,00	99,11%
Erro	13	128,20	9,90			0,89%
Total	14	14431,00				100%

Fonte: Autoria própria

Além disso, a partir da análise de Tukey desses resultados, comprovou-se estatisticamente que para um nível de confiança de 95%, há diferença significativa entre as duas médias de

resistência interlaminar obtidas para os laminados com e sem adesivo (Figura 44), diferença essa indicada com os caracteres alfanuméricos “a” e “b”.

Figura 44: Comparação de resistência ao cisalhamento interlaminar dos HTCLs com identificação alfanumérica do resultado da análise de Tukey



Fonte: Autoria própria

Por fim, com relação aos resultados obtidos nos ensaios de ILSS, pode-se afirmar que a metodologia 1, ou seja, com a utilização de adesivo na interface entre a liga de titânio e o compósito de LMPAEEK com fibra de carbono, apresentou resultados insatisfatórios, sendo o valor de tensão obtida muito inferior aos encontrados na literatura. Já no caso da metodologia 2, sem adesivo, o HTCL apresentou uma resistência ao cisalhamento interlaminar superior à de materiais do mesmo tipo que os encontrados na literatura, sendo 33% superior.

5.3.2 Cisalhamento Translaminar - Iosipescu

Com relação ao ensaio de Iosipescu, antes mesmo desse ser realizado, durante o processo de fabricação dos corpos de prova, mais especificamente durante a etapa de confecção dos entalhes centrais dos corpos de prova do HTCL com adesivo, em dois dos cinco corpos de prova houve delaminação total entre as camadas de titânio e compósito, indicando baixa adesão.

Vale ressaltar que o processo e confecção dos entalhes foi realizado simultaneamente no conjunto dos cinco corpos de prova, os quais foram justapostos lado a lado e tiveram o entalhe confeccionado com uma fresa com ângulo de 90°, desse modo os corpos no final da sequência de empilhamento, nos quais ocorreram as delaminações, não tiveram um apoio, favorecendo o surgimento das delaminações.

Na Figura 45 são apresentadas fotos dos corpos de prova do HTCL com adesivo que delaminaram durante a confecção dos entalhes para o ensaio de Iosipescu.

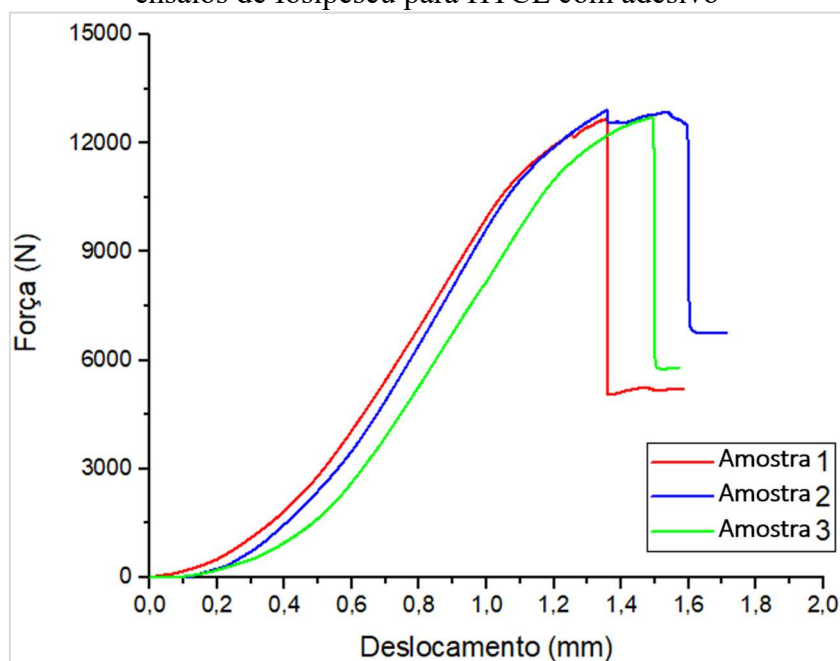
Figura 45: Corpos de prova de Iosipescu do HTCL com adesivo delaminados durante a confecção dos entalhes



Fonte: Autoria própria

A partir da análise dos resultados do ensaio de Iosipescu, dos corpos de prova do HTCL com adesivo que restaram, identificou-se que durante o carregamento o material inicialmente apresentou um comportamento mecânico linear, coerente com o que se esperava, porém, dentro de um intervalo de carga (12 e 13 kN). Em todos os ensaios a carga houve uma queda abrupta (Figura 46), indicando falha catastrófica do material.

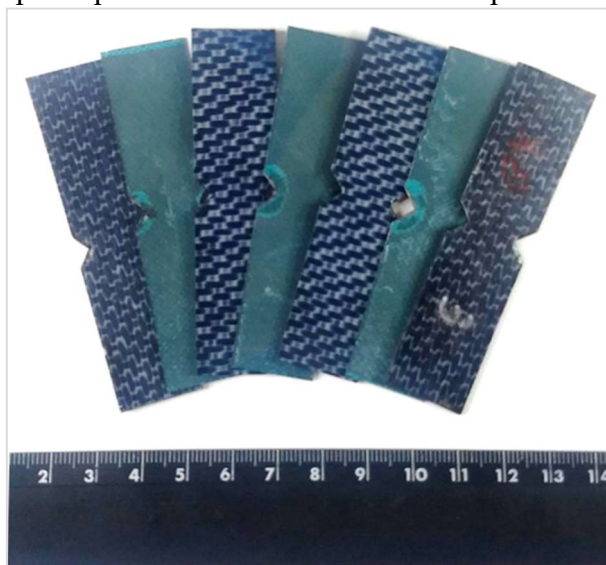
Figura 46: Gráfico das curvas de força (N) por deslocamento (mm) obtidas a partir dos ensaios de Iosipescu para HTCL com adesivo



Fonte: Autoria própria

Diferentemente do que se esperava, as falhas evidenciadas pelas quedas nas cargas não ocorreram devido a fratura da seção transversal ao qual a carga estava aplicada, mas sim devido a delaminação total de praticamente todas as camadas do laminado, invalidando, portanto, os ensaios de acordo com a norma descrita na ASTM D5379/D5379M (Figura 47).

Figura 47: Corpo de prova do HTCL com adesivo após ensaio de Iosipescu



Fonte: Autoria própria

A ocorrência desse fenômeno em todos os corpos de prova evidenciou, mais uma vez, que a utilização do adesivo para unir as camadas do HTCL, não gerou bons resultados de adesão. Entretanto, para critérios de comparação com outros resultados, bem como com a literatura, a resistência suportada pelos corpos de prova durante o ensaio de Iosipescu foi calculada. Na Tabela 6 são apresentados os resultados de tensão média, desvio padrão e coeficiente de variação.

Tabela 6: Resultados do ensaio de Iosipescu para o HTCL com adesivo

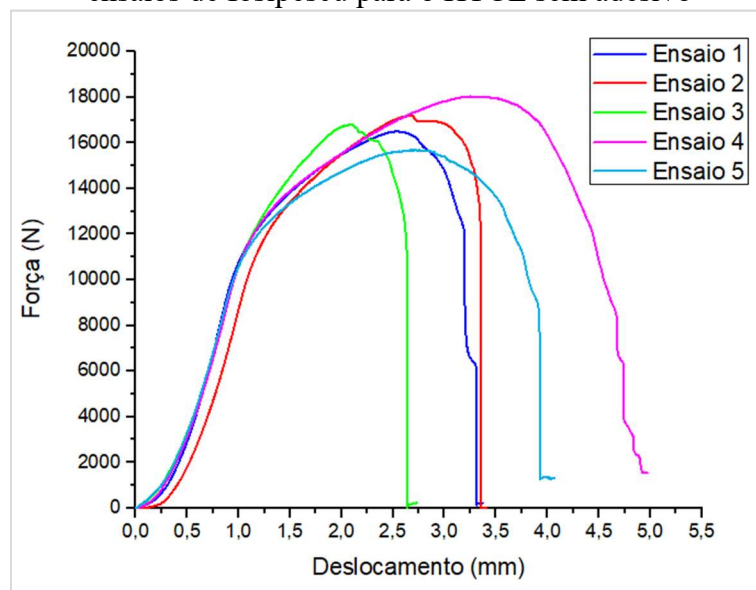
Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão	Coeficiente de Variação
153,15	2,45	0,02

Fonte: Autoria própria

Com relação ao HTCL confeccionado sem adesivo, durante a confecção dos corpos de prova, em nenhum deles ocorreram delaminações totais ou parciais, sugerindo uma adesão superior ao do produzido com adesivo sendo que a comprovação, não só da adesão superior, mas como também de uma resistência superior.

Sobre o comportamento durante o ensaio identificou-se, a partir das curvas de carga por deslocamento (Figura 48), que as cargas suportadas foram superiores ao do HTCL com adesivo, sendo as máximas entre 15 e 18 kN. Além disso, diferentemente do HTCL com adesivo, nesse não houve uma queda abrupta e inesperada da carga. No caso do HTCL sem adesivo, antes que a carga diminuísse consideravelmente indicando falha, houve um período no qual o incremento da carga resultou num acréscimo de força com menor intensidade, indicando que o material estava sofrendo deformação plástica, comportamento esperado, pois o HTCL em questão é constituído por materiais que são suscetíveis a deformações plásticas.

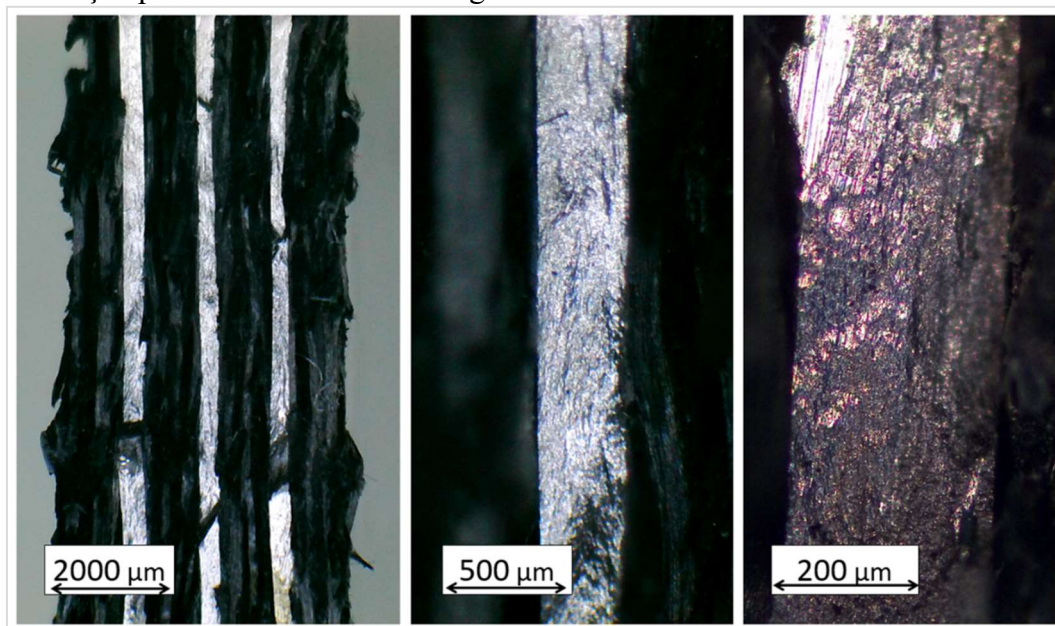
Figura 48: Gráfico das curvas de força (N) por deslocamento (mm) obtidas a partir dos ensaios de Iosipescu para o HTCL sem adesivo



Fonte: Autoria própria

A ocorrência dessas deformações plásticas foi evidenciada por meio da análise dos corpos de prova. A partir dessas análises identificou-se, especialmente nas camadas de liga de titânio dos corpos de prova que fraturaram, aspectos superficiais característicos da ocorrência de deformações plásticas (Figura 49), comprovando o comportamento observado nas curvas.

Figura 49: Micrografias ópticas da fratura do corpo de prova de Iosipescu evidenciando deformação plástica nas camadas da liga de titânio nas amostras de HTCL sem adesivo



Fonte: Autoria própria

Por fim, a partir das cargas máximas em cada ensaio foram calculadas a média da tensão máxima, o desvio padrão e o coeficiente de variação (Tabela 7).

Tabela 7: Resultados do ensaio de Iosipescu para o HTCL sem adesivo

Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão	Coeficiente de Variação
292,47	13,13	0,05

Fonte: Autoria própria

Tais resultados foram comparados com os encontrados na literatura (KAZEMI *et al.*, 2020; SANTOS *et al.*, 2020), e identificou-se que o valor obtido foi superior quando comparado aos valores obtidos para outros compósitos laminados, tanto no caso de compósitos poliméricos quanto no caso dos FMLs/HTCLs. Esses resultados são considerados excelentes não só pelo fato de serem superiores à de outros compósitos, mas também pelo fato do valor se aproximar da tensão de cisalhamento da liga de titânio. No Quadro 8 são apresentadas as resistências ao cisalhamento translaminar obtidos pelo ensaio de Iosipescu de alguns compósitos e FML/HTCL, bem como a resistência ao cisalhamento da liga de titânio.

Quadro 8: Resistência ao cisalhamento da liga de titânio e cisalhamento translaminar de outros laminados metal fibra

Material	Tensão Média (MPa)
Titânio	289,6 ± 4,2
Epóxi/Fibra de Carbono	93,2 ± 2,1
GLARE®	125,2 ± 2,3
CARALL®	123,4 ± 3,2
Ti//PEEK/Fibra de Carbono	132,0 ± 4,0
Al tratado/PPS/Fibra de Carbono	143,0 ± 3,0
Al/Epóxi/Fibra de Carbono	176,2 ± 10,8
Al tratado/Epóxi/Fibra de Carbono	192,5 ± 2,8

Fonte: Adaptado de Kazemi *et al.* (2020) e Santos *et al.* (2020)

Com relação a comparação dos dois HTCLs produzidos, a partir da análise estatística, identificou-se que para um nível de significância de 95%, houve variação estatística dos resultados (Tabela 8).

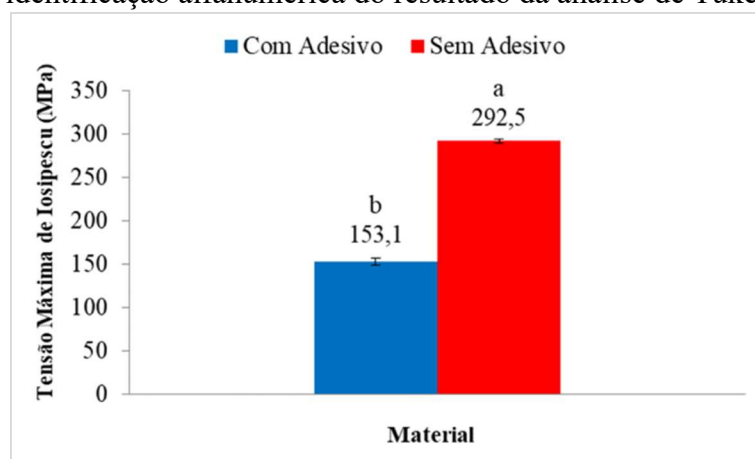
Tabela 8: Análise de variância da resistência translaminar dos HTCLs com e sem adesivo

Parâmetros	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value	Contribuição
Material	1	36398,10	36398,10	311,48	0,00	98,11%
Erro	6	701,10	116,90			1,89%
Total	7	37099,20				100%

Fonte: Autoria própria

A partir da análise de Tukey desses resultados, comprovou-se estatisticamente que para um nível de confiança de 95%, houve diferença significativa entre as duas médias de tensão obtidas para os laminados com e sem adesivo, diferença indicada com caracteres alfanuméricos “a” e “b” na Figura 50.

Figura 50: Comparação de resistência ao cisalhamento translaminar dos HTCLs com identificação alfanumérica do resultado da análise de Tukey



Fonte: Autoria própria

Por fim, quanto aos ensaios de Iosipescu, pode-se concluir que assim como no caso do ILSS, o HTCL produzido com uso de adesivo não apresentou bom desempenho, bem como que durante ensaios as interfaces dos corpos de prova não suportaram a carga e acabaram delaminando completamente. Já o material sem uso do adesivo, apresentou uma resistência média comparável com materiais do mesmo tipo encontrados na literatura, bem como superior a outros FMLs como o GLARE® e o CARALL®.

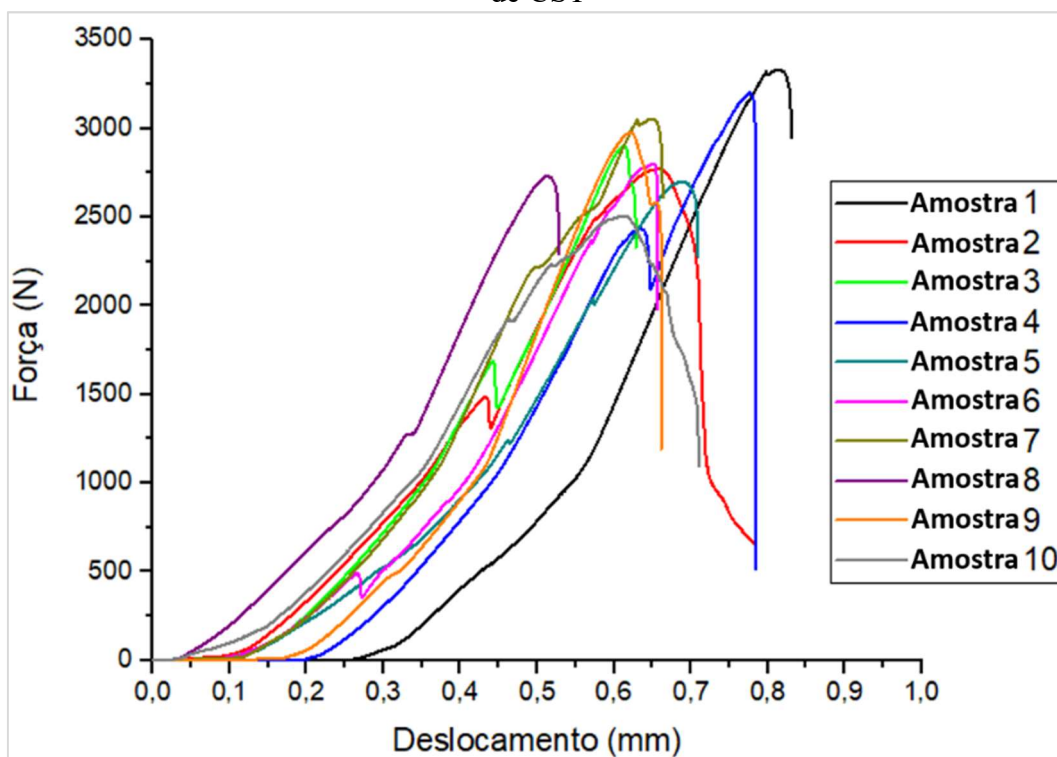
5.3.3 Compression Shear Test (CST)

Em relação aos ensaios de CST, estes foram realizados apenas para o laminado produzido sem utilização do adesivo. Tal fato foi decorrente da dificuldade de confecção dos corpos de

prova (10x10 mm) com o laminado produzido com adesivo, visto que durante a confecção desses todos delaminaram, evidenciando mais uma vez a baixa adesão na interface entre as camadas de liga de titânio, adesivo epóxi e compósito de LMPAEK/fibra de carbon.

Sobre o comportamento durante o ensaio identificou-se, a partir das curvas de carga por deslocamento (Figura 51), que inicialmente esse tem a tendência linear, sendo referente a região do regime elástico do material, seguido de pequenas oscilações na carga, as quais podem ter ocorrido por acomodações/movimentações dos corpos de prova no dispositivo, bem como o surgimento de micro trincas nas camadas de LMPEAK/fibra de carbono de maneira semelhante as ocorridas no ensaio de ILSS, seguido de uma região pequena no qual a carga se manteve constante ou teve pequeno acréscimo (região plástica) até a fratura evidenciada pelas quedas abruptas nos valores de carga.

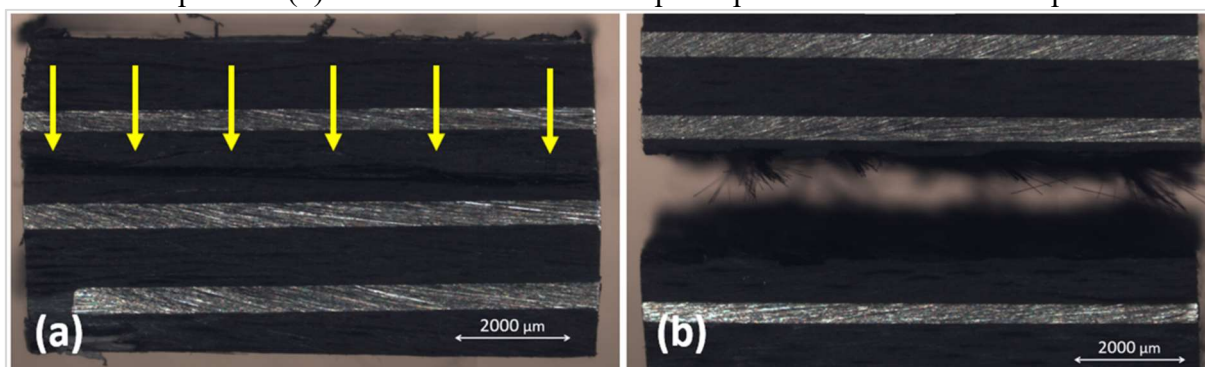
Figura 51: Gráfico das curvas de força (N) por deslocamento (mm) obtidas a partir do ensaio de CST



Fonte: Autoria própria

Além disso, a partir da análise dos corpos de prova após a realização dos ensaios, identificou-se que em todos os casos o tipo de falha predominante foi a coesiva, ou seja, o cisalhamento ocorreu exclusivamente na camada de compósito de LMPEAK/fibra de carbono e não na interface entre esse e a camada da liga de titânio (Figura 52). Tal fato evidencia, mais uma vez, a excelente adesão entre o polímero e o metal.

Figura 52: Falhas coesivas nos corpos de prova de CST, (a) surgimento de trinca na camada de compósito e (b) cisalhamento total do corpo de prova na camada de compósito



Fonte: Autoria própria

Por fim, a partir das cargas máximas foram calculadas a média da tensão máxima, o desvio padrão e o coeficiente de variação (Tabela 9).

Tabela 9: Resultados do ensaio de CST para o HTCL sem adesivo

Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão	Coeficiente de Variação
28,02	2,58	0,09

Fonte: Autoria própria

Esse resultado foi comparado com outros valores encontrados na literatura (SANTOS *et al.*, 2020), e a partir disso identificou-se que a tensão máxima de cisalhamento do laminado foi superior a todos os valores, mesmo quando comparada a valores provenientes de compósitos polimérico, os quais normalmente apresentam maior resistência na interface entre as camadas por serem constituídos por camadas de mesmo material. Vale, ainda, ressaltar que ao se comparar com outros FMLs/HTCLs o valor obtido da tensão foi de duas a três vezes maior que os disponíveis em literatura científica, reforçando ainda mais a tese de uma excelente adesão entre o titânio e o PAEK. No Quadro 9 são apresentados valores de resistência ao cisalhamento por compressão obtidos a partir do ensaio de CST outros compósitos laminados.

Quadro 9: Resistência ao cisalhamento por compressão de outros materiais

Material	Tensão Média (MPa)
Poliamida/Fibra de Carbono	$26,0 \pm 2,4$
Ti tratado/Epóxi/Fibra de Carbono	$14,5 \pm 1,1$

Al tratado/PPS/Fibra de Carbono	$17,0 \pm 3,0$
Ti/PEEK/Fibra de Carbono	$7,0 \pm 0,8$
Al/Epóxi/Fibra de Carbono	$10,2 \pm 1,5$
Al tratado/Epóxi/Fibra de Carbono	$11,9 \pm 1,6$

Fonte: Adaptado de Santos *et al.* (2020)

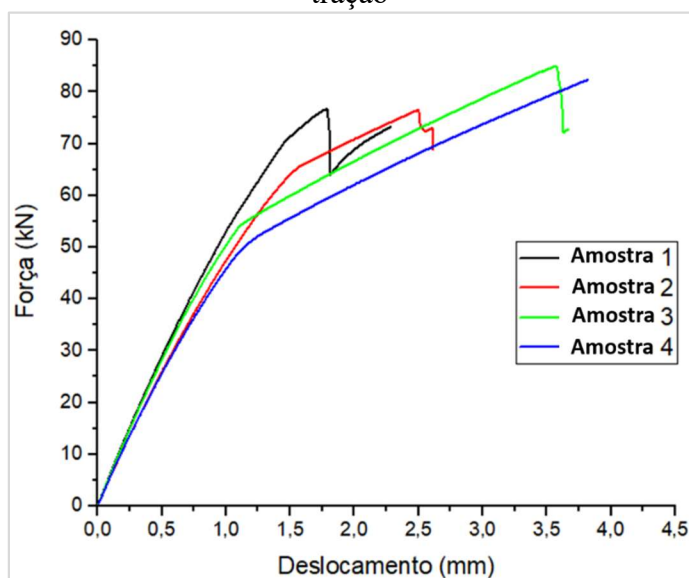
Por fim, no que diz respeito aos resultados de CST, para o HTCL produzido sem adesivo, único com o qual foi possível de realizar o ensaio, pode-se concluir que o laminado apresentou excelentes resultados, visto que os valores de a tensão máxima de cisalhamento suportada pelo laminado foram superiores a valores encontrados na literatura, sendo em alguns casos até duas vezes maior que outros FMLs e HTCLs.

5.3.4 Tração

Sobre os ensaios de tração, estes foram realizados somente para o laminado produzido sem a utilização do adesivo. Tal decisão foi baseada nas falhas de adesão já evidenciadas pelos ensaios de cisalhamento o que inviabilizou a utilização desse, bem como para diminuir os custos envolvidos no projeto, visto que a liga de titânio apresenta custo relativamente elevado, bem como a quantidade de LMPAEK fornecido foi limitada.

No quesito comportamento do material durante cargas de tração identificou-se, a partir das curvas de carga por deslocamento (Figura 53), que inicialmente esse tem comportamento linear, sendo referente a região do regime elástico do material, seguido de uma pequena alteração na inclinação da reta, a qual de acordo com Ramulu *et al.* (2004) é possivelmente resultado da transição da região elástica para plástica que as camadas de liga de titânio sofrem após um certo valor no carregamento, com consequente queda abrupta evidenciando a fratura do HTCL.

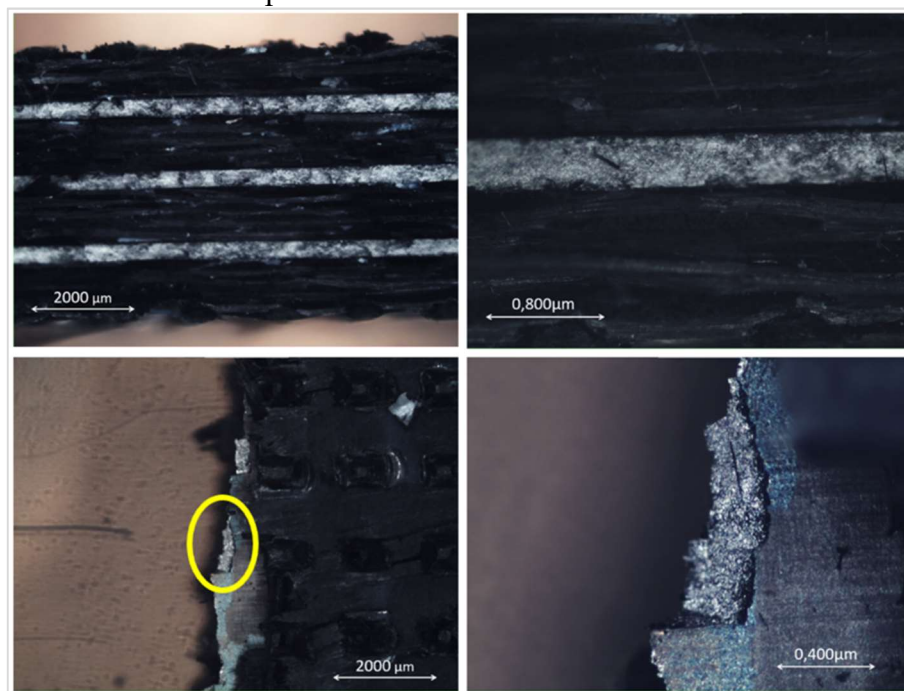
Figura 53: Gráfico das curvas de força (N) por deslocamento (mm) obtidas nos ensaios de tração



Fonte: Autoria própria

Ao analisar os corpos de prova após os ensaios realizados (Figura 54), assim como se esperava, identificou-se aspectos da superfície de fratura nas camadas de titânio que são característicos de deformações plásticas, o que corrobora para a justificativa da alteração na inclinação das curvas durante os ensaios.

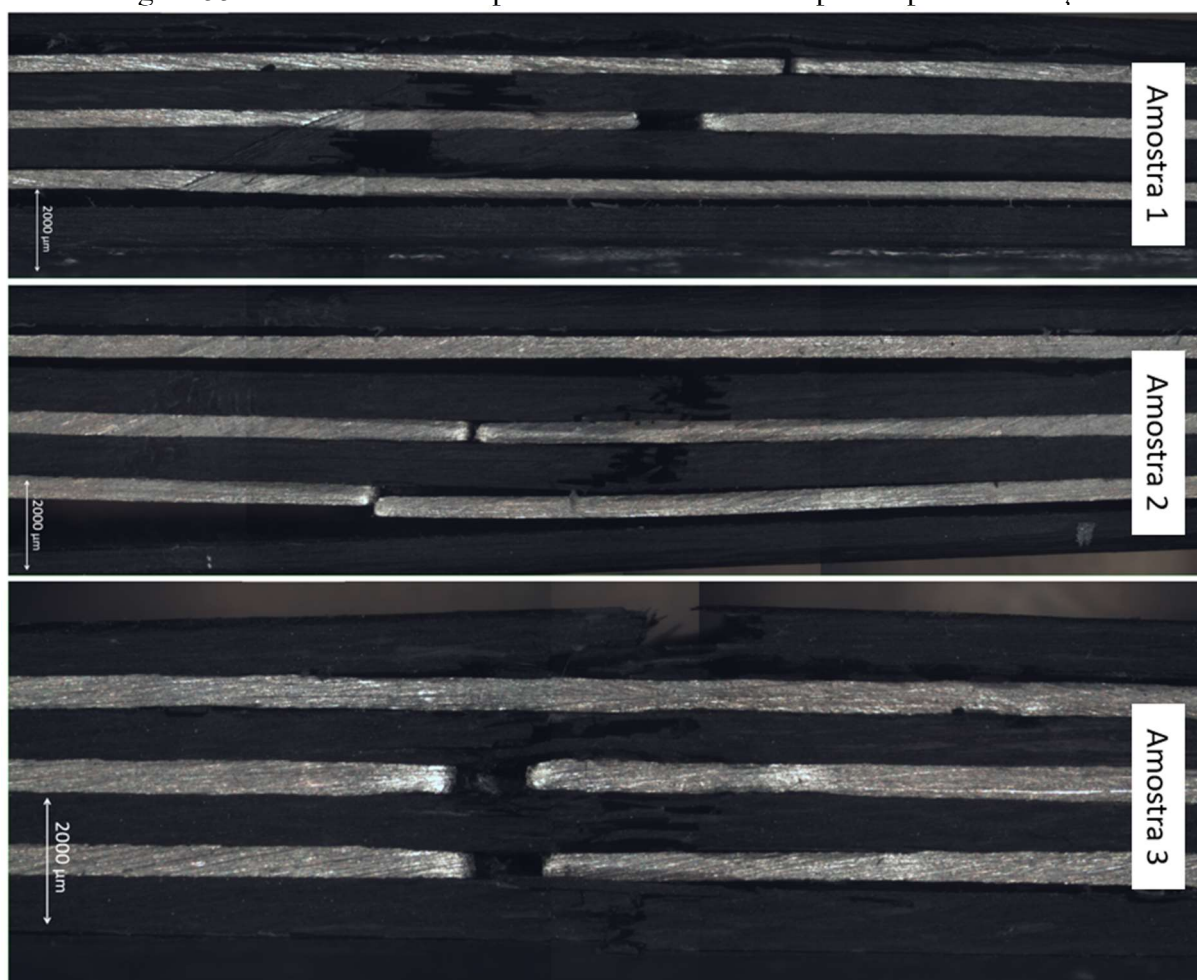
Figura 54: Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração evidenciando deformação plástica nas camadas de titânio



Fonte: Autoria própria

Além das características de deformação plástica nas camadas de liga de titânio, a partir de uma análise mais macroscópica dos corpos de prova (Figura 55), diferentemente do que se esperava, pode-se afirmar que o modo de falha não foi exclusivamente perpendicular ao carregamento, mas sim um modo misto, envolvendo a falha individual das camadas, bem como falhas adesivas entre as camadas de PAEK/Fibra de carbono e as de titânio. Uma possível explicação para essas falhas é o fato de que os materiais individualmente apresentam comportamentos distintos de deformação, bem como diferentes coeficientes de Poisson, causando tensões diferentes nas regiões de interface entre as camadas.

Figura 55: Análises macroscópicas das fraturas nos corpos de prova de tração



Fonte: Autoria própria

A partir dos dados coletados no ensaio realizado foram calculadas a média da tensão máxima em tração e o módulo de elasticidade do laminado, bem como o desvio padrão e o coeficiente de variação de ambos (Tabela 10). Vale ressaltar que ambos valores foram

calculados analiticamente através da conversão dos valores de carga por deslocamento para tensão por deformação.

Tabela 10: Tensão Máxima em Tração e Módulo de Elasticidade obtidos pelo ensaio de tração

Propriedade	Resultado	Desvio Padrão	Coefficiente de Variação
Tensão Máxima em Tração (MPa)	658,91	40,41	0,06
Módulo de Elasticidade (GPa)	74,10	12,56	0,56

Fonte: Autoria própria

Ao comparar esses resultados com os encontrados na literatura (Quadro 10), identificou-se que diferentemente dos demais obtidos nessa pesquisa, tanto a tensão máxima em tração quanto o módulo de elasticidade apresentaram valores superiores a laminados metal fibra comerciais como GLARE® e o CARAL®, e próximos a de outro HTCL, valores esses encontrados na literatura.

Quadro 10: Tensão Máxima em Tração e Módulo de Elasticidade de outros FMLs/HTCL e titânio

Material	Tensão Máxima em Tração (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)
Ti/Fibra de Carbono	742 ± 14	89 ± 3,4
GLARE®	380 ± 15	55 ± 1,9
CARAL®	420 ± 17	58 ± 2,1
Titânio	550 ± 21	106 ± 4,3

Fonte: Adaptado de Kazemi *et al.* (2020)

Uma hipótese para esses resultados é a orientação das fibras, sendo que nesse trabalho foi utilizado a tramagem no estilo 5HS, ou seja, com fibras tanto na horizontal (0°) quanto na vertical (90°), enquanto que nos resultados disponíveis em literatura os laminados eram constituídos somente com fibras a 90°, possuindo portanto maior quantidade de fibras suportando o carregamento. Contudo, não se pode desvalorizar os resultados obtidos pois esses foram superiores aos valores de outros FMLs como GLARE® e CARALL®, bem como a tensão máxima em tração foi superior à do próprio titânio.

Por fim, sobre os resultados de tração, ao comparar esses resultados com outros HTCLs encontrados na literatura, identificou-se, tanto a tensão máxima em tração quanto o módulo de elasticidade apresentaram valores inferiores aos encontrados em literatura. Porém, vale ressaltar

que ainda que o valor tenha sido menor que o de outros HTCLs, esse ainda é consideravelmente maior que os FML tradicionais, como o GLARE® e o CARALL®.

5.3.5 Módulo de Elasticidade Dinâmico - (IET)

Ao comparar o módulo de elasticidade dinâmico determinado pelo ensaio de excitação por impulso com o módulo obtido pelo ensaio de tração, identificou-se que o valor foi consideravelmente menor, apresentando uma diferença de aproximadamente 15%. Essa variação pode ser atribuída às características intrínsecas do material em si. O laminado em questão é composto por três tipos distintos de materiais e apresenta camadas bem definidas de compósitos de PAEK reforçado com fibra de carbono e camadas de liga de titânio. Essa complexa configuração certamente afetou a propagação das ondas dentro do laminado, contribuindo para a diferença observada nos valores do módulo.

Tabela 11: Módulo de Elasticidade Dinâmico obtidos pelo ensaio de excitação por impulso

Propriedade	Resultado	Desvio Padrão
Módulo de Elasticidade Dinâmico (GPa)	62,99	3,26

Fonte: Autoria própria

Sobre os valores de módulo de elasticidade obtidos a partir do ensaio de excitação por impulso, pode-se concluir que esses foram divergentes com os determinados pelos ensaios de tração. Portanto, para que esse ensaio possa ser empregado com intuito o de determinar o módulo de elasticidade desses tipos de materiais, ainda é necessário maiores estudos para compreender como empregar tal ensaio.

5.4 ENSAIOS DE FURAÇÃO

Com relação aos ensaios de furação, pode-se afirmar que assim como esperado e descrito na revisão bibliográfica o processo de usinagem desse tipo de laminado é complexo e susceptível a diferentes problemas. Tal fato foi evidenciado a partir da formação de rebarbas ao redor dos furos, fibras não cortadas, danos e adesão de materiais nas brocas e também a quebra de uma das brocas.

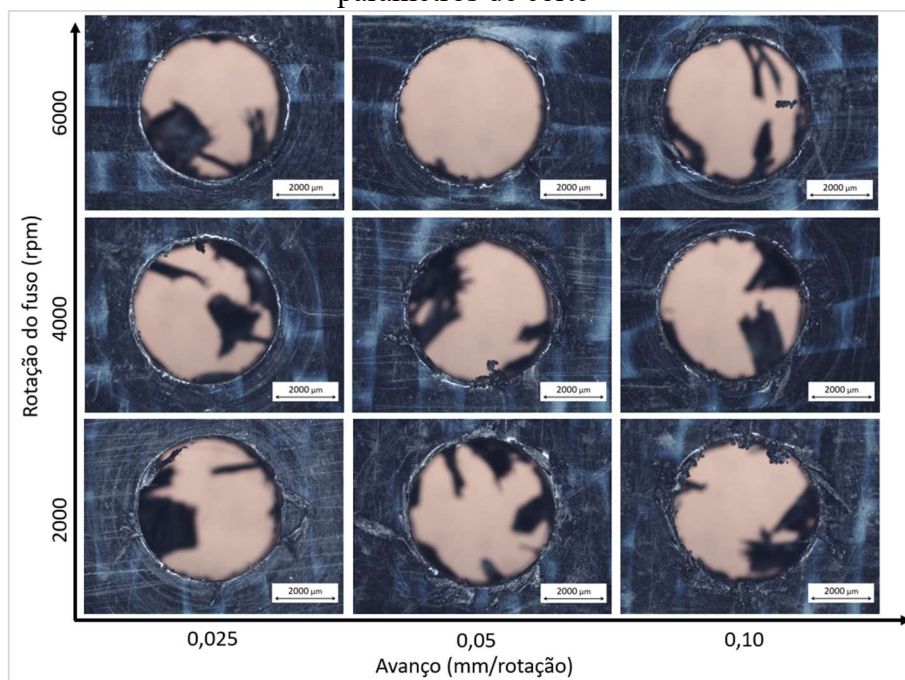
5.4.1 Qualidade dos Furos

Sobre a qualidade dos furos, essa foi avaliada na entrada e na saída dos furos, bem como com relação a formação de rebarbas na saída, e a partir das análises por microscopia, identificou-se que independentemente da combinação de parâmetros de usinagem, bem como do tipo da broca, nenhum dos furos confeccionados ficou isento de algum tipo de dano ou defeito.

No que diz respeito a qualidade dos furos na entrada, na Figura 56 é apresentado um gráfico com imagens das entradas dos furos para cada combinação de parâmetros de usinagem confeccionados com a broca da multifacetada, a partir do qual é possível identificar que houve uma relação direta da qualidade na entrada do furo com o avanço utilizado. Nesta análise, o aumento do avanço resultou no aumento de danos e rebarbas formadas ao redor da entrada. Uma possível causa desses resultados é a combinação da geometria da ferramenta, a qual apresenta múltiplas arestas de corte e a forma da ponta mais arredondada, com o próprio avanço, de modo que à medida que o avanço é aumentado maior a força de avanço, bem como maior será a quantidade de material que será empurrada/cortada durante o processo.

No caso da rotação do fuso, não se pode afirmar com certeza se houve uma relação direta com a qualidade na entrada dos furos, visto que não foi possível identificar uma tendência com o aumento desse parâmetro.

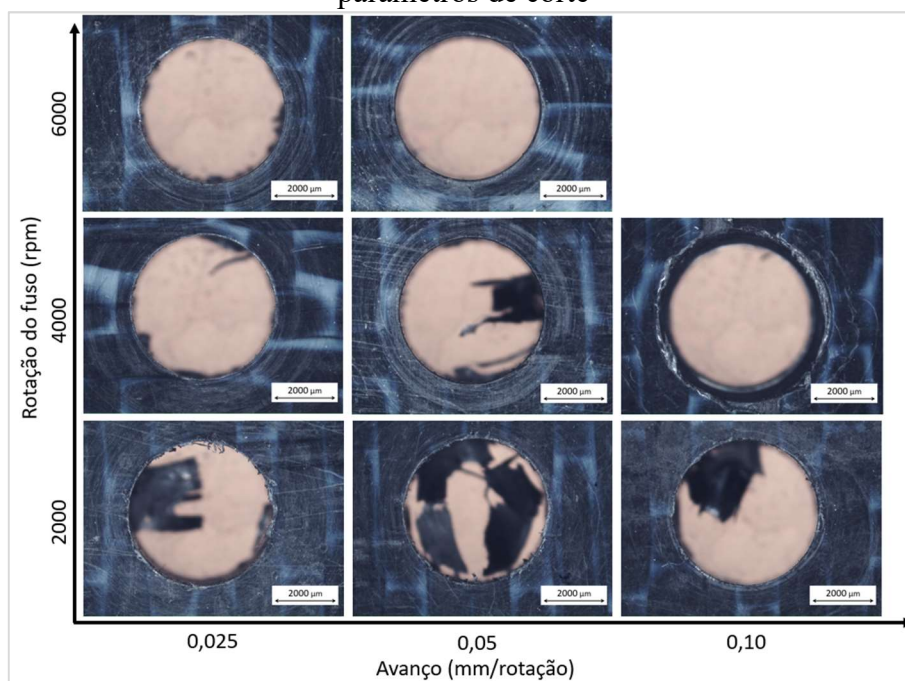
Figura 56: Aspecto da entrada dos furos feitos com a broca multifacetada em função dos parâmetros de corte



Fonte: Autoria própria

Com relação aos aspectos dos furos confeccionados pela broca convencional, Figura 57, foi possível identificar que para a variação do avanço não se pode afirmar a existência de uma correlação direta com a qualidade, já para a rotação do fuso notou-se uma melhora na qualidade à medida que essa foi aumentada. Tal fato pode ser atribuído ao aumento da temperatura na zona de corte, o que consequentemente diminuiu a resistência do material e facilitou o corte do material pela geometria da ferramenta. Entretanto, é importante ressaltar que na combinação de parâmetros de 4000 rpm e 0,10 mm/rotação a broca sofreu fratura catastrófica logo no primeiro ensaio, desse modo, tanto as réplicas nessa combinação de fatores, quanto os ensaios com 6000 rpm e 0,10 mm/rotação não foram realizados, visto que não fazia sentido expor mais uma ferramenta a combinações de parâmetros que pudessem causar quebra da mesma.

Figura 57: Aspecto da entrada dos furos feitos com a broca convencional em função dos parâmetros de corte

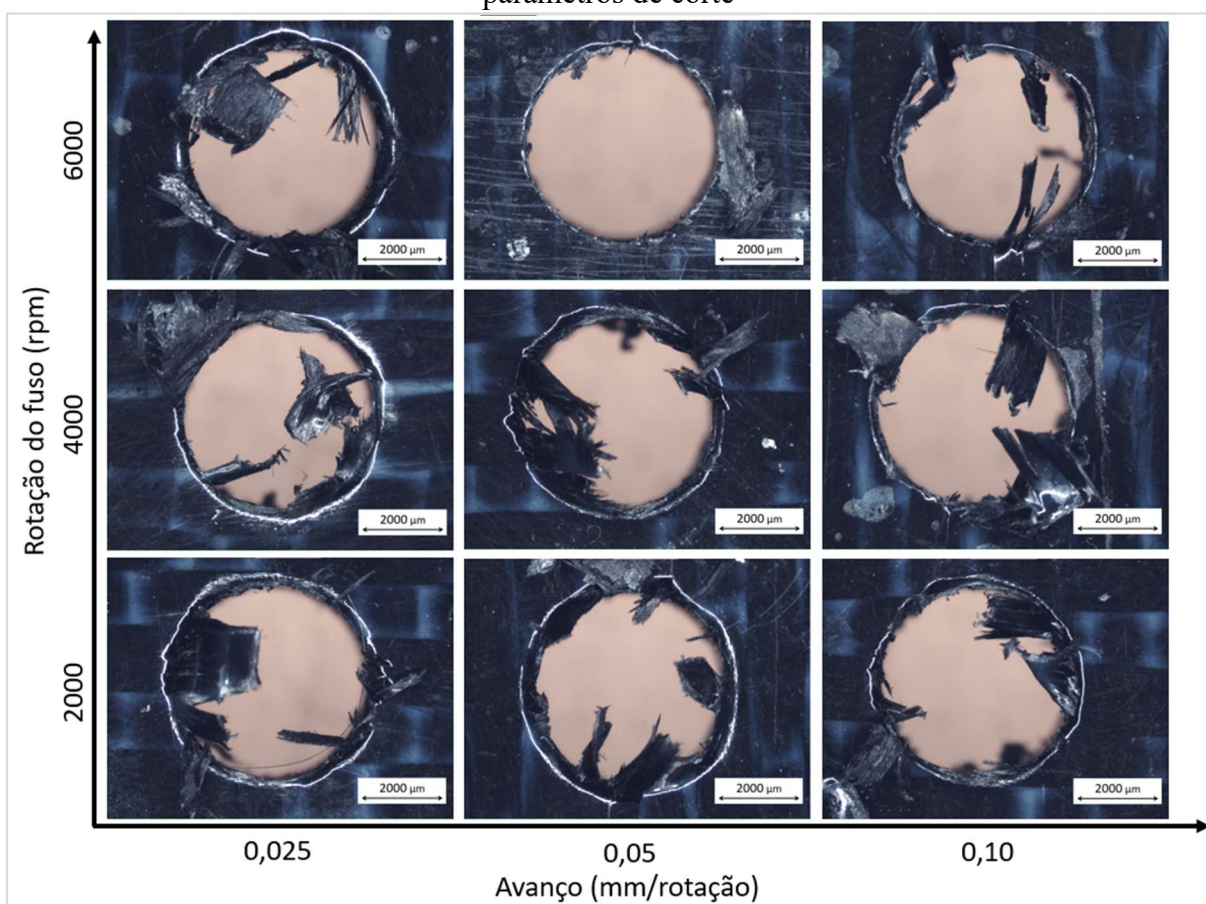


Fonte: Autoria própria

Com relação aos aspectos na saída dos furos confeccionados com a broca multifacetada, Figura 58, diferentemente do identificado nos aspectos de entrada, bem como do relatado na literatura, não foi possível identificar uma correlação direta com qualidade desses, tanto em relação ao avanço, quanto em relação a rotação do fuso. Contudo, assim como esperado e relatado por diversos autores, ficou evidente que a qualidade na saída é inferior à da entrada. De acordo com Sinke (2003), Shetty *et al.* (2017), Geng *et al.* (2019) e Bonhin *et al.* (2021)

esse resultado ocorre pois nas camadas inferiores do laminado a força axial de compressão (força de avanço) causada pelo avanço da broca tende a empurrar o material das camadas ainda não cortadas.

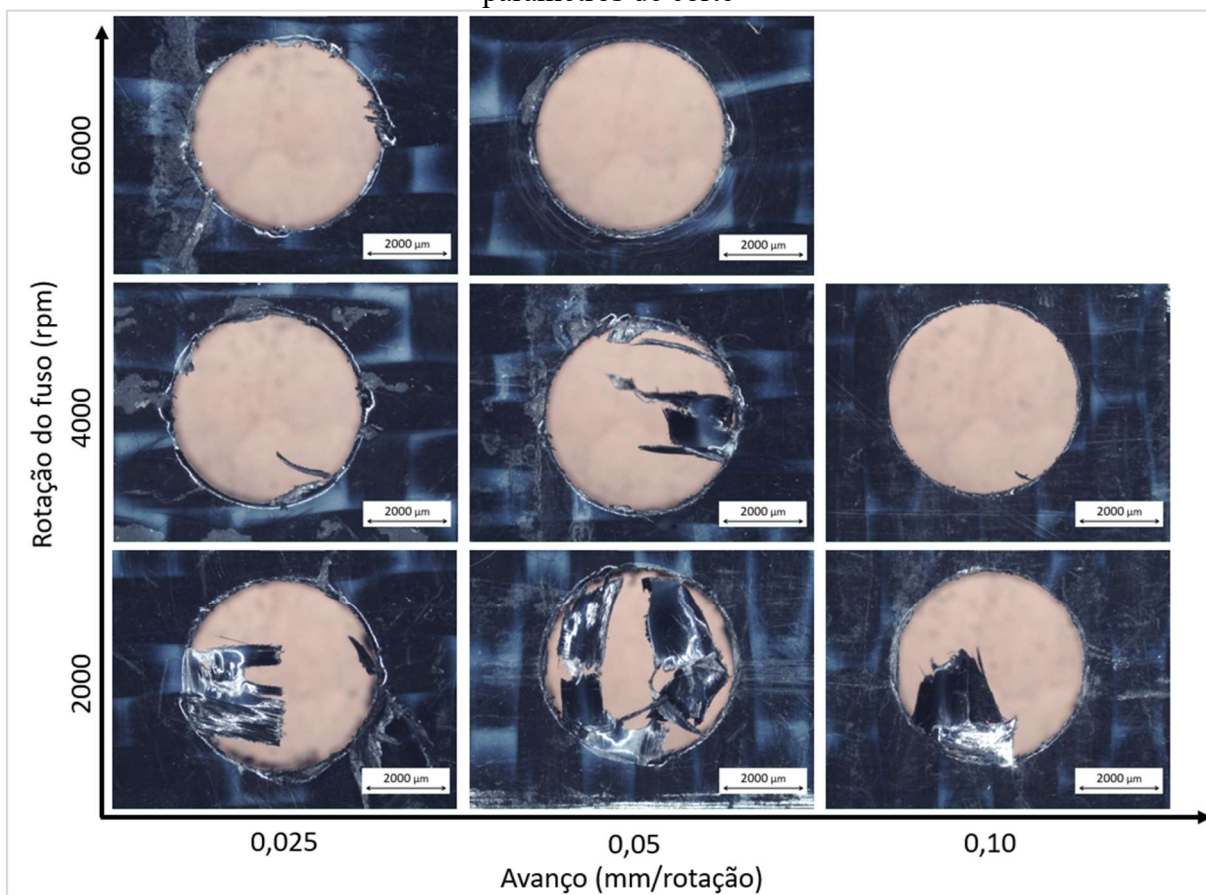
Figura 58: Aspecto da saída dos furos feitos com a broca multifacetada em função dos parâmetros de corte



Fonte: Autoria própria

Sobre o aspecto dos furos confeccionados com a broca convencional, Figura 59, assim como na entrada desses, identificou-se que entre os parâmetros corte a rotação do fuso influenciou diretamente na qualidade, sendo que quanto maior a rotação empregado melhor a qualidade final do furo, ou seja com menos rebarbas aparente, bem como mais cilíndrico a geometria. Tal fato pode ser atribuído, novamente, ao aumento da temperatura na zona de corte, favorecendo o corte do material pela geometria da ferramenta.

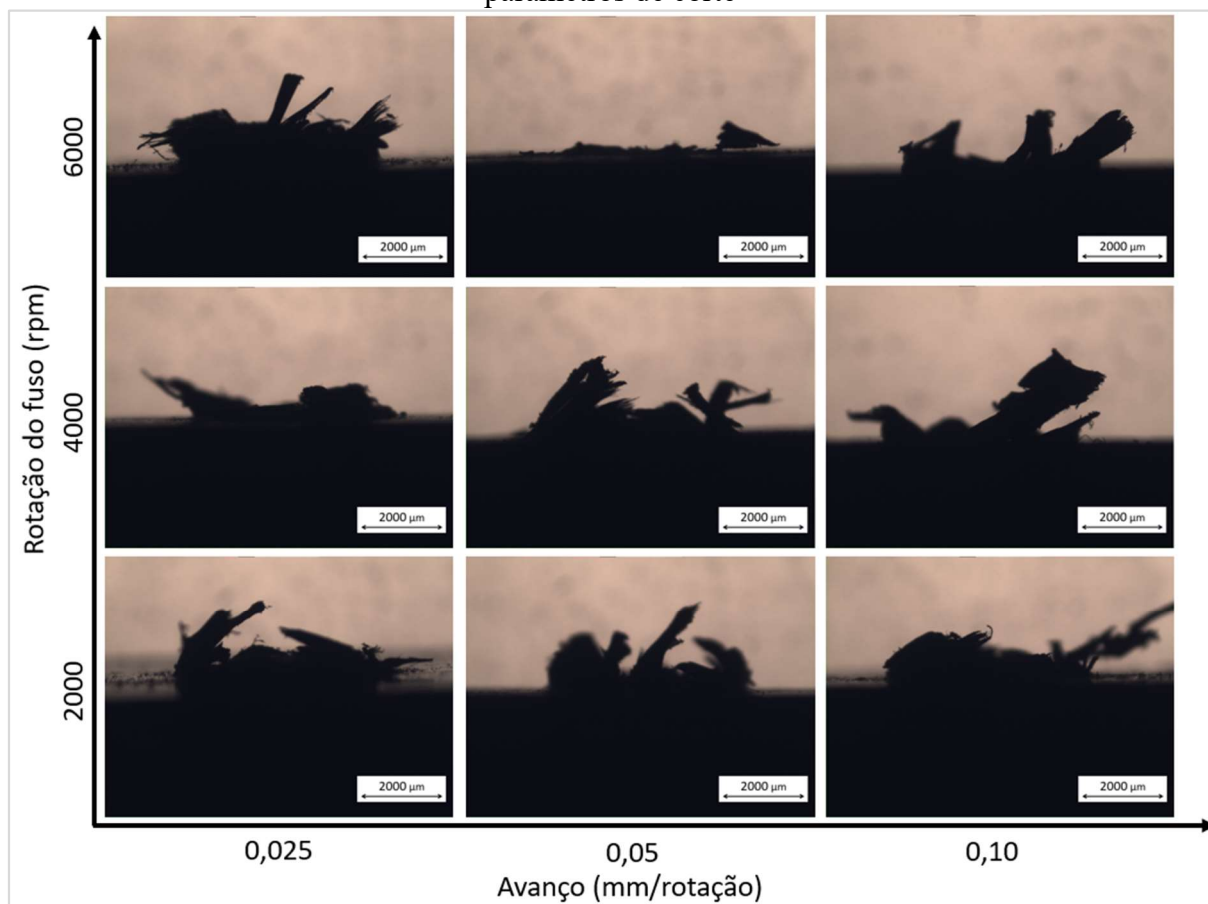
Figura 59: Aspecto da saída dos furos feitos com a broca convencional em função dos parâmetros de corte



Fonte: Autoria própria

Com relação a análise das rebarbas/fibras não cortadas na saída dos furos feitos com a broca da multifacetada (Figura 61), pode-se afirmar que não foi possível identificar uma correlação direta dessas em relação a variação dos parâmetros de corte. Entretanto ficou evidente que o volume dessas é elevado, o que demandaria processos de acabamento posteriores a furação para que componentes feitos com esse material e processo de furação fossem empregados em estruturas.

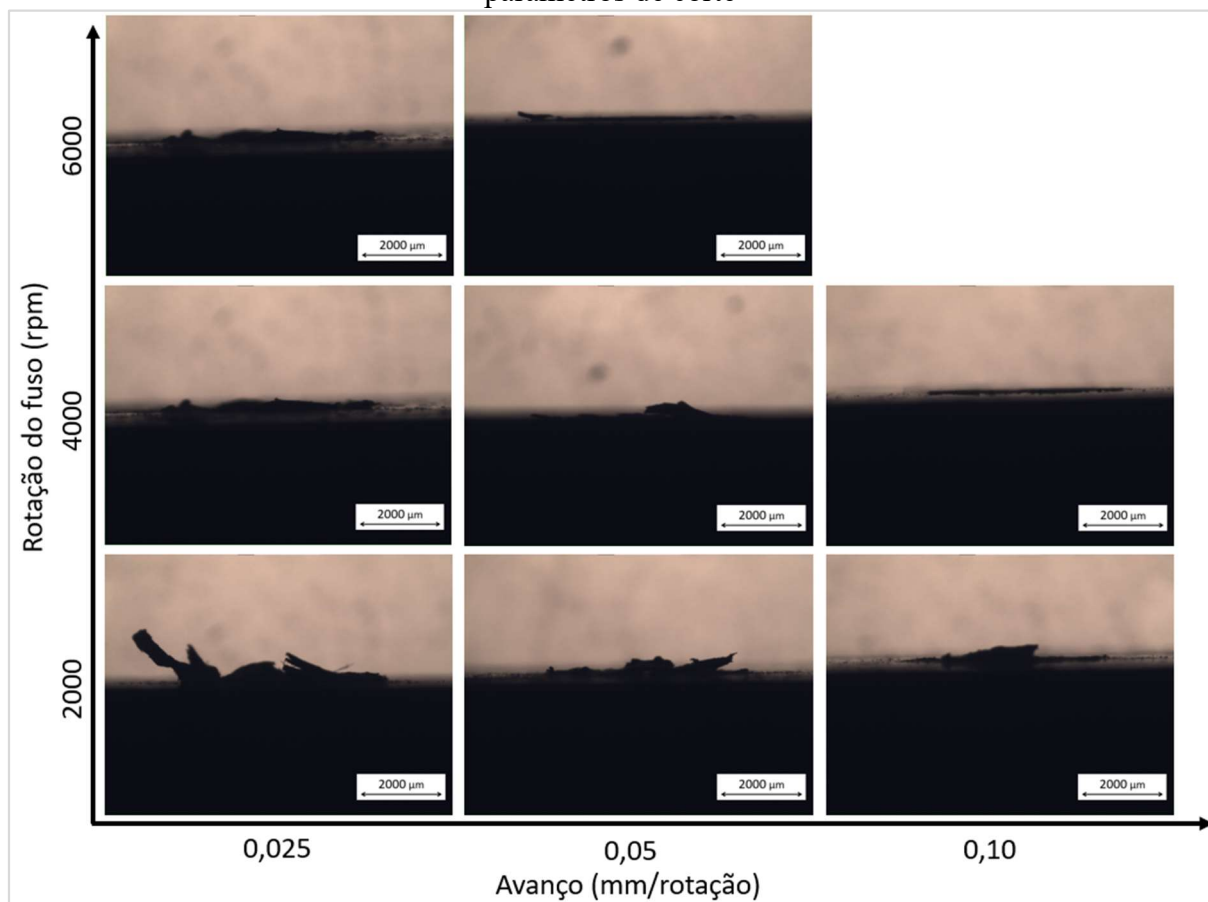
Figura 60: Rebarba da saída dos furos feitos com a broca da multifacetada em função dos parâmetros de corte



Fonte: Autoria própria

Com relação as rebarbas/fibras não cortadas na saída dos furos feitos com a broca da convencional (Figura 61), constatou-se que, assim como nas análises anteriores de qualidade dos furos, a formação dessas apresentou uma relação inversamente proporcional a rotação do fuso. Em outras palavras, quanto maior a rotação utilizada para um mesmo valor de avanço, menor o volume de rebarbas/fibras não cortadas foi gerado. Além disso, também se identificou que o volume das rebarbas/fibras não cortadas foi consideravelmente menor que no caso dos furos feitos com a broca da Seco Tools, sendo em alguns casos praticamente inexistentes, o que consequentemente demandaria ou evitaria a necessidade de processos de acabamento posteriores a furação.

Figura 61: Rebarba na saída dos furos feitos com a broca convencional em função dos parâmetros de corte



Fonte: Autoria própria

Comparando todos os resultados de qualidade dos furos, pode-se afirmar que entre os dois tipos de brocas utilizadas, a que resultou em furos com melhor aspectos tanto na entrada, quanto na saída, bem como na menor quantidade de fibras não cortadas e tamanho de rebarbas, foi a broca com geometria convencional. Contudo, vale lembrar que a utilização dessa broca é limitada, visto que a mesma não suportou os esforços para avanços de 0,10 mm/rotação com velocidades do fuso superiores a 2000 rpm.

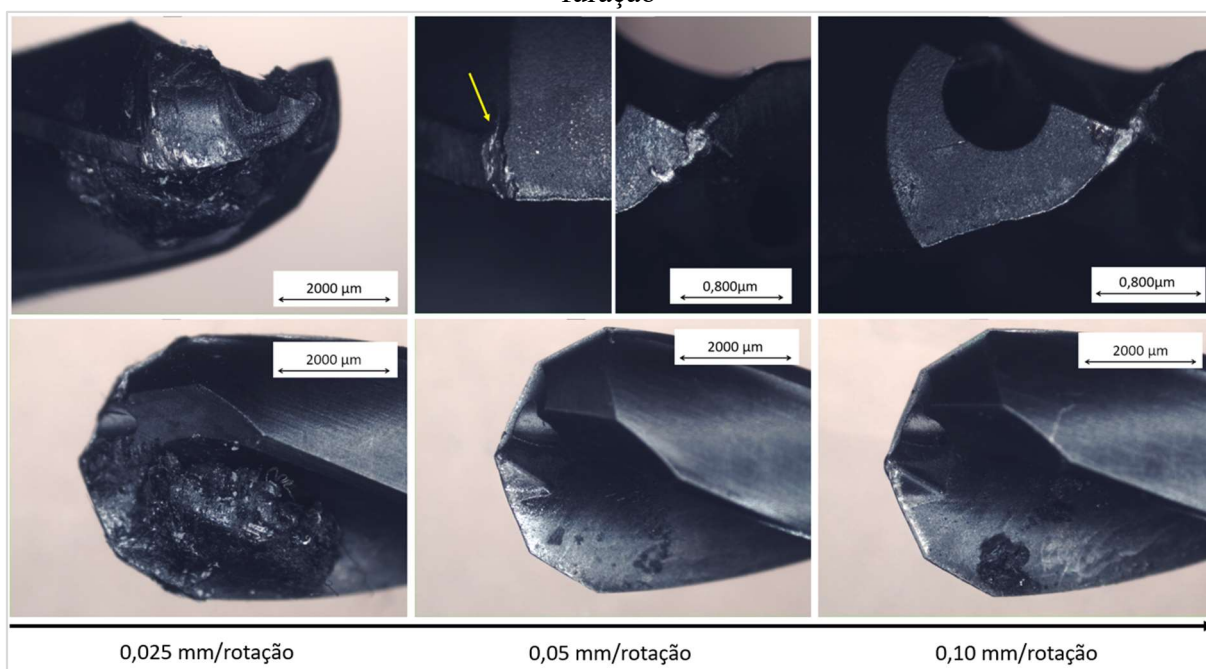
Por fim, sobre a qualidade dos furos, pode-se concluir, assim como esperado que a maior quantidade de danos/fibras não cortadas ocorreu na saída das brocas, bem como que para ambas as brocas, aparentemente o aumento da rotação utilizado resultou na melhora da qualidade dos furos. Além disso, entre os dois tipos de brocas utilizadas a que resultou em furos com melhor aspectos tanto na entrada, quanto na saída, bem como na menor quantidade de fibras não cortadas e tamanho de rebarbas, foi a broca com geometria convencional. Contudo, vale lembrar que a utilização dessa broca é limitada, visto que a mesma não suportou os esforços para avanços de 0,10 mm/rotação com velocidades do fuso superiores a 2000 rpm.

5.4.2 Desgastes e Danos nas Brocas

Sobre os desgastes/danos nas brocas, a partir das análises por microscopia óptica foi possível identificar que durante o processo de furação desse laminado diferentes tipos de desgastes ocorrem. Além disso, identificou-se que apesar de pequena quantidade de furos confeccionados com cada broca, essas apresentaram desgastes e danos consideráveis levando em consideração a quantidade de material cortada com cada uma.

No caso das brocas multifacetada (Figura 62), foram encontrados desgastes do tipo adesão de material/aresta postiça, entalhe, desgaste de flanco e lascamento.

Figura 62: Microscopia óptica das broca multifacetada após a realização dos ensaios de furação



Fonte: Autoria própria

Na broca utilizada com o menor avanço (0,025 mm/rotação) o principal tipo de desgaste identificado foi a adesão de material, sendo que o maior volume de material aderido ocorreu na região dos canais de escoamento e nas arestas de corte, e esse aparentemente é constituído principalmente pelo compósito de LMPAEK com fibras de carbon.

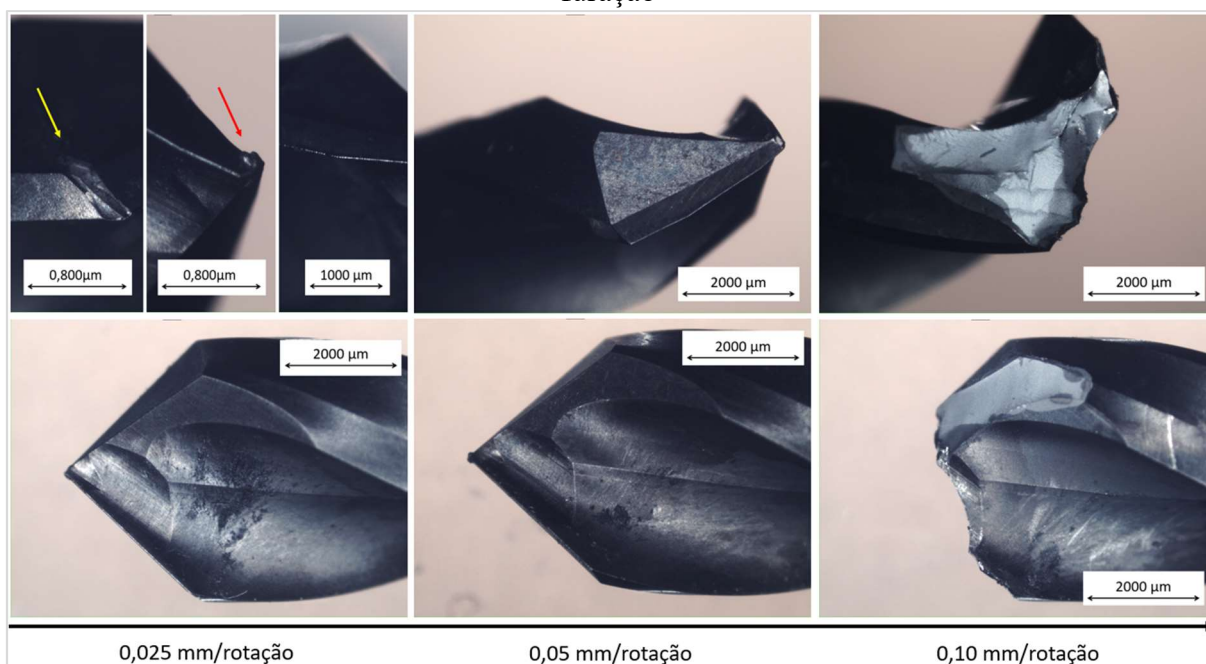
Para a broca com avanço intermediário (0,05 mm/rotação), também foi identificada a adesão de material, porém, essa ficou concentrada na aresta transversal de corte (ponta da broca) e tem aspectos de ser constituída principalmente de material metálico, no caso da liga de titânio 6Al4V. Além disso, na transição de uma aresta de corte principal para aresta de corte secundária, foi encontrado um lascamento (identificado por um seta em amarelo na Figura 62),

Esse lascamento possivelmente foi causado pelo impacto mecânico devido à variação de resistência dos materiais na transição de corte entre as camadas do compósito e do metal.

Por fim, em relação à broca utilizada no maior avanço (0,10 mm/rotação), foram observados desgastes de menor intensidade. Nesta avaliação, foram encontrados apenas pequenos lascamentos nas arestas de corte principal, bem como marcas nas superfícies de folga, que são indicativas de início de desgaste de flanco, e adesão de material metálico na aresta transversal de corte.

No caso das brocas convencional (Figura 62), de modo geral, os tipos de desgaste resultantes dos processos de furação no HTCL foram os mesmos que ocorreram nas brocas da multifacetadas. Entretanto, além disso, houve também a quebra de uma das brocas.

Figura 63: Microscopia óptica das brocas convencional após a realização dos ensaios de furação



Fonte: Autoria própria

Com relação a broca utilizada com o menor avanço (0,025 mm/rotação) foram identificados micro entalhes nas arestas de corte principal, um entalhe na transição entre as arestas de corte principal e a secundária, e adesão de material na aresta transversal de corte. No caso dos entalhes, esses possivelmente foram causados pelos impactos na transição entre o material compósito e a liga de titânio.

Ao analisar os desgastes na broca utilizada com avanço intermediário (0,05 mm/rotação), constatou-se, novamente, o surgimento de micro entalhes nas arestas de corte principais, além da adesão de material metálico na aresta transversal de corte.

Com relação a broca utilizada com avanço de 0,10 mm/rotação, ao contrário da broca multifacetada, não foi possível identificar nenhum desgaste, pois esta não resistiu ao processo e sofreu fratura logo no primeiro ensaio. Essa fratura provavelmente foi resultado da combinação entre a geometria da ferramenta e a resistência das camadas das ligas de titânio, bem como dos impactos causados durante a transição para essas camadas. Diferentemente da broca multifacetada, que possui um ângulo de ponta primário de 60° e um ângulo de ponta secundário de 130°, a broca convencional tem um ângulo de ponta de 90°, o que a torna menos resistente a grandes esforços. Portanto, ao ser aumentado o avanço para 0,10 mm/rotação, a broca foi exposta a esforços maiores e não conseguiu suportá-los.

De maneira geral, ao comparar os desgastes das duas brocas, pode ser afirmado que ambas sofreram, essencialmente, os mesmos tipos de desgaste. No entanto, quando se analisa cada um dos avanços, observa-se que a broca com geometria convencional apresentou uma menor intensidade de desgaste em comparação com a broca da multifacetada nos avanços de 0,025 e 0,05 mm/rotação. Porém, quando se aumentou o avanço para 0,10 mm/rotação, somente a broca da multifacetada conseguiu suportar os esforços, enquanto a broca convencional quebrou.

Portanto, pode-se concluir que o processo de corte nesses materiais é altamente complexo devido à sua natureza. Em particular, foram identificados desgastes de flanco, formação de arestas postiças, entalhes e até mesmo a fratura de uma das brocas. A ocorrência desses diversos tipos de danos é resultado das características intrínsecas da composição e configuração do laminado, o que torna os processos de usinagem desses materiais um desafio significativo.

5.4.3 Força de Avanço

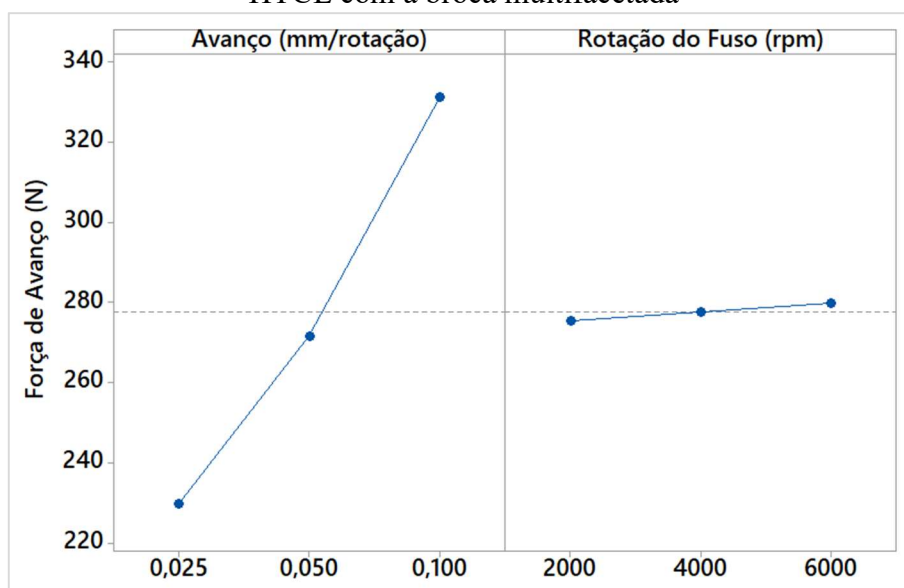
A partir da análise dos resultados, diferentes considerações foram levantadas sobre o comportamento, variação e influência dos parâmetros de corte, bem como sobre a geometria da broca na força de avanço durante o processo de furação do HTCL.

5.4.3.1 Broca multifacetada

Com relação aos resultados provenientes dos ensaios com a broca multifacetada, inicialmente a partir da análise gráfica do efeito das médias nos resultados (Figura 64), foi

observado que com relação a variação do avanço, essa influenciou consideravelmente na força de avanço, sendo que as menores forças ocorreram para o avanço de 0,025 mm/rotação. Esses resultados estão em concordância com alguns autores, os quais constataram que o aumento do avanço resulta diretamente no aumento da força de avanço (GIASIN; AYVAR-SOBERANIS; HODZIC, 2015; LIU; TANG; CONG, 2012; TSAO, 2012).

Figura 64: Gráfico de efeito das médias na força de avanço durante o processo de furação no HTCL com a broca multifacetada



Fonte: Autoria própria

Ao realizar a análise estatística dos resultados por meio da análise de variância (ANOVA), verificou-se que, dentre os parâmetros de corte e suas interações, apenas a variação no avanço apresentou uma influência estatisticamente significativa nos valores de força de avanço. De fato, constatou-se que o avanço da ferramenta foi responsável por aproximadamente 91,54% da variação observada na força de avanço, indicando que essa variável foi praticamente a única responsável por essas variações. Os resultados da análise de variância da força de avanço, são apresentados na Tabela 12.

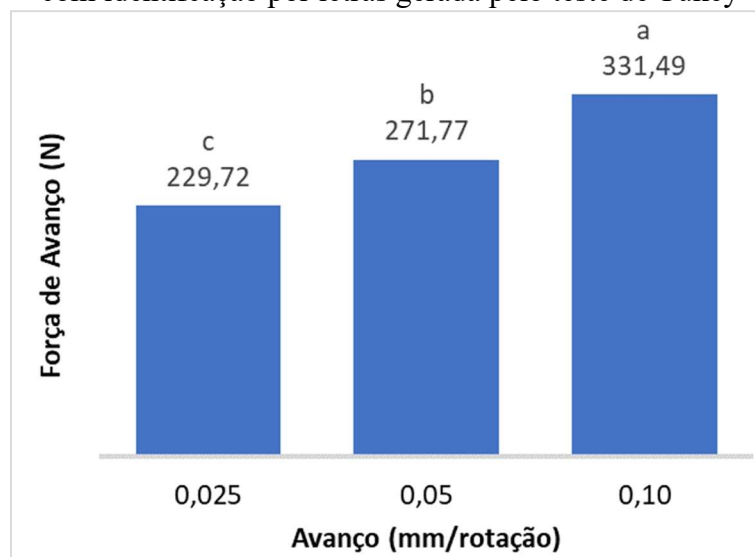
Tabela 12: Análise de variância da força de avanço resultante do processo de furação com a broca multifacetada

Parâmetros	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value	Contribution
Avanço (mm/rotação)	2	47077,2	23538,6	157,75	0,000	91,54%
Rotação do fuso (rpm)	2	86,3	43,2	0,29	0,752	0,17%
Avanço * Rotação do Fuso	4	1577,6	394,4	2,64	0,068	3,07%
Error	18	2685,9	149,2			5,22%
Total	26	51427,1				100%

Fonte: Autoria própria

Após identificar a influência do avanço nos resultados, foi realizado o teste de Tukey, a partir do qual foi identificada diferença significativa em todas as combinações dois a dois nos valores de força de avanço. É importante ressaltar que a força de avanço normalmente tem uma relação diretamente proporcional às delaminações e danos ocorridos na saída dos furos em materiais compósitos. Desse modo, com base nos valores de avanço utilizados neste estudo, recomenda-se um avanço de 0,025 mm/rotação para o processo com a broca multifacetada. Na Figura 65 é apresentado um gráfico de colunas com valores das médias da força de avanço em função avanço, com identificação por letras da classificação gerada a partir do teste de Tukey.

Figura 65: Gráfico de colunas dos valores médios da força de avanço em função do avanço com identificação por letras gerada pelo teste de Tukey

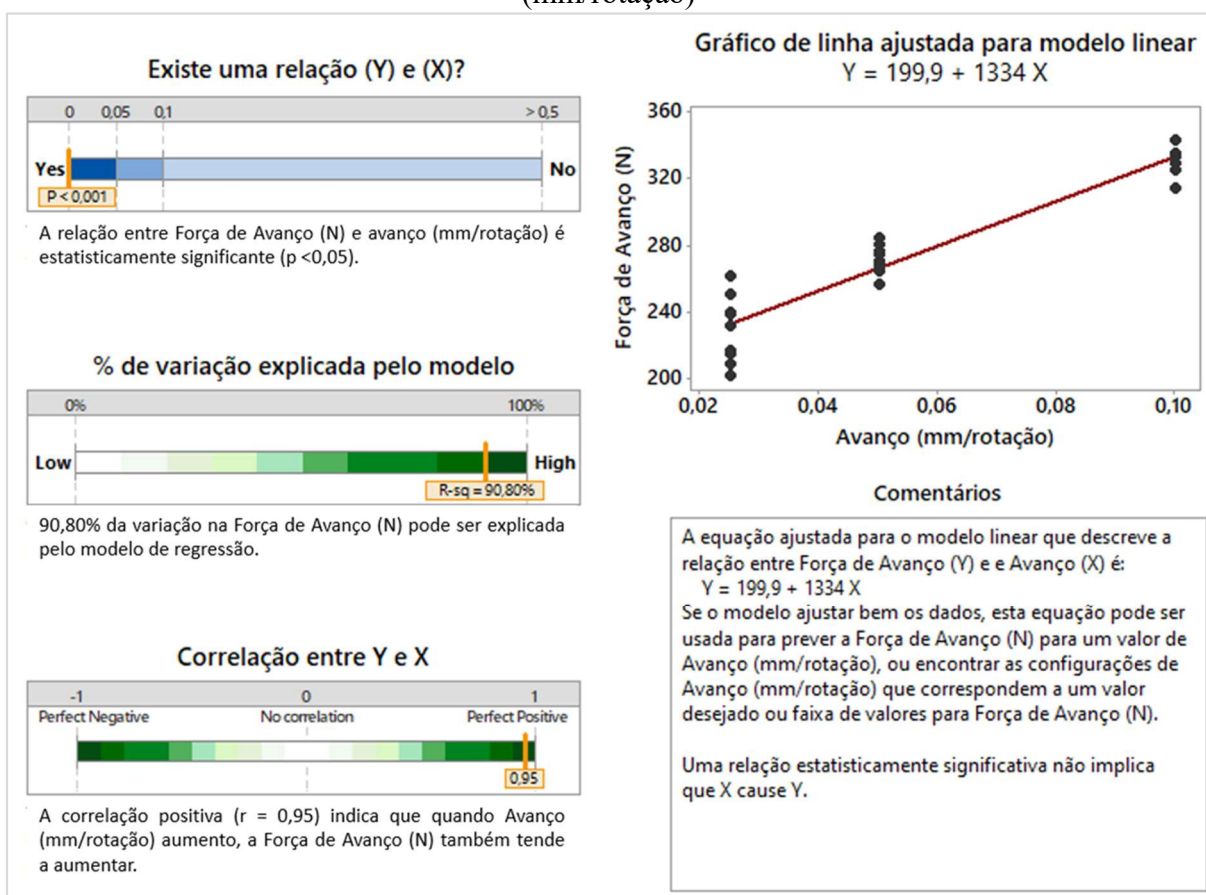


Fonte: Autoria própria

Além disso, a partir da análise de regressão (Figura 66), foi proposto um modelo que descreve o comportamento da força de avanço em relação ao avanço. De acordo com essa

análise, aproximadamente 90,80% da variação na força de avanço pode ser explicada pelo modelo proposto. Essa análise revelou, ainda, uma correlação direta significativa entre a força de avanço e o avanço ($p < 0,001$), com uma correlação positiva de $r = 0,95$. Esses resultados indicam que o aumento no avanço está associado, também, a um aumento na força de avanço.

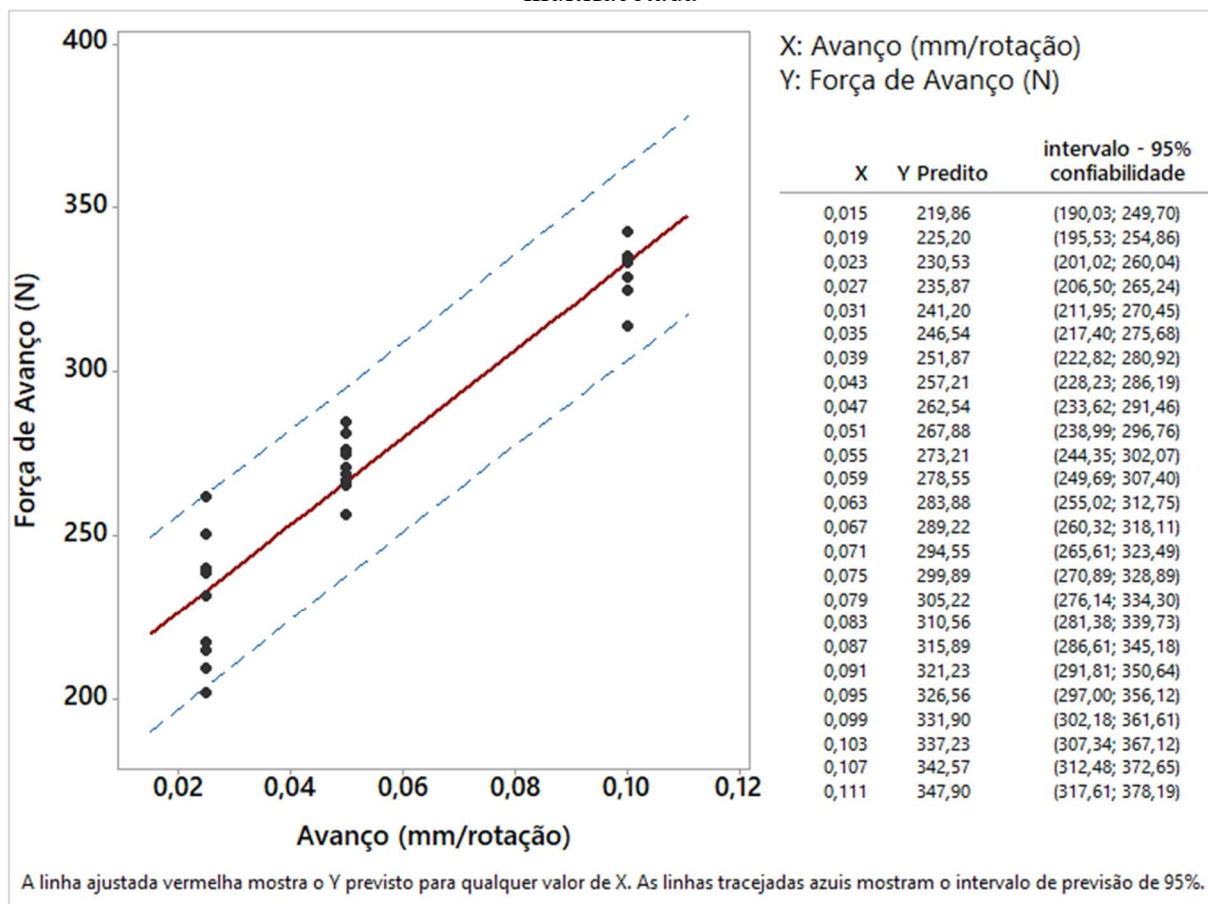
Figura 66: Análise de regressão para Força de Avanço (N) em função do Avanço (mm/rotação)



Fonte: Autoria própria

Por fim, utilizando o modelo proposto pela regressão e considerando um nível de confiabilidade de 95%, foi gerado um gráfico de previsão de valores (Figura 67), com o qual é possível estimar a força de avanço resultante para um determinado valor de avanço. Com isso, se observou que mesmo para valores de avanço relativamente pequenos (0,015 mm/rotação), a força de avanço no processo de furação do HTCL com a broca multifacetada permanece significativo, variando entre 190,3 N e 249,7 N.

Figura 67: Gráfico de valores previstos para força de avanço em função do avanço para broca multifacetada

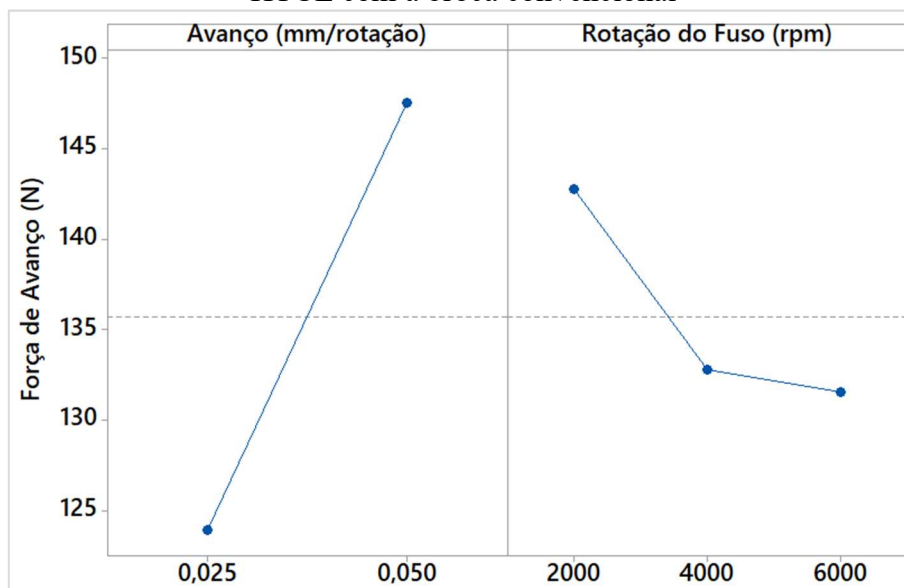


Fonte: Autoria própria

5.4.3.2 Broca convencional

Com base nos resultados dos ensaios com a broca convencional, inicialmente foi observado, por meio da análise gráfica das médias (Figura 68), que a variação do avanço também exerce um impacto direto na força de avanço, sendo que as menores forças foram registradas para o avanço de 0,025 mm/rotação. No entanto, ao contrário do que foi observado com a broca da multifacetada, essa mesma análise gráfica revelou que a rotação aparentemente também teve uma influência direta na força de avanço, sendo que o aumento dessa resultou na diminuição da força de avanço.

Figura 68: Gráfico de efeito das médias na força de avanço durante o processo de furação no HTCL com a broca convencional



Fonte: Autoria própria

Ao realizar a análise estatística dos resultados por meio da análise de variância (ANOVA), verificou-se que tanto o avanço quanto a rotação apresentaram influência estatisticamente significativa nos valores de força de avanço. Além disso, a partir dessa análise foi constatado que, apesar de ambos os parâmetros de corte apresentarem influência significativa, o avanço foi o que apresentou maior porcentagem de contribuição na variação da força de avanço, sendo essa 81,41%, já a rotação contribuiu com apenas 14,79%. Os resultados da análise de variância da força de avanço, são apresentados na Tabela 13.

Tabela 13: Análise de variância da força de avanço resultante do processo de furação com a broca da convencional

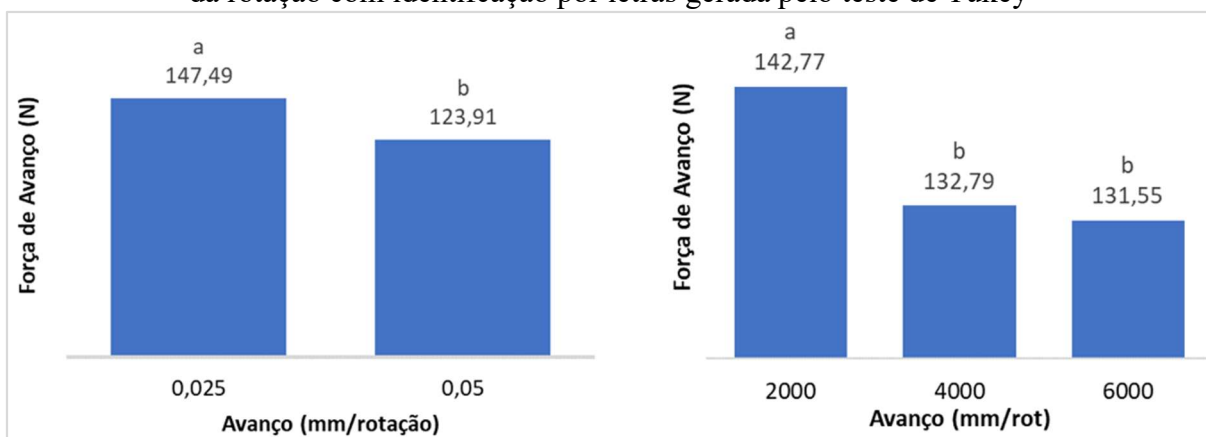
Parâmetros	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value	Contribution
Avanço (mm/rotação)	1	2502,41	2502,41	408,20	0,000	81,41%
Rotação do fuso (rpm)	2	454,72	227,36	37,09	0,000	14,79%
Avanço * Rotação do Fuso	2	43,14	21,57	3,52	0,063	1,40%
Error	12	73,56	73,56			2,39%
Total	17	3073,84				100%

Fonte: Autoria própria

Após identificar a influência dos parâmetros de corte nos resultados, foi realizado o teste de Tukey, a partir do qual foi identificado que na variação do avanço houve diferença

significativa em todas as combinações dois a dois, enquanto que no caso da rotação apenas a de 2000 rpm foi estatisticamente diferente das demais. Na Figura 69 são apresentados gráficos de colunas um com valores das médias da força de avanço em função avanço e outro com valores em função da rotação, ambos com identificação por letras da classificação gerada a partir do teste de Tukey.

Figura 69: Gráfico de colunas dos valores médios da força de avanço em função do avanço e da rotação com identificação por letras gerada pelo teste de Tukey



Fonte: Autoria própria

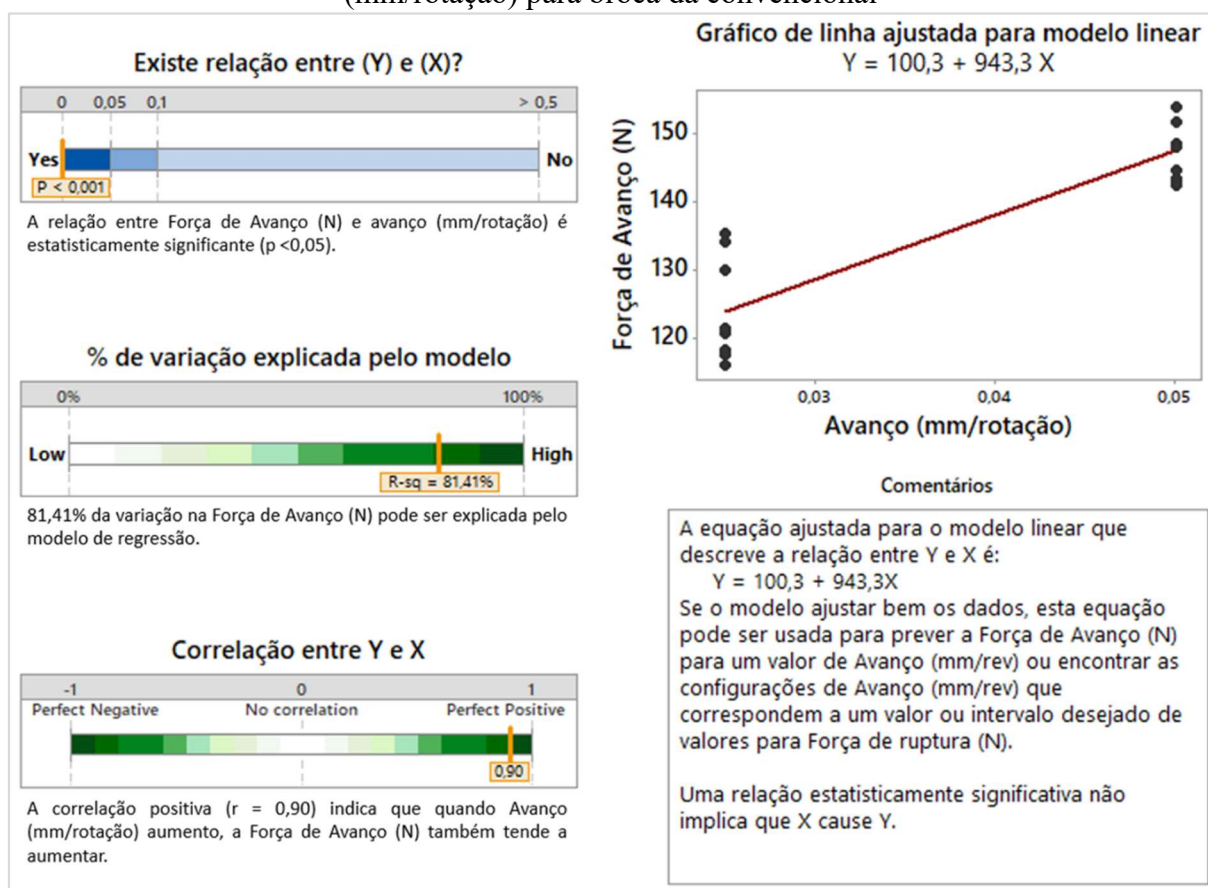
No caso da influência do avanço nos resultados essa já era esperada, visto que segundo diversos autores já relataram que o aumento na força de avanço está intimamente ligado a diferentes fatores, mas que o principal é a velocidade de avanço que é empregada durante o processo de furação. No caso da rotação, não existe um consenso na literatura sobre se esse parâmetro influencia ou não na força de avanço, nem se a influência é diretamente proporcional ou inversamente proporcional. Uma hipótese que pode ser atribuída a redução na força de avanço em função do aumento do parâmetro da rotação, é o aumento na zona de corte, o que facilita o corte do material, bem como na redução da largura do cavaco, o que também facilita o corte do material e, consequentemente, reduz a força de avanço.

De forma análoga aos resultados obtidos com a broca multifacetada, para a broca convencional também foram conduzidas análises de regressão. Porém, devido aos resultados significativos demonstrados na ANOVA, foram realizadas análise de regressão tanto para o avanço quanto para a rotação.

Em relação à análise de regressão para o avanço, assim como na ANOVA, foi constatada uma relação direta significativa entre a força de avanço e o avanço utilizado no processo ($p < 0,001$). De acordo com a análise, aproximadamente 81,41% dos resultados podem ser explicados pelo modelo linear proposto para o avanço, assim como existe uma correlação positiva forte ($r = 0,90$). Tais resultados corroboram mais uma vez indicando que o aumento da

força de avanço está intimamente ligado com o avanço e que o aumento desse parâmetro é o principal influenciador nos valores de força de avanço. Na Figura 70 é apresentado o resumo da análise de regressão da força de avanço em função do avanço para a broca convencional.

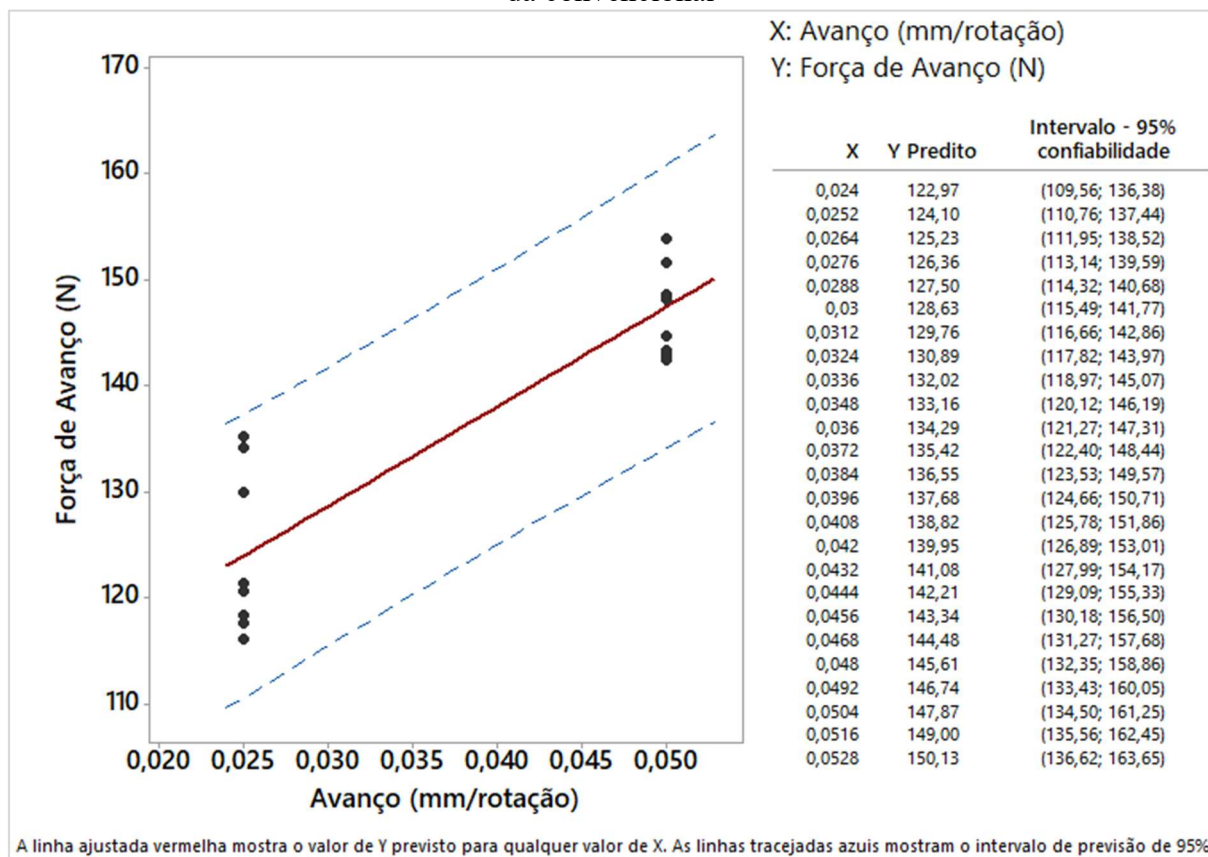
Figura 70: Análise de regressão para Força de Avanço (N) em função do Avanço (mm/rotação) para broca da convencional



Fonte: Autoria própria

Utilizando o modelo proposto pela regressão para o avanço, com um nível de confiabilidade de 95%, foi criado um gráfico de previsão de valores (Figura 71). Esse gráfico permite estimar a força de avanço resultante para um determinado valor de avanço. No entanto, devido à quebra da broca convencional ao ser utilizada com um avanço de 0,10 mm/rotação, a previsão com o modelo proposto não pôde abranger uma ampla faixa de valores, apresentando uma limitação nas extrapolações superior e inferior.

Figura 71: Gráfico de valores previstos para força de avanço em função do avanço para broca da convencional

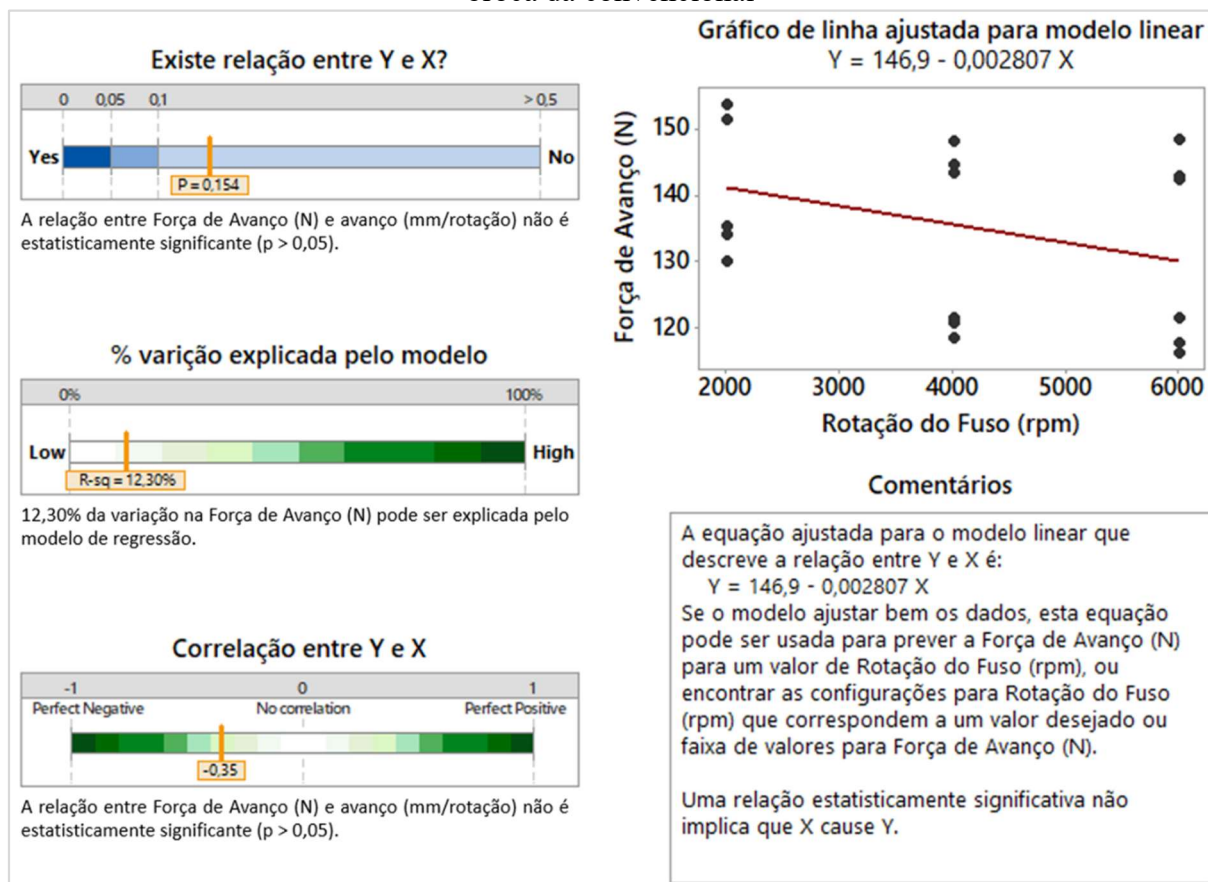


Fonte: Autoria própria

A partir desse resultado, não foi possível determinar o valor do avanço para um valor tão baixo quanto o obtido com a broca da Seco Tools. No entanto, mesmo para o menor valor de avanço estimado pelo modelo (0,024 mm/rotação), foi constatado que a força de avanço durante o processo de furação do HTCL com a broca da convencional foi consideravelmente menor que o obtido para o menor avanço e a broca multifacetada, sendo que tal resultado ajuda a compreender e explicar a qualidade observada na saída dos furos.

Com relação ao resultado da regressão linear para o parâmetro de rotação (Figura 72), diferentemente do que se esperava e contradizendo os resultados obtidos na análise de ANOVA, de acordo com a regressão a relação entre a força de avanço e a rotação não é estatisticamente significativa ($p > 0,154$). Além disso, de acordo com o modelo proposto no qual a correlação entre esses é fraca e negativa, apenas 12,30% dos resultados pode ser explicado pela rotação.

Figura 72: Análise de regressão para Força de Avanço (N) em função da Rotação (rpm) para broca da convencional



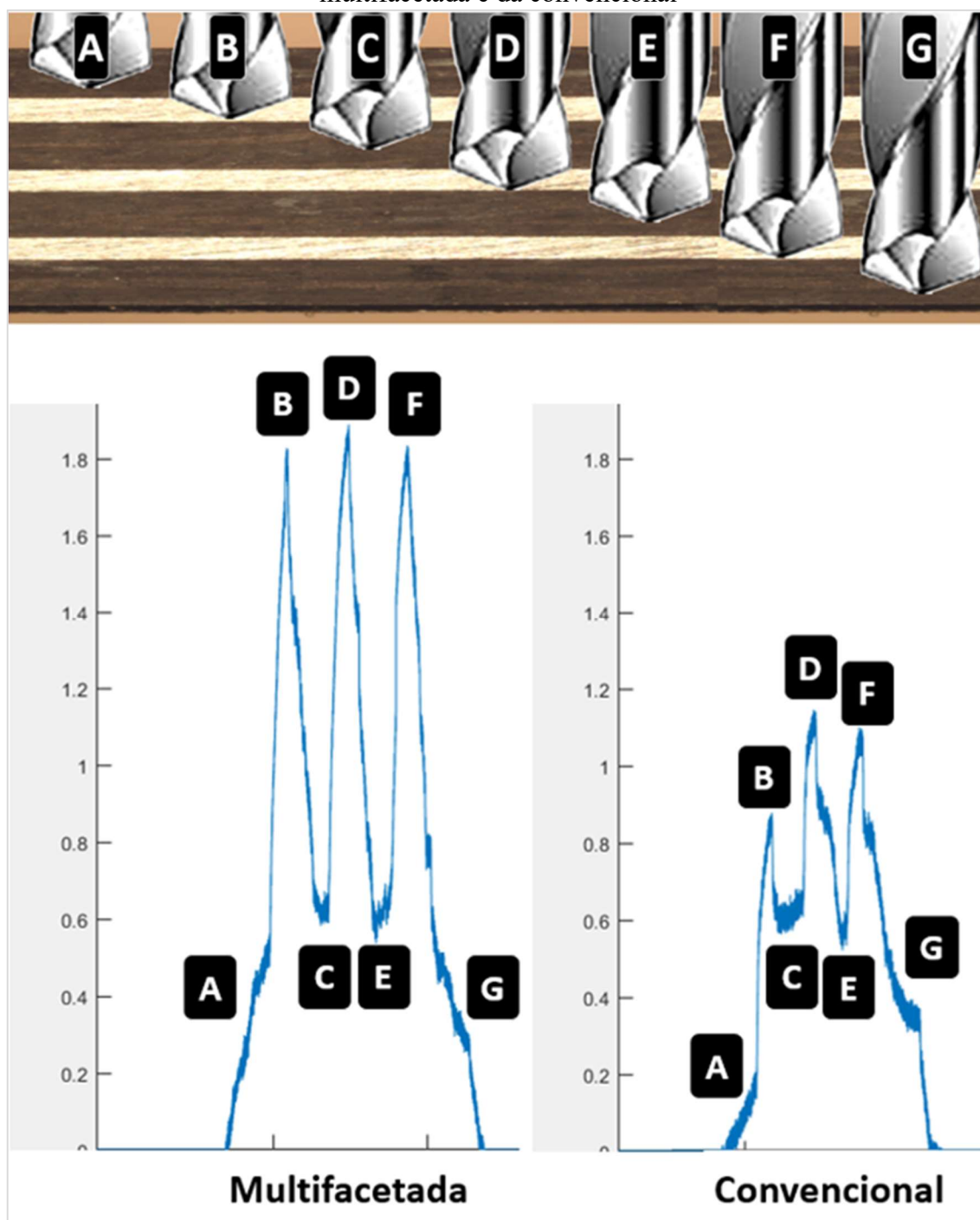
Fonte: Autoria própria

Uma vez que a análise de regressão revelou que não há relação entre a força de avanço e a rotação, além do valor explicado pelo modelo ser relativamente baixo, foi decidido não construir o gráfico de valores previstos. Isso ocorreu porque tal gráfico não refletiria, adequadamente, a realidade dos resultados.

5.4.3.3 Multifacetada vs Convencional

Com relação a força de avanço, para ambas brocas utilizadas, a partir da análise do perfil da força de avanço durante os ensaios, identificou-se um caráter oscilatório, apresentando picos de maior intensidade durante o corte da liga de titânio e valores menores no corte do compósito de LMPEAK com fibra de carbon. Tal comportamento já era esperado visto que esse foi relatado por Giasin, Ayvar-soberanis, Hodzic (2016), o qual afirma que durante o processo de furação de FMLs a força de avanço varia de maneira cíclica devido às características de corte de cada camada. Na Figura 73 são apresentados os perfis de força de avanço durante o processo de furação do HTCL com as brocas multifacetadas e convencionais.

Figura 73: Gráficos da força de avanço durante o processo de furação do HTCL com as broca multifacetada e da convencional



Fonte: Autoria própria

Além disso, também foi possível identificar, ao comparar os dois gráficos, ambos referentes a combinação de parâmetros de corte de 2000 rpm e 0,025 mm/rotação, que durante o processo de corte a força de avanço foi consideravelmente menor no corte das camadas do titânio quando utilizado a ferramenta da convencional, indicando que a geometria dessa

favoreceu o corte do material. Enquanto isso, se comparada a força durante o corte das camadas de compósito resultante de ambas as brocas, essas foram similares, o que demonstra que durante o corte das camadas de compósito a força praticamente não foi afetada pela geometria das ferramentas.

A partir da análise de variância, considerando as brocas também como um fator de entrada, foi constatado que entre os três parâmetros, bem como entre todas as interações entre fatores, apenas o tipo de broca, com 88,92% de contribuição, e o avanço, com 7,24% de contribuição, apresentam influência significativa nos resultados da força de avanço. Na Tabela 14 são apresentados os resultados da ANOVA considerando não só os parâmetros de corte, mas também os tipos de broca.

Tabela 14: Análise de variancia da força de avanço resultante do processo de furação

Parâmetros	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value	Contribution
Broca	1	119106	119106	1229,84	0,000	88,92%
Avanço (mm/rotação)	1	9691	9691	100,07	0,000	7,24%
Rotação do fuso (rpm)	2	62	31	0,32	0,32	0,05%
Broca * Avanço	1	767	767	7,92	0,010	0,57%
Broca * Rotação	2	512	256	2,65	0,092	0,38%
Avanço * Rotação	2	496	248	2,56	0,098	0,37%
Broca * Avanço * Rotação	2	988	494	5,10	0,014	0,74%
Error	24	2324	97			1,74%
Total	35	133947				100%

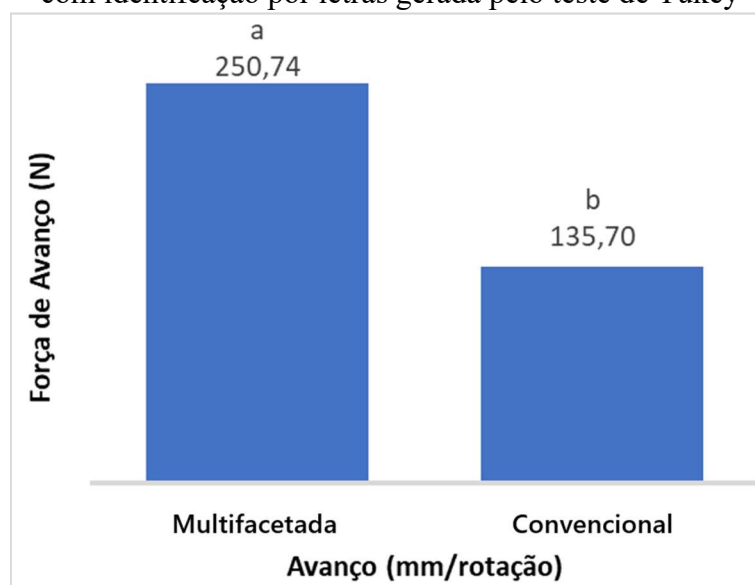
Fonte: Autoria própria

Segundo Liu, Tang e Cong (2012), a influência da ferramenta na força de avanço está diretamente ligada a geometria. Ainda segundo os autores, quanto menor o ângulo de ponta, mais plana ou arredondada a geometria da ponta da broca, maior tende a ser a força de avanço durante o processo de furação. Portanto era de se esperar que o uso da ferramenta da multifaceta, resulta-se em maiores forças de avanço, visto que essa apresenta menor ângulo de ponta, bem como uma geometria mais arredondada.

Após identificar a influência dos parâmetros de corte nos resultados, foi realizado o teste de Tukey, a partir do qual foi identificado que houve diferença significativa entre as duas ferramentas utilizadas nos ensaios, sendo que a ferramenta que apresentou a menor força de avanço foi a da broca convencional, quase metade do da multifacetada, fato esse possivelmente

causado pela geometria da ferramenta. Na Figura 74 são apresentados gráficos de colunas um com valores das médias da força de avanço em função avanço e outro com valores em função da rotação, ambos com identificação por letras da classificação gerada a partir do teste de Tukey.

Figura 74: Gráfico de colunas dos valores médios da força de avanço em função da broca com identificação por letras gerada pelo teste de Tukey



Fonte: Autoria própria

Por fim, a partir da análise de múltiplas regressões para a força de avanço, considerando todos os fatores de entrada e tendo como o objetivo minimizar essa força, foi sugerido que com relação a rotação não importa qual se utiliza. No caso do avanço e da broca, em primeiro lugar deve-se utilizar como parâmetros de entrada a combinação de avanço 0,025 mm/rotação com a broca da convencional. Na Tabela 15 são apresentadas as sugestões de combinação de parâmetros fornecidas pelas múltiplas regressões com intuito de minimizar a força de avanço durante o processo de furação do HTCL.

Tabela 15: Análise de variancia da força de avanço resultante do processo de furação

Ordem de prioridade	Avanço (mm/rotação)	Broca	Valor predito Força de Avanço (N)
1	0,025	Convencional	123,912
2	0,05	Convencional	147,494
3	0,025	Multifacetada	229,718
4	0,05	Multifacetada	271,766

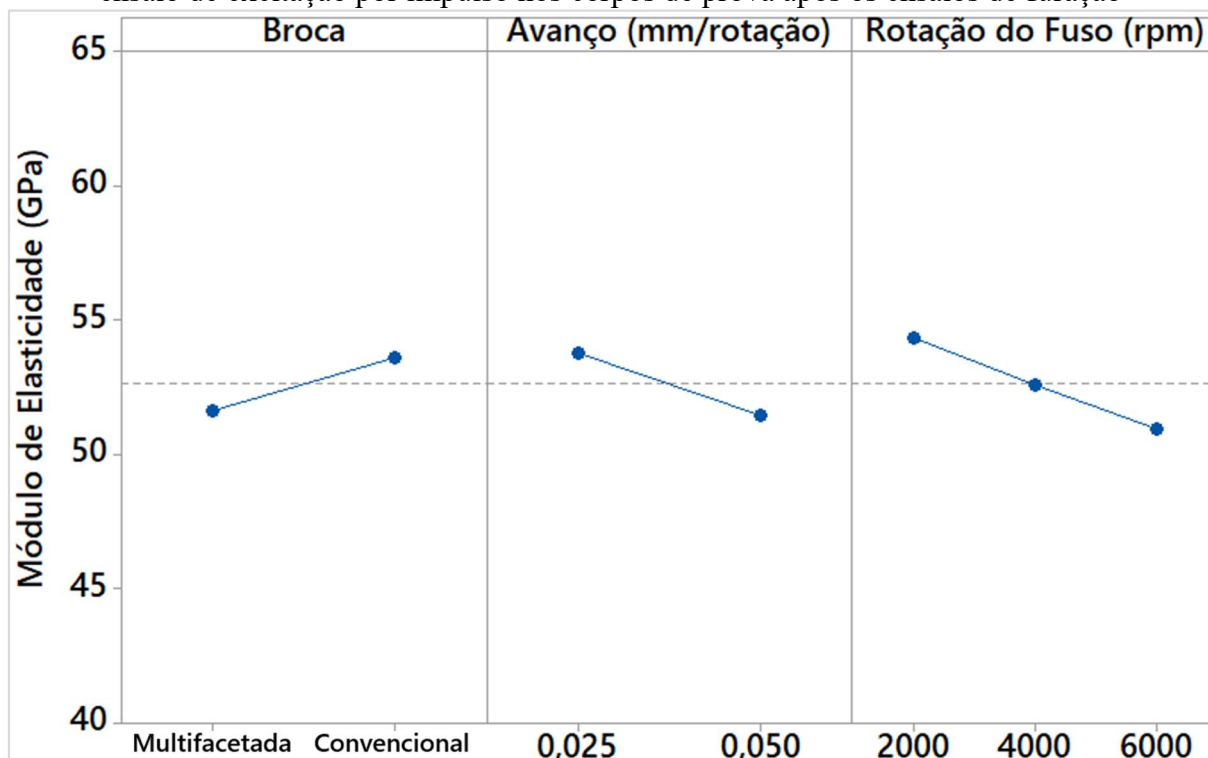
Fonte: Autoria própria

Por fim, de modo geral sobre a força de avanço pode-se concluir que no caso da broca da multifacetada, apenas o parâmetro de entrada de avanço afetou significativamente nos resultados, enquanto que no caso da broca convencional, os resultados foram afetados tanto pelo avanço quanto pela rotação. Vale ressaltar que independente da broca, assim como é relatado na literatura, foi identificado que a força e avanço é influenciada proporcionalmente em função do avanço utilizado, de modo que para esse estudo a menor força de avanço foi registrada para o menor avanço empregado, ou seja, 0,025 mm/rotação. Além disso, ao comparar o desempenho das duas brocas, constatou-se que a broca que resultou no menor avanço foi a broca da convencional. Portanto, baseado nesses resultados, a melhor combinação de parâmetros que resultou no menor avanço nesse estudo foi a broca com geometria convencional com avanço de 0,025mm/rotação.

5.4.4 Módulo de Elasticidade Dinâmico após Furação

Sobre os resultados de excitação por impulso, a partir da análise do gráfico do efeito dos parâmetros nas médias (Figura 75), identificou-se que o módulo de elasticidade medido nos corpos de prova perfurados com a broca convencional foram maiores que os medidos nos perfurados com a broca multifacetada, bem como esses estão mais próximos do valor mensurado no material antes do processo de furação. Além disso, foi identificado que tanto o aumento do avanço quanto da rotação resultou em menores valores nos módulos mensurados pelo ensaio.

Figura 75: Gráfico de efeito das médias no Módulo de Elasticidade Dinâmico obtido pelo ensaio de excitação por impulso nos corpos de prova após os ensaios de furação



Fonte: Autoria própria

Segundo Maciel *et al.* (2020), o ensaio de excitação por impulso tem se mostrado eficiente no monitoramento da integridade estrutural, uma vez que as propriedades do material são modificadas à medida que a onda acústica se propaga e encontra danos internos, fornecendo assim informações sobre a integridade da estrutura. Além disso, de acordo com Paolino *et al.* (2017), à medida que os laminados acumulam danos em sua estrutura, o valor do módulo medido pela técnica tende a diminuir. Essa observação pode explicar a variação nos valores identificada no gráfico de efeitos nas médias e também o motivo pelo qual os valores obtidos com a broca convencional foram superiores a broca multifacetada, uma vez que visualmente a qualidade dos furos foi melhor e as forças de avanço com essa broca foram consideravelmente menores.

Entretanto, a partir da análise de variância dos resultados (Tabela 16), foi constatado que nenhum dos parâmetros de entrada, nem a interação entre estes, apresentou influência estaticamente significativa na variação do módulo de elasticidade dinâmico do HTCL após o processo de furação.

Tabela 16: Análise de variancia do módulo de elasticidade dinâmico mensurados após os ensaios de furação

Parâmetros	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value	Contribution
Broca	1	36,040	36,040	1,14	0,296	2,68%
Avanço (mm/rotação)	1	47,105	47,105	1,49	0,234	3,50%
Rotação do fuso (rpm)	2	69,728	34,864	1,10	0,348	5,19%
Broca * Avanço	1	9,384	9,384	0,30	0,591	0,70%
Broca * Rotação	2	109,213	54,607	1,73	0,199	8,12%
Avanço * Rotação	2	280,168	140,084	4,44	0,054	20,84%
Broca * Avanço * Rotação	2	34,937	17,469	0,55	0,582	2,60%
Error	24	757,82	31,576			56,37%
Total	35	1334,40				100%

Fonte: Autoria própria

A partir desse resultado pode-se afirmar que, apesar de ter sido identificada a diminuição no módulo de elasticidade do material após o processo de furação, para os ensaios realizados não foi possível identificar uma relação direta entre a variação dos parâmetros de entrada e a variação no módulo de elasticidade. De acordo com Maciel *et al.* (2020) apesar da técnica ser mais sensível que no monitoramento de reduções de rigidez do material, essa não apresenta resultados muito consistentes, fato esse que possivelmente influenciou nos resultados obtidos.

Portanto, em relação aos resultados do módulo de elasticidade obtidos nos ensaios de furação, pode-se concluir que, embora os resultados demonstrem uma redução no módulo de elasticidade com maiores avanços e rotações, assim como ao utilizar a broca multifacetada, estatisticamente foi confirmado que os parâmetros de entrada não tiveram uma influência significativa na variação do módulo de elasticidade.

6 CONCLUSÃO

A partir dos resultados obtidos no presente trabalho, pode-se concluir que foi viável o desenvolvimento de um HTCL inédito, constituído por três camadas da liga de Ti-6Al-4V com 0,4 mm de espessura, intercaladas com quatro camadas de compósito polimérico com matriz de LMPAEK e reforço de fibra de carbono com tramagem 5HS.

Além disso, pode-se afirmar que o HTCL apresenta grande potencial, visto que esse apresentou conjunto de propriedades superiores a outros laminados, tais como cisalhamento interlaminar, cisalhamento translaminar, cisalhamento por compressão e bem como módulo de elasticidade e resistência à tração.

Por fim, com relação ao processo de furação, pode-se concluir que apesar de ser viável, esse ainda demanda de maiores estudos, visto aos desafios e resultados encontrados no trabalho, sendo que tal fato decorre principalmente da dificuldade de usinar simultaneamente camadas de materiais com propriedades e comportamentos mecânicos completamente distintos.

REFERÊNCIAS

- ABISH, J.; SAMAL, P.; NARENTER, M. S.; KANNAN, C.; BALAN, A. S. S. Assessment of drilling-induced damage in CFRP under chilled air environment. **Materials and Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 33, n. 12, p. 1361–1368, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/10426914.2017.1415452>. Acesso em: 10 jun. 2019.
- ABRÃO, A. M.; FARIA, P. E.; RUBIO, J. C. C.; REIS, P.; DAVIM, J. P. Drilling of fiber reinforced plastics: a review. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 186, n. 1–3, p. 1–7, May 2007. DOI 10.1016/j.jmatprotec.2006.11.146. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092401360601137X>. Acesso em: 13 jul. 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D2344/2344M**: Standard test method for short-beam strength of polymer matrix composite materials and their laminates. ASTM, 2016. Disponível em: https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CD2344_D2344M-16%7Cen-US. Acesso em: 17 nov. 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D3039/D3039M**: Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials. ASTM, 2014. Disponível em: https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CD3039_D3039M-14%7Cen-US. Acesso em: 01 jan. 2019.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E1876**: Standard test method for dynamic young 's modulus , shear modulus , and poisson ' s ratio by sonic resonance. ASTM, 2022. Disponível em: <https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CE1876-21%7Cen-US>. Acesso em: 30 jun 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D5379/D5379M**: Standard test method for shear properties of composite materials by the v-notched beam method. ASTM, 2019. Disponível em https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CD5379_D5379M-19%7Cen-US. Acesso em: 01 maio 2020.
- BAKER, A.; DUTTON, S.; KELLY, D. **Composite materials for aircraft structures**. Virginia: American Institute of Aeronautics and Astronautics, Inc., 2004.
- BANEA, M. D.; SOUSA, F. S. M.; SILVA, L. F. M.; CAMPILHO, R. D. S. G.; PEREIRA, A. M. B. Effects of temperature and loading rate on the mechanical properties of a high temperature epoxy adhesive. **Journal of Adhesion Science and Technology**, Utrecht, v. 25, n. 18, p. 2461–2474, 2 Jan. 2011. DOI 10.1163/016942411X580144. Disponível em: <http://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1163/016942411X580144>. Acesso em: 11 mar. 2022.
- BANEA, M. D.; SILVA, L. F. M. da; CAMPILHO, R. D. S. G. Effect of temperature on tensile strength and mode i fracture toughness of a high temperature epoxy adhesive. **Journal of Adhesion Science and Technology**, Utrecht, v. 26, n. 7, p. 939–953, 1 Apr. 2012. DOI 10.1163/156856111X593649. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1163/156856111X593649>. Acesso em: 11 mar. 2022.

BAYRAKTAR, S.; TURGUT, Y. Investigation of the cutting forces and surface roughness in milling carbon-fiber-reinforced polymer composite material. **Materiali in Tehnologije**, [s.l.], v. 50, n. 4, p. 591–600, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.17222/mit.2015.199>. Acesso em: 04 abr 2022

BERNHARDT, S.; RAMULU, M.; KOBAYASHI, A. S. Low-velocity impact response characterization of a hybrid titanium composite laminate. **Journal of Engineering Materials and Technology**, New York, v. 129, n. 2, p. 220–226, 1 Apr. 2007. DOI 10.1115/1.2400272. Disponível em: <https://asmedigitalcollection.asme.org/materialstechnology/article/129/2/220/465287/LowVelocity-Impact-Response-Characterization-of-a>. Acesso em: 27 fev. 2022.

BONHIN, E. P.; BOTELHO, E. C.; RIBEIRO, M. V. Interlaminar shear of FML produced with surface treatment by mechanical abrasion. **Procedia CIRP**, [s.l.], v. 108, p. 555–559, 2022. DOI 10.1016/j.procir.2022.03.087. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.03.087>. Acesso em: 19 jun. 2022.

BONHIN, E. P.; DAVID-MÜZEL, S.; SAMPAIO ALVES, M. C.; BOTELHO, E. C.; RIBEIRO, M. V. A review of mechanical drilling on fiber metal laminates. **Journal of Composite Materials**, Lancaster, v. 55, n. 6, p. 843–869, 13 Mar. 2021. DOI 10.1177/0021998320957743. Disponível em: <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/0021998320957743>. Acesso em: 30 out 2022.

BONHIN, E. P.; DAVID-MÜZEL, S.; GUIDI, E. S.; BOTELHO, E. C.; RIBEIRO, M. V. Influence of drilling parameters on thrust force and burr on fiber metal laminate (Al 2024-T3/glass fiber reinforced epoxy). **Procedia CIRP**, [s.l.], v. 101, p. 338–341, 2021. DOI 10.1016/j.procir.2021.02.035. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2021.02.035>. Acesso em: 15 nov. 2022.

BOON, Y. D.; JOSHI, S. C. A review of methods for improving interlaminar interfaces and fracture toughness of laminated composites. **Materials Today Communications**, [s.l.], v. 22, n. February 2019, p. 100830, Mar. 2020. DOI 10.1016/j.mtcomm.2019.100830. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.100830>. Acesso em: 05 set. 2021.

BOTELHO, E. C.; SILVA, R. A.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C. A review on the development and properties of continuous fiber / epoxy / aluminum hybrid composites for aircraft structures. **Materials Research**, São Carlos, v. 9, n. 3, p. 247–256, 2006. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/mr/a/k4Hn8cZJFtVYrLd4Scc5btc/>. Acesso em: 04 jan. 2019.

BRINKSMEIER, E.; JANSSEN, R. Drilling of multi-layer composite materials consisting of carbon fiber reinforced plastics (CFRP), titanium and aluminum alloys. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, [s.l.], v. 51, n. 1, p. 87–90, 2002. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)61472-3](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)61472-3). Acesso em: 10 dez. 2019.

CALLISTER JUNIOR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. 8th ed. Hoboken: John Wiley & Sons 2009. 992 p.

CAMPOS RUBIO, J.; ABRAO, A. M.; FARIA, P. E.; CORREIA, A. E.; DAVIM, J. P. Effects of high speed in the drilling of glass fibre reinforced plastic: evaluation of the delamination factor. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Oxford, v. 48, n. 6, p. 715–720, May 2008. DOI 10.1016/j.ijmachtools.2007.10.015. Disponível em:

<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0890695507002337>. Acesso em: 24 ago. 2019.

CHEN, Q.; GUAN, Z.; LI, Z.; JI, Z.; ZHUO, Y. Experimental investigation on impact performances of GLARE laminates. **Chinese Journal of Aeronautics**, [s.l.], v. 28, n. 6, p. 1784–1792, 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cja.2015.07.002>. Acesso em: 27 maio 2019.

CHEN, W. C. Some experimental investigations in the drilling of carbon fiber-reinforced plastic (CFRP) composite laminates. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Oxford, v. 37, n. 8, p. 1097–1108, 1997. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0890-6955\(96\)00095-8](https://doi.org/10.1016/S0890-6955(96)00095-8). Acesso em: 27 maio 2019.

CONSUL, P.; CHAPLIN, A.; TAGSCHERER, N.; ZAREMBA, S.; DRECHSLER, K. Interlaminar strength in large-scale additive manufacturing of slow crystallizing polyaryletherketone carbon composites. **Polymer International**, London, v. 70, n. 8, p. 1099–1108, 31 Aug. 2021. DOI 10.1002/pi.6168. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/pi.6168>. Acesso em: 25 set. 2021.

CORTES, P.; CANTWELL, W. J. The tensile and fatigue properties of carbon fiber-reinforced peek-titanium fiber-metal laminates. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, Westport, v. 23, n. 15, p. 1615–1623, 18 Oct. 2004. DOI 10.1177/0731684404039796. Disponível em: <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/0731684404039796>. Acesso em: 07 ago. 2022.

CORTÉS, P.; CANTWELL, W. J. Structure properties relations in titanium based thermoplastic fiber metal laminates. **Polymer Composites**, Hoboken, v. 27, n. 3, p. 264–270, Jun. 2006. DOI 10.1002/pc.20189. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/pc.20189>. Acesso em: 07 ago. 2022.

D’ORAZIO, A.; EL MEHTEDI, M.; FORCELLESE, A.; NARDINOCCHI, A.; SIMONCINI, M. Tool wear and hole quality in drilling of CFRP/AA7075 stacks with DLC and nanocomposite TiAlN coated tools. **Journal of Manufacturing Processes**, Dearborn, v. 30, p. 582–592, Dec. 2017. DOI 10.1016/j.jmapro.2017.10.019. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.10.019>. Acesso em: 04 fev 2023.

SILVA, L. F. M.; RODRIGUES, T. N. S. S.; FIGUEIREDO, M. A. V.; DE MOURA, M. F. S. F.; CHOUSAL, J. A. G. Effect of adhesive type and thickness on the lap shear strength. **Journal of Adhesion**, Philadelphia, v. 82, n. 11, p. 1091–1115, 2006. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/00218460600948511>. Acesso em: 04 fev. 2023.

DAVID-MÜZEL, S. **Influência da adição de nanotubos de carbono no compósito de resina furfurilica/fibra de carbono no processo de furação**. 2021. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho,” 2021. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/items/4c76e3c9-768a-4626-8bac-cc149c16e22e>. Acesso em: 20 out. 2022.

DAVID-MÜZEL, S.; BONHIN, E. P.; RIBEIRO, M. V.; BOTELHO, E. C.; ALVES, M. C. S. Furfuryl resin/CNT/carbon fiber drilling, using carbide drill coated with balinit-helica. **Materials and Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 35, n. 10, p. 1096–1103, Jul. 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/10426914.2020.1765252>. Acesso em: 05 set. 2022.

DAVIM, J. P.; REIS, P. Drilling carbon fiber reinforced plastics manufactured by autoclave

experimental and statistical study. **Materials & Design**, Surrey, v. 24, n. 5, p. 315–324, Aug. 2003. DOI 10.1016/S0261-3069(03)00062-1. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306903000621>. Acesso em: 05 set. 2020.

DAVIM, J. P.; REIS, P. Study of delamination in drilling carbon fiber reinforced plastics (CFRP) using design experiments. **Composite Structures**, Oxford, v. 59, n. 4, p. 481–487, 2003. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0263-8223\(02\)00257-X](https://doi.org/10.1016/S0263-8223(02)00257-X). Acesso em: 20 set 2019.

DAVIM, J.; RUBIO, J.; ABRAO, A. A novel approach based on digital image analysis to evaluate the delamination factor after drilling composite laminates. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 67, n. 9, p. 1939–1945, Jul. 2007. DOI 10.1016/j.compscitech.2006.10.009. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0266353806003976>. Acesso em 20 set. 2019.

DU, D.; HU, Y.; LI, H.; LIU, C.; TAO, J. Open-hole tensile progressive damage and failure prediction of carbon fiber-reinforced PEEK-titanium laminates. **Composites Part B: Engineering**, [s.l.], v. 91, n. February, p. 65–74, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2015.12.049>. Acesso em: 14 out. 2019.

EBEWELE, R. O. **Polymer science and technology**. Boca Raton: CRC Press, 2000. [https://doi.org/10.1016/0261-3069\(95\)90127-2](https://doi.org/10.1016/0261-3069(95)90127-2). Disponível em: <https://books.google.com.br/books?hl=en&lr=&id=jzc0CwAAQBAJ&oi=fnd&pg=PP1&dq=Polymer+science+and+technology&ots=etYv0q4ksg&sig=qycm00oxlhumi23GxR-7t9ghxJI#v=onepage&q=Polymer%20science%20and%20technology&f=false>. Acesso em: 11 set. 2019.

EGBO, M. K. A fundamental review on composite materials and some of their applications in biomedical engineering. **Journal of King Saud University - Engineering Sciences**, [s.l.], v. 33, n. 8, p. 557–568, Dec. 2021. DOI 10.1016/j.jksues.2020.07.007. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jksues.2020.07.007>. Acesso em: 05 ago. 2023

FARAZ, A.; BIERMANN, D.; WEINERT, K. Cutting edge rounding: an innovative tool wear criterion in drilling CFRP composite laminates. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Oxford, v. 49, n. 15, p. 1185–1196, Dec. 2009. DOI 10.1016/j.ijmachtools.2009.08.002. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2009.08.002>. Acesso em: 01 ago. 2021.

FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. 12th ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 2006.

FRIED, J. R. **Polymer science & technology**: third edition. 3rd ed. Massachusetts: Prentice Hall, 2014.

GAN, D.; LU, S.; SONG, C.; WANG, Z. Physical properties of poly(ether ketone)/mica composites: effect of filler content. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 48, n. 5, p. 299–302, Apr. 2001. DOI 10.1016/S0167-577X(00)00318-9. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0167577X00003189>. Acesso em: 01 ago. 2021.

GARDINER, G. PEEK vs. PEKK vs. PAEK and continuous compression colding. **CompositesWorld**, p. 1–14, 2018. Disponível em: <https://www.compositesworld.com/blog/post/peek-vs-pek-k-vs-paek-and-continuous->

compression-molding. Acesso em: 20 ago. 2019.

GAUGEL, S.; SRIPATHY, P.; HAEGER, A.; MEINHARD, D.; BERNTHALER, T.; LISSEK, F.; KAUFELD, M.; KNOBLAUCH, V.; SCHNEIDER, G. A comparative study on tool wear and laminate damage in drilling of carbon-fiber reinforced polymers (CFRP). **Composite Structures**, Oxford, v. 155, p. 173–183, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.08.004>. Acesso em 21 out. 2022.

GAY, D.; HOA, S. V.; TSAI, S. W. **Composite materials: design and applications**. 4th ed. Boca Raton: CRC Press, 2003.

GENG, D.; LIU, Y.; SHAO, Z.; LU, Z.; CAI, J.; LI, X.; JIANG, X.; ZHANG, D. Delamination formation, evaluation and suppression during drilling of composite laminates: a review. **Composite Structures**, Oxford, v. 216, n. January, p. 168–186, 2019. DOI 10.1016/j.compstruct.2019.02.099. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.02.099>. Acesso em: 21 out. 2022.

GIASIN, K. The effect of drilling parameters, cooling technology, and fiber orientation on hole perpendicularity error in fiber metal laminates. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 97, n. 9–12, p. 4081–4099, 6 Aug. 2018. DOI 10.1007/s00170-018-2241-1. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s00170-018-2241-1>. Acesso em: 15 nov. 2019.

GIASIN, K.; AYVAR-SOBERANIS, S. An investigation of burrs, chip formation, hole size, circularity and delamination during drilling operation of GLARE using ANOVA. **Composite Structures**, Oxford, v. 159, p. 745–760, Jan. 2017. DOI 10.1016/j.compstruct.2016.10.015. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S026382231630767X>. Acesso em: 15 nov. 2019.

GIASIN, K.; AYVAR-SOBERANIS, S.; HODZIC, A. An experimental study on drilling of unidirectional GLARE fibre metal laminates. **Composite Structures**, Oxford, v. 133, p. 794–808, Dec. 2015. DOI 10.1016/j.compstruct.2015.08.007. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0263822315006844>. Acesso em: 15 nov. 2019.

GIASIN, K.; AYVAR-SOBERANIS, S.; HODZIC, A. The effects of minimum quantity lubrication and cryogenic liquid nitrogen cooling on drilled hole quality in GLARE fibre metal laminates. **Materials & Design**, Surrey, v. 89, p. 996–1006, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.049>. Acesso em: 15 nov. 2019.

GIASIN, K.; GOREY, G.; BYRNE, C.; SINKE, J.; BROUSSEAU, E. Effect of machining parameters and cutting tool coating on hole quality in dry drilling of fibre metal laminates. **Composite Structures**, Oxford, v. 212, n. November 2018, p. 159–174, Mar. 2019. DOI 10.1016/j.compstruct.2019.01.023. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0263822318334846>. Acesso em: 15 nov. 2019.

GIASIN, K.; HAWXWELL, J.; SINKE, J.; DHAKAL, H.; KÖKLÜ, U.; BROUSSEAU, E. The effect of cutting tool coating on the form and dimensional errors of machined holes in GLARE® fibre metal laminates. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 107, n. 5–6, p. 2817–2832, 27 Mar. 2020. DOI 10.1007/s00170-020-05211-2. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s00170-020-05211-2>. Acesso em: 17 ago. 2021.

GIROT, F.; DAU, F.; GUTIÉRREZ-ORRANTIA, M. E. New analytical model for delamination of CFRP during drilling. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 240, p. 332–343, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.10.007>. Acesso em: 06 jan. 2023.

GONZALEZ-CANCHE, N. G.; FLORES-JOHNSON, E. A.; CORTES, P.; CARRILLO, J. G. Evaluation of surface treatments on 5052-H32 aluminum alloy for enhancing the interfacial adhesion of thermoplastic-based fiber metal laminates. **International Journal of Adhesion and Adhesives**, Guildford, v. 82, n. January, p. 90–99, Apr. 2018. DOI 10.1016/j.ijadhadh.2018.01.003. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2018.01.003>. Acesso em: 06 jan. 2023.

HAEGER, A.; SCHOEN, G.; LISSEK, F.; MEINHARD, D.; KAUFELD, M.; SCHNEIDER, G.; SCHUHMACHER, S.; KNOBLAUCH, V. Non-destructive detection of drilling-induced delamination in CFRP and its effect on mechanical properties. **Procedia Engineering**, [s.l.], v. 149, n. June, p. 130–142, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.06.647>. Acesso em: 25 set. 2020.

HALLETT, S. R.; GREEN, B. G.; JIANG, W. G.; WISNOM, M. R. An experimental and numerical investigation into the damage mechanisms in notched composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 40, n. 5, p. 613–624, 2009. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2009.02.021>. Acesso em: 14 out. 2019.

HE, W.; WANG, L.; LIU, H.; WANG, C.; YAO, L.; LI, Q.; SUN, G. On impact behavior of fiber metal laminate (FML) structures: a state-of-the-art review. **Thin-Walled Structures**, Essex, v. 167, n. May, p. 108026, 2021. DOI 10.1016/j.tws.2021.108026. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.tws.2021.108026>. Acesso em: 28 maio 2022.

HIGGINS, A. Adhesive bonding of aircraft structures. **International Journal of Adhesion and Adhesives**, Guildford, v. 20, n. 5, p. 367–376, Jan. 2000. DOI 10.1016/S0143-7496(00)00006-3. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0143749600000063>. Acesso em: 10 jun 2021.

HOCHENG, H.; TSAO, C. C. Computerized tomography and c-scan for measuring drilling-induced delamination in composite material using twist drill and core drill. **Key Engineering Materials**, [s.l.], v. 339, p. 16–20, May 2007. Disponível em: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.339.16>. Acesso em: 14 out. 2019.

HOCHENG, H.; TSAO, C. C. Effects of special drill bits on drilling-induced delamination of composite materials. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Oxford, v. 46, n. 12–13, p. 1403–1416, Oct. 2006. DOI 10.1016/j.ijmachtools.2005.10.004. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0890695505002750>. Acesso em: 14 out. 2019.

ISBILIR, O.; GHASSEMIEH, E. Comparative study of tool life and hole quality in drilling of CFRP/titanium stack using coated carbide drill. **Machining Science and Technology**, [s.l.], v. 17, n. 3, p. 380–409, 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/10910344.2013.806098>. Acesso em: 20 maio 2023.

ISBILIR, O.; GHASSEMIEH, E. Comparative study of tool life and hole quality in drilling of CFRP/titanium stack using coated carbide drill. **Machining Science and Technology**, [s.l.],

v. 17, n. 3, p. 380–409, 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/10910344.2013.806098>. Acesso em: 20 maio 2023.

JAKUBCZAK, P. The impact behaviour of hybrid titanium glass laminates experimental and numerical approach. **International Journal of Mechanical Sciences**, Oxford, v. 159, n. May, p. 58–73, Aug. 2019. DOI 10.1016/j.ijmecsci.2019.05.035. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.05.035>. Acesso em: 09 set. 2021.

JIN, K.; WANG, H.; TAO, J.; ZHANG, X. Interface strengthening mechanisms of Ti/CFRP fiber metal laminate after adding MWCNTs to resin matrix. **Composites Part B: Engineering**, [s.l.], v. 171, n. May, p. 254–263, Aug. 2019. DOI 10.1016/j.compositesb.2019.05.005. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.05.005>. Acesso em: 23 nov. 2020.

KALPAKJIAN, S.; SCHMID, S. **Manufacturing, engineering and technology**. 6th ed. Massachusetts: Prentice Hall, 2009.

KARATAŞ, M. A.; GÖKKAYA, H. A review on machinability of carbon fiber reinforced polymer (CFRP) and glass fiber reinforced polymer (GFRP) composite materials. **Defence Technology**, [s.l.], v. 14, n. 4, p. 318–326, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2018.02.001>. Acesso em: 04 jun. 2019.

KAW, A. K. **Mechanics of composite materials**. 2nd ed. Abingdon: Taylor & Francis, 2006.

KAZEMI, M. E.; SHANMUGAM, L.; CHEN, S.; YANG, L.; YANG, J. Novel thermoplastic fiber metal laminates manufactured with an innovative acrylic resin at room temperature. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 138, n. July, p. 106043, Nov. 2020. DOI 10.1016/j.compositesa.2020.106043. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2020.106043>. Acesso em: 12 fev. 2021.

KAZEMI, M. E.; SHANMUGAM, L.; YANG, L.; YANG, J. A review on the hybrid titanium composite laminates (HTCLs) with focuses on surface treatments, fabrications, and mechanical properties. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 128, n. July 2019, p. 105679, Jan. 2020. DOI 10.1016/j.compositesa.2019.105679. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.105679>. Acesso em: 12 fev. 2021.

KHASHABA, U. A. Delamination in drilling GFR-thermoset composites. **Composite Structures**, Oxford, v. 63, n. 3–4, p. 313–327, Feb. 2004. DOI 10.1016/S0263-8223(03)00180-6. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0263822303001806>. Acesso em: 28 fev. 2021.

KHASHABA, U. A. Drilling of polymer matrix composites: a review. **Journal of Composite Materials**, Lancaster, v. 47, n. 15, p. 1817–1832, 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1177/0021998312451609>. Acesso em: 28 fev. 2021.

KHASHABA, U. A.; EL-SONBATY, I. A.; SELMY, A. I.; MEGAHED, A. A. Machinability analysis in drilling woven GFR/epoxy composites: part II – effect of drill wear. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 41, n. 9, p. 1130–1137, Sep. 2010. DOI 10.1016/j.compositesa.2010.04.011. Disponível em: <https://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2010.04.011>. Acesso em: 28 fev. 2021.

KOLESNIKOV, B.; HERBECK, L.; FINK, A. CFRP/titanium hybrid material for improving

composite bolted joints. **Composite Structures**, Oxford, v. 83, n. 4, p. 368–380, Jun. 2008. DOI 10.1016/j.compstruct.2007.05.010. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0263822307001341>. Acesso em: 30 ago. 2022.

KRISHNARAJ, V.; ZITOUNE, R.; DAVIM, J. P. **Drilling of polymer-matrix composites**. Heidelberg: Springer, 2013.

LE BOURLEGAT, L.; DAMATO, C.; SILVA, D.; BOTELHO, E.; PARDINI, L. Processing and mechanical characterization of titanium-graphite hybrid laminates. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, Westport, v. 29, n. 22, p. 3392–3400, 19 Nov. 2010. DOI 10.1177/0731684410377541. Disponível em: <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/0731684410377541>. Acesso em: 24 fev. 2021.

LI, N.; LI, Y.; ZHOU, J.; HE, Y.; HAO, X. Drilling delamination and thermal damage of carbon nanotube/carbon fiber reinforced epoxy composites processed by microwave curing. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Oxford, v. 97, p. 11–17, 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2015.06.005>. Acesso em: 28 fev. 2023

LI, X.; ZHANG, X.; GUO, Y.; SHIM, V. P. ; YANG, J.; CHAI, G. B. Influence of fiber type on the impact response of titanium-based fiber-metal laminates. **International Journal of Impact Engineering**, Oxford, v. 114, n. December 2017, p. 32–42, Apr. 2018. DOI 10.1016/j.ijimpeng.2017.12.011. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.12.011>. Acesso em: 21 fev. 2021.

LISSEK, F.; TEGAS, J.; KAUFELD, M. Damage quantification for the machining of CFRP: an introduction about characteristic values considering shape and orientation of drilling-induced delamination. **Procedia Engineering**, [s.l.], v. 149, n. June, p. 2–16, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.06.632>. Acesso em: 14 abr. 2021.

LIU, D. F.; TANG, Y. J.; CONG, W. L. A review of mechanical drilling for composite laminates. **Composite Structures**, Oxford, v. 94, n. 4, p. 1265–1279, 2012. DOI 10.1016/j.compstruct.2011.11.024. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2011.11.024>. Acesso em: 28 fev. 2023.

MACIEL, M. M. Á. D.; SHIINO, M. Y.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. O. H. Residual modulus degradation model for woven fabric composite determined by impulse excitation technique. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 133, n. December 2019, p. 105456, Apr. 2020. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2019.105456. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112319305602>. Acesso em: 04 ago. 2023.

MARATHE, U.; PADHAN, M.; BIJWE, J. Graphite fabric reinforced PAEK composites by novel impregnation-co-film technique. **IOP SciNotes**, [s.l.], v. 1, n. 1, p. 014001, 1 Jun. 2020. DOI 10.1088/2633-1357/ab8d1a. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2633-1357/ab8d1a>. Acesso em: 10 fev. 2021.

MCKEEN, L. W. **Permeability properties of plastics and elastomers**. 4th ed. Oxford: Elsevier, 2017.

MCKEEN, L. W. **The effect of creep and other time related factors on plastics and elastomers**. 3rd ed. Oxford: Elsevier, 2015.

MISASI, J. M.; DAO, B. N.; DELL'OLIO, C.; SWAN, S. R.; ISSADAZEH, S.; WIGGINS,

J. S.; VARLEY, R. J. Polyaryletherketone (PAEK) thermoplastic composites via in-situ ring opening polymerisation. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 201, n. November 2020, p. 108534, Jan. 2021. DOI 10.1016/j.compscitech.2020.108534. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2020.108534>. Acesso em: 19 dez. 2020.

MOHAN, N. S.; KULKARNI, S. M.; RAMACHANDRA, A. Delamination analysis in drilling process of glass fiber reinforced plastic (GFRP) composite materials. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 186, n. 1–3, p. 265–271, May 2007. DOI 10.1016/j.jmatprotec.2006.12.043. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013606011836>. Acesso em: 13 jul. 2021.

MOURA, M. F. S. F.; MORAIS, A. B.; MAGALHÃES, A. G. **Materiais compósitos: materiais, fabrico e comportamento mecânico**. 2nd ed. Porto: Publindústria, 2005.

MOURITZ, A. P. **Introduction to aerospace materials**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2012.

NAGARAJAN, V. A.; SELWIN RAJADURAI, J.; ANNIL KUMAR, T. A digital image analysis to evaluate delamination factor for wind turbine composite laminate blade. **Composites Part B: Engineering**, [s.l.], v. 43, n. 8, p. 3153–3159, 2012. DOI 10.1016/j.compositesb.2012.04.013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2012.04.013>. Acesso em: 18 fev. 2022.

NAKATANI, H.; KOSAKA, T.; OSAKA, K.; SAWADA, Y. Damage characterization of titanium/GFRP hybrid laminates subjected to low-velocity impact. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 42, n. 7, p. 772–781, Jul. 2011. DOI 10.1016/j.compositesa.2011.03.005. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.03.005>. Acesso em: 12 fev. 2021.

OLABISI, O.; ADEWALE, K. **Handbook of thermoplastics**. 2nd ed. Abingdon: Taylor & Francis, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1201/b19190>. Acesso em: 15 set. 2022.

PAOLINO, D. S.; GENG, H.; SCATTINA, A.; TRIDELLO, A.; CAVATORTA, M. P.; BELINGARDI, G. Damaged composite laminates: assessment of residual Young's modulus through the impulse excitation technique. **Composites Part B: Engineering**, [s.l.], v. 128, p. 76–82, Nov. 2017. DOI 10.1016/j.compositesb.2017.07.008. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.07.008>. Acesso em: 01 ago. 2023.

PARK, S. Y.; CHOI, W. J.; CHOI, C. H.; CHOI, H. S. Effect of drilling parameters on hole quality and delamination of hybrid GLARE laminate. **Composite Structures**, Oxford, v. 185, n. November 2017, p. 684–698, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.11.073>. Acesso em: 20 fev. 2021.

PARK, S. Y.; CHOI, W. J.; CHOI, H. S.; KWON, H. Effects of surface pre-treatment and void content on GLARE laminate process characteristics. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 210, n. 8, p. 1008–1016, Jun. 2010. DOI 10.1016/j.jmatprotec.2010.01.017. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.01.017>. Acesso em: 09 abr. 2022.

PAWAR, O. A.; GAIKHE, Y. S.; TEWARI, A.; SUNDARAM, R.; JOSHI, S. S. Analysis of hole quality in drilling GLARE fiber metal laminates. **Composite Structures**, Oxford, v. 123, p. 350–365, 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.12.056>. Acesso

em: 06 jul. 2019.

PAWAR, O. A.; GAIKHE, Y. S.; TEWARI, A.; SUNDARAM, R.; JOSHI, S. S. Analysis of hole quality in drilling GLARE fiber metal laminates. **Composite Structures**, Oxford, v. 123, p. 350–365, 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.12.056>. Acesso em: 06 jul. 2019.

PHADNIS, V. A.; MAKHDUM, F.; ROY, A.; SILBERSCHMIDT, V. V. Drilling in carbon/epoxy composites: experimental investigations and finite element implementation. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Kidlington, v. 47, n. 1, 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2012.11.020>. Acesso em: 03 abr. 2019.

QI, Z.; ZHANG, K.; LI, Y.; LIU, S.; CHENG, H. Critical thrust force predicting modeling for delamination-free drilling of metal-FRP stacks. **Composite Structures**, Oxford, v. 107, p. 604–609, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2013.07.036>. Acesso em: 18 set. 2020.

RAMULU, M.; STICKLER, P. B.; MCDEVITT, N. S.; DATAR, I. P.; KIM, D.; JENKINS, M. G. Influence of processing methods on the tensile and flexure properties of high temperature composites. **Composites Science and Technology**, Barking, v. 64, n. 12, p. 1763–1772, Sep. 2004. DOI 10.1016/j.compscitech.2003.12.008. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0266353804000168>. Acesso em: 19 set. 2021.

RANA, S.; FANGUEIRO, R. **Advanced composite materials for aerospace engineering processing, properties and applications**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2016.

REZENDE, B.; SILVEIRA, M.; VIEIRA, L.; ABRÃO, A.; FARIA, P.; RUBIO, J. Investigation on the effect of drill geometry and pilot holes on thrust force and burr height when drilling an aluminium/PE sandwich material. **Materials**, [s.l.], v. 9, n. 9, p. 774, Sep. 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/ma9090774>. Acesso em: 10 fev. 2019.

REZENDE, M. C.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. **Compósitos estruturais: tecnologia e prática**. São Paulo: Artliber, 2011.

SALVE, A.; KULKARNI, R.; MACHE, A. A review: fiber metal laminates (FML's) - manufacturing, test methods and numerical modeling. **International Journal of Engineering Technology and Sciences**, [s.l.], v. 3, n. 2, p. 71–84, 30 Dec. 2016. DOI 10.15282/ijets.6.2016.1.10.1060. Disponível em: <https://journal.ump.edu.my/ijets/article/view/6375>. Acesso em: 16 maio 2019.

SANTOS, A. L.; NAKAZATO, R. Z.; SCHMEER, S.; BOTELHO, E. C. Influence of anodization of aluminum 2024 T3 for application in aluminum/CF/epoxy laminate. **Composites Part B: Engineering**, [s.l.], v. 184, n. January 2020, p. 107718, 2020. DOI 10.1016/j.compositesb.2019.107718. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107718>. Acesso em: 07 jun. 2020.

SAOUDI, J.; ZITOUNE, R.; MEZLINI, S.; GURURAJA, S.; SEITIER, P. Critical thrust force predictions during drilling: analytical modeling and x-ray tomography quantification. **Composite Structures**, Oxford, v. 153, p. 886–894, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.07.015>. Acesso em: 05 jul. 2022.

SARASINI, F.; TIRILLÒ, J.; FERRANTE, L.; SERGI, C.; SBARDELLA, F.; RUSSO, P.;

SIMEOLI, G.; MELLIER, D.; CALZOLARI, A. Effect of temperature and fiber type on impact behavior of thermoplastic fiber metal laminates. **Composite Structures**, Oxford, v. 223, n. March, p. 110961, Sep. 2019. DOI 10.1016/j.compstruct.2019.110961. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.110961>. Acesso em: 11 dez. 2020.

SAUDER, C.; LAMON, J.; PAILLER, R. The tensile behavior of carbon fibers at high temperatures up to 2400 °C. **Carbon**, Elmsford, v. 42, n. 4, p. 715–725, 2004. DOI 10.1016/j.carbon.2003.11.020. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0008622303006821>. Acesso em: 17 out. 2021.

SCHNEIDER, K.; LAUKE, B.; BECKERT, W. Compression shear test (CST) - a convenient apparatus for the estimation of apparent shear strength of composite materials. **Applied Composite Materials**, [s.l.], v. 8, n. 1, p. 43–62, 2001. Disponível em: <https://doi.org/10.1023/A:1008919114960>. Acesso em: 20 out. 2021.

SCHULZE, V.; BECKE, C.; WEIDENMANN, K.; DIETRICH, S. Machining strategies for hole making in composites with minimal workpiece damage by directing the process forces inwards. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 211, n. 3, p. 329–338, 2011. DOI 10.1016/j.jmatprotec.2010.10.004. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.10.004>. Acesso em: 14 out. 2020.

SHANMUGAM, L.; KAZEMI, M. E.; RAO, Z.; YANG, L.; YANG, J. On the metal thermoplastic composite interface of Ti alloy/UHMWPE-Elium® laminates. **Composites Part B: Engineering**, [s.l.], v. 181, n. August 2019, p. 107578, Jan. 2020. DOI 10.1016/j.compositesb.2019.107578. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107578>. Acesso em: 05 fev. 2021.

SHAW, M. C. **Metal cutting principles**. 2nd ed. Oxford: Oxford University Press, In, 2005.

SHETTY, N.; SHAHABAZ, S. M.; SHARMA, S. S.; DIVAKARA SHETTY, S. A review on finite element method for machining of composite materials. **Composite Structures**, Oxford, v. 176, p. 790–802, 2017. DOI 10.1016/j.compstruct.2017.06.012. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.06.012>. Acesso em: 08 abr. 2019.

SILVA, D.; PAMIES TEIXEIRA, J.; MACHADO, C. M. Methodology analysis for evaluation of drilling-induced damage in composites. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 71, n. 9–12, p. 1919–1928, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s00170-014-5616-y>. Acesso em: 01 abr. 2021.

SINKE, J. Manufacturing of GLARE parts and structures. **Applied Composite Materials**, [s.l.], v. 10, n. 4–5, p. 293–305, 2003. Disponível em: <https://doi.org/10.1023/A:1025589230710>. Acesso em: 14 out. 2021.

SINMAZÇELİK, T.; AVCU, E.; BORA, M. Ö.; ÇOBAN, O. A review: fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods. **Materials and Design**, Surrey, v. 32, n. 7, p. 3671–3685, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.03.011>. Acesso em: 21 abr. 2019.

SOLVAY. AvaSpire® PAEK applications. 2022. Disponível em: <https://www.solvay.com/en/brands/avaspire-paek/applications>. Acesso em: 22 mar. 2022.

SORRENTINO, L.; TURCHETTA, S.; BELLINI, C. A new method to reduce delaminations

during drilling of FRP laminates by feed rate control. **Composite Structures**, Oxford, v. 186, n. September 2017, p. 154–164, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.12.005>. Acesso em: 11 ago. 2019.

STEFANIAK, D.; PRUSSAK, R. Chances and challenges in the application of fiber metal laminates. **Advanced Materials Letters**, [s.l.], v. 10, n. 2, p. 91–97, 1 Feb. 2019. DOI 10.5185/amlett.2019.2155. Disponível em: http://aml.iaamonline.org/article_13815.html. Acesso em: 18 out. 2020.

STEPHENSON, D. A.; AGAPIOU, J. S. **Metal cutting theory and practice**. 3rd ed. Boca Raton: CRC Press, 2016.

TARPANI, J. R.; MALUF, O.; GATTI, M. C. A. Charpy impact toughness of conventional and advanced composite laminates for aircraft construction. **Materials Research**, São Carlos, v. 12, n. 4, p. 395–403, 2009. DOI 10.1590/S1516-14392009000400004. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392009000400004&lng=en&tlng=en. Acesso em: 08 set. 2019.

TSAO, C. .; HOCHENG, H. Taguchi analysis of delamination associated with various drill bits in drilling of composite material. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Oxford, v. 44, n. 10, p. 1085–1090, Aug. 2004. DOI 10.1016/j.ijmachtools.2004.02.019. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0890695504000549>. Acesso em: 19 abr. 2019.

TSAO, C. C. Drilling process for composites. **Machining technology for composite materials: principles and practice**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2012. p. 17–64.

TSAO, C. C.; HOCHENG, H. Computerized tomography and C-Scan for measuring delamination in the drilling of composite materials using various drills. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Oxford, v. 45, n. 11, p. 1282–1287, Sep. 2005. DOI 10.1016/j.ijmachtools.2005.01.009. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0890695505000131>. Acesso em: 19 abr. 2019.

TYCZYŃSKI, P.; LEMAŃCZYK, J.; OSTROWSKI, R.; EWA S'LIWA, R. Drilling of CFRP, GFRP, glare type composites. **Aircraft Engineering and Aerospace Technology**, [s.l.], v. 86, n. 4, p. 312–322, Jul. 2014. DOI 10.1108/AEAT-10-2012-0196. Disponível em: <https://www.emerald.com/insight/content/doi/10.1108/AEAT-10-2012-0196/full/html>. Acesso em: 22 fev. 2022.

VARVANI-FARAHANI, A. Composite materials: characterization, fabrication and application-research challenges and directions. **Applied Composite Materials**, [s.l.], v. 17, n. 2, p. 63–67, 6 Apr. 2010. DOI 10.1007/s10443-009-9107-5. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s10443-009-9107-5>. Acesso em: 19 abr. 2019.

VIGNESHWARAN, S.; UTHAYAKUMAR, M.; ARUMUGAPRABU, V. Review on machinability of fiber reinforced polymers: a drilling approach. **Silicon**, [s.l.], v. 10, n. 5, p. 2295–2305, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s12633-018-9764-9>. Acesso em: 09 abr. 2019.

VINSON, J. R.; SIERAKOWSKI, R. L. **The behavior of structures composed of composite materials**. 2nd ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2008. v. 105, .

VLOT, A.; GUNNINK, J. W. **Fibre metal laminates: an introduction**. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2001.

VOGELESANG, L. B.; VLOT, A. Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 103, n. 1, p. 1–5, 2000. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00411-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00411-8). Acesso em: 19 abr. 2019.

WANG, J.; ZHANG, D.; WU, B.; LUO, M.; TECHNOLOGY, I. M. Residual stresses analysis in ball end milling of nickel-based superalloy inconel 718. **Materials Research**, São Carlos, v. 20, n. 6, p. 1681–1689, 2017. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/mr/a/yh5Hb8v7LwwhQpcvCzwNkQm/?lang=en>. Acesso em: 15 jan. 2021.

WANG, X.; KWON, P. Y.; STURTEVANT, C.; KIM, D. D. W.; LANTRIP, J. Comparative tool wear study based on drilling experiments on CFRP/Ti stack and its individual layers. **Wear**, Lausanne, v. 317, n. 1–2, p. 265–276, 2014. DOI 10.1016/j.wear.2014.05.007. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2014.05.007>. Acesso em: 15 jan. 2021.

WYPYCH, G. **Handbook of polymers**. 2nd ed. Toronto: ChemTec Publishing, 2016.

XU, J.; AN, Q.; CAI, X.; CHEN, M. Drilling machinability evaluation on new developed high-strength T800S/250F CFRP laminates. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing**, [s.l.], v. 14, n. 10, p. 1687–1696, 5 Oct. 2013. DOI 10.1007/s12541-013-0252-2. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s12541-013-0252-2>. Acesso em: 13 jan. 2021.

XU, J.; LI, C.; MI, S.; AN, Q.; CHEN, M. Study of drilling-induced defects for CFRP composites using new criteria. **Composite Structures**, Oxford, v. 201, n. June, p. 1076–1087, Oct. 2018. DOI 10.1016/j.compstruct.2018.06.051. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.06.051>. Acesso em: 13 jan. 2021.

XU, J.; MKADDEM, A.; EL MANSORI, M. Recent advances in drilling hybrid FRP/Ti composite: a state-of-the-art review. **Composite Structures**, Oxford, v. 135, p. 316–338, 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.09.028>. Acesso em: 13 jan. 2021.

YUDHANTO, A.; IWAHORI, Y.; WATANABE, N.; HOSHI, H. Open hole fatigue characteristics and damage growth of stitched plain weave carbon/epoxy laminates. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 43, n. October, p. 12–22, 2012. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.02.002>. Acesso em: 15 jan. 2022.

ZARIF KARIMI, N.; HEIDARY, H.; FOTOUHI, M.; MINAK, G. Experimental analysis of GFRP laminates subjected to compression after drilling. **Composite Structures**, Oxford, v. 169, p. 144–152, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.01.017>. Acesso em: 12 jan. 2023.

ZIJIAN, L.; MENG, Z.; XIAOXING, L. Investigation into innovative fabrication of fiber metal laminated pipe and application. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, [s.l.], v. 784, n. 1, p. 012002, 1 Mar. 2020. DOI 10.1088/1757-899X/784/1/012002. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/784/1/012002>. Acesso em: 13 jul. 2021.

ZITOUNE, R.; KRISHNARAJ, V.; COLLOMBET, F. Study of drilling of composite material and aluminium stack. **Composite Structures**, Oxford, v. 92, n. 5, p. 1246–1255, 2010. DOI 10.1016/j.compstruct.2009.10.010. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2009.10.010>. Acesso em: 24 jan. 2022.