



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”

Câmpus de Bauru

EDUARDO FERRACIN MOREIRA

**PREVISÃO DA REGIÃO DE OCORRÊNCIA DE TRINCAS TÉRMICAS NO
PROCESSAMENTO A LASER DE AMOSTRAS DE CARBETO DE SILÍCIO**

Bauru
2026

EDUARDO FERRACIN MOREIRA

**PREVISÃO DA REGIÃO DE OCORRÊNCIA DE TRINCAS TÉRMICAS NO
PROCESSAMENTO A LASER DE AMOSTRAS DE CARBETO DE SILÍCIO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte das exigências para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica pela Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista (UNESP), Campus de Bauru.

Orientador: Prof. Dr. Thiago Valle França
Coorientador: Prof. Dr. Alexandre Tácito Malavolta

Bauru
2026

F368p

Ferracin Moreira, Eduardo

Previsão da região de ocorrência de trincas térmicas no processamento a laser de amostras de carbetto de silício / Eduardo Ferracin Moreira. -- Bauru, 2026

112 p. : tabs., fotos

Tese (doutorado) - Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia, Bauru

Orientador: Thiago Valle França

Coorientador: Alexandre Tácito Malavolta

1. análise por elementos finitos. 2. carbetto de silício. 3. trincas térmicas. 4. critério de Mohr-Coulomb. 5. processamento a laser. I. Título.

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA TESE DE DOUTORADO DE EDUARDO FERRACIN MOREIRA, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, DA FACULDADE DE ENGENHARIA - CÂMPUS DE BAURU.

Aos 30 de junho de 2026, às 14h, por meio de Videoconferência, realizou-se a defesa de TESE DE DOUTORADO de EDUARDO FERRACIN MOREIRA, intitulada "MODELAGEM DE TRINCAS TÉRMICAS NO PROCESSAMENTO LASER DE CERÂMICAS DE ENGENHARIA ". A Comissão Examinadora foi constituída pelos seguintes membros: Prof. Dr. ALEXANDRE TÁCITO MALAVOLTA (Participação Virtual) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade Federal de São Carlos, Prof. Dr. VICENTE LUIZ SCALON (Participação Virtual) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / UNESP / Câmpus de Bauru - FEB, Prof. Dr. ALESSANDRO ROGER RODRIGUES (Participação Virtual) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade de São Paulo / USP - São Carlos, Prof. Dr. SÉRGIO HENRIQUE EVANGELISTA (Participação Virtual) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade Federal de São Carlos, Prof. Dr. FABRÍCIO JOSÉ CARNEIRO PENA (Participação Virtual) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / UNESP / Câmpus de Bauru - FEB, Após a exposição pelo doutorando e arguição pelos membros da Comissão Examinadora que participaram do ato, de forma presencial e/ou virtual, o discente recebeu o conceito final: _____ APROVADO _____. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que após lida e aprovada, foi assinada pelo(a) Presidente(a) da Comissão Examinadora.

Documento assinado digitalmente
 ALEXANDRE TÁCITO MALAVOLTA
Data: 03/07/2026 13:19:12-0300
Verifique em <https://validar.jti.gov.br>

Prof. Dr. ALEXANDRE TÁCITO MALAVOLTA

PROPOSTA DE ALTERAÇÃO DO TÍTULO

A COMISSÃO EXAMINADORA PROPÕE A ALTERAÇÃO DO TÍTULO DO TRABALHO DO ALUNO EDUARDO FERRACIN MOREIRA DE: "MODELAGEM DE TRINCAS TÉRMICAS NO PROCESSAMENTO LASER DE CERÂMICAS DE ENGENHARIA"

PARA: **PREVISÃO DA REGIÃO DE OCORRÊNCIA DE TRINCAS TÉRMICAS NO PROCESSAMENTO A LASER DE AMOSTRAS DE CARBETO DE SILÍCIO**

Bauru, 30 de junho de 2026

Documento assinado digitalmente
gov.br THIAGO VALLE FRANÇA
Data: 06/07/2026 11:48:22-0300
Verifique em <https://validar.it.gov.br>

Prof. Dr. Thiago Valle França
Orientador

Dedico este trabalho à minha família,
especialmente à minha esposa Ariany e ao meu filho
Raul, razão e sentido desta conquista.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por sustentar esta caminhada com serenidade e permitir que cada obstáculo fosse enfrentado como parte do processo de crescimento pessoal e profissional.

Aos meus pais, Mário e Lucinéia, por nunca medirem esforços para que eu pudesse estudar, sonhar e seguir adiante, mesmo quando o caminho parecia longo. Ao meu irmão, Fábio, pelo apoio silencioso, mas sempre presente.

À minha esposa, Ariany, pelo amor, pela parceria e pela compreensão nos momentos em que o doutorado exigiu renúncias pessoais. Sua presença foi apoio, equilíbrio e incentivo constante. Ao meu filho, Raul, que, mesmo com apenas dez meses de vida, trouxe leveza, alegria e um novo sentido a esta conquista.

Aos amigos, que contribuíram direta ou indiretamente para esta trajetória, seja por meio de conversas, apoio moral ou simplesmente pela convivência que tornou o percurso mais humano.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Thiago Valle França, pela orientação na parte experimental deste trabalho, pela confiança, pelas discussões técnicas e pela contribuição decisiva para o desenvolvimento científico desta pesquisa.

Ao meu coorientador, Prof. Dr. Alexandre T. Malavolta, pela orientação na área de modelagem em elementos finitos, pelas contribuições técnicas, pelo rigor científico e pela disponibilidade em compartilhar conhecimento ao longo deste trabalho.

À Universidade Estadual Paulista (UNESP), pela estrutura acadêmica, científica e institucional disponibilizada ao longo do doutorado, que possibilitou o desenvolvimento desta pesquisa.

À Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), pela colaboração institucional, em especial pela liberação do software utilizado nas simulações numéricas e por viabilizar a coorientação do Prof. Dr. Alexandre T. Malavolta, contribuindo de forma decisiva para a etapa de modelagem em elementos finitos deste trabalho.

A todos os professores, técnicos e colaboradores das instituições envolvidas, que de alguma forma contribuíram para a realização desta tese.

*“O que observamos não é a natureza em si, mas a
natureza exposta ao nosso método de
questionamento.”*

— Werner Heisenberg (1958, p. 58)

MOREIRA, Eduardo Ferracin. **Previsão da região de ocorrência de trincas térmicas no processamento a laser de amostras de carbeto de silício**. 2026. 113 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista (UNESP), Bauru, 2026.

RESUMO

O carbeto de silício (SiC) reúne elevada resistência térmica e mecânica, mas sua dureza e seu comportamento frágil dificultam a usinagem. Nesta tese, a análise por elementos finitos (FEA) foi empregada para obter campos transitórios de temperatura e tensões termoelásticas em amostras de SiC submetidas a uma fonte móvel de calor representativa do processamento a laser. O critério de Mohr-Coulomb foi aplicado a esses campos para localizar regiões e profundidades nas quais o estado de tensão alcança a condição de falha. Esses pontos foram interpretados como regiões críticas associadas à possível nucleação de trincas; o modelo não representa o evento físico de nucleação, o crescimento ou a propagação das trincas. Os resultados indicaram que a redução da velocidade de varredura elevou os gradientes térmicos e as tensões termoelásticas. A condição crítica ocorreu predominantemente na região central do spot, associada à combinação entre tensão de cisalhamento elevada e componente normal trativa, com profundidade estimada de aproximadamente 0,200 mm. Nas seções transversais experimentais, as trincas já formadas apresentaram profundidades de 0,1759 a 0,1940 mm. Essa comparação indica concordância aproximada entre a profundidade crítica prevista e as medições disponíveis. Os critérios de von Mises, Tresca e Rankine também foram avaliados, mas não localizaram de modo consistente a profundidade crítica nas condições estudadas. O procedimento proposto, limitado às condições analisadas, relaciona os parâmetros do processamento a laser às regiões do SiC nas quais o campo termoelástico se torna crítico.

Palavras-chave: análise por elementos finitos; carbeto de silício; processamento a laser; critério de Mohr-Coulomb; trincas térmicas; regiões críticas.

MOREIRA, Eduardo Ferracin. ***Prediction of the region of thermal crack occurrence in laser processing of silicon carbide samples***. 2026. 113 p. Doctoral thesis (PhD in Mechanical Engineering) – School of Engineering, São Paulo State University (UNESP), Bauru, Brazil, 2026.

ABSTRACT

Silicon carbide (SiC) combines high thermal and mechanical resistance, but its hardness and brittle behavior make machining difficult. In this thesis, finite element analysis (FEA) was used to obtain transient temperature fields and thermoelastic stresses in SiC specimens subjected to a moving heat source representative of laser processing. The Mohr-Coulomb criterion was applied to these fields to locate regions and depths at which the stress state reaches the failure condition. These points were interpreted as critical regions associated with possible crack nucleation; the model does not represent the physical nucleation event, crack growth, or crack propagation. The results showed that lower scan speeds increased thermal gradients and thermoelastic stresses. The critical condition occurred predominantly in the central region of the laser spot and was associated with high shear stress combined with a tensile normal component, at an estimated depth of approximately 0.200 mm. In the experimental cross-sections, the already formed cracks had depths from 0.1759 to 0.1940 mm. This comparison indicates approximate agreement between the predicted critical depth and the available measurements. The von Mises, Tresca, and Rankine criteria were also evaluated but did not consistently locate the critical depth under the conditions studied. Within these limits, the proposed procedure relates laser-processing parameters to the regions of SiC where the thermoelastic field becomes critical.

Keywords: finite element analysis; silicon carbide; laser processing; Mohr-Coulomb criterion; thermal cracks; critical regions.

ISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Esquema básico dos componentes principais de um laser.....	27
Figura 2 - Representação esquemática do LAM. (a) Esquema do processo de LAM com aplicação de fluxo de calor à frente da ferramenta de corte. (b) Configuração experimental típica de LAM em um torno convencional.	36
Figura 3 – Esquema do LAG por processamento híbrido em duas etapas.	40
Figura 4 - Representação dos mecanismos de formação de trincas térmicas longitudinais e transversais induzidas por variação térmica durante o aquecimento e resfriamento a laser em cerâmicas de engenharia.....	41
Figura 5 – Comparação entre mapas térmicos. (a) Mapa experimental em infravermelho. (b) Mapa de temperatura predito pelo modelo MEF.	45
Figura 6 - Resultados do modelo termomecânico de Divse et al. (2023): (a) temperatura [°C] ao redor do spot; (b) tensão equivalente de von Mises [MPa] durante a usinagem.....	46
Figura 7 - Simulação híbrida MEF-SPH da remoção de material por um grão abrasivo.	47
Figura 8 - Configuração experimental do laser para o SiC: (a) invólucro de alumínio; (b) arranjo no interior do invólucro.....	50
Figura 9 - Regiões de teste na amostra de SiC.....	51
Figura 10 - Superfície 3D ilustrativa da distribuição Gaussiana. Considerando P_{Laser} de 421W e raio do <i>spot</i> de 0,765 mm.	53
Figura 11 - Modelo físico térmico e condições de contorno (fora de escala).....	57
Figura 12 - Modelo em elementos finitos da amostra de SiC e refinamento local na trajetória do laser.....	57
Figura 13 - Distribuição térmica associada à fonte móvel: (a) evolução longitudinal ao longo da direção x; (b) perfil transversal no plano, ao longo da direção y.....	62
Figura 14 - Distribuição de temperatura: (a) vista lateral com seção transversal; (b) vista superior; (c) vista isométrica.	64
Figura 15 - Evolução da componente normal σ_{xx} ao longo do tempo.	65
Figura 16 - Evolução da componente normal σ_{yy} ao longo do tempo.....	66
Figura 17 - Evolução da componente de cisalhamento τ_{xy} ao longo do tempo.....	67
Figura 18 - Tensão de cisalhamento máxima ao longo da coordenada x.	68
Figura 19 - Tensão de cisalhamento máxima ao longo da coordenada y.	69

Figura 20 - Tensão de cisalhamento máxima ao longo da coordenada z.	70
Figura 21 - Orientação das componentes de tensão de cisalhamento.	71
Figura 22 - Análise dos tensores de tensões principais. (a) Tensão Principal Máxima - σ_1 . (b) Tensão Principal Mínima - σ_3	72
Figura 23 - (a) Representação esquemática, fora de escala, do critério de Mohr-Coulomb no plano de tensão normal e cisalhante; (b) regiões usadas na avaliação das duas hipóteses na superfície da amostra de SiC.	74
Figura 24 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação A - Hipótese 1. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação A ($v = 1,0$ mm/s).	76
Figura 25 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação B - Hipótese 1. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação B ($v = 0,8$ mm/s).	78
Figura 26 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação C - Hipótese 1. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação C ($v = 0,6$ mm/s).	80
Figura 27 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e os dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação A - Hipótese 2. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação A ($v = 1,0$ mm/s).	82
Figura 28 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e os dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação B - Hipótese 2. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação B ($v = 0,8$ mm/s).	84
Figura 29 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e os dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação C - Hipótese 2. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação C ($v = 0,6$ mm/s).	86
Figura 30 - (a) Trincas formadas na superfície da amostra de SiC após o processamento a laser; (b) orientações das componentes de cisalhamento obtidas na análise termoelástica.	91
Figura 31 - Seções transversais obtidas por microscopia óptica: (a) 1,0 mm/s; (b) 0,8 mm/s; (c) 0,6 mm/s.	93
Figura 32 - Micrografias eletrônicas de varredura das seções transversais: 100× à esquerda e 300× à direita.	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas das amostras de SiC.	50
Tabela 2 – Propriedades térmicas e mecânicas do SiC.	54
Tabela 3 - Síntese das grandezas e condições adotadas nos critérios de von Mises, Tresca e Rankine.	90
Tabela 4 - Largura e profundidade das trincas geradas em SiC.....	93

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABCD	Matriz de transferência óptica para propagação de feixes Gaussianos
Al₂O₃	Óxido de Alumínio
CO₂	Dióxido de Carbono (tipo de laser)
DOF	Degrees of Freedom (Graus de Liberdade)
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy (Espectroscopia de Energia Dispersiva)
FE-SEM	Field Emission Scanning Electron Microscopy (Microscopia Eletrônica de Varredura por Emissão de Campo)
LAG	<i>Laser Assisted Grinding</i> (Retificação Assistida por Laser)
LAM	Laser Assisted Machining (Usinagem Assistida por Laser)
LASER	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation (Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação)
MC	Mohr-Coulomb (Critério de Falha de Mohr-Coulomb)
MEMS	Microeletromecânico
MDF	Método das Diferenças Finitas
MEF	Método dos Elementos Finitos
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Nd:YAG	Neodymium-doped Yttrium Aluminum Garnet (Granada de Ítrio e Alumínio dopada com Neodímio)
SiC	Carbeto de Silício
Si₃N₄	Nitreto de Silício
SPH	Smoothed Particle Hydrodynamics (Hidrodinâmica de Partículas Suavizadas)
TEM	Transversal Eletromagnético (modo de propagação laser)
UV	Ultraviolet (Ultravioleta)
Y-TZP	Yttria-stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystal (Zircônia Tetragonal Policristalina Estabilizada por Ítria)
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZrO₃	Óxido de Zircônia
FEA	Análise por elementos finitos (Finite Element Analysis)

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Coeficiente de absorção óptica [m^{-1}]
$\alpha\text{-SiC}$	Alfa-carbeto de silício (polítipo hexagonal)
αT	Coeficiente de expansão térmica linear [K^{-1}]
γ	Energia superficial específica [J/m^2]
ε	Deformação
λ	Comprimento de onda [μm]
ν	Frequência [Hz]
ρ	Densidade [kg/m^3]
σ	Tensão normal [Pa]
σ_1	Tensão principal máxima [Pa]
σ_2	Tensão principal intermediária [Pa]
σ_3	Tensão principal mínima [Pa]
σ^c	Resistência à compressão [Pa]
σ_t	Resistência à tração [Pa]
σ_{vm}	Tensão equivalente de von Mises [Pa]
τ	Tensão de cisalhamento [Pa]
τ_{max}	Tensão de cisalhamento máxima [Pa]
φ	Ângulo de atrito interno [$^\circ$]
A	Área [m^2]
b	Raio do feixe laser [m]
c	Coesão do material [Pa];
c_p	Calor específico a pressão constante [$\text{J}/\text{kg}\cdot\text{K}$]
E	Módulo de elasticidade (Módulo de Young) [Pa]; Energia [J]
$f(z)$	Função de atenuação da energia com a profundidade [
$g(x,y)$	Distribuição espacial da intensidade do feixe [
G	Módulo de cisalhamento [Pa]
h	Coeficiente de convecção [$\text{W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$]
I	Intensidade da luz [W/m^2]
I_0	Intensidade máxima no centro do feixe [W/m^2]
J_2	Segundo invariante do tensor desviador de tensões [Pa^2]
k	Condutividade térmica [$\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$];

L	Comprimento [mm]
m	Massa [g]
P	Potência [W];
P_{LASER}	Potência do laser [W]
q''	Fluxo de calor superficial [W/m ²]
Q	Calor [J]
r	Raio [mm];
R	Refletividade
S_0	Tensão crítica de cisalhamento [Pa]
t	Tempo [s];
T	Temperatura [K];
T_0	Temperatura inicial [K];
v	Velocidade [m/s]

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
1.1	OBJETIVO GERAL	19
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	20
2	REFERENCIAL TEÓRICO	21
2.1	CERÂMICAS DE ENGENHARIA.....	21
2.1.1	Carbeto de Silício (SiC)	24
2.2	LASER.....	26
2.2.1	Princípios de Funcionamento do Laser.....	28
2.2.2	Interação Laser-Matéria.....	29
2.2.3	Características do Feixe Laser	33
2.3	USINAGEM ASSISTIDA POR LASER (LAM).....	35
2.3.1	<i>Laser Assisted Grinding</i> (LAG)	39
2.3.2	Modelagem e Simulações da LAM	44
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	49
3.1	ANÁLISE EXPERIMENTAL	49
3.2	ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS.....	52
3.2.1	ETAPA 1: Modelo físico, geometria e discretização	52
3.2.2	ETAPA 2: Modelo matemático e solução térmica transiente	52
3.2.3	ETAPA 3: Modelo constitutivo e análise termoelástica	58
3.2.4	ETAPA 4: Pós-processamento pelo critério de Mohr-Coulomb	60
3.2.5	ETAPA 5: Avaliação por comparação experimental	61
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
4.1	ANÁLISE DA SIMULAÇÃO TÉRMICA.....	62
4.2	ANÁLISES DE SIMULAÇÃO TERMOELÁSTICA	64
4.2.1	Critérios de Falha de von Mises, Tresca e Rankine	88
4.3	COMPARAÇÃO COM AS MEDIÇÕES EXPERIMENTAIS.....	91
5	CONCLUSÕES	95
5.1	TRABALHOS FUTUROS	97
	REFERÊNCIAS.....	98
	APENDICE A – CRITÉRIOS DE FALHA.....	104

1 INTRODUÇÃO

O processamento de cerâmicas de engenharia, particularmente o carbetto de silício (SiC) e o óxido de alumínio (Al_2O_3), apresenta desafios significativos devido às propriedades excepcionais desses materiais, como alta resistência térmica, ao desgaste, durabilidade e elevada relação resistência/peso. Essas características tornam as cerâmicas ideais para aplicações que exigem desempenho em condições extremas, como componentes em turbinas a gás, motores de combustão interna, sistemas aeroespaciais e componentes eletrônicos. Além disso, são amplamente usadas em peças que demandam resistência ao desgaste e à corrosão, como vedações mecânicas, válvulas, bombas, rolamentos e placas resistentes ao desgaste (Richerson e Lee, 2018; Marinescu, 2006). Contudo, as mesmas propriedades que tornam essas cerâmicas vantajosas em ambientes exigentes também impõem desafios durante as operações de usinagem e acabamento, principalmente devido à sua fragilidade e dureza intrínsecas. A usinagem convencional dessas cerâmicas é limitada por altas forças de corte, desgaste excessivo das ferramentas, baixas taxas de remoção de material e frequentemente pela formação de defeitos superficiais e subsuperficiais, que comprometem a integridade estrutural dos componentes. Esses problemas se tornam ainda mais críticos em aplicações que exigem alta precisão dimensional e qualidade superficial, como nas indústrias aeroespacial, automotiva, eletrônica e biomédica.

Para enfrentar esses desafios, a Usinagem Assistida por Laser (*Laser Assisted Machining* - LAM) tem sido amplamente investigada. A técnica utiliza um laser de alta potência para aquecer ou amolecer localmente o material cerâmico, antes ou durante a remoção de material. Esse aquecimento localizado permite a deformação dúctil do material em vez da fratura frágil, o que contribui para a melhoria da qualidade da superfície e redução do desgaste da ferramenta (Chryssolouris *et al.*, 1997; Rozzi *et al.*, 2000). Dentro do escopo da LAM, a Retificação Assistida por Laser (*Laser Assisted Grinding* - LAG) se destaca como uma abordagem particularmente eficaz. Nessa técnica, o controle da temperatura da amostra durante o processo de retificação facilita a remoção do material no modo dúctil, minimizando danos subsuperficiais e aumentando a taxa de remoção de material (Westkämper, 1995; Marinescu *et al.*, 2007).

Recentemente, a LAG tem sido dividida em duas abordagens principais: a de um único passo e a de dois passos. A primeira abordagem utiliza o laser para aquecer e amolecer localmente o material cerâmico, permitindo a remoção do material no modo dúctil durante o processo de retificação. Esse método reduz as forças de corte, minimiza o desgaste da ferramenta e melhora o acabamento da superfície ao diminuir temporariamente a dureza do material. No entanto, sua eficácia pode ser limitada quando se trabalha com cerâmicas de alta condutividade térmica, como o SiC, onde o amolecimento suficiente é difícil de alcançar (Westkämper, 1995; Marinescu *et al.*, 2007). Já a segunda abordagem, de dois passos, envolve um processo sequencial em que o laser inicialmente induz fraturas térmicas controladas, criando um gradiente térmico que gera tensões superiores ao limite de fratura do material, o que leva à formação de microtrincas. Após isso, o material danificado e fraturado é removido eficientemente na etapa subsequente de retificação, resultando em menores cargas mecânicas na ferramenta e melhores taxas de remoção de material. Embora a formação de trincas possa introduzir riscos de danos subsuperficiais, o controle preciso dos parâmetros do laser permite limitar a profundidade e a densidade das trincas, garantindo que estas facilitem a usinagem sem comprometer a integridade estrutural do componente (Kumar *et al.*, 2011; Fortunato *et al.*, 2015).

Ambos os métodos visam melhorar a eficiência da usinagem, mas eles diferem no mecanismo de ação: a abordagem de um único passo foca no amolecimento do material para promover o corte dúctil, enquanto a abordagem de dois passos explora a fratura controlada para facilitar a remoção do material. A compreensão aprofundada do mecanismo da abordagem de dois passos, especialmente a nucleação de trincas térmicas induzidas pelo laser, tem sido tema de diversas investigações. Diversos estudos têm utilizado simulações computacionais para analisar a evolução das tensões térmicas e a nucleação das trincas durante o processamento a laser. Por exemplo, Vora e Dahotre (2015) desenvolveram um modelo computacional multietapas que utiliza o critério de falha elástico-plástico de von Mises para estimar as tensões térmicas e a iniciação de trincas durante o processamento multidimensional de alumina estrutural. Seus resultados indicaram tensões térmicas predominantemente de tração, com valores mais elevados observados tanto na superfície quanto no centro do feixe de laser, e a sobreposição de múltiplos pulsos de laser dentro do substrato influenciou significativamente a extensão e o padrão da

formação das microtrincas devido ao gradiente de expansão térmica entre a zona de interação do laser e o material adjacente.

Li et al. (2004) utilizaram um modelo tridimensional em elementos finitos para investigar tensões térmicas e fratura durante a fusão a laser de materiais cerâmicos. Os autores calcularam compressão elevada no centro da trilha e tração próxima à superfície do substrato não fundido. Wang et al. (2011) e Fortunato et al. (2015) também relacionaram gradientes térmicos, campos de tensão e condições de dano por modelagem numérica, incluindo comparações baseadas no critério de von Mises. Critérios clássicos como von Mises, Tresca e Rankine têm limitações quando aplicados ao SiC. As formulações de von Mises e Tresca foram desenvolvidas para mecanismos associados a materiais dúcteis, enquanto Rankine considera apenas as tensões principais extremas. Nenhum desses critérios representa, de forma simultânea, a interação entre tensão normal e cisalhamento e a assimetria entre as resistências à tração e à compressão do SiC. Permanece, portanto, a necessidade de identificar regiões nas quais o campo termoelástico atinge uma condição crítica e de comparar a profundidade prevista com trincas já formadas em amostras processadas a laser.

Este estudo propõe uma análise por elementos finitos aplicada à primeira etapa do processo LAG de dois estágios em amostras de SiC. O procedimento reúne a análise térmica transiente, a análise termoelástica e o pós-processamento dos campos de tensão pelo critério de Mohr-Coulomb. O resultado é a localização de regiões e profundidades críticas associadas à possível nucleação de trincas, e não a simulação da formação ou da propagação dessas descontinuidades.

A metodologia combina uma análise térmica transiente e uma análise estrutural termoelástica no Siemens NX 12. O histórico de temperatura calculado na etapa térmica foi aplicado como carregamento na etapa estrutural. Os campos de tensão foram avaliados pelo critério de Mohr-Coulomb e, de forma comparativa, pelos critérios de von Mises, Tresca e Rankine.

1.1 OBJETIVO GERAL

Propor e avaliar um procedimento numérico-experimental, baseado nos campos de temperatura e tensões termoelásticas obtidos por análise por elementos finitos e no critério de Mohr-Coulomb, para identificar regiões críticas associadas à possível

nucleação de trincas térmicas e estimar sua profundidade em amostras de SiC processadas a laser.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Para alcançar o objetivo geral proposto, o trabalho foi estruturado em etapas complementares, abrangendo o desenvolvimento do modelo numérico, a análise dos campos térmicos e termoelásticos, a aplicação de critérios de falha e a comparação dos resultados obtidos com as evidências experimentais. Dessa forma, foram estabelecidos os seguintes objetivos específicos:

- Desenvolver um modelo tridimensional em elementos finitos para executar a análise térmica transiente do processamento a laser em amostras de SiC;
- Determinar os campos de temperatura e de tensões termoelásticas gerados durante o processamento laser;
- Aplicar o critério de falha de Mohr-Coulomb aos campos de tensão para identificar regiões e profundidades críticas associadas à possível nucleação de trincas;
- Analisar a distribuição das tensões principais e de cisalhamento para interpretar as regiões críticas associadas à ocorrência de falha;
- Comparar, de forma complementar, os critérios de falha de von Mises, Tresca e Rankine com o critério de Mohr-Coulomb, discutindo suas limitações na localização das regiões e profundidades críticas no SiC submetido ao processamento a laser;
- Comparar a profundidade crítica estimada numericamente com as profundidades das trincas medidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

Este capítulo organiza a revisão em sequência temática. Inicialmente, apresentam-se as cerâmicas de engenharia e as propriedades do SiC; em seguida, discutem-se os fundamentos do laser e da interação laser-matéria, a usinagem assistida por laser, a modelagem térmica e termoelástica e, por fim, os critérios de falha empregados na análise dos resultados.

2.1 CERÂMICAS DE ENGENHARIA

As cerâmicas de engenharia, também denominadas cerâmicas avançadas ou técnicas, constituem uma classe de materiais inorgânicos e não metálicos desenvolvidos com composições químicas controladas e processados por métodos avançados para atender a requisitos específicos de desempenho em aplicações tecnológicas. Diferentemente das cerâmicas tradicionais, como porcelanas e tijolos, esses materiais são projetados para operar em condições mais exigentes, sendo amplamente utilizados em aplicações de alta tecnologia (Marinescu, 2006; Richerson; Lee, 2018).

A estrutura atômica dessas cerâmicas é predominantemente composta por ligações iônicas e covalentes de elevada energia, resultando em redes cristalinas rigidamente organizadas. Essa característica estrutural confere propriedades como elevada dureza, alta resistência mecânica, estabilidade química e capacidade de manter a integridade estrutural sob temperaturas elevadas (Arena *et al.*, 2019; Fan *et al.*, 2024; Fard *et al.*, 2025). Em muitos casos, essas propriedades permitem que as cerâmicas de engenharia apresentem desempenho superior ao de metais e polímeros quando submetidas a ambientes severos.

Além disso, a elevada dureza e a resistência ao desgaste tornam esses materiais particularmente adequados para aplicações tribológicas e componentes sujeitos a condições extremas de operação. Entretanto, essas mesmas propriedades também dificultam operações de fabricação e acabamento, especialmente processos de usinagem convencional, devido à combinação de alta dureza e comportamento frágil característico das cerâmicas estruturais (Marinescu, 2006; Soboyejo, 2003).

Entretanto, a baixa mobilidade de discordâncias restringe a deformação plástica das cerâmicas à temperatura ambiente. Como consequência, defeitos podem concentrar tensões e favorecer a propagação rápida de trincas. Sob aquecimento localizado, a

combinação entre gradientes térmicos, expansão térmica e restrição mecânica determina o campo de tensões; a resposta não depende apenas da condutividade térmica (Brown; Arnold, 2010; Richerson; Lee, 2018).

As cerâmicas de engenharia podem ser classificadas em várias categorias, incluindo óxidos (como alumina, zircônia e magnésia), não-óxidos (como carbetos, nitretos e boretos), e compósitos cerâmicos. Cada categoria apresenta características específicas que a tornam adequada para diferentes aplicações (Richerson; Lee, 2018).

Óxidos cerâmicos como a alumina (Al_2O_3) apresentam estabilidade química, resistência à oxidação e comportamento eletricamente isolante, mas são sensíveis a defeitos estruturais. São empregados em isoladores, substratos eletrônicos, ferramentas de corte e componentes para alta temperatura (Almansoori et al., 2024; Marinescu, 2006). Sua absorção óptica depende do comprimento de onda: em geral, é baixa no visível e aumenta no infravermelho e no ultravioleta, o que condiciona a seleção da fonte laser (Soboyejo, 2003). A zircônia (ZrO_2), por sua vez, é explorada pelo mecanismo de transformação de fase, que dificulta a propagação de trincas ao promover expansão volumétrica local (Arena et al., 2019).

As cerâmicas não-óxidas, como o SiC e o Nitreto de Silício (Si_3N_4), destacam-se por sua excepcional resistência mecânica, dureza e estabilidade térmica em ambientes que exigiriam o uso de superligas. Estas propriedades as tornam adequadas para aplicações em ambientes extremos, como componentes de turbinas a gás, trocadores de calor, ferramentas de corte e sistemas de freio (Almansoori et al., 2024; Fard et al., 2025; Soboyejo, 2003). O SiC, por exemplo, possui alta condutividade térmica comparada a outras cerâmicas, o que pode ser vantajoso para dissipar calor durante o processamento, mas também pode exigir maiores potências de laser para atingir as temperaturas desejadas localmente (Brown; Arnold, 2010). Outra cerâmica não-óxida é o nitreto de alumínio (AlN), cujas propriedades únicas de alta condutividade térmica aliada ao isolamento elétrico são indispensáveis na eletrônica (Nia; Kouki, 2024).

Os compósitos cerâmicos, por sua vez, combinam diferentes fases cerâmicas ou incorporam reforços (como fibras, whiskers ou partículas) para melhorar propriedades específicas, como tenacidade à fratura e resistência ao choque térmico. Estes materiais são desenvolvidos para superar as limitações intrínsecas das cerâmicas monolíticas, especialmente sua fragilidade (Richerson; Lee, 2018).

O processamento das cerâmicas de engenharia envolve várias etapas, incluindo a preparação do pó cerâmico, conformação, sinterização e acabamento. Cada etapa influencia significativamente as propriedades finais do material, e o controle preciso dos parâmetros de processamento é fundamental para obter cerâmicas com as características desejadas (Marinescu, 2006).

A preparação do pó cerâmico inclui a síntese química, moagem, mistura e classificação das partículas. O objetivo é obter pós com tamanho de partícula, distribuição granulométrica e pureza controlados, que influenciam diretamente a densificação e microestrutura do material sinterizado (Richerson; Lee, 2018).

A conformação envolve a moldagem do pó cerâmico na forma desejada, utilizando técnicas como prensagem, extrusão, colagem ou moldagem por injeção. Nesta etapa, aditivos como ligantes, plastificantes e defloculantes são frequentemente incorporados para facilitar o processamento (Marinescu, 2006).

A sinterização é o processo de densificação do material conformado em temperatura elevada, geralmente entre 1.200 °C e 2.000 °C, conforme a composição. A formação de ligações entre partículas reduz a porosidade e consolida a microestrutura. Temperatura, tempo, atmosfera e taxas de aquecimento e resfriamento influenciam a microestrutura e as propriedades do material sinterizado (Richerson; Lee, 2018).

O acabamento das cerâmicas de engenharia é frequentemente necessário para obter dimensões precisas e qualidade superficial adequada. No entanto, devido à alta dureza e fragilidade destes materiais, os processos de usinagem convencionais apresentam limitações significativas. Técnicas avançadas, como retificação com diamante, usinagem a laser e usinagem ultrassônica, são frequentemente empregadas para o acabamento de componentes cerâmicos (Marinescu, 2006). A LAM surge como uma alternativa promissora justamente para mitigar os problemas de usinabilidade associados à dureza e fragilidade, reduzindo as forças de corte e o desgaste da ferramenta através do amolecimento térmico localizado (Xiao *et al.*, 2023).

Apesar de suas propriedades superiores, as cerâmicas de engenharia apresentam desafios significativos para sua aplicação generalizada. A fragilidade intrínseca, baixa tenacidade à fratura e sensibilidade a defeitos são limitações importantes que restringem seu uso em determinadas aplicações. Além disso, o alto custo de processamento e a dificuldade de usinagem são fatores que influenciam a viabilidade econômica destes materiais (Roesler; Harders; Baeker, 2007). O controle preciso do

processo de aquecimento a laser é essencial para evitar a introdução de novos defeitos, como microtrincas induzidas por choque térmico, que podem comprometer ainda mais a integridade estrutural do componente (Brown; Arnold, 2010).

Para reduzir a fragilidade e ampliar as possibilidades de fabricação, têm sido estudados reforços que desviam ou criam pontes entre trincas, nanocompósitos cerâmicos e rotas de manufatura aditiva. Nanotubos de carbono e grafeno podem atuar como reforços quando a dispersão e a interface com a matriz são controladas. A manufatura aditiva a laser e a sinterização por plasma, por sua vez, permitem produzir geometrias complexas e microestruturas refinadas. Essas estratégias modificam composição, microestrutura e processo de fabricação, mas não eliminam a necessidade de controlar defeitos e tensões residuais (Almansoori et al., 2024; Du et al., 2024; Richerson; Lee, 2018).

Essa combinação de propriedades sustenta aplicações em proteção térmica e sistemas de propulsão, componentes de desgaste, ferramentas de corte e eletrônica. Na área biomédica, alumina e zircônia são empregadas, por exemplo, em componentes de próteses articulares; o desempenho depende da biocompatibilidade, da resistência ao desgaste e do controle de defeitos (Almansoori et al., 2024; Arena et al., 2019; Marinescu, 2006).

2.1.1 Carbetto de Silício (SiC)

O carbeto de silício (SiC) é uma cerâmica não óxida formada por ligações predominantemente covalentes entre silício e carbono. Além do uso estrutural, é um semicondutor de ampla largura de banda proibida (bandgap), característica relevante para dispositivos que operam sob altas temperaturas, tensões e frequências. O SiC utilizado industrialmente é produzido por síntese e sinterização, pois a ocorrência natural do mineral moissanita é rara (Dong et al., 2025; Munro, 1997b; Richerson; Lee, 2018).

O SiC apresenta mais de 200 polítipos descritos, resultantes de diferentes sequências de empilhamento das camadas cristalinas. Entre os mais comuns estão o 3C, cúbico, e os 4H e 6H, hexagonais. Essas estruturas alteram propriedades eletrônicas, como a largura da banda proibida e a mobilidade dos portadores de carga. Nas aplicações estruturais, predomina o α -SiC de estrutura hexagonal, estável em temperaturas elevadas (Munro, 1997b; Roesler; Harders; Baeker, 2007).

A forma sinterizada é tipicamente produzida a partir de pós finos de α -SiC, com uso de aditivos de sinterização, como boro e carbono, que favorecem a densificação durante o processamento em temperaturas entre 2000 °C e 2200 °C. Como resultado, obtém-se uma cerâmica densa, com densidade superior a 98% da teórica, e tamanho de grão controlado, geralmente entre 4 e 10 μm (Munro, 1997b; Roesler; Harders; Baeker, 2007; Richerson; Lee, 2018).

À temperatura ambiente, o SiC sinterizado apresenta densidade próxima de 3,16 g/cm³ e baixo coeficiente de expansão térmica. A resistência ao choque térmico decorre da combinação entre pequena expansão térmica e elevada capacidade de dissipar calor, expressa pela condutividade e pela difusividade térmicas; portanto, não depende isoladamente de α . Os valores variam com o politipo, a porosidade, os aditivos e a temperatura (Munro, 1997b).

Em SiC sinterizado, o módulo de elasticidade é da ordem de 410 GPa à temperatura ambiente e diminui com o aquecimento. A resistência à flexão depende da configuração do ensaio e da população de defeitos; a dureza Vickers é aproximadamente 25 GPa. Essas propriedades favorecem aplicações resistentes ao desgaste, mas elevam as forças e o desgaste de ferramenta na usinagem convencional (Munro, 1997b).

A tenacidade à fratura do material sinterizado, medida pelo método de trinca superficial em flexão, é de aproximadamente 3,1 MPa·m^{1/2}, valor relativamente baixo que evidencia seu comportamento frágil. Essa limitação é relevante em aplicações estruturais submetidas a impacto ou a tensões trativas elevadas (Munro, 1997b). O comportamento de fluência, por sua vez, é caracterizado por taxas de deformação extremamente baixas em temperaturas de até 1500 °C, o que favorece sua utilização em componentes estruturais de alta temperatura. A taxa de fluência segue uma relação do tipo Arrhenius, com energia de ativação de aproximadamente 710 kJ/mol sob tensões compressivas (Munro, 1997). No campo tribológico, o coeficiente de atrito contra si mesmo varia entre 0,2 e 0,8, dependendo das condições de ensaio, enquanto o coeficiente de desgaste é da ordem de 10⁻⁶ mm³/N·m, indicando elevada resistência ao desgaste (Munro, 1997).

À temperatura ambiente, a condutividade térmica do SiC sinterizado é da ordem de 120 W·m⁻¹·K⁻¹ e diminui com a temperatura. A difusividade térmica segue a mesma tendência, pois $D = k/(\rho c_p)$. Em conjunto com a baixa expansão térmica, essas propriedades limitam a concentração de calor e contribuem para a resistência ao

choque térmico. Durante o processamento a laser, a elevada difusividade também amplia a dissipação para fora da região irradiada (Munro, 1997b; Brown; Arnold, 2010).

Opticamente, o SiC é um semicondutor de ampla largura de banda proibida, entre aproximadamente 2,4 e 3,3 eV conforme o politipo. A absorção é intensa no ultravioleta e na região visível de menor comprimento de onda, enquanto comprimentos de onda maiores podem penetrar mais profundamente. A resposta óptica também depende de defeitos, dopagem, porosidade e temperatura (Milonni; Eberly, 2010; Brown; Arnold, 2010).

Na eletrônica de potência, o SiC é empregado em diodos e transistores de efeito de campo metal-óxido-semicondutor (MOSFETs) destinados a altas tensões e temperaturas. Em aplicações estruturais, aparece em selos, mancais, trocadores de calor, componentes resistentes ao desgaste e sistemas de proteção térmica. A mesma dureza que favorece essas aplicações dificulta a usinagem e motiva processos assistidos por laser (Munro, 1997b; Richerson; Lee, 2018).

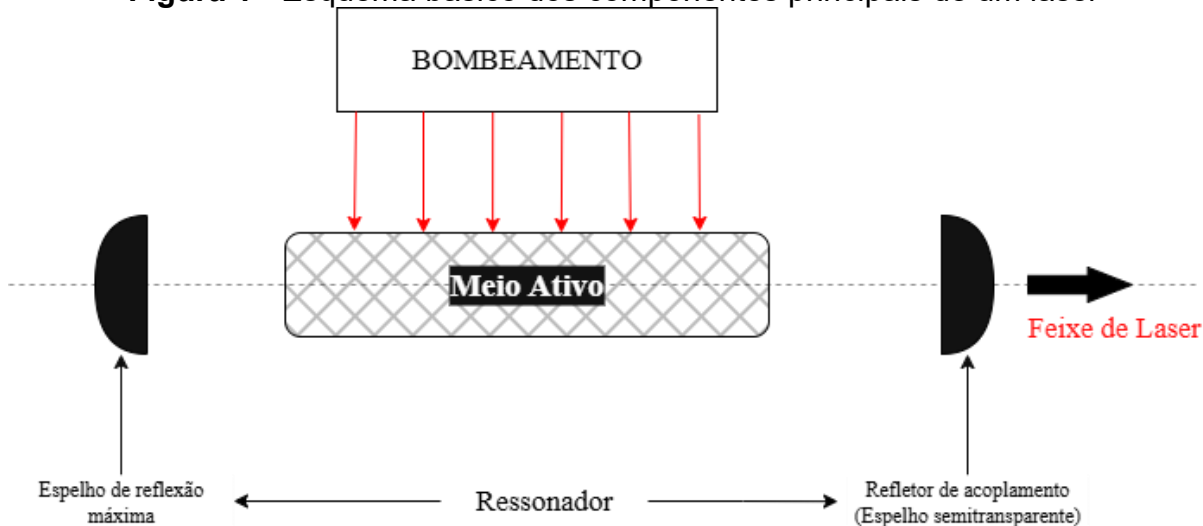
Em síntese, o carbetto de silício constitui uma cerâmica avançada particularmente adequada para aplicações em ambientes severos. Sua combinação de alta dureza, resistência à abrasão, estabilidade térmica, resistência química e desempenho funcional em altas temperaturas o torna um material de elevado interesse tecnológico em diversos setores industriais. Contudo, sua limitada usinabilidade ainda representa um desafio importante para a fabricação de componentes com geometrias complexas. Nesse contexto, a aplicação de técnicas de LAM configura-se como uma alternativa promissora para viabilizar o processamento mais eficiente e controlado desse material, desde que a interação laser-matéria seja adequadamente ajustada para maximizar a absorção de energia e minimizar danos térmicos indesejados (Svelto, 2010).

2.2 LASER

Lasers são empregados em aplicações industriais e científicas porque combinam monocromaticidade, coerência e direcionalidade, permitindo concentrar energia em uma pequena área. No processamento de materiais, o resultado depende da fonte, da óptica, do movimento relativo entre feixe e peça e das propriedades do material. Um sistema laser reúne meio ativo, mecanismo de bombeamento e cavidade óptica

(Renk, 2017; Svelto, 2010; Milonni; Eberly, 2010). A Figura 1 apresenta esses componentes.

Figura 1 - Esquema básico dos componentes principais de um laser



Fonte: Adaptado de Hitz *et al.* (2012).

LASER é o acrônimo de Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation (amplificação da luz por emissão estimulada de radiação). O dispositivo produz radiação predominantemente monocromática, coerente e direcional por meio de um meio ativo bombeado e de uma cavidade óptica (Renk, 2017; Svelto, 2010).

Esses dispositivos operam pela estimulação de átomos ou moléculas de um material, chamado de meio ativo, que ao serem excitados por uma fonte de energia externa, emitem fótons. A radiação gerada pelo laser possui uma característica de coerência, o que significa que todos os fótons têm a mesma frequência, fase e direção de propagação. Isso confere ao laser alta direcionalidade e intensidade, características fundamentais para diversas aplicações, especialmente no processamento de materiais.

A interação do laser com materiais, como as cerâmicas de engenharia, é particularmente útil devido à sua capacidade de gerar calor de forma localizada. O aquecimento induzido pelo laser pode modificar as propriedades mecânicas dos materiais, como a dureza e a fragilidade, facilitando a usinagem de peças complexas com menores forças de corte e reduzindo o desgaste das ferramentas (Lee *et al.*, 2016).

2.2.1 Princípios de Funcionamento do Laser

O centro do laser é o meio ativo, que pode ser um gás (como He-Ne, CO₂), um líquido (corantes orgânicos), um sólido (cristais como Nd:YAG, rubi; vidros dopados; semicondutores) ou até mesmo um feixe de elétrons livres (Laser de Elétrons Livres). Este meio contém átomos, íons ou moléculas capazes de serem excitados a níveis de energia superiores (Svelto, 2010; Renk, 2017).

A interação fundamental entre a luz e a matéria no meio ativo envolve três processos quânticos descritos por Einstein em 1917: absorção, emissão espontânea e emissão estimulada (Milonni; Eberly, 2010; Svelto, 2010; Hitz *et al.*, 2012).

- **Absorção:** Um átomo ou molécula no estado de energia inferior (E_1) absorve um fóton com energia $h\nu = E_2 - E_1$, passando para o estado de energia superior (E_2). A taxa de absorção é proporcional à densidade de energia da radiação na frequência ν e à população de átomos no estado inferior.
- **Emissão Espontânea:** Um átomo no estado excitado (E_2) decai espontaneamente para o estado inferior (E_1), emitindo um fóton de energia $h\nu$. Este processo é aleatório em termos de direção, fase e polarização do fóton emitido, sendo a base da luz incoerente emitida por fontes convencionais.
- **Emissão Estimulada:** Um átomo no estado excitado (E_2) é estimulado por um fóton incidente com energia $h\nu$, a decair para o estado inferior (E_1), emitindo um segundo fóton. Essencialmente, o fóton emitido por emissão estimulada possui a mesma energia, direção, fase e polarização do fóton estimulante. É este processo que permite a amplificação da luz e confere ao feixe laser suas propriedades de coerência (Milonni; Eberly, 2010; Svelto, 2010).

Para que a emissão estimulada domine sobre a absorção, é necessário criar uma condição de inversão de população no meio ativo, onde o número de átomos no estado de energia superior (N_2) seja maior que o número de átomos no estado de energia inferior (N_1). Em condições de equilíbrio térmico, a população do nível inferior é sempre maior ($N_1 > N_2$), de acordo com a distribuição de Boltzmann. Portanto, a inversão de população é um estado de não-equilíbrio que requer fornecimento de energia externa através do sistema de bombeamento (Svelto, 2010; Renk, 2017).

O bombeamento fornece energia ao meio ativo por descarga elétrica, radiação de lâmpadas ou outros lasers, ou injeção de corrente em semicondutores. Quando a

população do nível excitado supera a do nível inferior, estabelece-se a inversão de população necessária para que a emissão estimulada amplifique a radiação na cavidade. Esquemas com três ou quatro níveis de energia facilitam essa condição (Milonni; Eberly, 2010; Svelto, 2010).

Uma vez que o meio ativo é capaz de amplificar a luz por emissão estimulada (apresenta ganho óptico), ele é colocado dentro de uma cavidade ressonante. A forma mais simples de ressonador óptico consiste em dois espelhos paralelos alinhados, um com refletividade (R) próxima a 100% (espelho traseiro) e outro com refletividade ligeiramente menor (espelho de saída ou acoplador de saída), que permite que parte da luz escape, formando o feixe laser externo (Svelto, 2010; Renk, 2017).

A luz emitida espontaneamente ou estimulada no meio ativo é refletida pelos espelhos, atravessando repetidamente o meio ativo e sendo amplificada a cada passagem. Apenas as ondas de luz que satisfazem as condições de ressonância da cavidade, cujo comprimento de onda se ajusta a um número inteiro de meios comprimentos de onda entre os espelhos, ou que retornam em fase após uma viagem de ida e volta, são sustentadas e amplificadas, formando os modos longitudinais e transversais do laser. A condição para a oscilação do laser é atingida quando o ganho óptico em uma passagem pela cavidade compensa as perdas totais (devidas à absorção, espalhamento e transmissão pelo espelho de saída) (Milonni; Eberly, 2010; Svelto, 2010).

2.2.2 Interação Laser-Matéria

A interação de um feixe laser com um material é um processo complexo que depende tanto das propriedades do laser, como o comprimento de onda, intensidade, duração do pulso, polarização, perfil espacial quanto das propriedades do material. Ao incidir sobre a superfície do material, o feixe laser pode ser parcialmente refletido, absorvido ou transmitido, dependendo das propriedades ópticas e estruturais do material (Brown; Arnold, 2010; Hitz *et al.*, 2012).

A refletividade (R) da superfície, que determina a fração da energia incidente que não penetra no material, é governada pelas equações de Fresnel e depende do ângulo de incidência, da polarização da luz e dos índices de refração do meio externo e do material. Para metais, a refletividade é geralmente alta na região do infravermelho (acima de 90%) e diminui no visível e ultravioleta. Para semicondutores e dielétricos,

a refletividade varia significativamente com o comprimento de onda, sendo influenciada pela estrutura de bandas do material. A refletividade também pode mudar dinamicamente durante a interação devido ao aquecimento, fusão ou formação de plasma na superfície (Brown; Arnold, 2010; Svelto, 2010).

A energia que penetra no material é absorvida, e a intensidade da luz decai exponencialmente com a profundidade (z) de acordo com a Lei de Beer-Lambert, conforme a equação (1):

$$I(z) = I_0 \cdot (1 - R) \cdot e^{(-\alpha z)} \quad (1)$$

em que I_0 é a intensidade incidente e α é o coeficiente de absorção (Brown; Arnold, 2010; Svelto, 2010). A fração de energia que não é refletida pode interagir com o material de diversas formas. A seguir, detalham-se os mecanismos de absorção óptica e os efeitos subsequentes dessa interação.

O coeficiente de absorção α depende do comprimento de onda e do material. Metais tendem a apresentar pequena profundidade de absorção óptica; semicondutores absorvem intensamente fótons com energia superior à largura da banda proibida; e dielétricos podem apresentar baixa absorção no visível e maior absorção no ultravioleta ou no infravermelho. Essas tendências orientam a escolha do comprimento de onda, mas a resposta efetiva também depende da temperatura e do estado superficial (Milonni; Eberly, 2010; Hitz et al., 2012).

A energia absorvida é inicialmente transferida ao sistema eletrônico. Em semicondutores e isolantes, a absorção pode promover elétrons da banda de valência para a banda de condução ou excitar estados associados a impurezas e defeitos. A transferência subsequente de energia para a rede cristalina ocorre em escalas de picossegundos (ps) e produz o aquecimento que domina os efeitos térmicos considerados neste trabalho (Brown; Arnold, 2010; Hitz et al., 2012).

Os efeitos térmicos da absorção incluem aquecimento, fusão, vaporização e ablação. A fluência é a energia depositada por unidade de área [J/m^2], enquanto a irradiância, ou fluxo de potência, é a potência por unidade de área [W/m^2]. Em fontes contínuas, potência, velocidade e diâmetro do spot determinam conjuntamente o tempo de exposição e a energia transferida. Em fontes pulsadas, a duração do pulso acrescenta outra escala de tempo ao problema (Svelto, 2010; Hitz et al., 2012).

Além dos efeitos térmicos, a interação laser-matéria pode envolver processos não-lineares, especialmente em altas intensidades, como absorção multifotônica, ionização por tunelamento, geração de plasma e ondas de choque. A formação de plasma na superfície pode aumentar a absorção de energia do laser, e pode blindar o material da radiação incidente (Svelto, 2010; Hitz *et al.*, 2012; Dong *et al.*, 2024).

Em processos fototérmicos, o campo de temperatura decorre da conservação de energia e da lei de Fourier. Para um volume de controle fixo no material, a taxa de variação da energia interna é equilibrada pela condução e pelas fontes térmicas. Quando a equação é escrita em um sistema que se move com o laser, o teorema do transporte de Reynolds introduz o termo $\mathbf{v} \cdot \nabla T$, associado ao movimento relativo entre fonte e material (Bäuerle, 2011).

$$\rho(T) \cdot c_p(T) \cdot \frac{\partial T(x, t)}{\partial t} + \rho(T) \cdot c_p(T) \cdot \vec{v}_s \cdot \nabla T(x, t) = \nabla \cdot [k(T) \cdot \nabla T(x, t)] + Q(x, t) \quad (2)$$

Na Equação (2), ρ é a densidade, c_p o calor específico a pressão constante, k a condutividade térmica, $\mathbf{v}$ a velocidade da fonte em relação ao material e Q a taxa volumétrica de geração de calor (Bäuerle, 2011). Já, os termos à esquerda, antes da igualdade, representam o armazenamento transiente e o transporte associado ao sistema móvel. À direita, após a igualdade, estão a condução, expressa por $\nabla \cdot [k(T) \nabla T]$, e a geração volumétrica de calor. Essa separação resulta diretamente do balanço de energia. No caso da irradiação a laser, o termo-fonte pode ser escrito conforme a Equação (3).

$$Q(x, t) = g(x, y) \cdot f(z) \cdot q(t) + U(x, t) \quad (3)$$

em que:

- $g(x, y)$ representa a distribuição espacial da intensidade do feixe sobre a superfície, de acordo com seu perfil (por exemplo, gaussiano ou top-hat);
- $f(z)$ descreve a atenuação da energia ao longo da profundidade, conforme a Lei de Beer–Lambert;
- $q(t)$ define o perfil temporal da fonte (contínuo, pulsado ou trem de pulsos);
- $U(x, t)$ é um termo adicional que contempla os efeitos térmicos associados a mudanças de fase ou reações químicas localizadas.

Estudos experimentais da literatura também contribuem para compreender o dano térmico induzido por laser em cerâmicas policristalinas. Chen e Darling (2005)

investigaram a microusinagem de alumina e silício com laser Nd:YAG pulsado no ultravioleta, com pulsos de nanossegundos (ns). As operações de corte, marcação e ablação superficial indicaram mecanismos mistos, fototérmicos e fotoquímicos, compatíveis com a curta escala de tempo do processo.

Peng et al. (2001) calcularam a distribuição de temperatura e as deformações térmicas em substratos de alumina, fluoreto de cálcio e silício por funções de Green. Essas funções são soluções fundamentais para a resposta a uma fonte pontual e permitem obter a resposta a fontes distribuídas por superposição. Os autores mostraram que os gradientes térmicos dependem do coeficiente de absorção, da potência e da velocidade da fonte.

A resistência à fratura de corpos de prova de alumina foi também avaliada por Esquivel *et al.* (1996) sob irradiação com laser de CO₂ (10,6 µm, 3 kW). Dois tipos de acabamento superficial foram testados, superfície polida e retificada, em combinação com dois perfis de feixe (central e anelar). Os resultados, validados por simulações em elementos finitos, demonstraram que regiões com rugosidade elevada apresentaram menor resistência à fratura (292 MPa em média), enquanto superfícies polidas apresentaram valores superiores (717 MPa), atribuídos à menor densidade de defeitos superficiais. A distribuição de tensões térmicas foi compatível com as zonas de falha observadas experimentalmente.

Além da alumina, diversos estudos também analisaram os efeitos da irradiação a laser no carboneto de silício (SiC), evidenciando comportamentos térmicos distintos e igualmente relevantes. Vlasova *et al.* (2009) investigaram os efeitos da irradiação contínua por laser Nd:YAG (1064 nm), com potências variando entre 240 mW e 170 W, em atmosfera de ar. Os resultados mostraram a ocorrência de processos de oxidação superficial e subsequente ablação dos produtos formados (sílica e carbono), além da formação de trincas visíveis associadas ao acúmulo localizado de tensões térmicas.

Aono, Ando e Hirata (2016) relataram a formação localizada de uma camada de carbono auto-lubrificante na superfície de placas sinterizadas e filmes finos de SiC, obtida por irradiação com laser de CO₂ com mancha circular de aproximadamente 160 µm. Esse resultado evidencia o potencial da modificação superficial localizada por irradiação controlada.

Em outro estudo, Sengupta, Quick e Kar (2001) observaram a formação de trilhas altamente condutivas sobre o SiC durante a irradiação com laser Nd:YAG (1064 nm),

com frequências de repetição entre 1 e 10 kHz e pulsos de 70 ns. A irradiação contínua em atmosfera de oxigênio puro também foi avaliada, resultando na identificação de silício, carbono e oxigênio como principais espécies associadas às transformações químicas da superfície.

Babayants e Lanin (2000) estudaram a resistência do SiC ao carregamento térmico usando um feixe de elétrons para reproduzir a deposição localizada de energia. Os ensaios em regimes pulsado e estacionário produziram trincas localizadas e lascamento superficial (spalling) próximo ao centro da fonte. O estudo evidencia que a combinação entre intensidade, duração e dissipação de calor controla o dano térmico.

Esses resultados experimentais evidenciam a sensibilidade da alumina e do carboneto de silício à acumulação de tensões térmicas e às transformações microestruturais durante a irradiação a laser. Tais observações oferecem subsídios valiosos para a formulação de modelos computacionais baseados em elementos finitos, capazes de prever com maior precisão o comportamento térmico e mecânico dessas cerâmicas sob condições de carregamento térmico transiente, conforme proposto na presente pesquisa.

2.2.3 Características do Feixe Laser

O feixe de luz gerado por um laser possui características distintas que o tornam útil para diversas aplicações, incluindo o processamento de materiais.

- **Monocromaticidade:** A luz laser é quase monocromática, ou seja, possui uma largura de banda espectral muito estreita, concentrada em torno de um comprimento de onda específico, determinado pela transição energética no meio ativo e pelas condições do ressonador (Svelto, 2010).
- **Coerência:** As ondas de luz em um feixe laser mantêm uma relação de fase constante entre si, tanto espacialmente (coerência espacial) quanto temporalmente (coerência temporal). A coerência espacial está relacionada à capacidade do feixe de ser focado em um ponto muito pequeno, enquanto a coerência temporal está relacionada à monocromaticidade (Milonni; Eberly, 2010; Svelto, 2010).

- Direcionalidade: O feixe laser propaga-se com uma divergência angular muito pequena, ou seja, é altamente colimado. Isso permite que a energia seja transportada por longas distâncias com pouca dispersão (Svelto, 2010).
- Brilho (ou Radiança): O brilho de uma fonte de luz é definido como a potência emitida por unidade de área por unidade de ângulo sólido. Devido à sua alta direcionalidade e potência concentrada, os lasers são as fontes de luz mais brilhantes disponíveis (Svelto, 2010).

O perfil espacial da intensidade de um feixe laser é descrito pelos modos transversais da cavidade ressonante. O modo fundamental, ou modo Transversal Eletromagnético, possui uma distribuição de intensidade Gaussiana (Svelto, 2010; Milonni; Eberly, 2010). A intensidade $I(r)$ em função da distância radial (r) do centro do feixe é dada Equação (4):

$$I(r) = I_0 \cdot \exp\left(\frac{-2r^2}{w^2}\right) \quad (4)$$

em que (I_0) é a intensidade máxima no centro do feixe e (w) é o raio do feixe Gaussiano, definido como a distância radial na qual a intensidade cai para $1/e^2$ (aproximadamente 13.5%) do valor máximo I_0 . A Potência Total (P) contida no feixe está relacionada a I_0 e w pela Equação (5) (Milonni; Eberly, 2010).

$$P = \left(\frac{\pi \cdot w^2}{2}\right) \cdot I_0 \quad (5)$$

Um feixe Gaussiano propaga-se no espaço mantendo seu perfil Gaussiano, mas seu raio e o raio de curvatura da frente de onda (R) variam com a distância de propagação (z). O feixe atinge seu menor raio, chamado de cintura do feixe (w_0), em $z = 0$. À medida que se propaga, o feixe diverge com um ângulo de meia-divergência (θ) dado por $\theta \approx \lambda/(\pi \cdot w_0)$ para $z \gg z \cdot R$, onde (λ) é o comprimento de onda e $z \cdot R = \pi \cdot w_0^2/\lambda$ é a distância de Rayleigh, que representa a distância ao longo da qual o raio do feixe aumenta por um fator de $\sqrt{2}$ e a área dobra (Svelto, 2010; Milonni; Eberly, 2010). A cintura w_0 é o menor raio do feixe e define a maior concentração de irradiância. A distância de Rayleigh z_R delimita a região em que o raio cresce até $\sqrt{2}w_0$ e a área da seção dobra. Longe da cintura, a meia-divergência é aproximadamente $\theta = \lambda/(\pi w_0)$. Esses parâmetros descrevem a propagação óptica do feixe e não a difusão térmica no material (Svelto, 2010; Milonni; Eberly, 2010).

A propagação de feixes Gaussianos em sistemas ópticos, como lentes e espelhos, pode ser descrita de forma eficiente utilizando o formalismo de matrizes ABCD, que oferece uma ferramenta matemática poderosa para modelar a evolução do feixe ao longo do sistema. Em lasers reais, a situação torna-se mais complexa, pois estes podem operar em modos transversais de ordem superior ou em uma combinação de múltiplos modos, o que resulta em perfis de intensidade mais irregulares e maior divergência do feixe. Essa característica influencia diretamente a forma do feixe ao ser propagado e a sua capacidade de manter um foco preciso. Para caracterizar a qualidade de um feixe laser, utiliza-se frequentemente o fator M^2 , que quantifica a divergência do feixe real em comparação com a de um feixe Gaussiano ideal de mesma cintura. Um feixe Gaussiano perfeito possui $M^2 = 1$, indicando a mínima divergência possível, enquanto feixes multimodo, que possuem uma distribuição de energia mais complexa, apresentam valores de M^2 superiores a 1, refletindo uma maior divergência (Svelto, 2010; Milonni; Eberly, 2010).

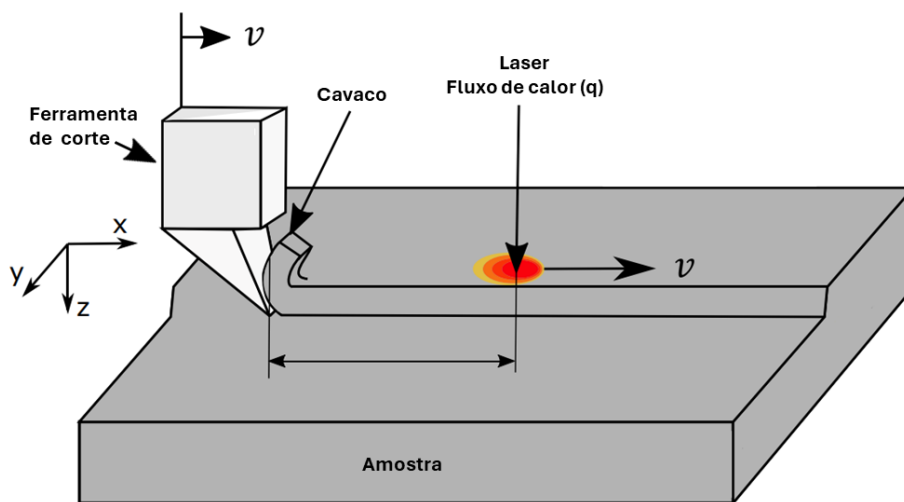
2.3 USINAGEM ASSISTIDA POR LASER (LAM)

A Usinagem Assistida por Laser, conhecida como *Laser Assisted Machining* (LAM) é um processo avançado de fabricação que utiliza a energia do laser para aquecer localmente o material antes da remoção por uma ferramenta de corte convencional e foi desenvolvido para lidar com os desafios associados à usinagem de materiais de difícil usinabilidade, sobretudo aqueles relacionados à sua elevada fragilidade e dureza (Chryssolouris *et al.*, 1997; Rozzi *et al.*, 2000). Este processo híbrido combina as vantagens do aquecimento a laser com os métodos tradicionais de usinagem, permitindo o processamento eficiente de materiais de difícil usinabilidade, como cerâmicas avançadas, superligas à base de níquel e titânio, e materiais compósitos. A energia do laser é absorvida na superfície ou em um pequeno volume do material, elevando rapidamente sua temperatura e alterando suas propriedades mecânicas localmente (Brown; Arnold, 2010; Xiao *et al.*, 2023).

O desenvolvimento da tecnologia LAM teve início na década de 1980, quando Stephen M. Copley e Michael Bass propuseram a utilização do laser como fonte de aquecimento auxiliar no processo de corte de metais. Desde então, esta tecnologia tem evoluído significativamente, sendo aplicada em diversos processos de fabricação, como torneamento, fresamento, furação e retificação (Xiao *et al.*, 2023).

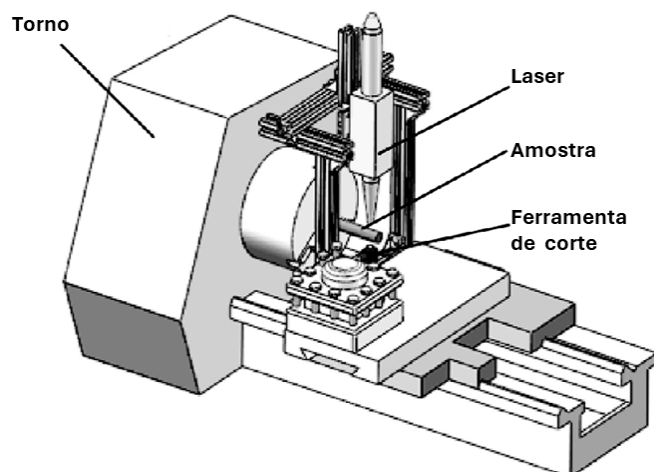
O princípio fundamental da LAM consiste na redução da resistência mecânica do material através do aquecimento localizado, o que facilita sua remoção pela ferramenta de corte. Para isso, o laser é direcionado para a região próxima à aresta de corte da ferramenta, aquecendo o material antes da remoção. Este aquecimento provoca alterações nas propriedades mecânicas do material, como redução da dureza, da tensão de escoamento e aumento da ductilidade, resultando em menores forças de corte, menor desgaste da ferramenta e melhor qualidade superficial da peça usinada. O objetivo é atingir uma temperatura ótima na zona de cisalhamento primária, imediatamente à frente da ferramenta, onde a deformação plástica e a fratura ocorrem, sem causar danos térmicos excessivos ou alterações metalúrgicas indesejadas na superfície final da peça (Svelto, 2010; Kumar *et al.*, 2011; Xiao *et al.*, 2023). A Figura 2 ilustra a usinagem assistida por laser.

Figura 2 - Representação esquemática do LAM. (a) Esquema do processo de LAM com aplicação de fluxo de calor à frente da ferramenta de corte. (b) Configuração experimental típica de LAM em um torno convencional.



(a)

Fonte: Adaptado de Divse *et al.* (2023, p. 2743).



(b)

Fonte: Adaptado de Xiao *et al.* (2023, p. 5).

O processo LAM envolve complexas interações termomecânicas entre o laser, a ferramenta de corte e o material da peça. A distribuição de temperatura no material é influenciada por diversos fatores, como potência do laser, perfil espacial do feixe, velocidade de avanço, distância entre o feixe laser e a ferramenta, propriedades ópticas do material e propriedades térmicas do material (Tian; Shin, 2006; Svelto, 2010; Brown; Arnold, 2010). A compreensão e controle destes parâmetros são fundamentais para a otimização do processo e obtenção de resultados satisfatórios.

Na usinagem assistida por laser de cerâmicas, o aquecimento localizado pode ampliar a faixa de remoção em regime dúctil ao reduzir a tensão necessária à deformação antes que a condição de fratura seja alcançada. A transição depende da temperatura, da profundidade de corte e do estado de tensões; não significa que o material se torne dúctil em todo o volume. No SiC, a elevada difusividade térmica também dificulta a manutenção do aquecimento localizado (Shen, 2010; Brown; Arnold, 2010).

Nas condições e para a liga avaliadas por Kannan *et al.* (2014), elevar a temperatura superficial acima de 850 °C reduziu as forças de corte e o desgaste da ferramenta. Esse limite não é universal: a temperatura necessária para ampliar a remoção dúctil depende da composição, da microestrutura, das propriedades térmicas e das condições de corte.

Em outro estudo, Zhao *et al.* (2021) investigaram o fenômeno da perfuração por grupos de furos com laser nanosegundo em substratos de Al_2O_3 . Foi verificado que a propagação de trincas entre os furos pode ocorrer devido à atuação de tensões térmicas contínuas, formando trajetórias de falha que podem levar à fratura do

componente. A propagação dessas trincas foi associada, principalmente, ao modo de fratura tipo I (abertura perpendicular ao plano da trinca), típico de materiais frágeis submetidos a tensões térmicas localizadas.

A morfologia das microtrincas e a extensão das regiões danificadas dependem da intensidade térmica, da taxa de resfriamento, da microestrutura e de defeitos preexistentes. No SiC, a elevada difusividade térmica tende a reduzir a largura da zona termicamente afetada, mas torna o aquecimento mais sensível a variações dos parâmetros operacionais (Richerson; Lee, 2018; Brown; Arnold, 2010).

A camada resolidificada (recast layer), formada por material fundido e solidificado após o pico térmico, pode apresentar propriedades distintas das da matriz cerâmica. Sua presença afeta a resposta tribológica, a adesão de revestimentos e a integridade superficial; por isso, processos posteriores de polimento ou retificação podem ser necessários (Zhang et al., 2015; Guerrini et al., 2018; Ding et al., 2024).

Do ponto de vista da eficiência energética e operacional, a LAM permite reduzir consideravelmente o consumo de energia e o desgaste das ferramentas, quando comparada à retificação convencional. Essa vantagem decorre da diminuição das forças de corte e da capacidade de promover remoção de material mais dúctil, mesmo em matrizes naturalmente frágeis (Marinescu, 2006; Ding *et al.*, 2020). Além disso, a flexibilidade geométrica viabilizada pelo controle térmico do laser amplia a gama de aplicações, permitindo a fabricação de microcanais, cavidades complexas e peças de elevada precisão dimensional, frequentemente requisitadas nas indústrias eletrônica, óptica e biomédica (Richerson; Lee, 2018; Tian; Shin, 2006).

No entanto, a aplicação da LAM no processamento de cerâmicas apresenta desafios específicos, como o controle preciso da temperatura para evitar danos térmicos ao material. O aquecimento excessivo pode provocar a formação de trincas térmicas, alterações microestruturais indesejadas e deterioração das propriedades mecânicas do material. O gradiente térmico acentuado induzido pelo aquecimento rápido e localizado pode gerar tensões térmicas que excedem a resistência do material, levando à fratura, especialmente em materiais frágeis como cerâmicas. Portanto, a otimização dos parâmetros do processo, como a potência do laser, velocidade de varredura, tamanho do *spot*, distância ferramenta-laser é fundamental para o sucesso da LAM no processamento de cerâmicas (Brown; Arnold, 2010; Tian; Shin, 2006).

Além das cerâmicas, a LAM tem sido aplicada a superligas à base de níquel e titânio, materiais compósitos e aços endurecidos. Nesses casos, o aquecimento localizado

pode reduzir as forças de corte, ampliar a vida da ferramenta e alterar a qualidade superficial, desde que a temperatura permaneça na janela adequada ao material (Germain et al., 2007).

Apesar dos avanços significativos na tecnologia LAM, sua implementação industrial ainda enfrenta desafios, como o alto custo dos equipamentos, a complexidade do processo e a necessidade de conhecimentos especializados para sua operação. No entanto, com o desenvolvimento contínuo de lasers mais eficientes e sistemas de controle mais precisos, espera-se que a LAM se torne uma alternativa viável para o processamento de materiais de difícil usinabilidade em escala industrial (Xiao *et al.*, 2023; Svelto, 2010).

Estudos recentes sobre LAM em cerâmicas concentram-se no controle da temperatura à frente da zona de corte, na ampliação da janela de remoção dúctil, na redução das forças e no controle de danos subsuperficiais. A comparação entre resultados requer considerar conjuntamente material, comprimento de onda, potência, diâmetro do spot, velocidade e condições de resfriamento (Pang et al., 2022; Olaniyan et al., 2024; Liu et al., 2025).

2.3.1 Laser Assisted Grinding (LAG)

A retificação assistida por laser (Laser-Assisted Grinding, LAG) combina o aquecimento ou a modificação prévia da superfície com a remoção abrasiva. Na configuração em uma etapa, o laser atua imediatamente antes do contato rebolo-peça; na configuração em duas etapas, a irradiação e a retificação são realizadas separadamente. Em ambas, o objetivo é alterar a resistência local à remoção sem comprometer a integridade da camada remanescente (Wu et al., 2022; Ding et al., 2024; Westkämper, 1995).

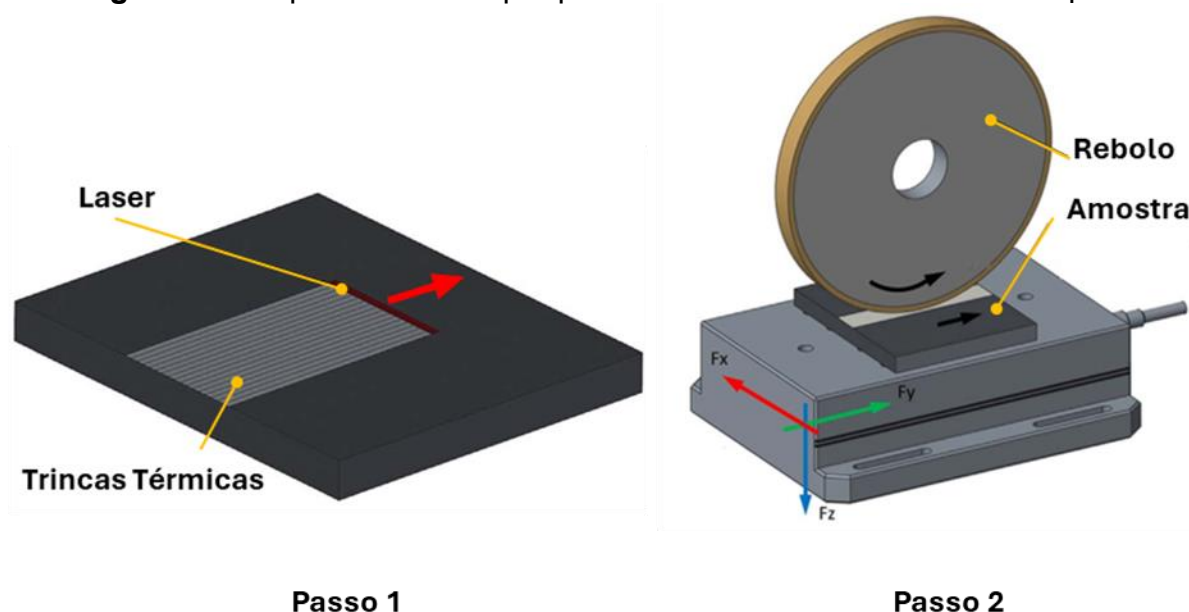
O aquecimento localizado pode reduzir dureza e resistência, ampliar a remoção em regime dúctil ou gerar uma camada superficial previamente danificada que será retirada na retificação. O mecanismo predominante depende do material e da temperatura atingida; por isso, redução de força, desgaste do rebolo e qualidade superficial devem ser avaliados em conjunto (Brown; Arnold, 2010; Kumar et al., 2011; Fortunato et al., 2015; Ding et al., 2024).

No método de uma etapa (*one-step*), o feixe é direcionado imediatamente à frente da região de contato entre o rebolo e a peça. O intervalo espacial entre feixe e ferramenta,

a velocidade e a difusividade térmica determinam a temperatura alcançada no momento da remoção.

No método híbrido de duas etapas (*two-step*), a superfície é irradiada primeiro e a camada modificada é removida depois por retificação. A separação das etapas evita a exposição direta do rebolo ao aquecimento e permite usar fluido de corte na remoção. Nesta tese, a análise numérica abrange apenas a etapa de irradiação que antecede a retificação (Kumar et al., 2011; Fortunato et al., 2015; Guerrini et al., 2018).

Figura 3 – Esquema do LAG por processamento híbrido em duas etapas.



Fonte: Adaptado de Guerrini *et al.* (2018, p. 630).

No Passo 1, o laser percorre a superfície e produz um campo térmico transiente capaz de gerar uma camada criticamente solicitada. No Passo 2, essa camada é removida por retificação. A redução das forças de corte relatada na literatura decorre da alteração prévia da resistência à remoção, mas depende de a profundidade afetada ser compatível com a profundidade de corte (Kumar et al., 2011; Fortunato et al., 2015; Guerrini et al., 2018).

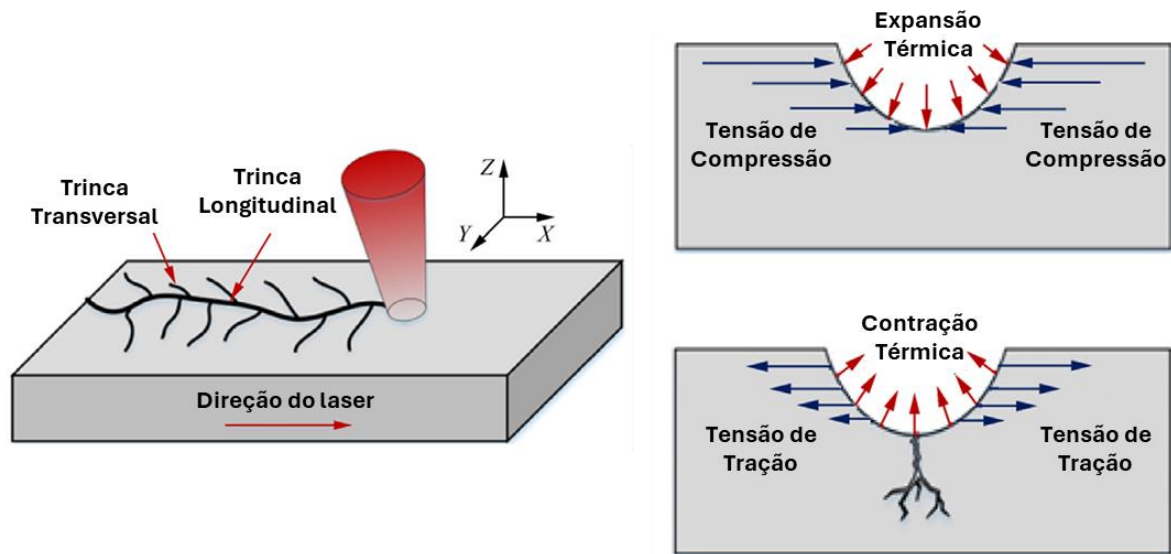
Durante o processo de LAG de cerâmicas de engenharia, a formação de trincas térmicas ocorre como resultado direto das tensões induzidas pela rápida variação de temperatura na zona de interação laser-material. Dong *et al.* (2024) descrevem esse fenômeno com base em dois estágios principais: o aquecimento localizado e o subsequente resfriamento súbito da superfície irradiada.

No momento da exposição ao feixe laser, ocorre um aumento abrupto da temperatura em uma região restrita da superfície, promovendo a expansão térmica volumétrica local. Como o material ao redor permanece relativamente frio, essa expansão é limitada pelas regiões vizinhas, o que resulta na geração de tensões de compressão ao longo das bordas laterais da zona aquecida. Essas tensões, ilustradas na etapa superior da figura, são predominantemente compressivas e ainda não induzem fratura visível.

Entretanto, ao cessar a irradiação, o material aquecido sofre contração térmica rápida (*cold shrinkage*), enquanto as regiões adjacentes, mais frias, resistem a essa retração. Essa incompatibilidade térmica gera um campo de tensões de tração residuais, conforme mostrado na parte inferior da figura. Quando essas tensões superam a resistência local do material, promovem a nucleação e propagação de trincas térmicas.

A morfologia dessas trincas pode ser classificada, conforme observado por Dong *et al.* (2024), em trincas longitudinais, orientadas na direção de varredura do laser, e trincas transversais, orientadas perpendicularmente ao deslocamento do feixe. As trincas longitudinais tendem a se propagar na direção do avanço do laser, enquanto as transversais resultam da redistribuição das tensões ortogonais, tais considerações são ilustradas na Figura 4. A interação entre esses dois tipos de trinca pode comprometer a integridade estrutural da peça, dependendo da energia do laser e das propriedades térmicas do compósito.

Figura 4 - Representação dos mecanismos de formação de trincas térmicas longitudinais e transversais induzidas por variação térmica durante o aquecimento e resfriamento a laser em cerâmicas de engenharia.



Fonte: Adaptado de Dong *et al.* (2024, p. 372).

Dong *et al.* (2024) também identificaram três zonas distintas na superfície do material após o processamento: zona de remoção por fusão, zona de remoção dúctil e zona de remoção frágil. A predominância de cada zona depende dos parâmetros do processo, como potência do laser e velocidade de avanço.

A remoção por fusão foi observada nas condições de alta densidade de energia do laser (acima de 38 J/mm^2), em que a temperatura atinge valores suficientemente elevados para provocar fusão localizada ou sublimação parcial do SiC. Nessa condição, o mecanismo predominante é a ejeção térmica de material, com formação de ilhas fundidas, zonas de reoxidação e microestruturas resolidificadas. Embora esse regime leve à redução da força de retificação, ele pode comprometer a integridade superficial devido à presença de resíduos fundidos e alterações microquímicas (Dong *et al.*, 2024).

A remoção dúctil, por sua vez, foi associada a densidades de energia intermediárias ($26\text{--}30 \text{ J/mm}^2$), nas quais o aquecimento térmico induz uma redução da dureza e da resistência à fratura do compósito, facilitando a remoção plástica localizada do material. Nessa faixa, observou-se uma redução significativa das forças de corte (até 39%), menor densidade de trincas e melhoria da qualidade superficial, sugerindo uma transição do comportamento frágil para dúctil em regiões termicamente amolecidas (Dong *et al.*, 2024).

Já a remoção frágil predominou nas condições sem irradiação ou com baixa energia laser. Nesses casos, a remoção ocorre por fratura inter e transgranular, sendo

caracterizada por trincas em forma de espinha de peixe e zonas com elevada densidade de microtrincas térmicas. Esse regime resulta em forças de retificação mais elevadas e maior comprometimento da qualidade superficial (Dong *et al.*, 2024).

Outros estudos corroboram estas informações. Ding *et al.* (2024), por exemplo, observaram uma redução de até 70% nas forças de retificação ao utilizar superfícies com microsulcos induzidos por laser em comparação com superfícies convencionais. Esta redução nas forças de retificação está associada à alteração do mecanismo de remoção de material, que passa a ser dominado pela propagação controlada de trincas ao invés da fratura frágil aleatória.

Guerrini *et al.* (2018) investigaram a LAG em nitreto de silício (Si_3N_4) sinterizado por reação com o método de duas etapas. Sob densidades de energia entre 4,7 e 5,6 J/mm^2 , os autores relataram trincas térmicas com profundidade média de 615 μm e redução de até 27% na força normal de retificação.

Kizaki *et al.* (2016) realizaram estudos com o LAG de zircônia tetragonal policristalina estabilizada por ítria (Y-TZP). Nos experimentos conduzidos, observou-se redução significativa das forças de corte nas três direções (F_x , F_y e F_z) quando o processo era assistido por laser, sendo essa redução atribuída à diminuição da tenacidade à fratura em temperaturas elevadas. O aquecimento localizado induziu fratura frágil mais pronunciada, favorecendo a remoção do material e reduzindo o desgaste da ferramenta. Contudo, análises microscópicas revelaram a presença de trincas medianas e laterais na superfície usinada, indicando que o aumento da fratura frágil também compromete a integridade superficial do Y-TZP.

Além da redução nas forças de retificação, o processo LAG oferece outras vantagens, como aumento da taxa de remoção de material, melhoria da qualidade superficial e redução de danos subsuperficiais. No entanto, a implementação desta técnica requer um controle preciso dos parâmetros do processo para evitar danos térmicos excessivos ao material e garantir a qualidade da peça usinada. O controle da profundidade de penetração do calor e a minimização da ZTA são importantes, especialmente em aplicações que exigem alta precisão dimensional e integridade superficial (Brown; Arnold, 2010; Wu *et al.*, 2022).

Estudos recentes de LAG em cerâmicas mostram que a estruturação ou o aquecimento prévio pode reduzir forças de retificação e danos subsuperficiais quando a camada termicamente afetada permanece dentro da profundidade removida. Os resultados dependem da energia aplicada, da microestrutura e das condições de

retificação; por isso, não constituem um desempenho universal do processo (Azarhoushang et al., 2017; Rao et al., 2019; Pang et al., 2022; Zahrani et al., 2024). Portanto, baseando-se nos resultados obtidos em diversos estudos, é possível atestar que o LAG representa uma abordagem promissora para o processamento de cerâmicas avançadas, combinando as vantagens do aquecimento a laser com o processo convencional de retificação. A compreensão dos mecanismos de remoção de material, da interação laser-matéria específica para o material e o comprimento de onda utilizados, e dos fenômenos de transferência de calor associados, juntamente com a otimização dos parâmetros do processo, são fundamentais para o desenvolvimento e aplicação desta tecnologia em diferentes contextos industriais.

2.3.2 Modelagem e Simulações da LAM

Para otimizar o LAM, diversos modelos preditivos têm sido desenvolvidos, estabelecendo relações entre os parâmetros do processo e variáveis como forças de retificação, qualidade superficial e taxa de remoção de material. Esses modelos, fundamentados em abordagens analíticas, numéricas e experimentais, auxiliam na seleção apropriada dos parâmetros de processo para diferentes materiais e condições de usinagem (Ma *et al.*, 2021; Wu *et al.*, 2022).

A modelagem de processos assistidos por laser pode empregar soluções analíticas, o método das diferenças finitas (MDF), o método de hidrodinâmica de partículas suavizadas (Smoothed Particle Hydrodynamics, SPH) e o método dos elementos finitos (MEF). A escolha depende da geometria, do caráter transiente, das deformações e dos mecanismos que se deseja representar. No presente trabalho, a análise por elementos finitos é usada para calcular os campos térmico e termoelástico, sem simular remoção de material ou propagação de trincas (Ding et al., 2024; Dong et al., 2024).

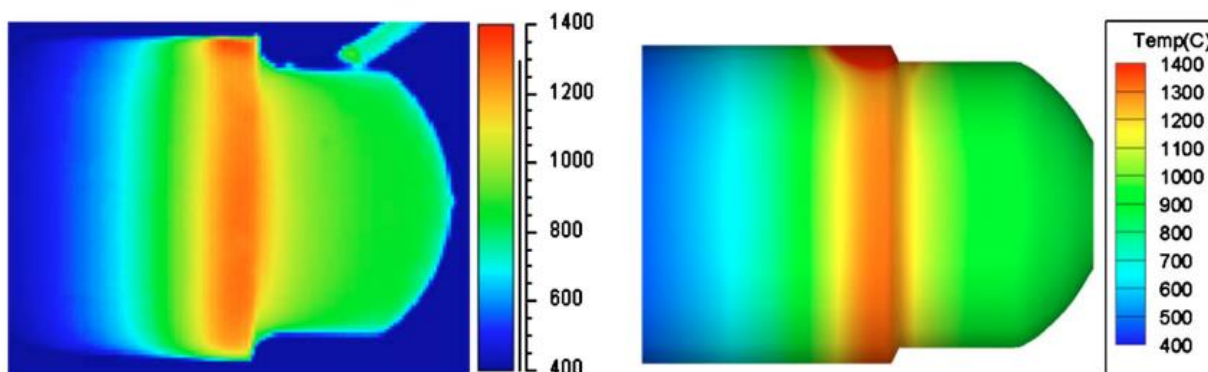
O método analítico parte das equações diferenciais de transferência de calor e de condições iniciais e de contorno prescritas. Ele fornece relações físicas diretas, mas costuma exigir geometrias e propriedades simplificadas. O método das diferenças finitas (MDF), por sua vez, substitui as derivadas por aproximações em uma malha regular e gera um sistema algébrico. Tanto o MDF quanto o MEF podem tratar problemas transientes; a diferença principal está na forma de discretização espacial e

na flexibilidade para representar geometrias e condições de contorno (Rozzi et al., 2000; Yang et al., 2009).

O método SPH é uma formulação Lagrangiana sem malha na qual o material é representado por partículas móveis. As propriedades de cada partícula são calculadas a partir das vizinhas por uma função de ponderação denominada kernel. A ausência de malha facilita a representação de grandes deformações, separação de material e contato abrasivo, mas exige calibração do suporte do kernel e dos modelos constitutivos (Monaghan, 2005).

Na análise por elementos finitos de processos assistidos por laser, as propriedades térmicas e mecânicas podem ser definidas como funções da temperatura, e a fonte móvel pode ser aplicada como fluxo superficial ou fonte volumétrica com distribuição espacial prescrita. O histórico térmico calculado fornece o carregamento da análise estrutural. Efeitos de plasma só são incluídos quando o regime de intensidade e o modelo físico os justificam (Yang et al., 2009; Dong et al., 2024; Brown; Arnold, 2010). Para o problema desta tese, a análise por elementos finitos permite representar o domínio tridimensional, a fonte gaussiana móvel e a variação espacial e temporal dos campos. A solução térmica fornece o histórico de temperatura usado na análise termoelástica; o modelo não representa explicitamente a abertura ou a propagação das trincas. A Figura 5 exemplifica a comparação entre um mapa térmico experimental e o resultado numérico obtido por Tian e Shin (2006).

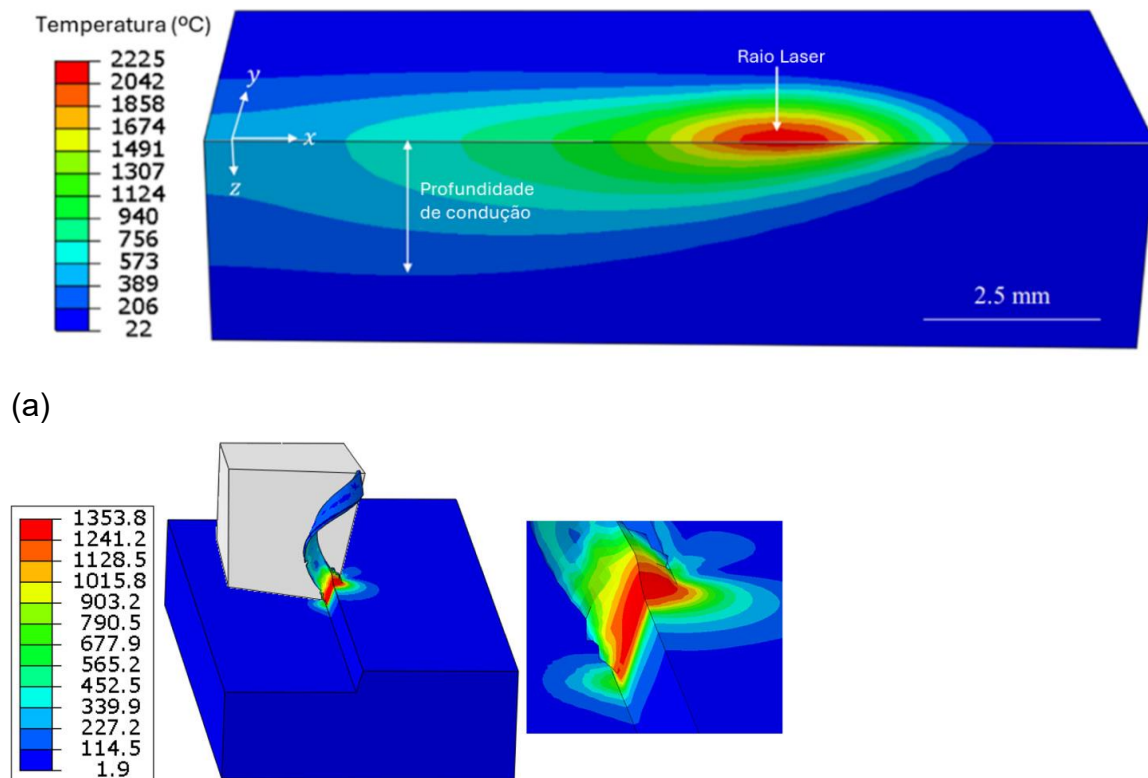
Figura 5 – Comparação entre mapas térmicos. (a) Mapa experimental em infravermelho. (b) Mapa de temperatura predito pelo modelo MEF.



Fonte: Tian e Shin (2006, p. 429).

Divse et al. (2023) empregaram uma fonte gaussiana móvel e acoplamento termomecânico em Abaqus/Explicit. A relação com esta tese está na representação da fonte móvel e na transferência do campo térmico para a resposta mecânica. O modelo de Divse et al., entretanto, inclui contato ferramenta-peça e plasticidade de Johnson-Cook, mecanismos que não integram o modelo termoelástico de SiC adotado neste trabalho. A Figura 6 apresenta os campos de temperatura e tensão calculados pelos autores.

Figura 6 - Resultados do modelo termomecânico de Divse et al. (2023): (a) temperatura [°C] ao redor do spot; (b) tensão equivalente de von Mises [MPa] durante a usinagem.

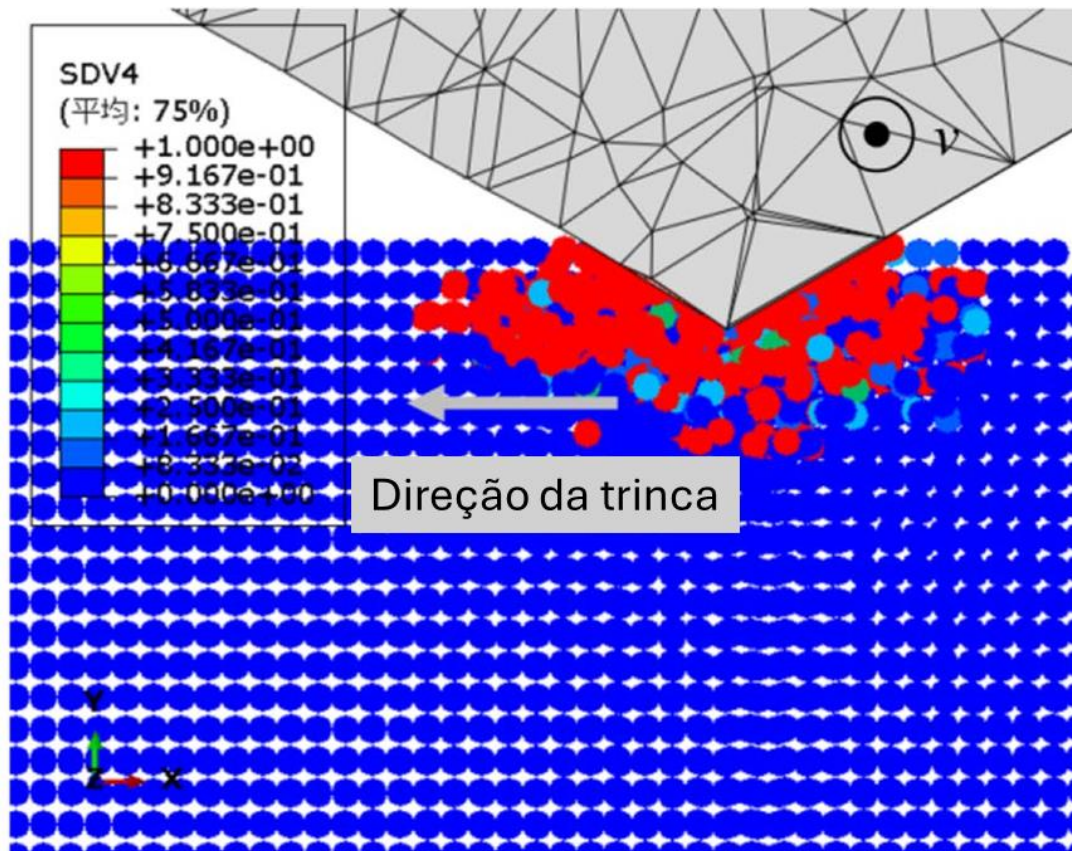


(b)

Fonte: Adaptado de Divse *et al.* (2023, p. 2744).

Ding et al. (2024) combinaram SPH e MEF para representar o contato entre grão abrasivo e superfície microestruturada. Na abordagem, o MEF descreve os corpos discretizados e o SPH trata a região sujeita a grande deformação e separação de material. A Figura 7 ilustra a remoção calculada nessa configuração híbrida.

Figura 7 - Simulação híbrida MEF-SPH da remoção de material por um grão abrasivo.



Fonte: Adaptado por Ding *et al.* (2024, p. 9)

Diversos trabalhos que fizeram o uso da simulação computacional, seja ela por MEF ou por outro método, trouxeram avanços significativos para a área. Por exemplo, Zhang *et al.* (2015) analisaram o comportamento da alumina durante a retificação a úmido assistida por laser. Os autores relataram a ocorrência de trincas térmicas induzidas por flutuações rápidas de temperatura, mesmo em condições em que o material não atingia seu ponto de fusão. Nessas situações, a repetição de ciclos térmicos localizados levou ao acúmulo de tensões residuais, atuando como precursoras para o surgimento e crescimento de falhas.

Em estudo realizado por Ma *et al.* (2021), a LAG da alumina foi avaliada por meio de experimentos e simulações numéricas. Os autores observaram que, sob determinadas condições de pré-aquecimento a laser, o modo de remoção do material muda de fratura frágil (com evidência de trincas intergranulares e destacamento de grãos) para remoção plástica, com fraturas transgranulares e a formação de uma camada densa resultante da compactação e esmagamento dos cristais. Essa

modificação estrutural contribui para a redução da propagação de trincas, melhorando a integridade superficial da peça usinada.

De acordo com Vora e Dahotre (2015), a usinagem da alumina com feixes de laser Nd:YAG pulsado gera altas tensões térmicas no volume irradiado, promovendo a nucleação de microtrincas superficiais. A modelagem computacional desenvolvida pelos autores demonstrou que os gradientes térmicos gerados pelo feixe induzem tensões que podem alcançar ou superar o limite de resistência à flexão da alumina (379 MPa), especialmente nas regiões centrais da cratera devido à distribuição gaussiana da intensidade do feixe.

O estudo recente de Moreira *et al.* (2025) investigou a nucleação de microtrincas controladas em carbetos de silício (SiC) induzidas por laser para facilitar o processo de retificação subsequente. Utilizando simulações de elementos finitos (FEM) e o critério de falha de Mohr-Coulomb, os autores demonstraram que a redução da velocidade de varredura do laser intensifica as tensões térmicas, gerando padrões de trincas radiais e longitudinais.

Em conjunto, esses estudos mostram que o alcance de cada modelo depende dos mecanismos incorporados. Modelos térmicos ou termoelásticos descrevem temperatura e tensões; modelos com contato, dano, SPH ou separação de elementos podem representar aspectos da remoção. Essa distinção delimita o modelo desta tese, voltado à localização de regiões críticas no campo termoelástico.

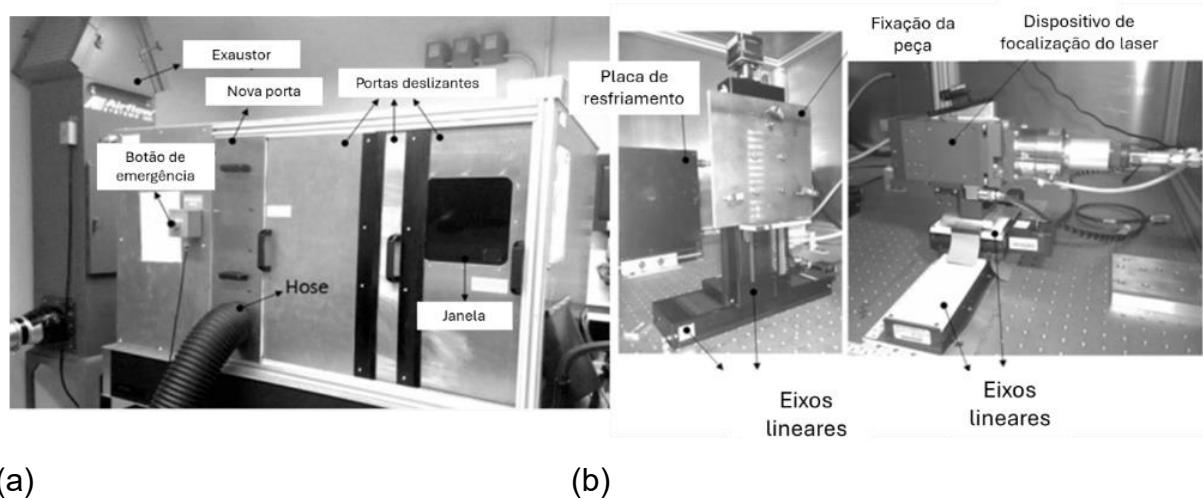
3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo descreve o procedimento numérico-experimental usado para identificar regiões críticas associadas à possível nucleação de trincas térmicas e estimar sua profundidade em amostras de SiC processadas a laser. A frente numérica compreende o modelo físico, a formulação matemática, as hipóteses constitutivas, a geometria, a discretização, a solução térmica e termoelástica e o pós-processamento pelo critério de Mohr-Coulomb. A frente experimental compreende as condições de processamento e a caracterização de trincas já formadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura. A comparação final é feita entre a profundidade crítica prevista e as profundidades medidas nas seções transversais, sem interpretar as imagens como observação direta do evento de nucleação.

3.1 ANÁLISE EXPERIMENTAL

A plataforma experimental utilizou um laser de diodo infravermelho Nuvonyx ISL-1000M, classe IV, com potência máxima de 1000 W e comprimento de onda de 808 nm, operável nos modos contínuo e pulsado. O feixe foi conduzido a uma cabeça Precitec YW50. O posicionamento da cabeça foi realizado por estágios Newmark NLS 4 e NSC 3311, enquanto a amostra foi movimentada por estágios Thorlabs NRT150. O sistema incluiu os chillers OptiTemp OTC-2.0A e Lydall Affinity FAA-015K-DD01CA, fornecimento de ar limpo e seco e exaustão Airflow Systems MP14-BI-PG6-DL-PLENUM-IA (França, 2016). A Figura 8 apresenta o arranjo experimental.

Figura 8 - Configuração experimental do laser para o SiC: (a) invólucro de alumínio; (b) arranjo no interior do invólucro.



Fonte: França (2016, p.51-52).

Nos ensaios correspondentes às condições comparadas com o modelo, o laser operou em modo contínuo com potência de 421W e spot de 1,53 mm. As velocidades de varredura foram 1,0 mm/s no caso A, 0,8 mm/s no caso B e 0,6 mm/s no caso C. O dispositivo vortex não foi empregado nessas três condições (França, 2016).

As amostras de carbetos de silício utilizadas nos ensaios foram fornecidas pela CoorsTek e designadas UltraSiC SC-30, um SiC sinterizado diretamente. A massa específica nominal de 3,15 g/cm³ caracteriza globalmente o material; a porosidade não foi representada como variável independente no modelo. A Tabela 1 reúne as propriedades nominais fornecidas pelo fabricante.

Tabela 1 - Propriedades mecânicas das amostras de SiC.

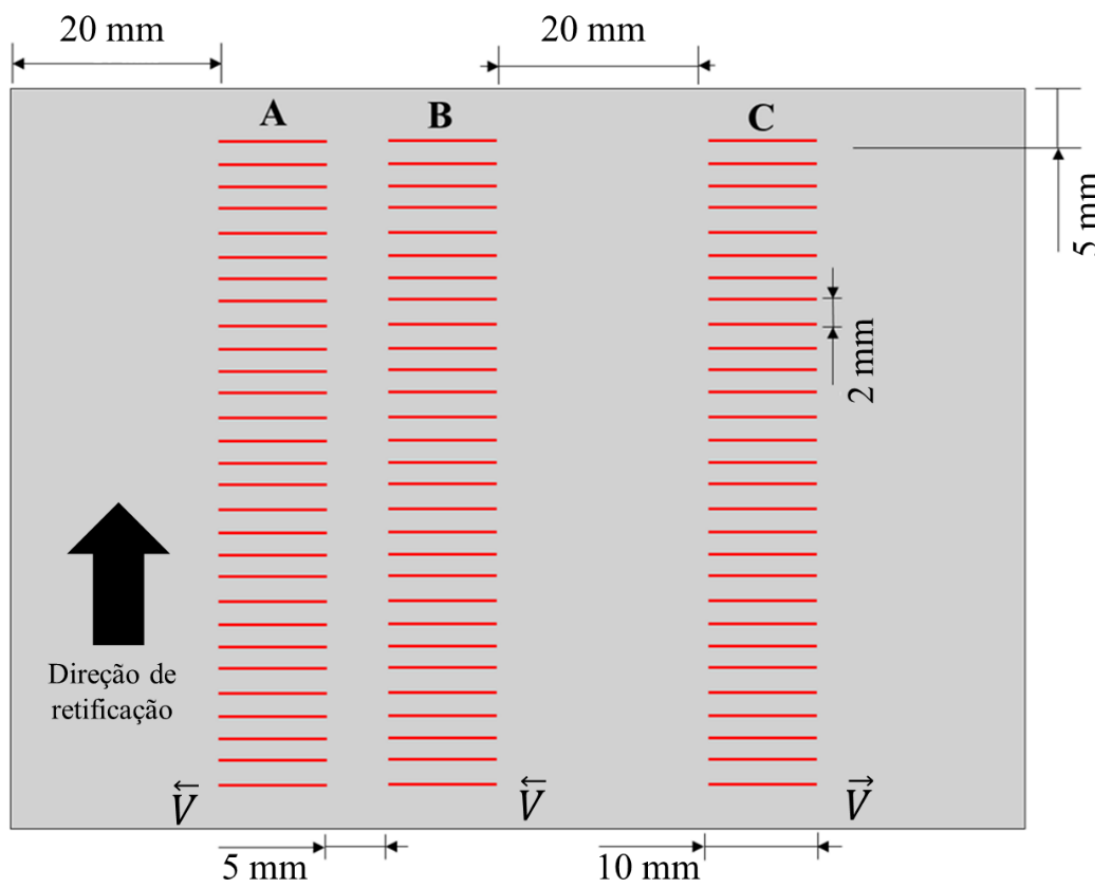
Massa específica	3,15 g/cm ³
Dureza Knoop (1000 g)	2.800 kg/mm ²
Tenacidade à fratura	4 MPa·m ^{1/2}
Razão de Poisson	0,21
Resistência à flexão	480 MPa
Resistência à compressão	3.500 MPa
Módulo de cisalhamento	169 GPa
Módulo de Young	410 GPa

Fonte: CoorsTek

Foram utilizados quatro blocos de SiC com dimensões nominais de 100 × 80 × 10 mm e acabamento conforme sinterização. A tolerância dimensional especificada foi de

$\pm 0,5\%$ ou $0,38\text{ mm}$, prevalecendo o maior valor. A Figura 9 apresenta as regiões de teste na amostra (França, 2016).

Figura 9 - Regiões de teste na amostra de SiC.



Fonte: Adaptado de França (2016).

As zonas A, B e C foram distribuídas em sequência na superfície da amostra, com espaçamento definido entre as trilhas. O arranjo reproduziu a orientação prevista para a etapa posterior de retificação, perpendicular à trajetória do laser.

As margens de 5 mm localizadas nas bordas superior e inferior da amostra facilitaram o manuseio e a montagem sem comprometer as zonas de interesse.

Quando necessário, as amostras foram cortadas em uma serra de precisão Buehler Isomet de baixa velocidade, com lâmina diamantada Isomet 20LC de 5 polegadas, e embutidas em moldes Buehler SamplKups com resina epóxi e endurecedor na proporção volumétrica de 4:1. Após cura mínima de seis horas, as superfícies foram preparadas em uma politriz Buehler Ecomet 6 (França, 2016).

A caracterização foi realizada com os microscópios ópticos Mitutoyo TM-510, Nikon Microphot-FXL e Leica DMRM; os perfilômetros KLA Tencor e Taylor Hobson Form Talysurf Intra i60; o interferômetro Zygo NewView 200; e o microscópio eletrônico de varredura Hitachi SU8230 FE-SEM, equipado com detector Oxford EDS (França, 2016).

Os ensaios permitiram caracterizar a largura e a profundidade das trincas já formadas após o processamento a laser. Essas medições foram usadas na comparação com a profundidade crítica indicada pelo pós-processamento dos campos de tensão.

3.2 ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS

A etapa numérica foi organizada na seguinte sequência: definição do modelo físico; formulação do modelo matemático e constitutivo; construção da geometria; discretização espacial; solução térmica transiente; transferência do campo de temperaturas para a análise estrutural; e pós-processamento dos campos de tensão. A comparação com as medições experimentais foi realizada ao final.

3.2.1 ETAPA 1: Modelo físico, geometria e discretização

O modelo físico representa uma placa de SiC com 100 mm de comprimento, 80 mm de largura e 10 mm de espessura, submetida a uma fonte de calor móvel na superfície superior. Adotou-se o sistema cartesiano mostrado nas Figuras 11 a 14: x coincide com a direção de varredura; y é a direção transversal no plano da maior face; e z é normal a essa face e positivo no sentido da profundidade. As três condições analisadas mantiveram potência de 421W e spot de 1,53 mm, com velocidades de 1,0, 0,8 e 0,6 mm/s, denominadas A, B e C.

3.2.2 ETAPA 2: Modelo matemático e solução térmica transiente

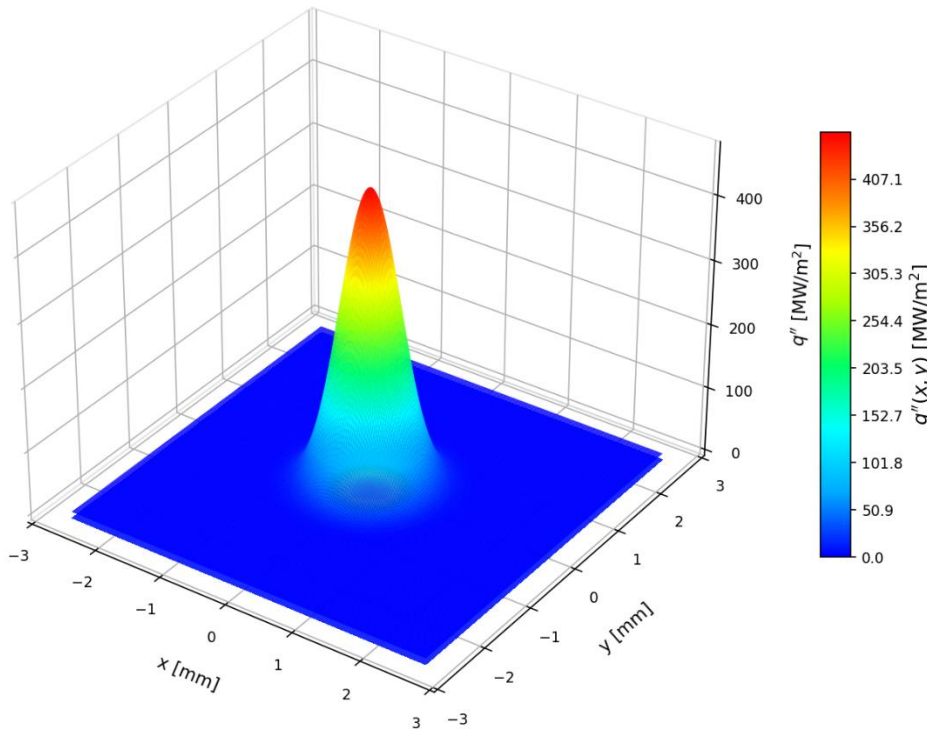
A análise térmica transiente considera condução no domínio sólido e uma fonte superficial com distribuição gaussiana. A Equação (6) fornece o fluxo aplicado na superfície superior. Para representar o movimento, as coordenadas x e y dessa

expressão são tomadas em relação ao centro instantâneo do spot, com $x_L(t) = x_0 + v_t$ e y_L constante.

$$q''(x, y) = \frac{2P_{Laser}}{\pi b^2} \exp\left(-\frac{2(x^2 + y^2)}{b^2}\right) \quad (6)$$

Na Equação (6), q'' é o fluxo térmico superficial [W/m^2], $b = 0,765$ mm é o raio do spot e $P_{Laser} = 421W$ é a potência aplicada nas condições analisadas. O fluxo representa a potência distribuída sobre a superfície segundo um perfil gaussiano; seu valor máximo ocorre no centro do spot, onde $q''_{max} = 2P_{Laser}/(\pi b^2)$.

Figura 10 - Superfície 3D ilustrativa da distribuição Gaussiana. Considerando P_{Laser} de 421W e raio do *spot* de 0,765 mm.



Fonte: Autoria Própria.

O método dos elementos finitos foi empregado na discretização da formulação térmica. O SiC foi representado como material homogêneo e isotrópico, com propriedades dependentes da temperatura conforme a Tabela 2. Essas hipóteses delimitam a interpretação dos resultados: o modelo não inclui anisotropia, porosidade

explícita, tensões residuais de processos anteriores, mudança de fase, dano ou evolução de trincas.

A Tabela 2 reúne valores avaliados por Munro (1997b) para α -SiC sinterizado denso, com densidade superior a 98% da teórica. Os percentuais entre parênteses são incertezas-padrão combinadas relativas; valores numéricos entre parênteses são extrapolações da fonte. Na formulação térmica utilizam-se k , ρ e c_p , na formulação termoelástica, E , ν e αT . As resistências são parâmetros de comparação nos critérios de falha. O valor de 3.500 MPa da Tabela 1 é a resistência nominal à compressão informada pelo fabricante à temperatura ambiente, distinta do módulo volumétrico listado na Tabela 2. Os valores tabulados alcançam 1.500 °C; temperaturas máximas calculadas acima dessa faixa são interpretadas como tendência do campo térmico, não como base para inferir novos mecanismos materiais.

Tabela 2 – Propriedades térmicas e mecânicas do SiC.

Propriedade [Unidade]	20 °C	500 °C	1000 °C	1200 °C	1400 °C	1500 °C
Módulo volumétrico [GPa]	203 (3%)	197	191	188	186	184
Densidade [g/cm ³]	3,16 (1%)	3,14	3,11	3,10	3,09	3,08
Módulo de elasticidade [GPa]	415 (3%)	404	392	387	383	380
Resistência à flexão [MPa]	359 (15%)	359	397	437	446	446
Tenacidade à fratura [MPa m ^{1/2}]	3,1 (10%)	3,1	3,1	3,1	3,1	3,1
Coefficiente de atrito [a 0,2 m/s, 5 N]	0,7 (21%)	0,4	0,4			
Dureza (Vickers, 1 kg) [GPa]	32 (15%)	17	8,9	(6,9)	(5,3)	(4,6)
Razão de Poisson	0,16 (25%)	0,159	0,157	0,157	0,156	0,156
Módulo de cisalhamento [GPa]	179 (3%)	174	169	166	166	165
Velocidade do som, cisalhamento [km/s]	7,52 (2%)	7,45	7,38	7,32	7,32	7,31
Calor específico [J.kg ⁻¹ .K ⁻¹]	715 (5%)	1086	1240	1318	1318	1336
Resistência à tração [MPa]	250 (6%)	250	250	250	250	250
Condutividade térmica [Wm ⁻¹ K ⁻¹]	114 (8%)	55,1	35,7	27,8	27,8	26,3
Difusividade térmica [cm ² /s]	0,50 (12%)	0,16	0,092	0,068	0,068	0,064
Expansão térmica a partir de 0°C [10 ⁻⁶ K ⁻¹]	1,1 (10%)	4,4	5,0	5,2	5,4	5,5

Fonte: Adaptado de Munro (1997).

Assumindo que a temperatura inicial para a peça de trabalho seja igual à temperatura ambiente, a condição inicial no tempo $t = 0$ é dada por:

$$T(x, y, z, 0) = T_0 \quad (7)$$

No domínio térmico Ω , a conservação de energia, as condições de contorno, a condição inicial e a forma fraca do problema são expressas pelas Equações (7a) a (7f). O vetor $\mathbf{n}$ representa a normal unitária externa ao contorno do domínio. A fronteira $\partial\Omega$ é particionada em três regiões mutuamente disjuntas:

$$\partial\Omega = \Gamma_L \cup \Gamma_h \cup \Gamma_b, \Gamma_i \cap \Gamma_j = \emptyset \text{ para } i \neq j,$$

em que Γ_L corresponde à parcela da superfície exposta diretamente irradiada pelo laser, Γ_h reúne as demais superfícies expostas ao ambiente e Γ_b representa a interface térmica entre a amostra e a base. O fluxo térmico do laser, q''_{laser} , é definido como positivo quando direcionado para o interior do sólido.

$$\rho(T)c_p(T)\frac{\partial T}{\partial t} - \nabla \cdot [k(T)\nabla T] = 0, \text{ em } \Omega \quad (7a)$$

$$-k(T)\nabla T \cdot \mathbf{n} = h_s(T - T_\infty) - q''_{\text{laser}}(x, y, t), \text{ em } \Gamma_L \quad (7b)$$

$$-k(T)\nabla T \cdot \mathbf{n} = h_s(T - T_\infty), \text{ em } \Gamma_h \quad (7c)$$

$$-k(T)\nabla T \cdot \mathbf{n} = h_b(T - T_b), \text{ em } \Gamma_b \quad (7d)$$

$$T(\mathbf{x}, 0) = T_0(\mathbf{x}), \text{ em } \Omega \quad (7e)$$

Multiplicando-se a Equação (7a) por uma função de ponderação admissível w , integrando-se sobre o domínio e aplicando-se o teorema da divergência, obtém-se a seguinte forma fraca:

$$\begin{aligned} & \int_{\Omega} \rho(T) c_p(T) w \frac{\partial T}{\partial t} d\Omega + \int_{\Omega} \nabla w \cdot k(T) \nabla T d\Omega \\ & + \int_{\Gamma_L \cup \Gamma_h} h_s w (T - T_\infty) d\Gamma + \int_{\Gamma_b} h_b w (T - T_b) d\Gamma \\ & - \int_{\Gamma_L} w q''_{\text{laser}}(x, y, t) d\Gamma = 0. \end{aligned} \quad (7f)$$

Após a discretização espacial pelo método dos elementos finitos, a forma fraca resulta no sistema semidiscreto:

$$C_T(T)\dot{T} + K_T(T)T = f_T(t) \quad (7g)$$

em que T e $\dot{T}$ são, respectivamente, o vetor de temperaturas nodais e sua derivada temporal; C_T é a matriz global de capacidade térmica; K_T é a matriz global de condutância térmica, que reúne as contribuições da condução no domínio, da convecção nas superfícies expostas e da interação térmica com a base; e f_T é o vetor global de carregamento térmico, que incorpora o fluxo incidente do laser e os termos associados às temperaturas de referência T_∞ e T_b .

Nessas equações, $\rho(T)$ é a massa específica do material [kg/m^3], $c_p(T)$ é o calor específico a pressão constante [$\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$], $k(T)$ é a condutividade térmica [$\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$], T é a temperatura [K], q''_{laser} é o fluxo térmico superficial absorvido proveniente do laser [W/m^2], h_s é o coeficiente de transferência de calor por convecção entre a superfície da amostra e o ambiente [$\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$], h_b é a condutância térmica equivalente da interface entre a amostra e a base [$\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$], T_∞ é a temperatura do ambiente, T_b é a temperatura de referência da base e w é uma função de ponderação admissível.

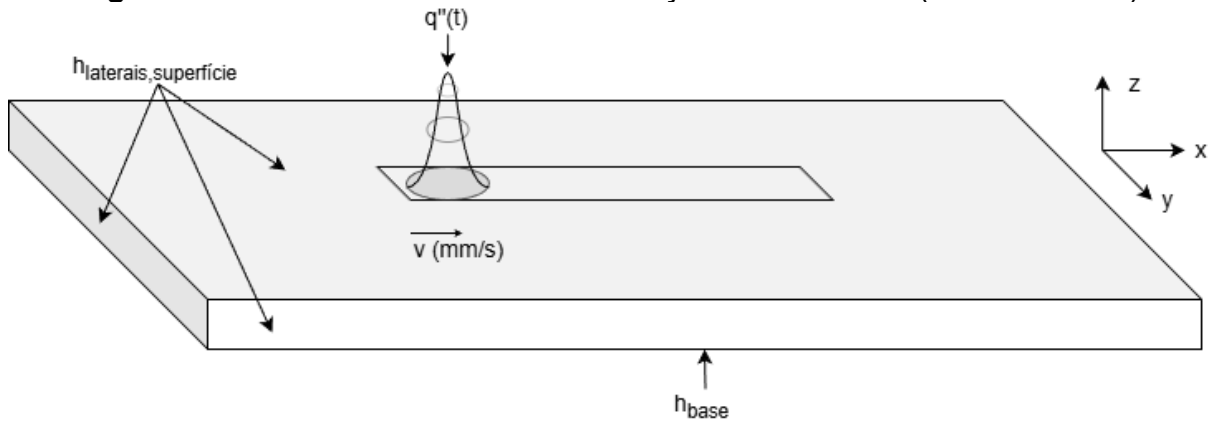
Como as propriedades termofísicas ρ , c_p e k podem variar com a temperatura, o sistema apresentado na Equação (7g) é, em geral, não linear, devendo ser resolvido de maneira incremental e iterativa ao longo do tempo. A Equação (7f) corresponde à forma fraca do problema térmico, enquanto a Equação (7g) representa o sistema semidiscreto no espaço, compatível com a formulação de análise térmica transiente descrita no manual do programa utilizado (Siemens PLM Software, 2017).

O modelo geométrico foi discretizado com 77.764 elementos. Na faixa de $14 \times 4 \text{ mm}$ percorrida pela fonte móvel, 1.400 elementos receberam refinamento local de 0,1 mm. Também foi realizado um estudo de convergência de malha, considerando-se atingida a independência da solução em relação à discretização quando a diferença relativa da grandeza de interesse entre dois refinamentos consecutivos foi inferior a 2%. Para a discretização temporal, adotou-se um passo de tempo de 0,05 ms.

O fluxo do laser foi aplicado na superfície superior. Nas superfícies expostas, adotou-se convecção com $h_s = 15 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ e $T_\infty = 20 \text{ }^\circ\text{C}$. Na base, adotou-se um coeficiente global $h_b = 150 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ e temperatura de referência de $20 \text{ }^\circ\text{C}$, representando a

troca térmica pela interface de fixação. A radiação térmica não foi incluída; essa omissão constitui uma hipótese simplificadora e uma limitação do modelo.

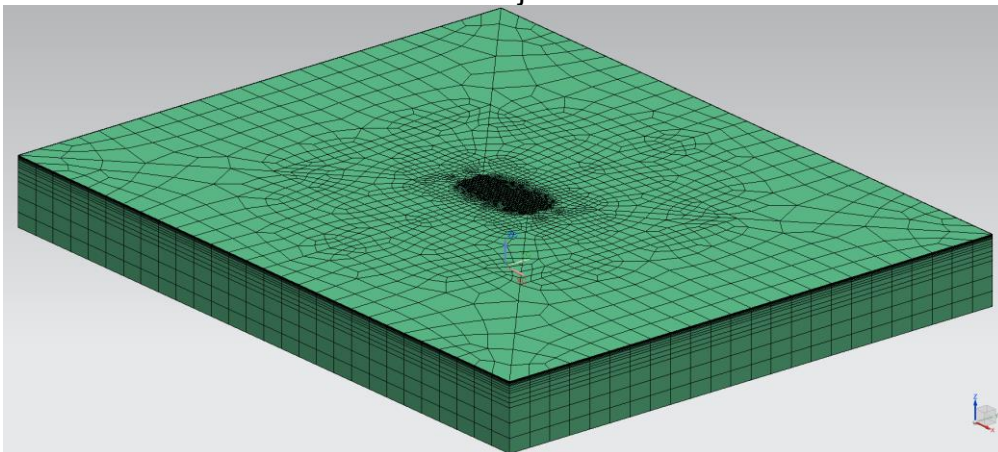
Figura 11 - Modelo físico térmico e condições de contorno (fora de escala).



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 12 mostra o refinamento local de 0,1 mm na faixa de passagem do laser e a transição para elementos maiores nas regiões afastadas.

Figura 12 - Modelo em elementos finitos da amostra de SiC e refinamento local na trajetória do laser.



Fonte: Autoria Própria.

A análise térmica transiente foi configurada no ambiente Simcenter Thermal/Flow do Siemens NX 12. A condução no sólido foi associada ao fluxo gaussiano móvel, à convecção nas superfícies expostas e à troca térmica equivalente na base (Siemens PLM Software, 2017).

3.2.3 ETAPA 3: Modelo constitutivo e análise termoelástica

Os campos transientes de temperatura calculados na etapa térmica foram transferidos para o modelo estrutural no NX Nastran 12 e aplicados como carregamento térmico. Adotou-se um acoplamento termomecânico sequencial unidirecional, no qual a distribuição de temperatura influencia os deslocamentos, as deformações e as tensões, sem que a resposta mecânica retroalimente o problema térmico.

A análise estrutural foi formulada no regime termoelástico, considerando pequenas deformações e resposta quase estática. Dessa forma, os efeitos de inércia foram desprezados. Também não foram considerados mecanismos de dano, abertura, crescimento ou propagação de trincas. A resposta calculada corresponde, portanto, às deformações térmicas e às tensões produzidas pelas restrições impostas à expansão térmica da amostra.

Como não foram aplicadas forças de corpo, forças concentradas, pressões ou trações mecânicas externas, a equação de equilíbrio no domínio é dada por:

$$\nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} = \mathbf{0}, \text{ em } \Omega \quad (7g)$$

A relação cinemática para o regime de pequenas deformações é expressa por:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \frac{1}{2} [\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T] \quad (7h)$$

Considerando comportamento térmico isotrópico, o tensor de deformações térmicas é definido por:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{th} = \alpha_T(T)(T - T_{ref})\mathbf{I} \quad (7i)$$

A relação constitutiva termoelástica é dada por:

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbb{C}(T):(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_{th}) \quad (7j)$$

Na ausência de forças de corpo e de trações mecânicas externas, a forma fraca do problema estrutural reduz-se a:

$$\int_{\Omega} \delta \boldsymbol{\varepsilon} : \boldsymbol{\sigma} \, d\Omega = 0 \quad (7k)$$

Após a discretização espacial pelo método dos elementos finitos, obtém-se o seguinte sistema estrutural:

$$\mathbf{K}(T)\mathbf{u} = \mathbf{f}_{th}(T) \quad (7l)$$

Nessas expressões, σ é o tensor de tensões de Cauchy [Pa], u é o vetor de deslocamentos [m], ε é o tensor de deformações infinitesimais e ε_{th} é o tensor de deformações térmicas. O parâmetro $\alpha_T(T)$ é o coeficiente de expansão térmica linear do material [K^{-1}], T é a temperatura local, T_{ref} é a temperatura de referência para a qual a deformação térmica é considerada nula e I é o tensor identidade.

O tensor $\mathbb{C}(T)$ é o tensor constitutivo elástico de quarta ordem [Pa], que relaciona a parcela elástica da deformação ao tensor de tensões. Sua dependência em relação à temperatura representa a possível variação das propriedades elásticas do material durante o ciclo térmico. Assim, a tensão é determinada pela diferença entre a deformação total e a deformação térmica livre.

Na Equação (7k), δu representa um campo de deslocamentos virtuais cinematicamente admissível e $\delta \varepsilon$ é o tensor de deformações virtuais correspondente. A equação expressa o princípio dos trabalhos virtuais para o problema termoelástico na ausência de carregamentos mecânicos externos.

Na Equação (7l), $K(T)$ é a matriz global de rigidez estrutural, u é o vetor global de deslocamentos nodais e $f_{th}(T)$ é o vetor de forças nodais equivalentes associado à deformação térmica. Embora f_{th} apareça no segundo membro do sistema, ele não representa uma força mecânica externa, mas a contribuição equivalente decorrente da expansão térmica do material.

No nível elementar, o vetor de carregamento térmico equivalente pode ser representado por:

$$f_{th}^e(T) = \int_{\Omega_e} B^T \mathbb{C}(T) \varepsilon_{th}(T) d\Omega$$

em que B é a matriz deformação-deslocamento, responsável por relacionar os deslocamentos nodais às deformações no interior de cada elemento, e Ω_e representa o domínio do elemento.

A fronteira do domínio estrutural foi dividida em uma região submetida a deslocamentos prescritos, Γ_u , e uma região mecanicamente livre, Γ_t :

$$\partial\Omega = \Gamma_u \cup \Gamma_t, \Gamma_u \cap \Gamma_t = \emptyset$$

Nas superfícies pertencentes a Γ_u , foram impostas condições de contorno cinemáticas:

$$u = \bar{u}, \text{ em } \Gamma_u$$

Nas demais superfícies, pertencentes a Γ_t , adotou-se a condição de superfície mecanicamente livre:

$$\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} = \mathbf{0}, \text{ em } \Gamma_t$$

em que $\mathbf{u}$ representa o vetor de deslocamentos prescritos e $\mathbf{n}$ é o vetor normal unitário externo à superfície. A condição $\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} = \mathbf{0}$ indica que não foram aplicadas trações, pressões ou outros carregamentos mecânicos distribuídos nessas superfícies.

O campo transiente de temperatura obtido na ETAPA 2 foi aplicado ao modelo estrutural em cada incremento de tempo. As faces laterais e a base receberam as restrições cinemáticas descritas na Figura 11, com o objetivo de representar a condição de fixação da amostra e eliminar os movimentos de corpo rígido. Essas restrições correspondem a condições de deslocamento prescrito e não constituem forças ou trações mecânicas externas. As forças de reação desenvolvidas nas regiões restringidas foram determinadas como resultado da solução estrutural.

No pós-processamento, foram avaliadas as componentes normais de tensão σ_{xx} , σ_{yy} e σ_{zz} , as componentes cisalhantes τ_{xy} , τ_{xz} e τ_{yz} , bem como as tensões principais no sistema de coordenadas x - y - z definido na ETAPA 1.

3.2.4 ETAPA 4: Pós-processamento pelo critério de Mohr-Coulomb

Os campos de tensão termoelástica foram pós-processados pelo critério de Mohr-Coulomb em duas regiões de interesse: à frente do spot e no centro do spot. Em cada condição, pares de tensão normal e cisalhamento foram extraídos ao longo da profundidade. A interceptação do envelope de falha identifica uma condição crítica associada à possível nucleação, sem representar a criação física de uma trinca.

De forma complementar, os critérios de von Mises, Tresca e Rankine também foram aplicados aos campos de tensões termoelásticas. Essa análise teve caráter comparativo, com o objetivo de verificar se esses critérios clássicos seriam capazes de localizar de maneira consistente as regiões e profundidades críticas de falha em um material cerâmico frágil. Os resultados foram comparados ao critério de Mohr-Coulomb, adotado como referência neste trabalho por considerar simultaneamente a tensão normal, a tensão de cisalhamento e a diferença entre as resistências à tração e à compressão do SiC.

O pós-processamento forneceu a localização e a profundidade nas quais o estado de tensão alcançou o envelope de falha. Esses resultados foram comparados às profundidades de trincas já formadas, medidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

3.2.5 ETAPA 5: Avaliação por comparação experimental

A avaliação do modelo foi realizada pela comparação entre a profundidade crítica indicada pelo critério de Mohr-Coulomb e as profundidades medidas nas seções transversais. A análise por elementos finitos abrange somente as respostas térmica e estrutural durante a irradiação; a retificação posterior e a evolução das trincas não foram modeladas.

As medições experimentais correspondem a trincas já formadas após o processamento a laser. Como as imagens não registram o instante de nucleação, a comparação foi feita entre a profundidade crítica prevista e a profundidade observada nas seções transversais.

A proximidade entre a profundidade crítica estimada numericamente e as profundidades medidas foi interpretada como concordância aproximada nas condições analisadas. A comparação é descritiva e não constitui uma inferência estatística de precisão do modelo.

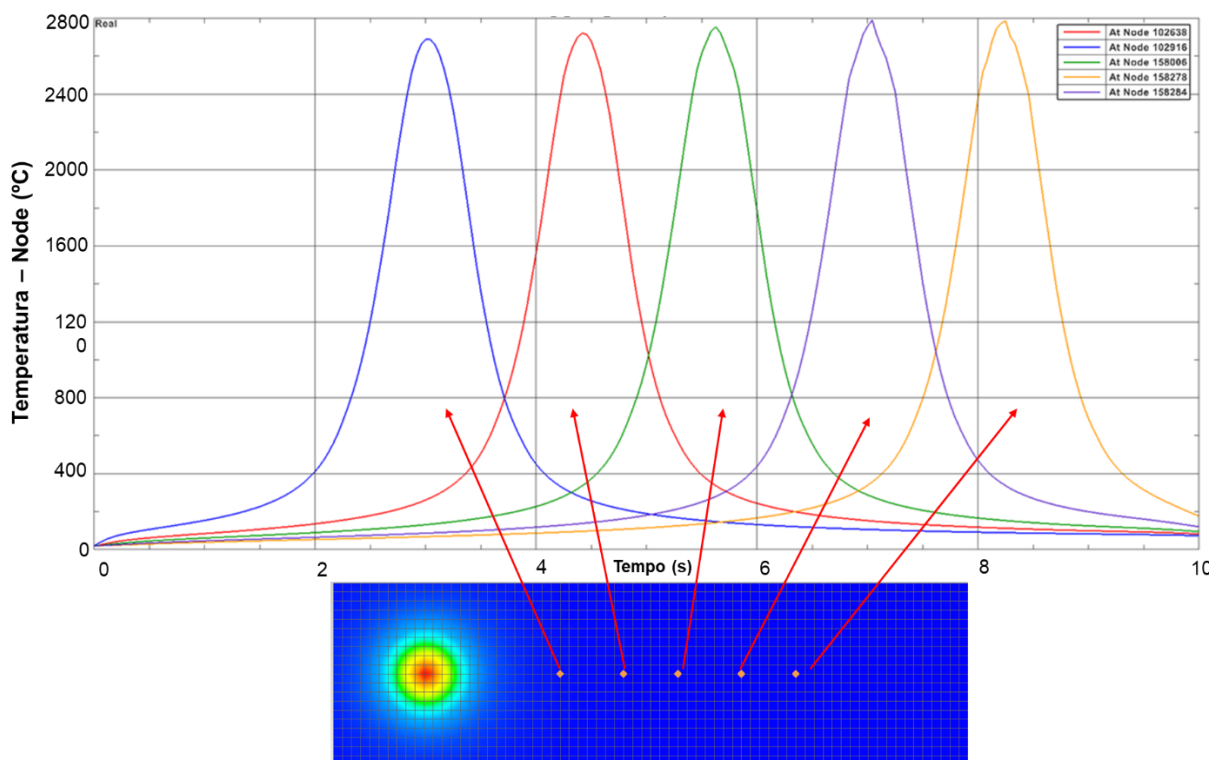
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta e discute os resultados do procedimento numérico-experimental. A análise térmica descreve os campos de temperatura para as três velocidades de varredura; a análise termoelástica examina as componentes de tensão e aplica o critério de Mohr-Coulomb; e a comparação experimental relaciona a profundidade crítica prevista às profundidades das trincas medidas nas seções transversais. As imagens registram trincas já formadas e não o evento de nucleação.

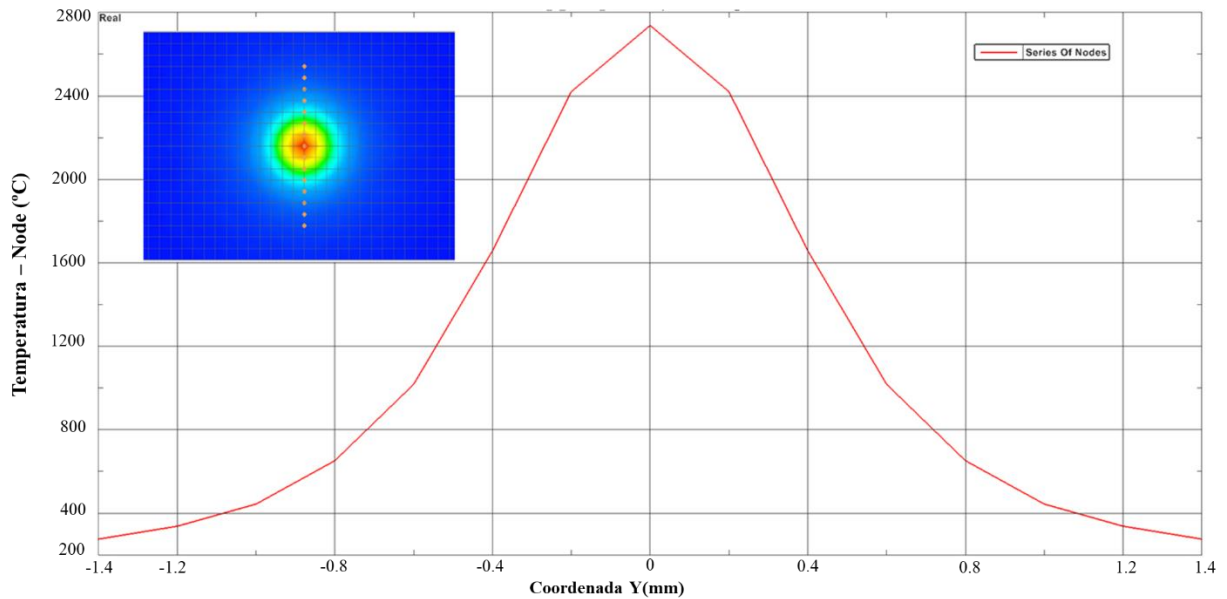
4.1 ANÁLISE DA SIMULAÇÃO TÉRMICA

A fonte térmica foi aplicada com distribuição gaussiana e deslocamento ao longo de x . A Figura 13(a) apresenta o perfil longitudinal associado à direção de varredura, enquanto a Figura 13(b) mostra o perfil transversal no plano da superfície, ao longo de y . A direção z , normal à maior face, é usada nas análises em profundidade.

Figura 13 - Distribuição térmica associada à fonte móvel: (a) evolução longitudinal ao longo da direção x ; (b) perfil transversal no plano, ao longo da direção y .



(a)



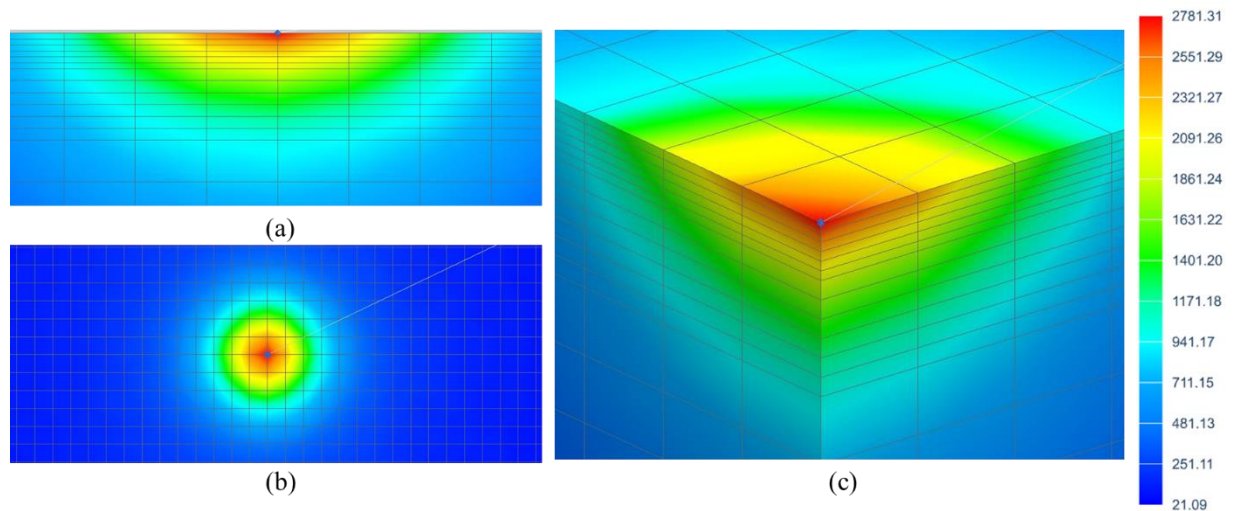
(b)

Fonte: Autoria Própria.

Os perfis da Figura 13 reproduzem a forma gaussiana prescrita para a fonte. As diferenças de largura entre as curvas decorrem das posições e dos instantes selecionados para o pós-processamento. As três velocidades apresentaram a mesma tendência espacial, com variação nos valores máximos. A cauda térmica a jusante da fonte é pouco pronunciada porque a elevada difusividade do SiC dissipa rapidamente o calor para fora da região irradiada; ainda assim, o movimento ao longo de x impede interpretar o campo como axissimétrico.

Na região do spot, as temperaturas máximas calculadas para as Simulações A, B e C foram 2730,70 °C, 2762,48 °C e 2781,31 °C, respectivamente. A redução da velocidade aumenta o tempo de interação e elevou a temperatura máxima calculada. Como esses picos excedem a faixa de 1.500 °C da Tabela 2, sua interpretação quantitativa é limitada; eles são utilizados principalmente para comparar a tendência entre as três condições. A Figura 14 apresenta o campo térmico na amostra.

Figura 14 - Distribuição de temperatura: (a) vista lateral com seção transversal; (b) vista superior; (c) vista isométrica.



Fonte: Autoria Própria.

Entre a superfície e $z = 0,300$ mm, a temperatura diminuiu com a profundidade. Em $z = 0,300$ mm, as temperaturas máximas calculadas para A, B e C foram $1108,18$ °C, $1121,12$ °C e $1135,11$ °C, respectivamente. Essa atenuação térmica modifica o campo termoelástico subsequente. A identificação de uma condição crítica, contudo, é feita somente a partir das tensões e do envelope de Mohr-Coulomb.

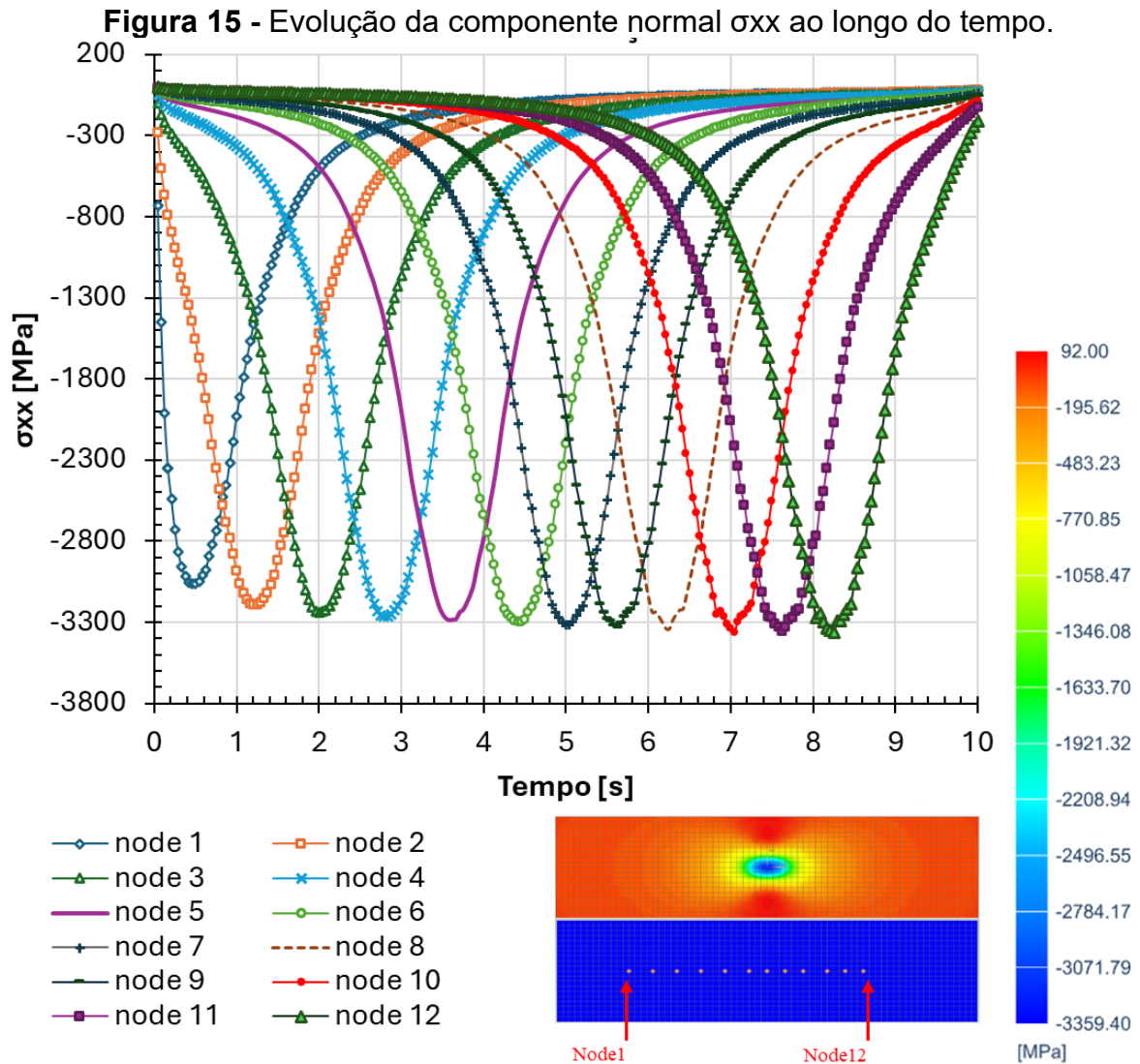
O modelo não simula nucleação, crescimento ou propagação de trincas. Ele identifica regiões e profundidades nas quais o estado de tensão calculado alcança o envelope de Mohr-Coulomb. Neste trabalho, essas condições são interpretadas como regiões críticas associadas à possível nucleação.

A profundidade crítica prevista indica até onde o campo termoelástico satisfaz o critério adotado. Essa grandeza não corresponde a uma trinca explicitamente gerada no modelo e deve ser comparada com cautela às profundidades das trincas observadas após o processamento.

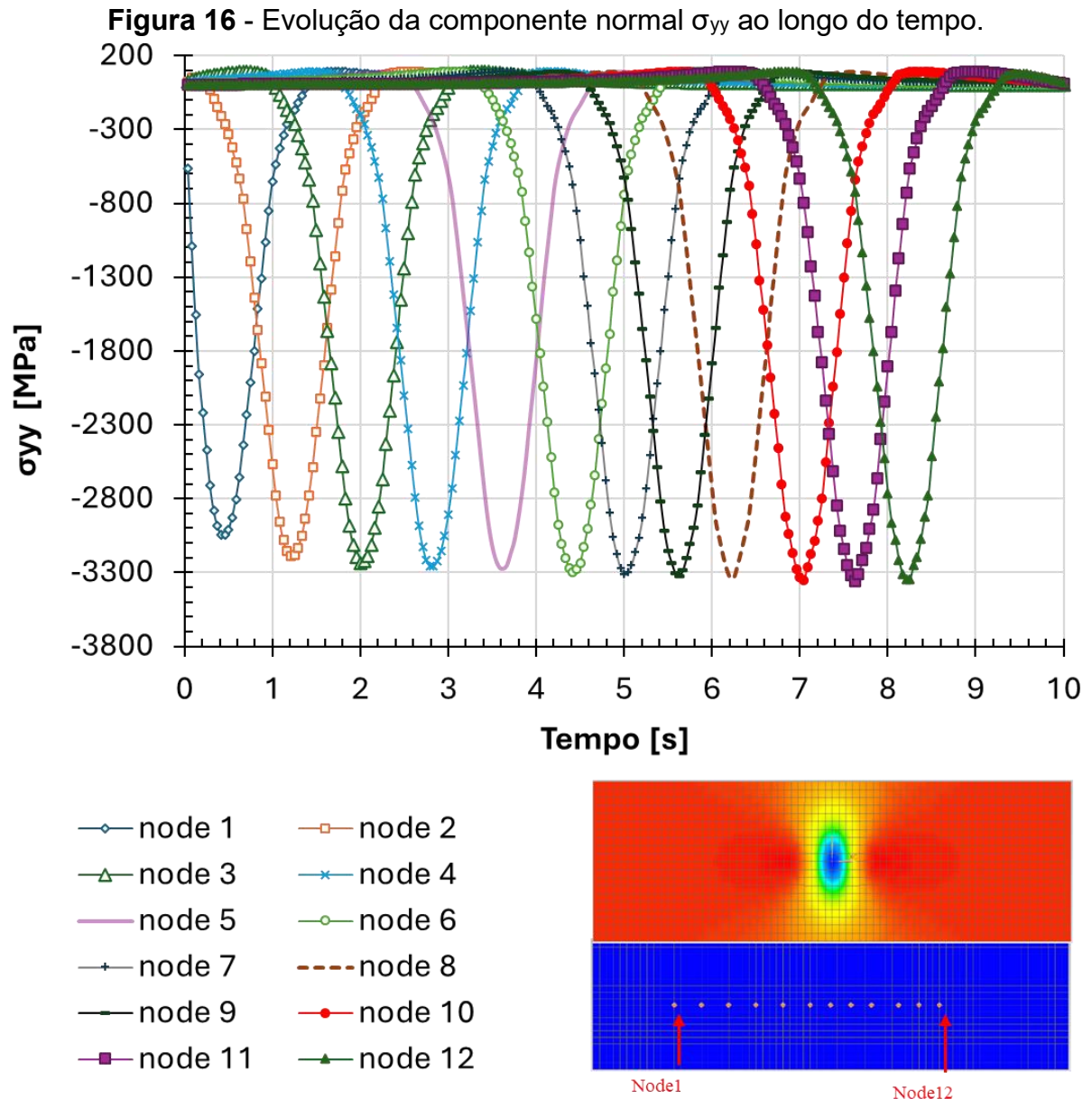
4.2 ANÁLISES DE SIMULAÇÃO TERMOELÁSTICA

Os históricos de temperatura das três simulações foram aplicados como carregamento na análise estrutural termoelástica. Assim, as tensões apresentadas resultam da expansão térmica restringida pelas condições de contorno do modelo.

As Figuras 15 e 16 apresentam, respectivamente, as componentes normais σ_{xx} e σ_{yy} geradas durante o deslocamento da fonte.



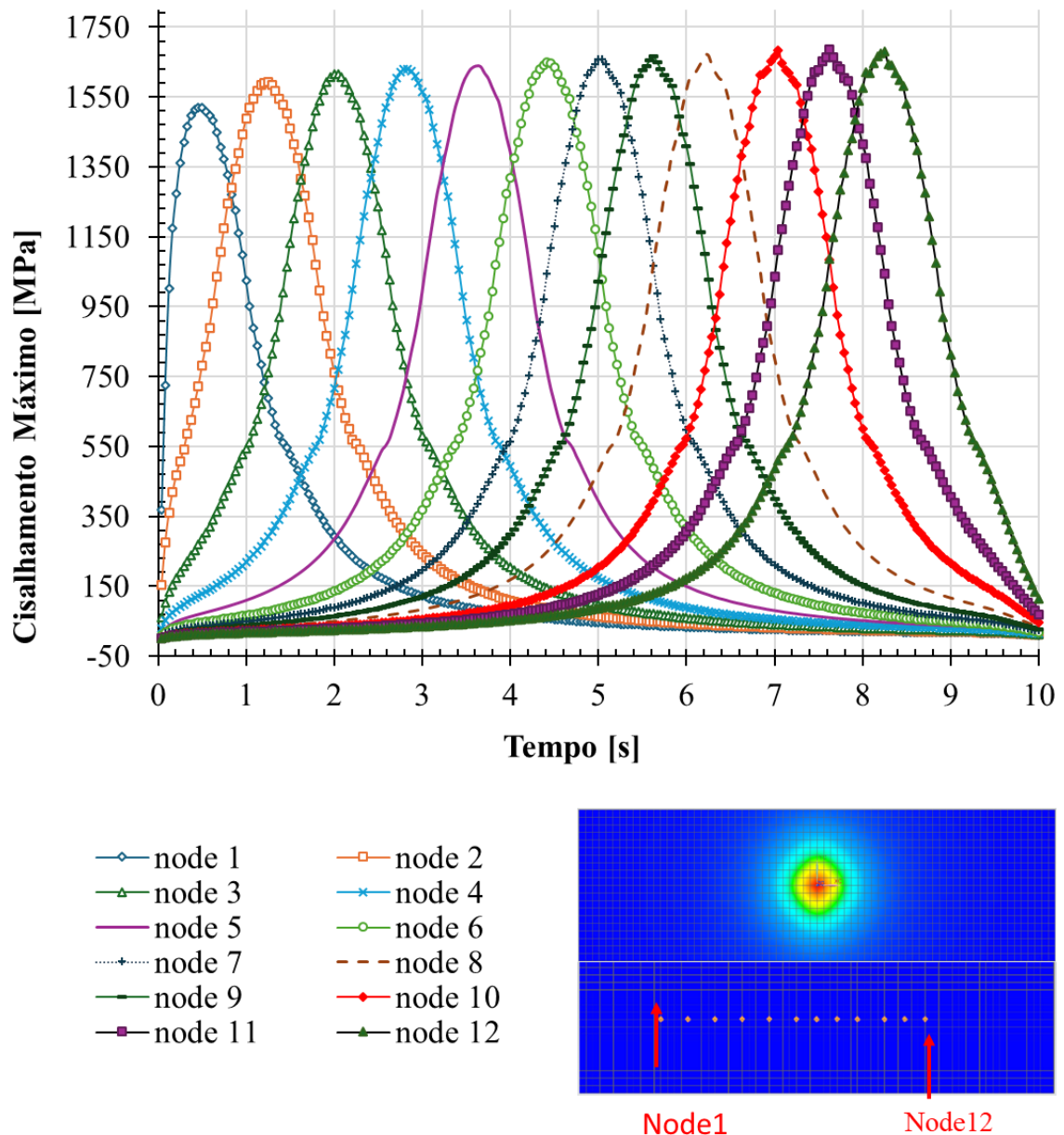
Fonte: Autoria Própria.



Fonte: Autoria Própria.

Nas Figuras 15 e 16, a região central do spot apresenta componentes normais compressivas. Os valores máximos em módulo são da ordem de 3.000 MPa para σ_{xx} e σ_{yy} , abaixo da resistência nominal à compressão de 3.500 MPa informada pelo fabricante. Essa comparação isolada não define falha, pois o estado local é multiaxial. A componente de cisalhamento τ_{xy} também se concentra próxima ao centro do spot e alcança valores da ordem de 1.600 MPa nas condições avaliadas, conforme a Figura 17. Sua interpretação é realizada em conjunto com a tensão normal no critério de Mohr-Coulomb.

Figura 17 - Evolução da componente de cisalhamento τ_{xy} ao longo do tempo.



Fonte: Autoria Própria.

Para o pós-processamento desta tese, uma região foi classificada como crítica quando o par de tensão normal e cisalhamento alcançou ou ultrapassou o envelope de Mohr-Coulomb. Essa classificação indica uma condição mecanicamente compatível com possível nucleação, mas não descreve o evento físico de formação da microtrinca.

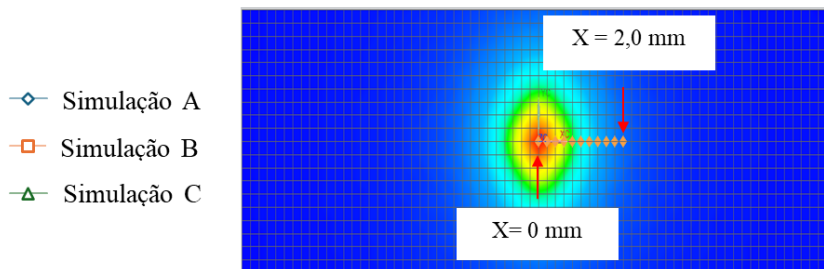
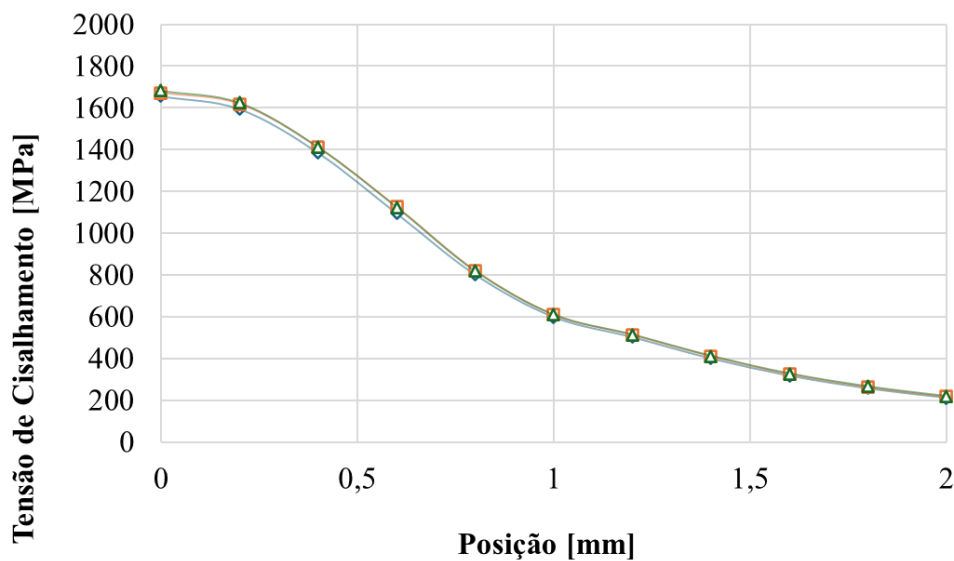
Duas regiões foram avaliadas para verificar onde o critério de falha seria atingido:

Hipótese 1: a condição crítica ocorre predominantemente na região à frente do spot do laser;

Hipótese 2: a condição crítica ocorre predominantemente na região central do spot do laser.

Para testar essas hipóteses, as tensões principais e de cisalhamento foram avaliadas em função da posição e da profundidade. A Figura 18 mostra a variação da tensão de cisalhamento máxima ao longo de x, até 2 mm a partir do centro do spot.

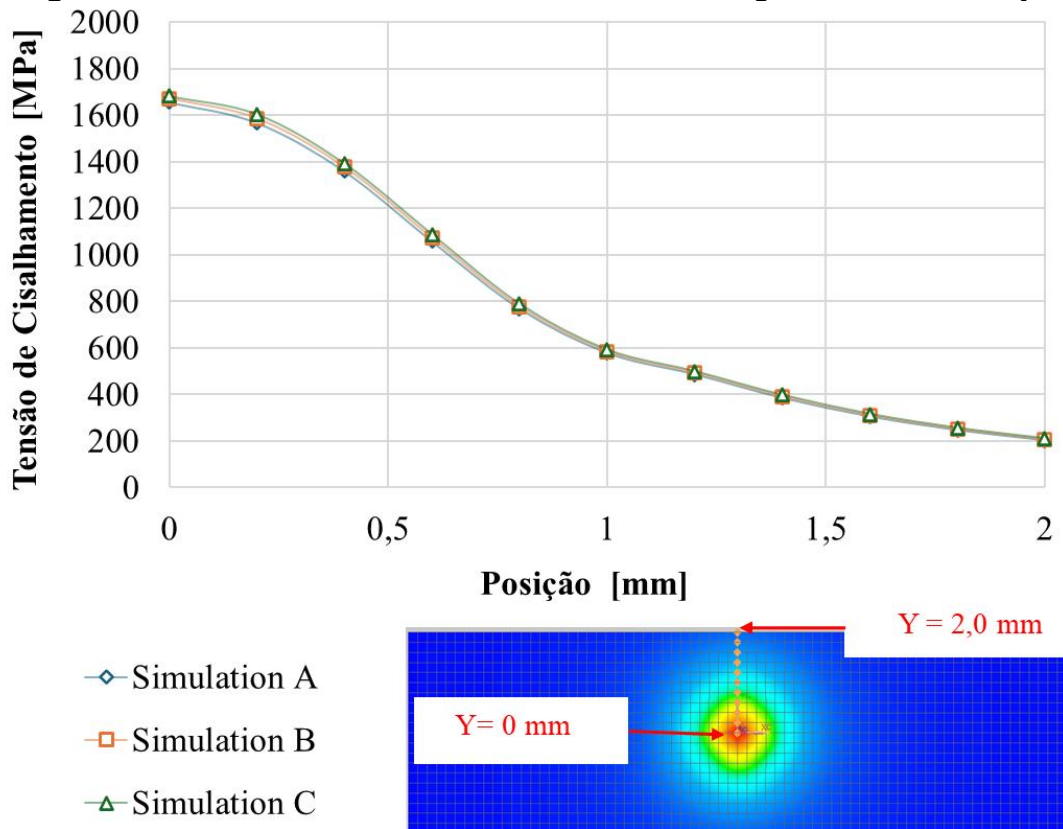
Figura 18 - Tensão de cisalhamento máxima ao longo da coordenada x.



Fonte: Autoria Própria.

Já a Figura 19 mostra o comportamento da tensão de cisalhamento até 2,0 mm na direção Y a partir do centro do ponto.

Figura 19 - Tensão de cisalhamento máxima ao longo da coordenada y.

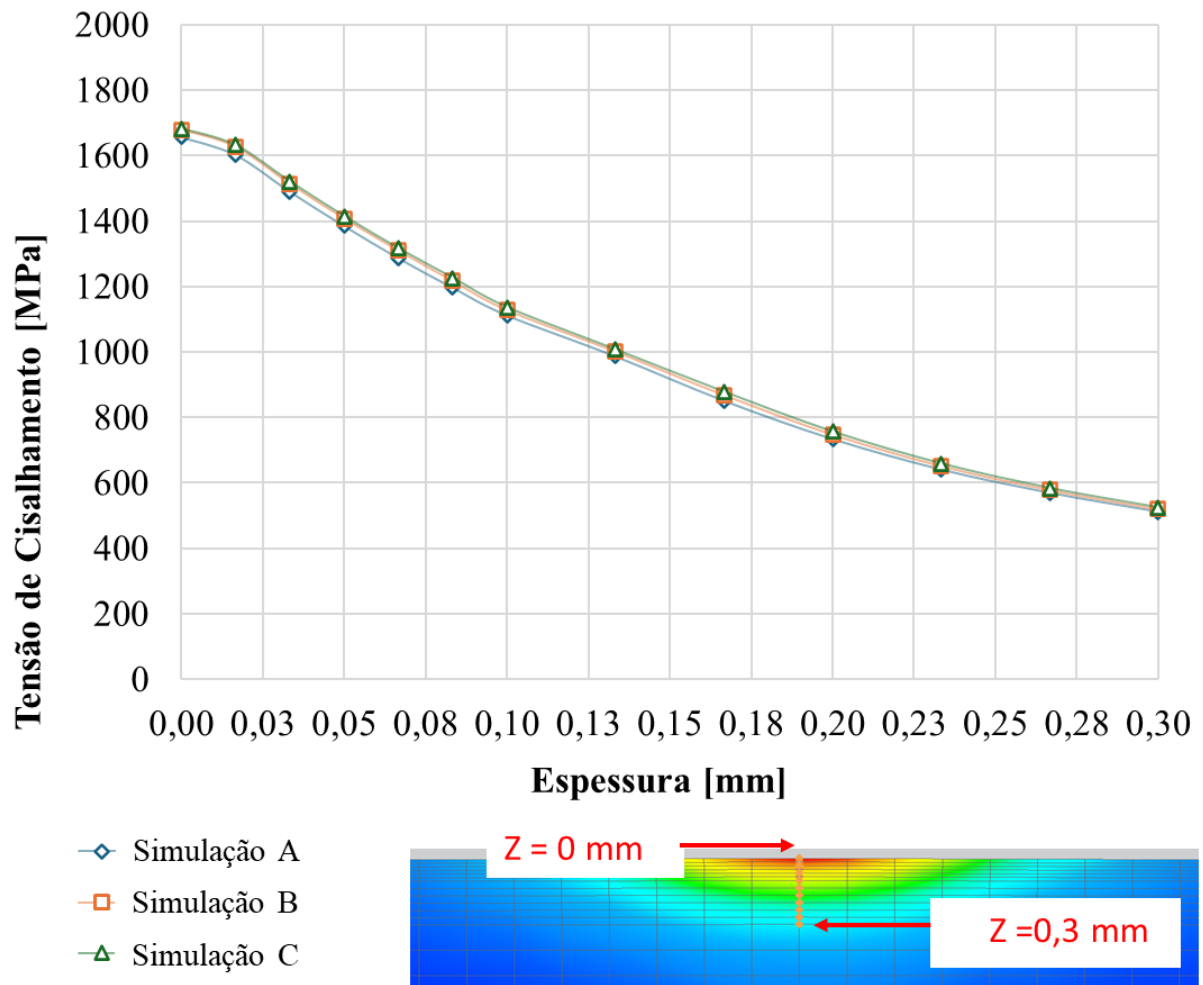


Fonte: Autoria Própria.

Os perfis ao longo de x e y apresentam tendências semelhantes nas proximidades do centro, mas isso não implica axissimetria: o movimento da fonte distingue a direção x da direção transversal y. As componentes são, portanto, interpretadas no sistema cartesiano definido na metodologia.

Conforme observado, o cisalhamento apresenta o maior valor no centro do ponto do laser e diminui à medida que a distância em relação a esse ponto aumenta, com uma tensão de cisalhamento máxima na ordem de 1600 MPa e mínima de aproximadamente 210 MPa. Também foi observado que a Simulação C apresentou tensões de cisalhamento ligeiramente superiores às demais, uma vez que foi configurada para possuir maior aporte térmico. O comportamento ao longo da espessura da amostra também foi examinado, até uma profundidade de 0,3 mm, conforme apresentado na Figura 20.

Figura 20 - Tensão de cisalhamento máxima ao longo da coordenada z.



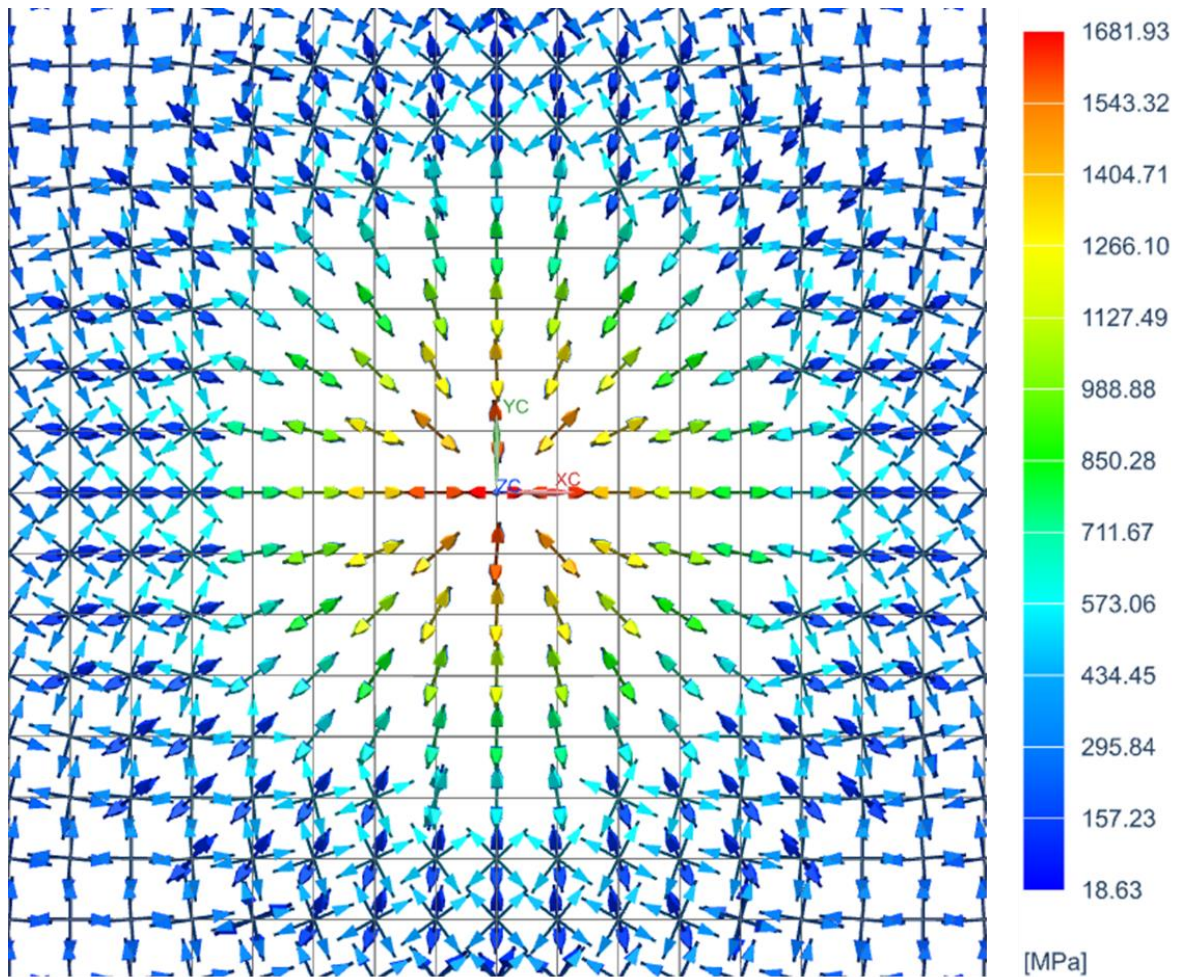
Fonte: Autoria Própria.

Observou-se que a tensão de cisalhamento diminui à medida que aumenta a distância em relação à superfície, atingindo 520 MPa a 0,3 mm de profundidade. Portanto, os valores de cisalhamento diminuem da superfície ($Z = 0$ mm) até 0,3 mm de profundidade.

A tensão de cisalhamento diminuiu com a profundidade nos pontos avaliados. Próximo à superfície, a combinação entre tensão normal e cisalhamento aproximou-se mais do envelope de Mohr-Coulomb, o que localiza nessa faixa as condições mais críticas do campo calculado.

Já a análise das componentes de tensão de cisalhamento indicou que, no centro do ponto do laser, o campo de tensões possui orientação radial, enquanto em sua periferia apresenta orientação circunferencial, como ilustrado na Figura 21.

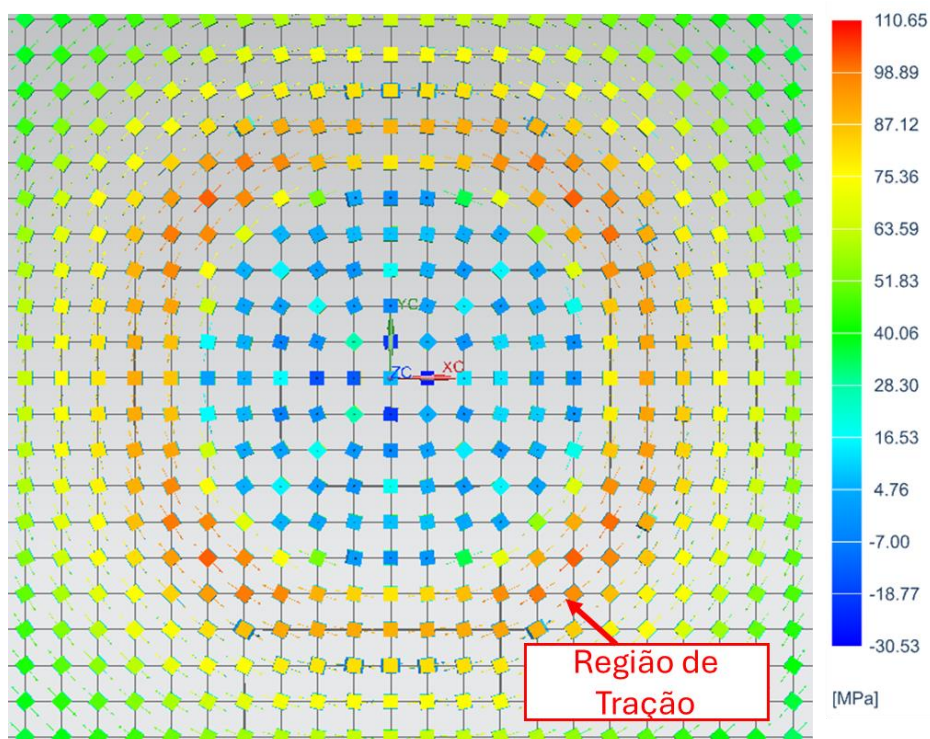
Figura 21 - Orientação das componentes de tensão de cisalhamento.



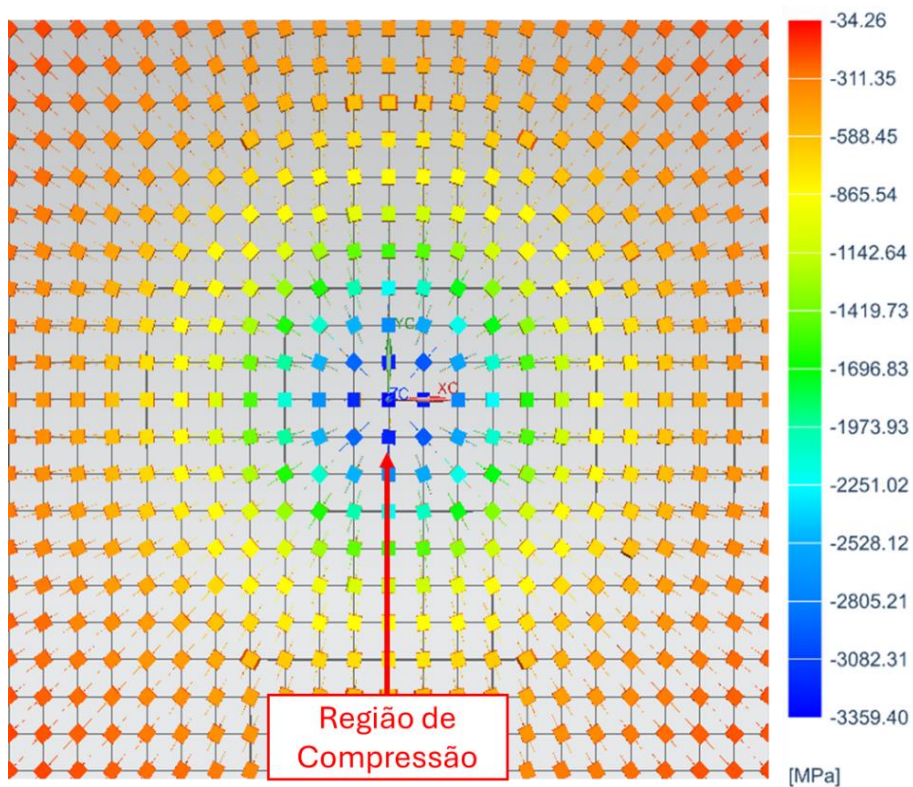
Fonte: Autoria Própria.

Na convenção adotada, as tensões principais são ordenadas como $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$. No centro do spot, σ_3 representa a componente principal mais compressiva, enquanto regiões nas quais σ_1 é positiva indicam direções principais trativas. A Figura 22 mostra a distribuição espacial dessas duas componentes, que deve ser interpretada em conjunto com a orientação dos eixos e a escala de tensões.

Figura 22 - Análise dos tensores de tensões principais. (a) Tensão Principal Máxima - σ_1 . (b) Tensão Principal Mínima - σ_3



(a)



(b)

Fonte: Autoria Própria.

Para identificar regiões nas quais o estado termoelástico alcança uma condição crítica, aplicou-se o critério de Mohr-Coulomb. A resistência à tração foi estimada pela metodologia de Leguillon (2015), resultando em $T_0 = 277,24$ MPa. As duas hipóteses foram examinadas a partir das tensões principais e dos pares de tensão normal e cisalhamento extraídos ao longo da espessura.

Com a convenção de sinais adotada, o envelope linear de Mohr-Coulomb pode ser escrito como $|\tau| = c - \sigma \tan \varphi$, em que c é a coesão e φ é o ângulo de atrito interno. A compressão, representada por $\sigma < 0$, eleva a resistência ao cisalhamento prevista pelo envelope. A falha é indicada quando o estado de tensão alcança ou ultrapassa esse limite.

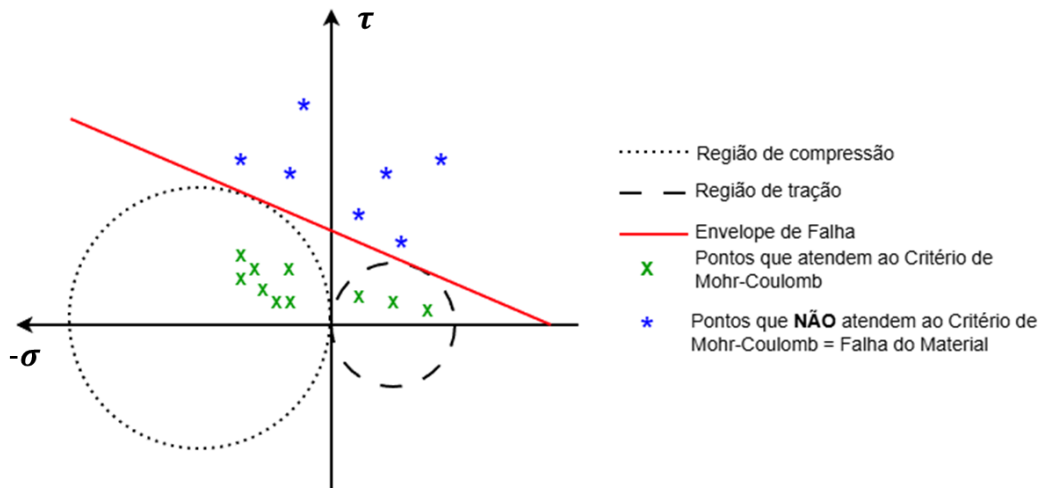
O envelope de falha delimita os estados admissíveis no plano de tensão normal e cisalhante. Para um estado tridimensional, os círculos formados pelos pares de tensões principais devem ser avaliados de forma coerente com a convenção de sinais e com as resistências à tração e à compressão usadas na calibração.

Na região trativa, valores positivos de σ favorecem a abertura de descontinuidades e reduzem a margem até o envelope. Essa interpretação não substitui um modelo de mecânica da fratura nem demonstra, isoladamente, que uma trinca foi nucleada.

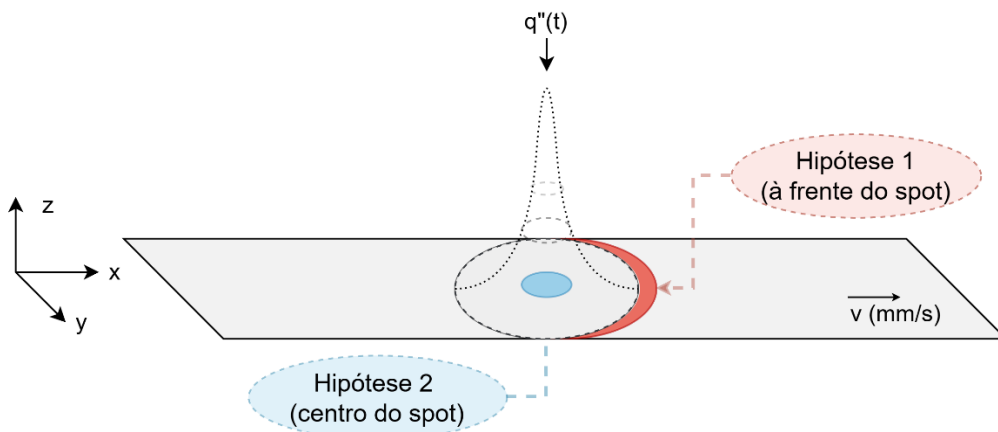
Na região compressiva, $\sigma < 0$ e a resistência aparente ao cisalhamento aumenta segundo o envelope adotado. A interpretação permanece limitada ao critério de falha e não inclui esmagamento, dano progressivo ou evolução de trincas.

A interpretação física dos pontos obtidos nos gráficos de tensões pode ser compreendida por meio da representação esquemática apresentada na Figura 23. Na Figura 23(a), é ilustrado o critério de falha de Mohr-Coulomb e a classificação dos estados de tensão em relação à envoltória de resistência do material. A linha vermelha representa a envoltória de falha do material. As circunferências indicam estados de tensão típicos associados às regiões de compressão (linha pontilhada) e tração (linha tracejada). Os pontos em verde representam estados de tensão que permanecem abaixo da envoltória de falha e, portanto, satisfazem o critério de Mohr-Coulomb. Já os pontos em azul representam estados de tensão que ultrapassam essa envoltória, caracterizando condições nas quais o critério não é satisfeito, indicando a ocorrência de falha do material. A Figura 23(b), por sua vez, apresenta esquematicamente as regiões da amostra utilizadas para extração dos pares de tensão analisados nas hipóteses consideradas.

Figura 23 - (a) Representação esquemática, fora de escala, do critério de Mohr-Coulomb no plano de tensão normal e cisalhante; (b) regiões usadas na avaliação das duas hipóteses na superfície da amostra de SiC.



(a)



(b)

Fonte: Autoria Própria.

Nas representações de Mohr-Coulomb, adotou-se tensão normal positiva em tração e negativa em compressão. As tensões principais são ordenadas como $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$; o centro do círculo é $(\sigma_1 + \sigma_3)/2$ e seu raio é $|\sigma_1 - \sigma_3|/2$. Cada ponto no plano (σ, τ) corresponde a uma posição em profundidade, e não a um instante distinto. As figuras preservam os valores calculados; quando indicado, a representação esquemática é apresentada fora de escala.

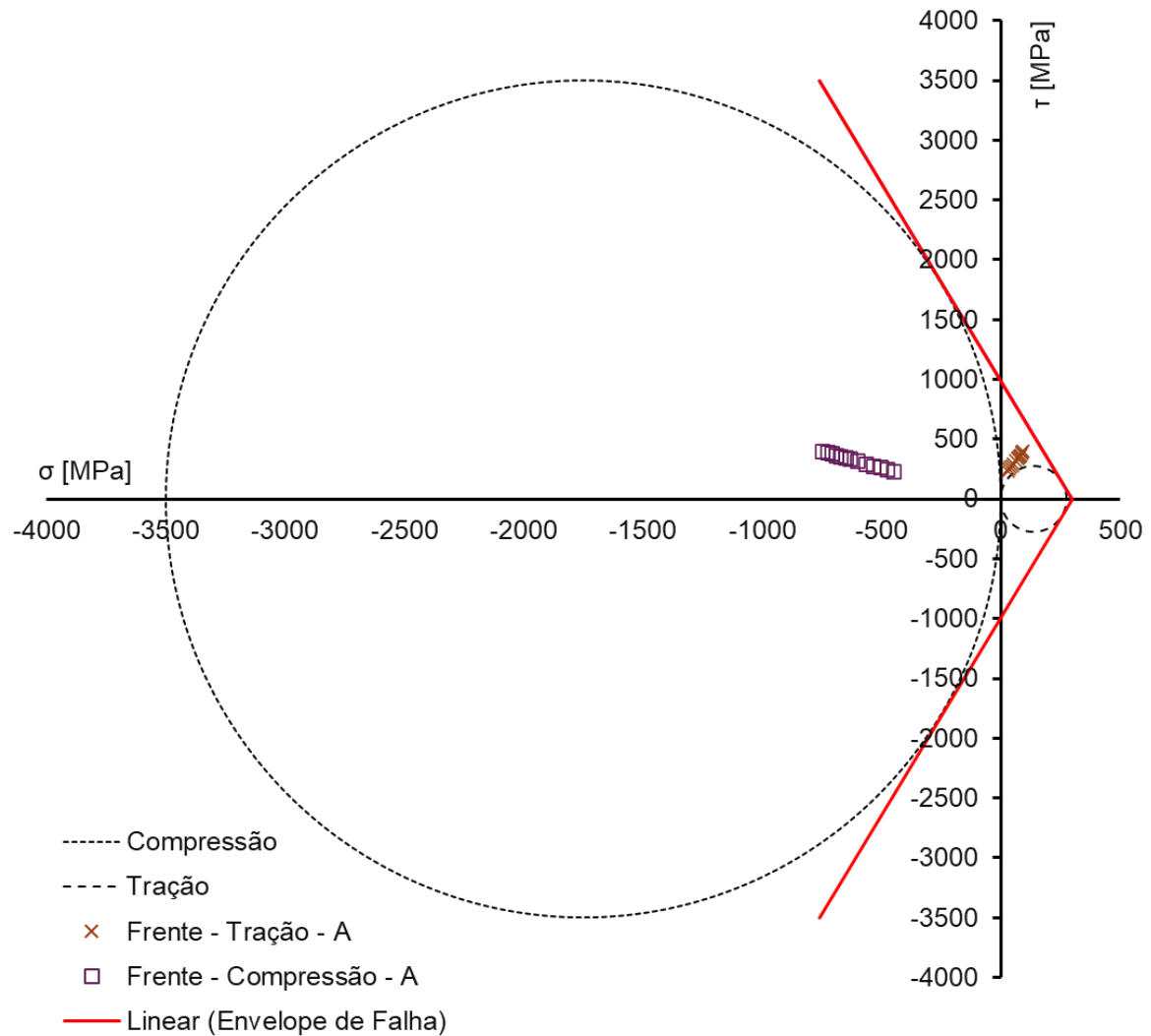
Para cada simulação e para as duas hipóteses, os pares de tensão normal e cisalhamento (σ, τ) foram extraídos desde a superfície ($z = 0$ mm) até $z = 0,300$ mm.

Os maiores valores em módulo ocorrem próximo à superfície; em profundidade, os pares se deslocam em direção à origem no plano de Mohr-Coulomb à medida que o campo termoelástico se atenua.

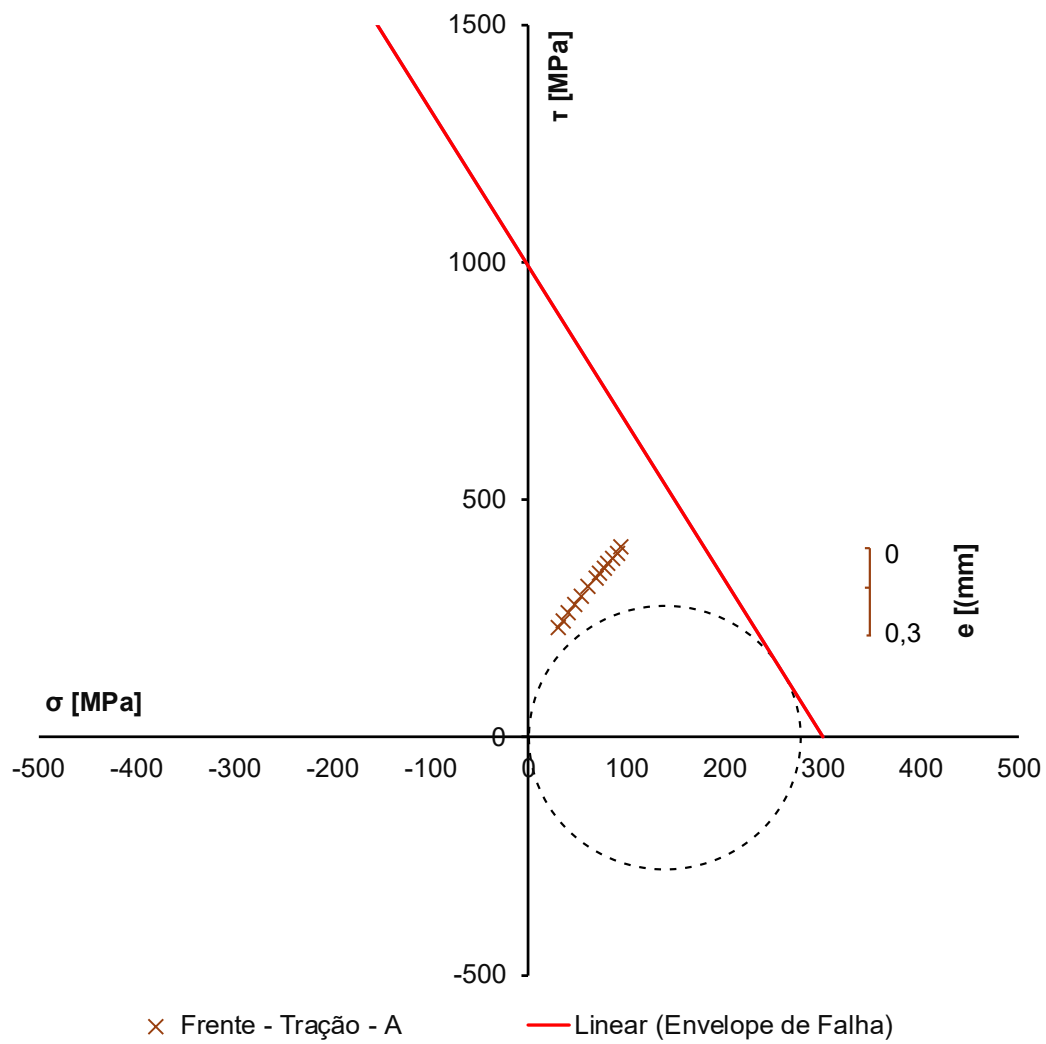
Essa distribuição revela um gradiente de estado de tensão em função da profundidade, permitindo identificar em quais camadas da amostra o critério de falha de Mohr-Coulomb é mais criticamente solicitado. A abordagem é aplicada de forma consistente às três velocidades simuladas em cada hipótese, viabilizando a comparação direta entre os cenários analisados.

O critério de falha de Mohr-Coulomb (MC) aplicado ao SiC, bem como os pares de tensões principais e de tensão de cisalhamento avaliados na região frontal do *spot* do laser, correspondente à hipótese 1, são apresentados da Figura 24 até a Figura 26.

Figura 24 – (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação A - Hipótese 1. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação A ($v = 1,0 \text{ mm/s}$).



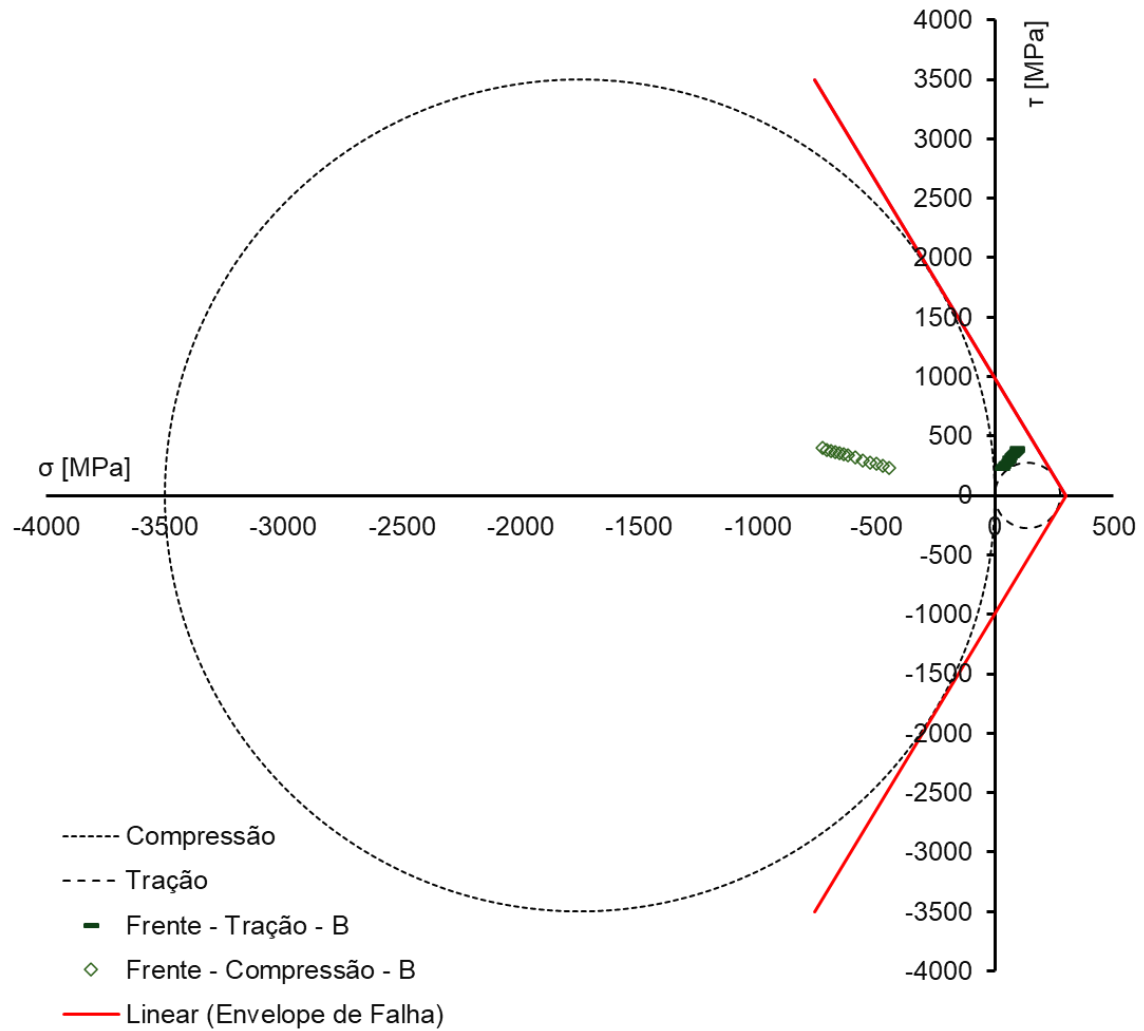
(a)



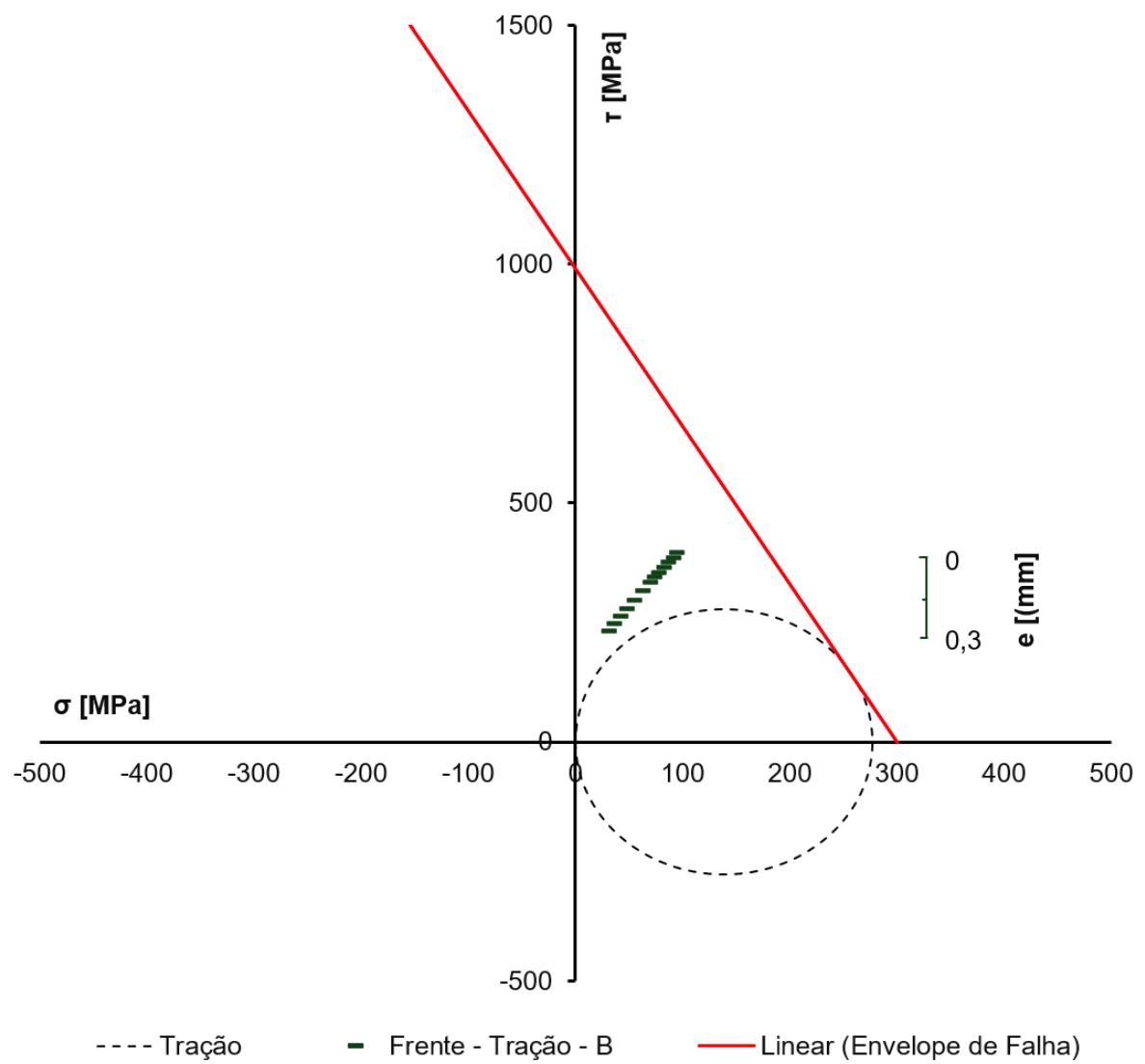
(b)

Fonte: Autoria Própria.

Figura 25 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação B - Hipótese 1. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação B ($v = 0,8 \text{ mm/s}$).



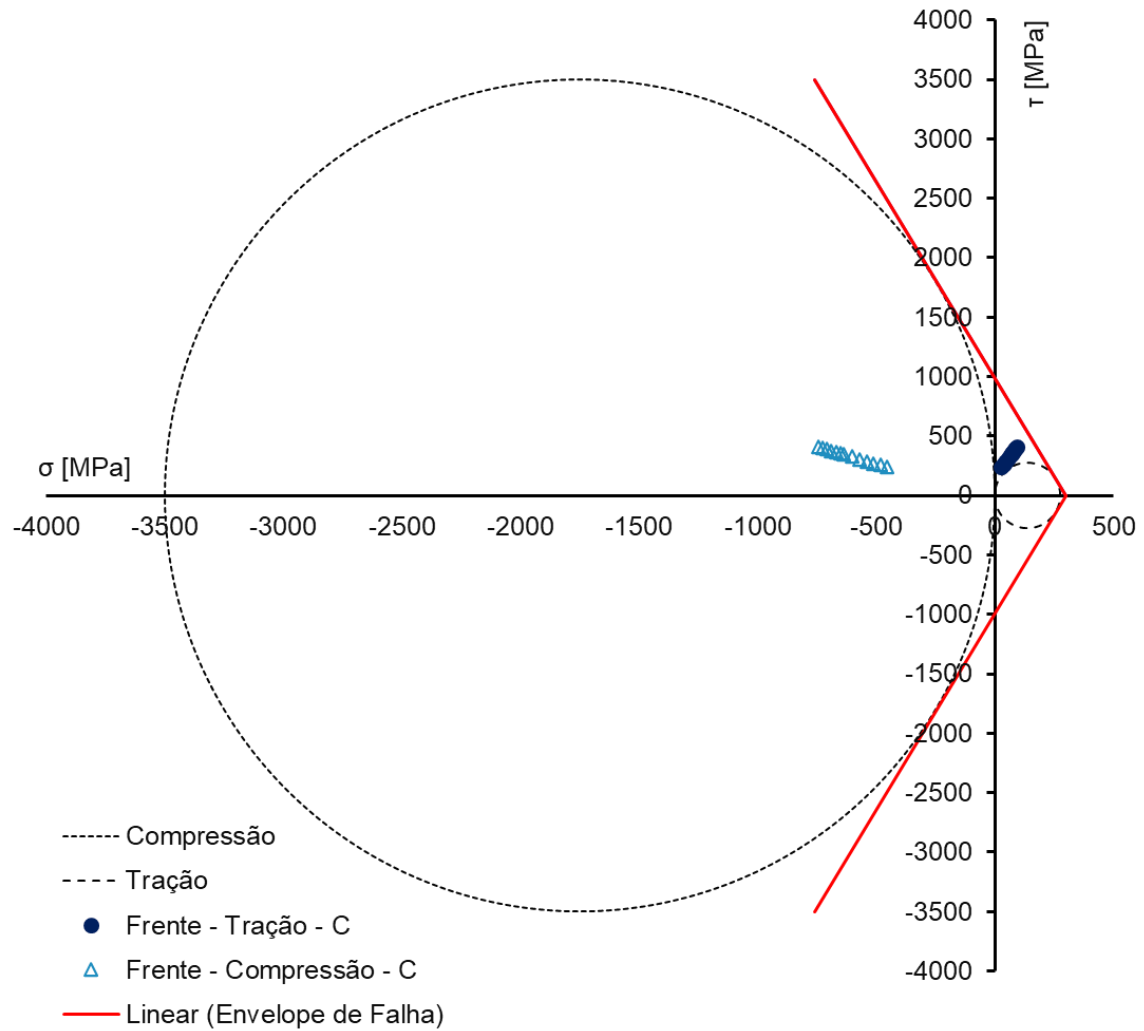
(a)



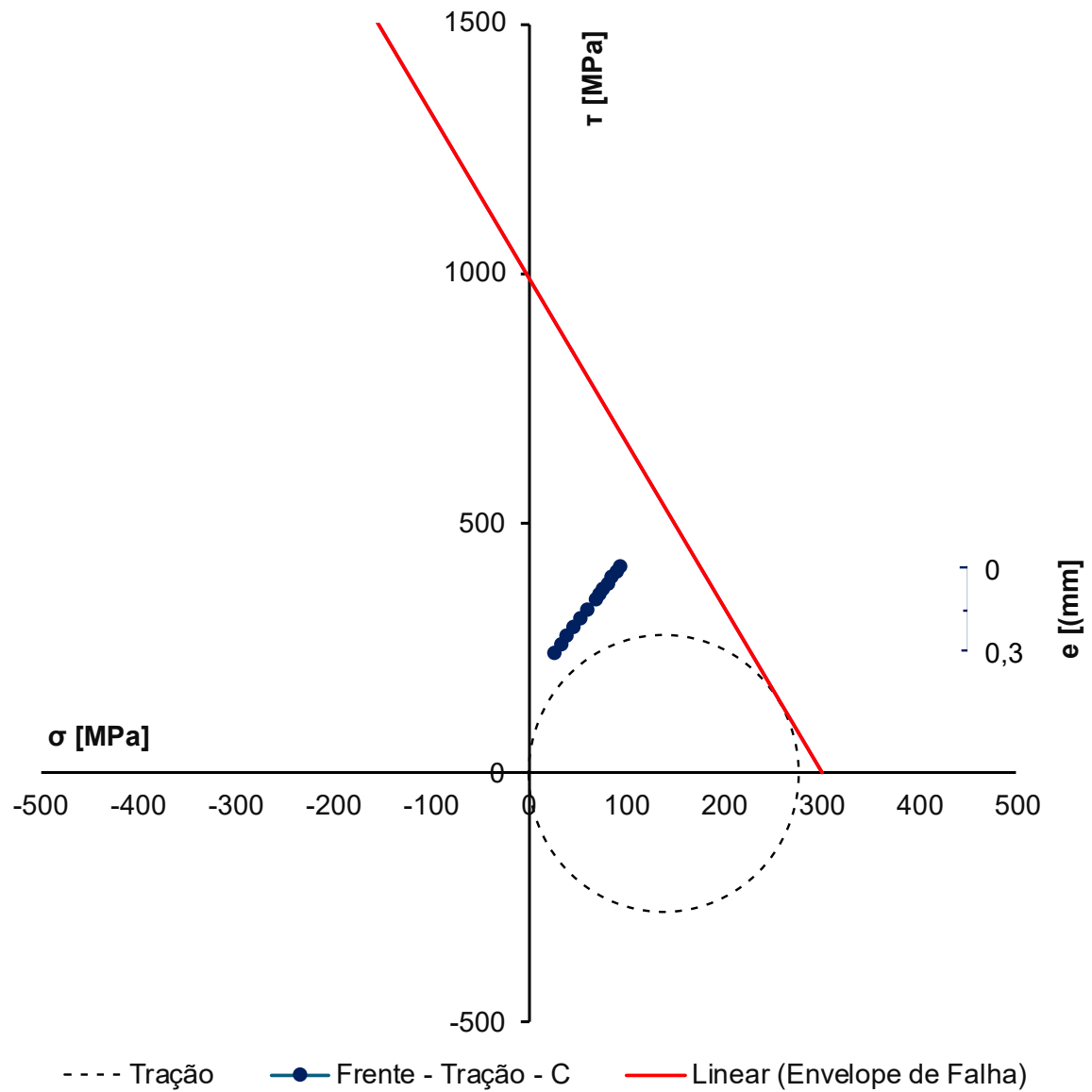
(b)

Fonte: Autoria Própria.

Figura 26 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação C - Hipótese 1. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação C ($v = 0,6 \text{ mm/s}$).



(a)

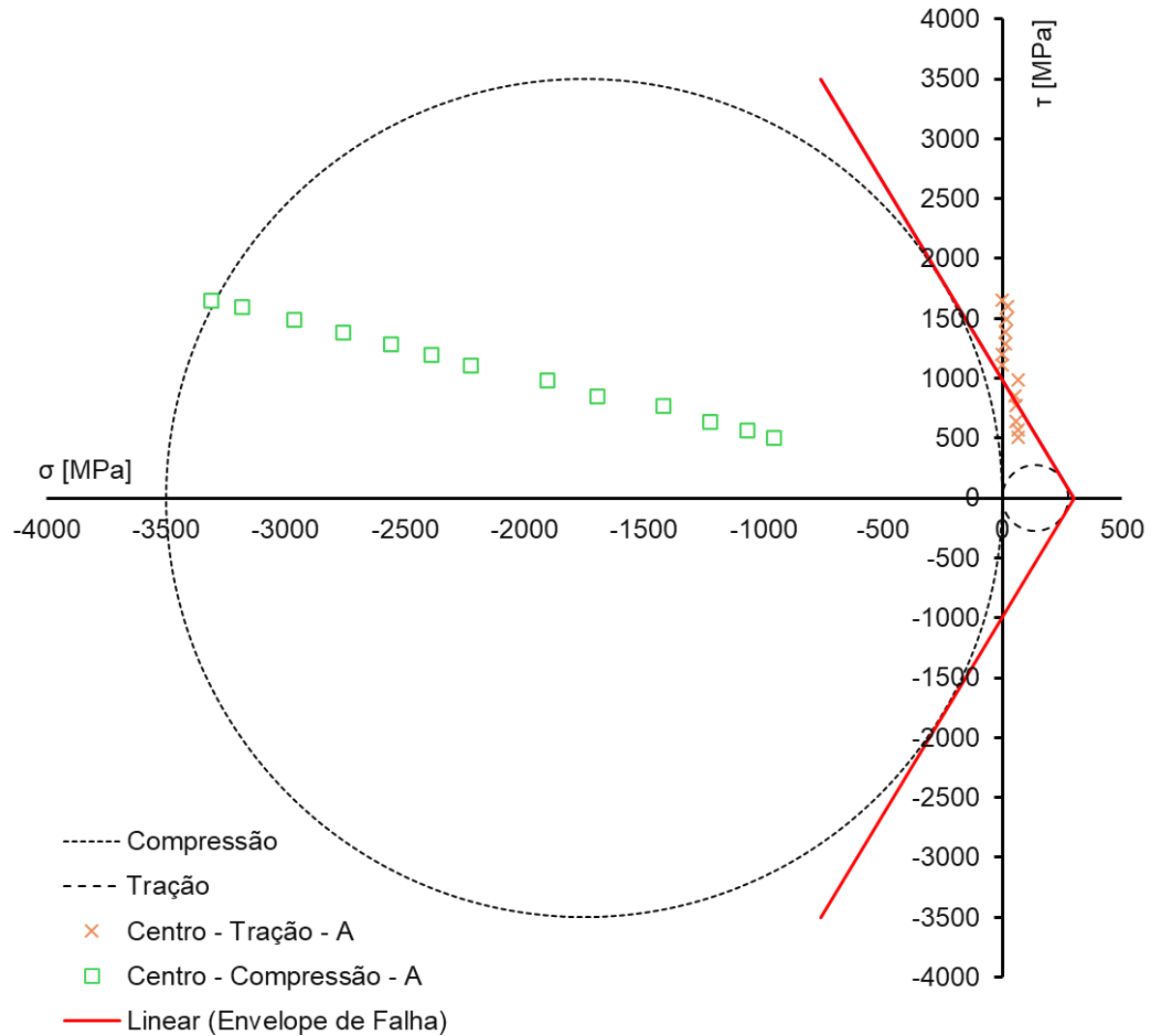


(b)

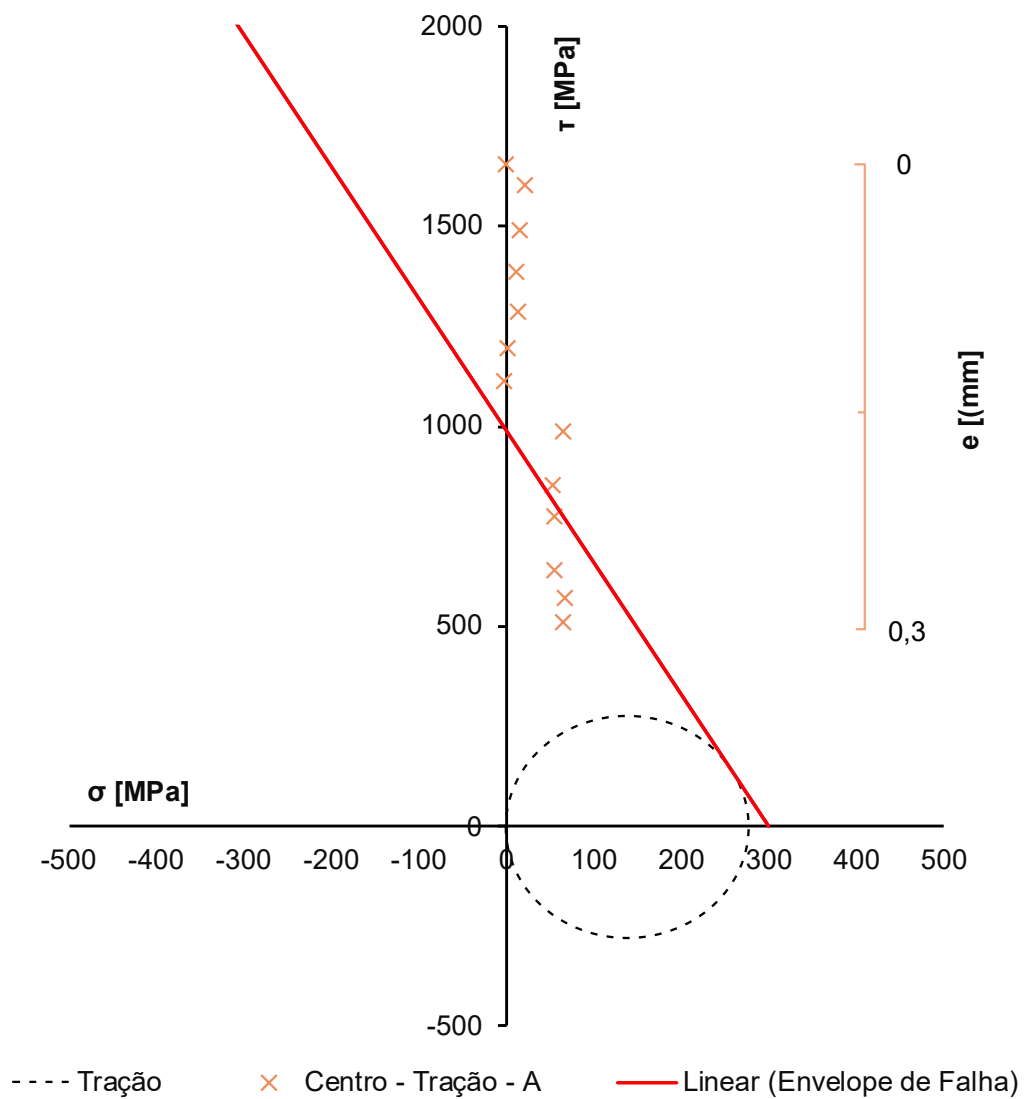
Fonte: Autoria Própria.

Já a Figura 27 até a Figura 29 mostram o critério de falha MC para SiC e os pares de tensões principais e tensão de cisalhamento ao avaliar a região interna do spot do laser (hipótese 2).

Figura 27 – (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e os dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação A - Hipótese 2. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação A ($v = 1,0$ mm/s).



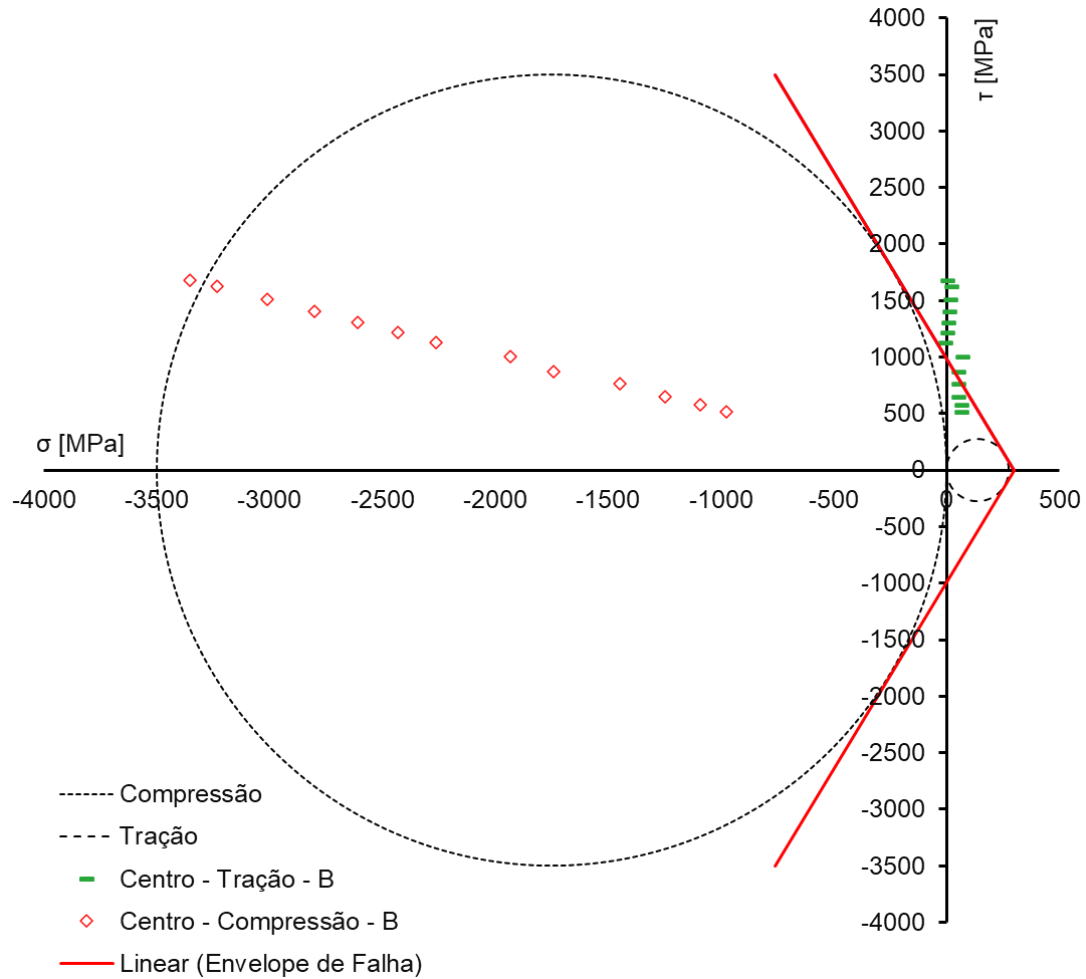
(a)



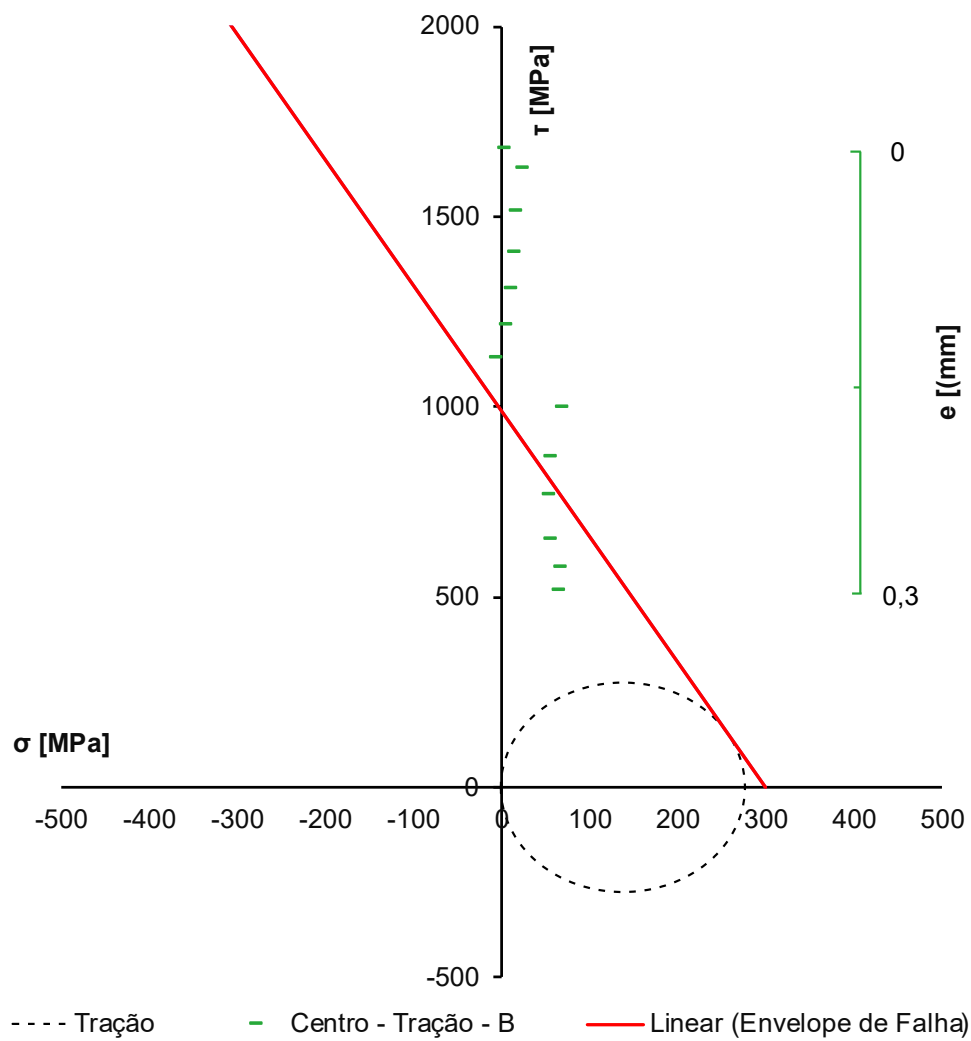
(b)

Fonte: Autoria Própria.

Figura 28 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e os dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação B - Hipótese 2. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação B ($v = 0,8 \text{ mm/s}$).



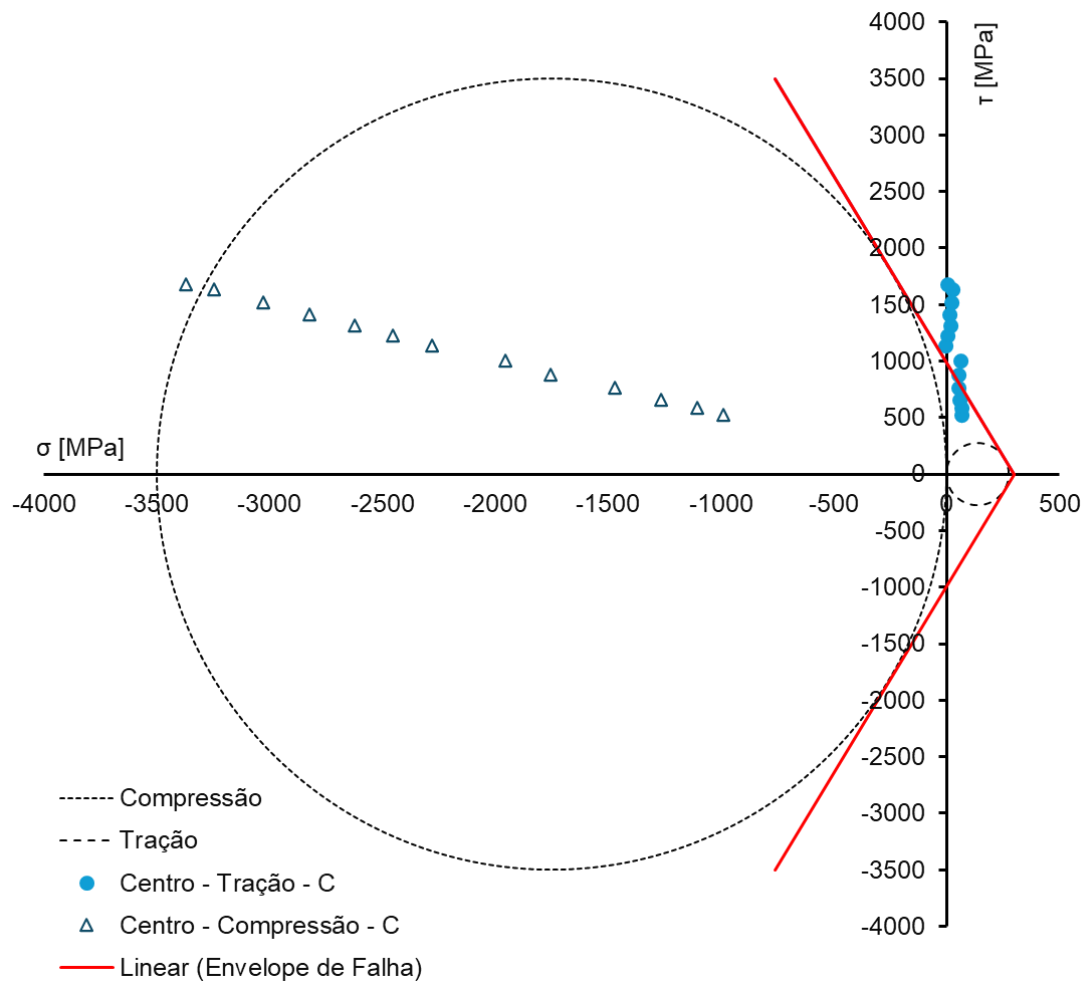
(a)



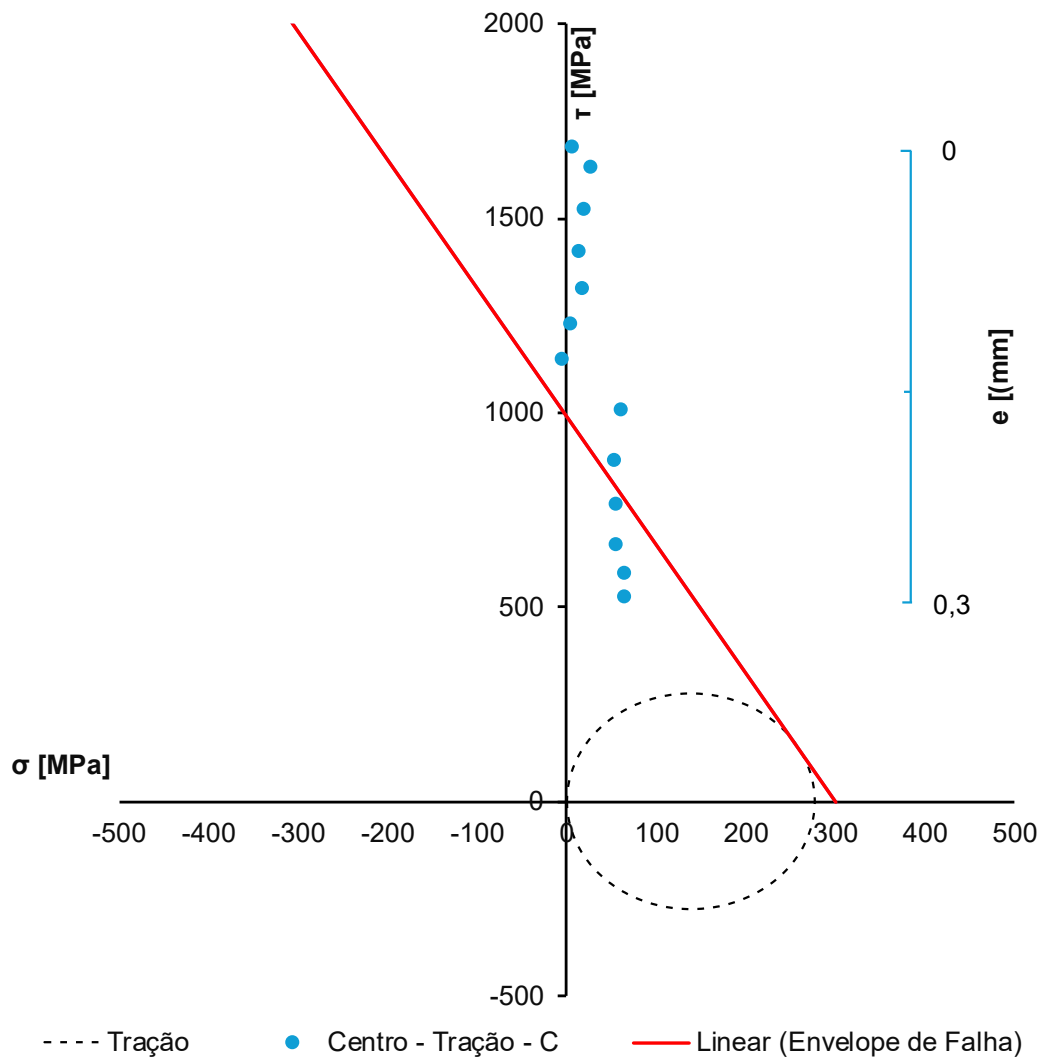
(b)

Fonte: Autoria Própria.

Figura 29 - (a) Critério de falha de Mohr-Coulomb e os dados obtidos da avaliação da espessura para a Simulação C - Hipótese 2. (b) Ampliação na zona de tração para a Simulação C ($v = 0,6$ mm/s).



(a)



(b)

Fonte: Autoria Própria.

Na calibração do envelope de Mohr-Coulomb, o intercepto no eixo de cisalhamento foi $c = 990,57$ MPa. Esse valor corresponde ao parâmetro de coesão da formulação adotada.

Na Hipótese 1, os pares de tensão normal e cisalhamento extraídos à frente do spot permaneceram na região admissível delimitada pelo envelope de Mohr-Coulomb, tanto nos pontos de tração quanto nos de compressão. Portanto, o critério não indicou condição crítica nessa região para as três velocidades avaliadas.

Na Hipótese 2, os pontos associados ao estado compressivo no centro do spot permaneceram dentro do envelope. Os pontos com componente normal trativa, por outro lado, alcançaram ou ultrapassaram o limite. A condição crítica resulta da

combinação entre tensão normal trativa e cisalhamento, e não de uma única componente isolada.

Os resultados do critério de Mohr-Coulomb indicam que a condição mais crítica se estabelece na região central do spot, onde a combinação entre tensão de cisalhamento e componente normal trativa alcança o envelope de falha. A condição permanece crítica até aproximadamente 0,200 mm de profundidade. Essa interpretação localiza regiões associadas à possível nucleação; a evolução posterior da trinca não foi simulada.

4.2.1 Critérios de Falha de von Mises, Tresca e Rankine

A verificação da ocorrência de falha em simulações por elementos finitos requer, previamente, a definição de um critério capaz de relacionar o estado de tensões calculado a um parâmetro representativo da resistência do material. Com o objetivo de estabelecer uma base comparativa com a literatura e com o critério de Mohr-Coulomb adotado neste trabalho, aplicaram-se os critérios clássicos de von Mises, Tresca e Rankine aos campos de tensões termoelásticas obtidos nas simulações da Hipótese 1 (frente do *spot*) e da Hipótese 2 (centro do *spot*). A utilização desses critérios possui caráter analítico e referencial, pois busca reproduzir abordagens recorrentes em estudos anteriores sobre processamento a laser de cerâmicas, como os de Vora e Dahotre (2015), Wang et al. (2011) e Fortunato et al. (2015), que empregaram o critério de von Mises, além de evidenciar, por contraste com Mohr-Coulomb, as limitações de critérios originalmente formulados para materiais dúcteis quando aplicados a cerâmicas frágeis, como o SiC.

A tensão equivalente de von Mises foi calculada pela Equação (8) a partir das tensões principais empregadas no pós-processamento. Para a comparação, definiu-se o índice F_{VM} como a razão entre a tensão equivalente e a resistência de referência; $F_{VM} \geq 1$ indica que o limite adotado foi alcançado. Como o modelo é tridimensional, a expressão reduzida no plano σ_1 - σ_3 é usada apenas como indicador comparativo.

$$\sigma_{vM} = \sqrt{\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_3 + \sigma_3^2} \quad (8)$$

Como parâmetro de normalização em tração, adotou-se $R_t = 277,24$ MPa, estimado pela metodologia de Leguillon (2015). Assim, o índice de von Mises é

empregado apenas para comparação com abordagens da literatura e não é interpretado como condição de escoamento plástico do SiC.

O critério de Tresca compara a tensão de cisalhamento máxima com uma resistência de referência. No estado definido pelas tensões principais, adotando $\tau_{ref} = R_t/2$ o índice é $F_T = \tau_{max}/\tau_{ref}$. A condição $F_T \geq 1$ indica que o limite comparativo foi alcançado.

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \quad (9)$$

A escolha $\tau_{ref} = R_t/2$ garante que o critério de Tresca reproduza a mesma resistência no ensaio uniaxial usado para normalizar von Mises. Essa equivalência permite comparar a geometria dos dois critérios, mas não transforma nenhum deles em um critério específico para cerâmicas frágeis.

O critério de Rankine considera separadamente as tensões principais extremas. Definiram-se os índices $F_{R,t} = \max(\sigma_1, 0)/R_t$ e $F_{R,c} = \max(-\sigma_3, 0)/R_c$, em que R_t e R_c são as resistências uniaxiais à tração e à compressão. O limite é alcançado quando qualquer índice é igual ou superior a 1. Essa formulação não representa a interação entre componentes normais e cisalhantes.

$$F_{R_t} = \frac{\sigma_1}{\sigma_t} \geq 1 \text{ (falha por tração)} \quad (10)$$

$$F_{R_c} = \frac{|\sigma_3|}{\sigma_c} \geq 1 \text{ (falha por compressão)} \quad (11)$$

sendo que $\sigma_c = 3500$ MPa é a resistência à compressão uniaxial do SiC sinterizado CoorsTek. O critério de Rankine mostra-se particularmente adequado para estados dominados por tração uniaxial ou biaxial, desde que não haja confinamento compressivo expressivo. Entretanto, sua aplicação a estados de compressão intensa, como os observados na Hipótese 2, evidencia uma limitação fundamental: ao desconsiderar a influência de σ_3 sobre a resistência do material, o critério não representa o efeito estabilizador do confinamento compressivo, justamente o aspecto mais relevante do estado tensional no centro do *spot* (Qu et al., 2013; Niu et al., 2024). A Tabela 3 sintetiza as premissas e considerações adotadas na aplicação dos critérios de von Mises, Tresca e Rankine.

Tabela 3 - Síntese das grandezas e condições adotadas nos critérios de von Mises, Tresca e Rankine.

Critério	Grandeza calculada	Índice de falha	Condição adotada
von Mises	$\sigma_{vM} = \sqrt{\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_3 + \sigma_3^2}$	$F_{VM,t} = \sigma_v M / \sigma_t$ $F_{VM,c} = \sigma_v M / \sigma_c$	Falha se $F \geq 1$
Tresca	$\tau_{max} = (\sigma_1 - \sigma_3)/2$	$F_T = \tau_{max} / (\sigma_t/2)$	Falha se $F \geq 1$
Rankine	Máxima tração e máxima compressão principais	$F_{R,t} = \sigma_1 / \sigma_t$ $F_{R,c} = \sigma_3 / \sigma_c$	Falha se $F \geq 1$

Fonte: Elaborado pelo Autor

A verificação da falha segundo cada critério foi realizada para os 13 pontos de análise em profundidade (Z), nas três simulações consideradas (A, B e C) e para as duas hipóteses de carregamento. Em cada ponto e para cada simulação, calculou-se o respectivo índice de falha, posteriormente comparado ao limiar unitário. Valores iguais ou superiores a 1 indicam que o estado de tensões atingiu ou ultrapassou o limite prescrito pelo critério, caracterizando falha. Os resultados correspondentes às Hipóteses 1 e 2 são apresentados no Apêndice A.

Na Hipótese 1, referente à frente do *spot*, os critérios de von Mises, quando normalizado pela resistência à tração, e de Tresca indicaram falha em toda a faixa de profundidade analisada, de $z = 0,00$ a $0,30$ mm, nas simulações A, B e C. Em contraste, von Mises normalizado pela resistência à compressão não indicou falha, assim como o critério de Rankine, tanto em tração quanto em compressão. Na Hipótese 2, referente ao centro do *spot*, observou-se comportamento análogo: von Mises em relação à resistência à tração e Tresca voltaram a indicar falha em todos os pontos avaliados, novamente em toda a profundidade considerada, enquanto von Mises em compressão e Rankine permaneceram abaixo do limite de falha em toda a extensão analisada.

Esses resultados mostram que os critérios clássicos produzem respostas pouco discriminantes para o estado termoelástico analisado. Von Mises e Tresca são insensíveis à pressão hidrostática e usam uma única resistência de normalização; Rankine considera as tensões principais extremas separadamente. Nenhum deles representa simultaneamente a interação entre tensão normal e cisalhamento e a

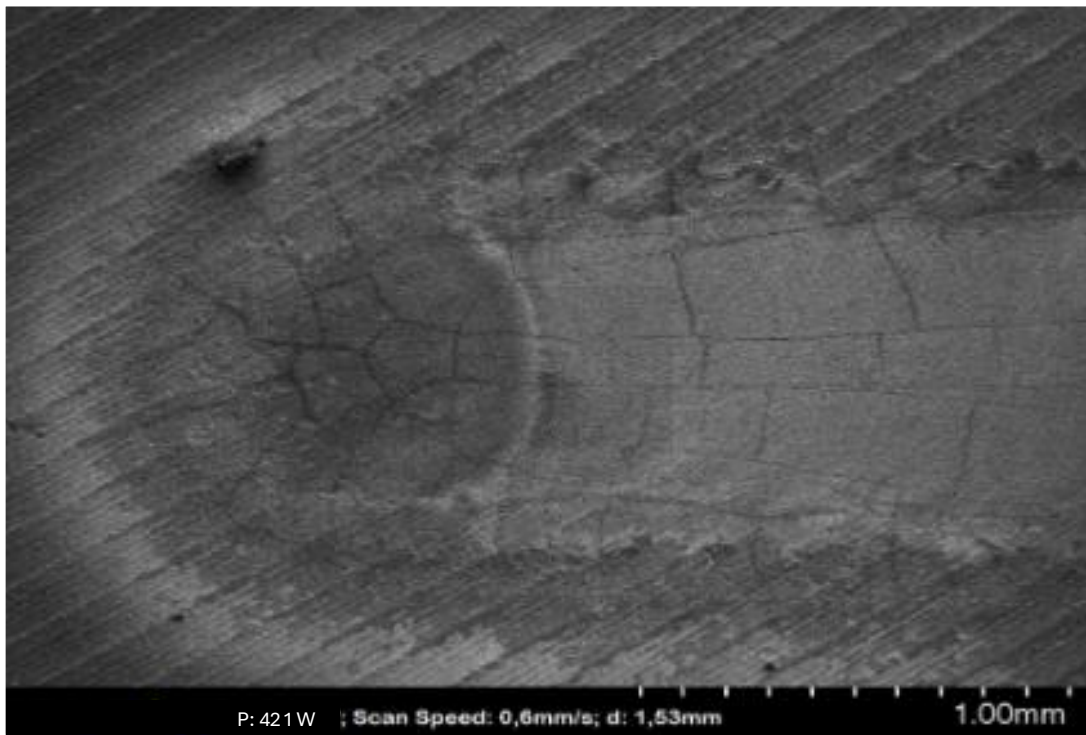
assimetria entre as resistências à tração e à compressão considerada pelo envelope de Mohr-Coulomb.

Nas condições analisadas, von Mises, Tresca e Rankine não localizaram de forma consistente uma profundidade crítica. Os índices indicaram falha difusa ou permaneceram abaixo do limite ao longo de z, sem discriminar a faixa de interesse observada com Mohr-Coulomb.

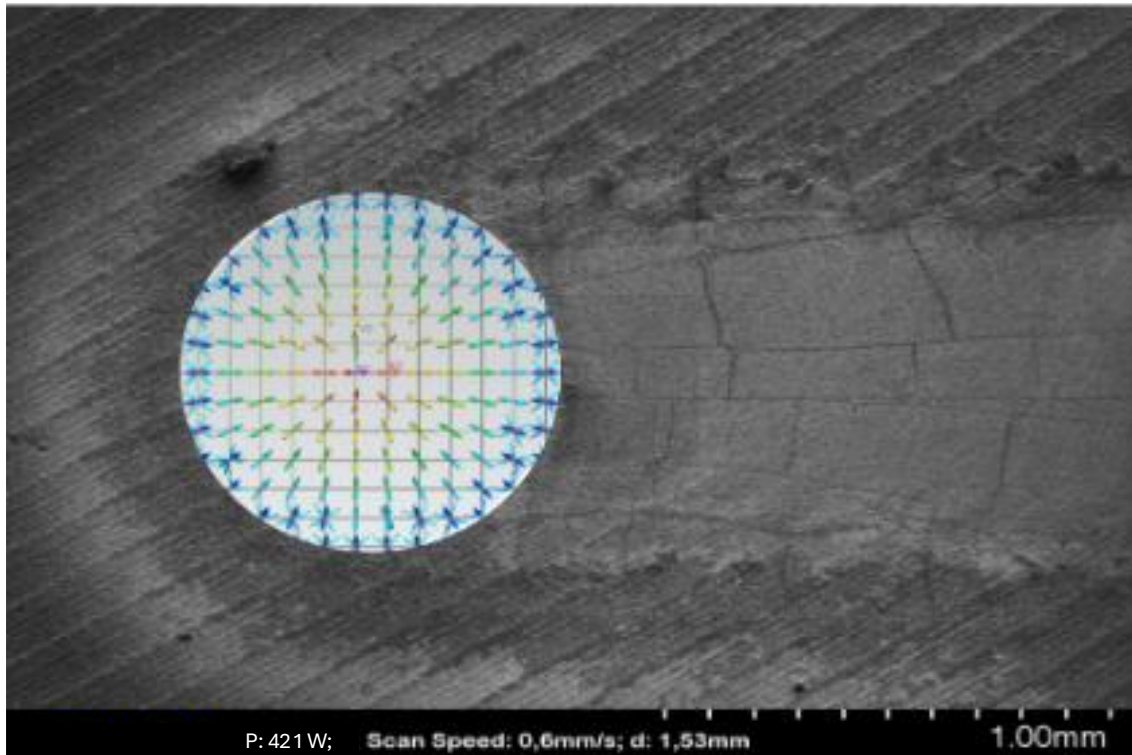
4.3 COMPARAÇÃO COM AS MEDIÇÕES EXPERIMENTAIS

A Figura 30(a) mostra trincas já formadas na superfície após o processamento a laser. O padrão radial e longitudinal é comparado, na Figura 30(b), às orientações das componentes de cisalhamento obtidas na análise termoelástica. A semelhança de orientação é qualitativa e não demonstra propagação simulada nem observação direta da nucleação.

Figura 30 - (a) Trincas formadas na superfície da amostra de SiC após o processamento a laser; (b) orientações das componentes de cisalhamento obtidas na análise termoelástica.



(a)

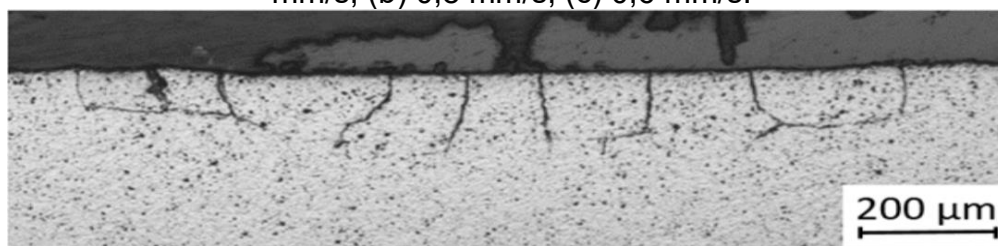


(b)

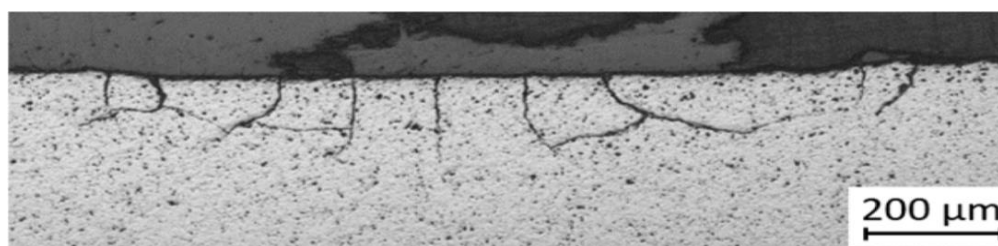
Fonte: Adaptado de França (2016).

A Figura 31 apresenta imagens de microscopia óptica das seções transversais das amostras A, B e C, processadas a 1,0 mm/s, 0,8 mm/s e 0,6 mm/s, respectivamente. As imagens mostram trincas já formadas partindo da superfície tratada.

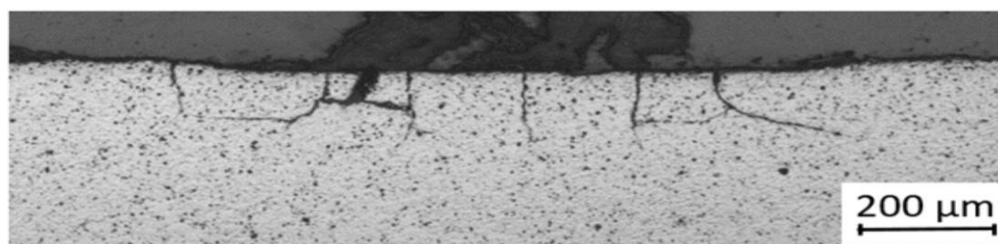
Figura 31 - Seções transversais obtidas por microscopia óptica: (a) 1,0 mm/s; (b) 0,8 mm/s; (c) 0,6 mm/s.



(a)



(b)



(c)

Fonte: França (2016).

A Tabela 4 reúne as medições de largura e profundidade obtidas nas seções transversais analisadas. Os valores foram preservados como registrados no relatório experimental.

Tabela 4 - Largura e profundidade das trincas geradas em SiC.

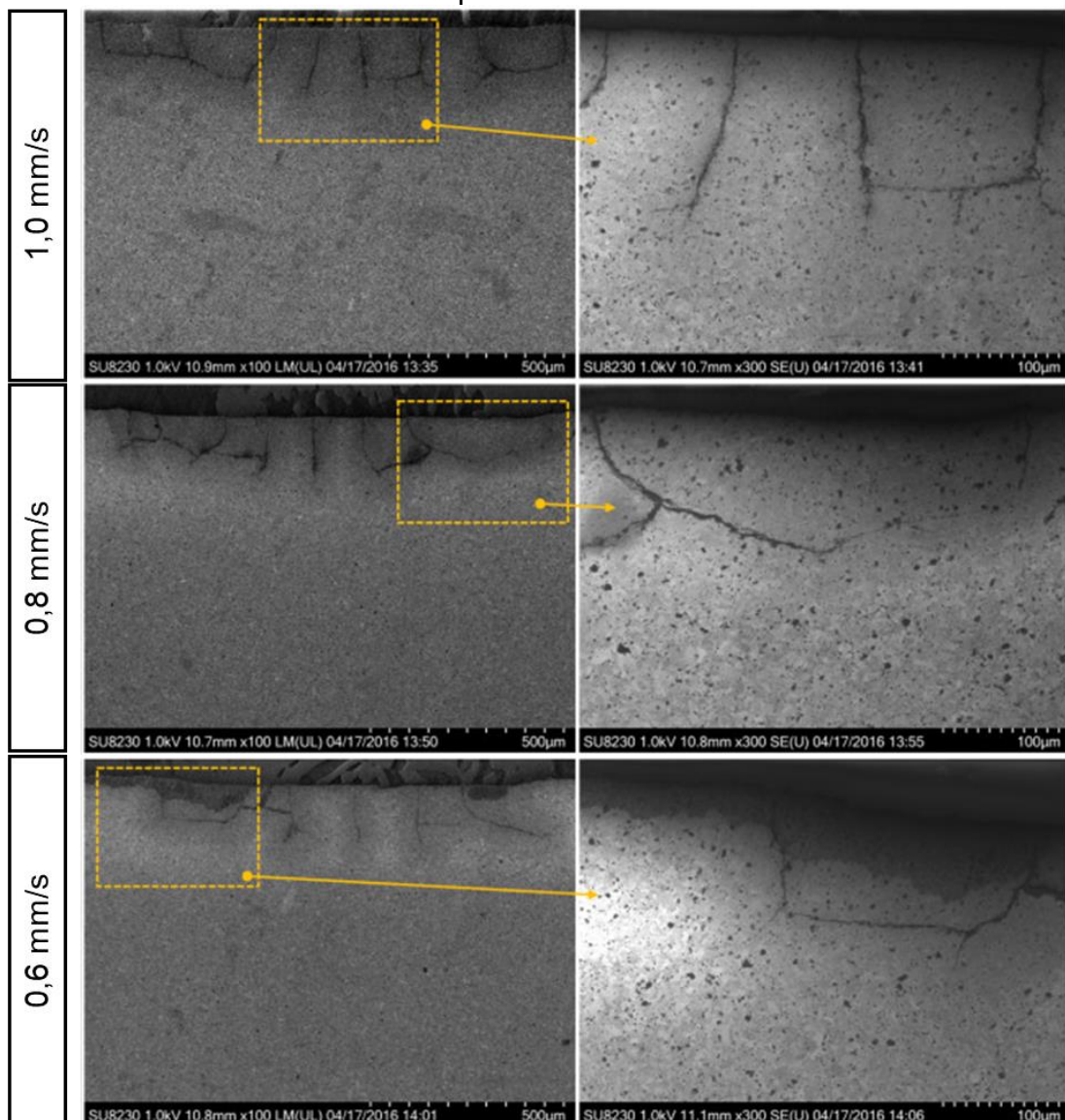
Teste#	Potência [W]	Vel. Varredura [mm/s]	Largura das trincas [μm]	Profundidade das trincas [μm]
1	421	1,0	1196,5	175,9
2	421	0,8	1213,1	191,8
3	421	0,6	1225,2	194,0

Fonte: França (2016).

A largura das trincas variou de 1196,5 μm a 1225,2 μm , enquanto a profundidade variou de 175,9 μm a 194,0 μm com a redução da velocidade de varredura. Os valores indicam aumento moderado nas dimensões medidas nas seções analisadas. A faixa de profundidades observada é próxima da profundidade crítica de aproximadamente 0,200 mm indicada pelo critério de Mohr-Coulomb.

A Figura 32 reúne micrografias eletrônicas de varredura das seções transversais. As imagens à esquerda foram obtidas com ampliação de 100 $\times$ e as da direita com 300 $\times$; as barras de escala devem ser lidas diretamente em cada micrografia.

Figura 32 - Micrografias eletrônicas de varredura das seções transversais: 100 $\times$ à esquerda e 300 $\times$ à direita.



Fonte: França (2016).

Nas imagens apresentadas, as amostras processadas a 0,8 e 0,6 mm/s exibem trincas mais profundas do que a amostra processada a 1,0 mm/s. A comparação é descritiva e restrita às seções transversais mostradas.

A redução da velocidade aumenta o tempo de interação do laser com a superfície e, no modelo, eleva os gradientes térmicos e as tensões termoelásticas. As imagens mostram trincas já formadas; sua ramificação não foi quantificada nem simulada.

Os campos calculados apresentam as condições mais críticas próximas à superfície e na região central do spot. Essa distribuição é compatível com a presença de trincas superficiais nas amostras, mas as imagens não registram o instante nem o local exato de nucleação.

O critério de Mohr-Coulomb permaneceu crítico até aproximadamente 0,200 mm abaixo da superfície. Esse valor foi comparado às profundidades de 0,1759 a 0,1940 mm medidas nas trincas já formadas, resultando em concordância aproximada nas condições analisadas.

As imagens experimentais mostram trincas após o processamento e não permitem observar diretamente a nucleação. Por isso, a avaliação compara a profundidade crítica prevista com a profundidade das trincas medidas nas seções transversais, sem equiparar as duas grandezas nem afirmar que o evento físico foi simulado.

As imagens MEV documentam a morfologia e a profundidade das trincas já formadas. Os gradientes térmicos e as regiões críticas provêm da análise numérica.

5 CONCLUSÕES

As análises térmicas e termoelástica relacionaram a redução da velocidade de varredura ao aumento das temperaturas máximas, dos gradientes térmicos e das tensões no SiC. Esses campos foram usados para localizar regiões críticas pelo critério de Mohr-Coulomb; o modelo não simulou a formação ou a propagação de trincas.

As micrografias ópticas e eletrônicas mostraram trincas já formadas após o processamento. Nas seções analisadas, a profundidade aumentou de 175,9 μm para 194,0 μm quando a velocidade diminuiu de 1,0 para 0,6 mm/s. Esses valores são próximos da profundidade crítica de aproximadamente 0,200 mm indicada pelo critério de Mohr-Coulomb, sem implicar que o modelo tenha simulado a nucleação ou a propagação das trincas.

Pelo critério de Mohr-Coulomb, a região à frente do spot não apresentou interceptação do envelope nos pares avaliados. Na região central, os estados associados à componente normal trativa alcançaram e ultrapassaram o envelope, enquanto os estados compressivos permaneceram admissíveis. Assim, a região central do spot foi identificada como a condição mais crítica nas três velocidades analisadas.

A análise complementar dos critérios de von Mises, Tresca e Rankine mostrou que esses modelos não localizaram de forma consistente a profundidade crítica de falha no SiC. Quando normalizados pela resistência à tração, von Mises e Tresca tenderam a indicar falha de modo difuso ao longo da profundidade avaliada; quando associados à resistência à compressão, não reproduziram adequadamente a condição crítica observada. O critério de Rankine, embora compatível com estados dominados por tração, não representa a interação entre tensões normais, cisalhantes e confinamento compressivo. Esses resultados reforçam a escolha do critério de Mohr-Coulomb para a análise proposta, pois ele considera a combinação entre tensão normal e tensão de cisalhamento, além da diferença entre as resistências à tração e à compressão característica de cerâmicas frágeis.

O procedimento numérico-experimental identificou regiões e profundidades críticas associadas à possível nucleação de trincas térmicas no SiC processado a laser. Seu uso deve permanecer restrito às condições analisadas e às hipóteses adotadas, especialmente material homogêneo e isotrópico, ausência de radiação, tensões residuais e evolução explícita de trincas.

5.1 TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, estudos futuros podem aprofundar a análise numérica da formação de trincas térmicas em cerâmicas de engenharia submetidas ao processamento a laser. Nesse sentido, propõem-se as seguintes abordagens:

- Aplicar o procedimento numérico proposto a outros materiais cerâmicos de engenharia, como alumina, zircônia e nitreto de silício, avaliando a influência da condutividade térmica, da tenacidade à fratura, da dureza e da resistência mecânica na formação de trincas térmicas.
- Desenvolver modelos capazes de representar explicitamente a propagação das trincas após a condição inicial de falha, utilizando abordagens como zona coesiva ou método phase-field. Essas formulações permitiriam analisar abertura, avanço, ramificação e evolução das trincas, ampliando o escopo do modelo termoelástico empregado neste trabalho.
- Ampliar a análise paramétrica do modelo, considerando trajetórias não lineares, diâmetro do *spot*, absorptividade, número de passes e as condições de contorno térmicas, de modo a construir mapas numéricos de processamento relacionados à profundidade crítica das trincas e à intensidade das tensões termoelásticas.
- Avaliar outros critérios de falha aplicáveis a materiais frágeis, como os critérios de Christensen e Drucker-Prager, modelos de dano contínuo e formulações baseadas em mecânica da fratura, comparando seus resultados com o critério de Mohr-Coulomb em estados multiaxiais de tensão gerados pelo processamento a laser.

REFERÊNCIAS

- ALMANSOORI, A.; BALÁZSI, K.; BALÁZSI, C. Advances, Challenges, and Applications of Graphene and Carbon Nanotube-Reinforced Engineering Ceramics. **Nanomaterials**, v. 14, n. 1881, p. 1-26, 2024. DOI: <https://doi.org/10.3390/nano1423188>.
- AONO, Y.; ANDO, S.; HIRATA, A. *Microtribological modification of silicon carbide surface by laser irradiation*. **Precision Engineering**, v. 43, p. 270-276, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2015.08.005>
- ARENA, A.; PRETE, F.; RAMBALDI, E.; BIGNOZZI, M. C.; MONACO, C.; DI FIORE, A.; CHEVALIER, J. Nanostructured Zirconia-Based Ceramics and Composites in Dentistry: A State-of-the-Art Review. **Nanomaterials**, v. 9, n. 1393, p. 1-14, 2019. DOI: <https://doi.org/10.3390/nano9101393>.
- AZARHOUSHANG, B.; SOLTANI, B.; ZAHEDI, A. Laser-assisted grinding of silicon nitride by picosecond laser. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 93, n. 5–8, p. 2517–2529, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-017-0440-9>
- BABAYANTS, G. I.; LANIN, A. G. Thermal stress resistance and heat-induced damage of silicon carbide materials for laser mirrors. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 20, n. 10, p. 1515- 1520, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1016/s0955-2219\(00\)00017-0](https://doi.org/10.1016/s0955-2219(00)00017-0)
- BÄUERLE, D. *Thermal, Photophysical, and Photochemical Processes*. In: **Laser Processing and Chemistry**. 4 ed, Berlin: Springer, 2011, p. 13-38. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-642-17613-5_2
- BROWN, M. S.; ARNOLD, C. B. Fundamentals of Laser-Material Interaction and Application to Multiscale Surface Modification. **Springer Series in Materials Science**, v. 135. p. 91-120. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-642-10523-4_4.
- Cao, C.; Zhao, Y.; Song, Z.; Dai, D.; Liu, Q.; Zhang, X.; Meng, J.; Gao, Y.; Zhang, H.; Liu, G. Prediction and Optimization of Surface Roughness for Laser-Assisted Machining SiC Ceramics Based on Improved Support Vector Regression. **Micromachines**, v.13, n.1, p. 1448, 2022. <https://doi.org/10.3390/mi13091448>
- CHEN, T. C.; DARLING, R. B. Parametric studies on pulsed near ultraviolet frequency tripled Nd:YAG laser micromachining of sapphire and silicon. **Journal of materials processing technology**, v. 169, n. 2, p. 214-218, 2005. DOI: [doi:10.1016/j.jmatprotec.2005.03.023](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.03.023)
- CHRYSSOLOURIS, G.; ANIFANTIS, N.; KARAGIANNIS, S. *Laser assisted machining: an overview*. **Journal of manufacturing science and engineering**. v. 119, n. 4, p. 766-769. 1997. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.2836822>
- DI GIOVANNI, F. *Silicon carbide: physics, manufacturing, and its role in large-scale vehicle electrification*. **Chips**, v. 2, n. 3, p. 209–222, 2023. DOI: <https://doi.org/10.3390/chips2030013>.
- DING, Z.; TENG, Y.; GUO, W.; WU, C.; LIANG, S. Y. Investigations on material removal mechanism during laser-assisted grinding silicon nitride ceramics. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 132, p. 4345-4362, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-024-13622-8>
- DIVSE, V.; DUBEY, A.; THOMAS, V.; JOSHI, S. MARLA, D. A 3D coupled thermo-mechanical model of laser-assisted machining of Ti-6Al-4V: forces, temperature, and tool wear analysis. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 128, n.1, p. 2739–2751, 2023. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11978-x>

DONG, A. Y.; SHEN, S. Y.; WANG, J. L.; LIU, X. X.; HAN, B. B.; WU, S.; ZHENG, X. H.; SUN, Y. G.; LIU, S. K. *Advances in synthesis strategies and multifunctional applications of silicon carbide materials*. **AIMS Materials Science**, v. 12, n. 5, p. 1069–1091, 2025. DOI: <https://doi.org/10.3934/matensci.202505>.

DONG, Z.; SUN, W.; CAI, X.; YANG, F.; BAO, Y.; KANG, R.; WU, D.; MA, G.; NIU, F. *Laser-assisted grinding of RB-SiC composites: Laser ablation behavior and mechanism*. **Chinese Journal of Aeronautics**, v. 37, n.1, p. 362-376, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cja.2023.10.018>

DU, J.; SU, J.; GENG, J.; DUAN, L.; HE, W. Research advances on primary machining technologies of zirconia ceramics. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 130, n. 1, p. 23–55, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12591-8>

ESQUIVEL, O. et al. *Thermal stress induced failure of (0001) sapphire using CO₂ laser heating*. In: **AIAA Plasmadynamics and Lasers Conference, New Orleans, Louisiana, USA**. 1996. DOI: <https://doi.org/10.2514/6.1996-2340>.

FAN, M.; WEN, T.; CHEN, S.; DONG, Y.; WANG, C.-A. *Perspectives toward damage-tolerant nanostructure ceramics*. **Advanced Science**, v. 11, 2309834, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1002/advs.202309834>.

FARD, M. G.; PETRU, J.; HLOCH, S. *Advances in Wire EDM Technology for Cutting Silicon Carbide Ceramics: A Review*. **Materials**, v. 18, n. 3955, p. 1-25, 2025. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma18173955>.

FRANÇA, T. V. Experimental investigation of laser-assisted grinding of ceramics. Relatório final, processo FAPESP 2014/21668-2. Bauru: Universidade Estadual Paulista, 2016.

FORTUNATO, A. et al. A laser assisted hybrid process chain for high removal rate machining of sintered silicon nitride. **CIRP Annals-Manufacturing Technology**, v. 64, n. 1, p. 189-192, 2015. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cirp.2015.04.033>.

GAO, T. H.; LI, Q.; DONG, K. J.; LIU, G. Y.; YAN, W. J.; HUANG, J.; SONG, H.; ZHANG, Z. Molecular simulation study of the subsurface damage mechanism of silicon carbide/aluminum composites during laser-assisted grinding. **Physica B: Condensed Matter**, v. 713, p. 417394, 2025. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.physb.2025.417394>

GERMAIN, G.; MOREL, F.; LEBRUN, J. L.; MOREL, A.; HUNEAU, B. Effect of laser assistance machining on residual stress and fatigue strength for a bearing steel (100Cr6) and a titanium alloy (Ti6Al4V). **Materials Science Forum**, v. 524, p. 569-574, 2007. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.524-525.569>.

GUERRINI, G.; LUTEY, A. H. A.; MELKOTE, S. N.; FORTUNATO, A.; High throughput hybrid laser assisted machining of sintered reaction bonded silicon nitride. **Journal of Materials Processing Tech.** 252, p. 628–635, 2018. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.019>

HEISENBERG, W. **Physics and Philosophy: The Revolution in Modern Science**. London: Allen & Unwin, 1958.

HITZ, C. B.; EWING, J. J.; HECHT, J. **Introduction to Laser Technology**. 4a ed. Piscataway: Wiley-IEEE Press, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1002/9781118219492>

KADIVAR, M.; SHAMRAY, S.; SOLTANI, B.; DANESHI, A.; AZARHOUSHANG, B. *Laser-assisted micro-grinding of Si₃N₄*. **Precision Engineering**, v. 60, p. 394–404, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2019.09.004>

KANNAN, M. V.; KUPPAN, P.; KUMAR, A. S.; KUMAR, K. R.; JEGARAJ, J. J. R. Effect of Laser Scan Speed on Surface Temperature, Cutting Forces and Tool Wear

During Laser Assisted Machining of Alumina. **Procedia Engineering**, v. 97, n. 1, p. 1647–1656, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.12.315>

KIZAKI, T.; ITO, Y.; TANABE, S.; KIM, Y.; SUGITA, N.; MITSUISHI, M. *Laser-assisted Machining of Zirconia Ceramics using a Diamond Bur*. **Procedia CIRP**, v. 42, n.1, p. 497–502, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.02.239>

KONG, X. J.; LIU, S. W.; HOU, N.; ZHAO, M.; LIU, N.; WANG, M. H. Cutting performance and tool wear in laser-assisted grinding of SiCf/SiC ceramic matrix composites. **Materials Research Express**, v. 9, n. 12, p. 125601, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aca793>

KUMAR, M.; MELKOTE, S. N.; LAHOTI, G. *Laser-assisted microgrinding of ceramics*. **CIRP Annals**, v. 60, n. 1, p. 367-370, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2011.03.121>

LEE, C.-M.; WOO, W.-S.; KIM, D.-H.; OH, W.-J.; OH, N.-S. *Laser-assisted hybrid processes: A review*. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing**, v. 17, n. 2, p. 257–267. 2016. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12541-016-0034-8>

LEGUILLON, D.; MARTIN, É.; LAFARIE-FRENOT, M.-C. Flexural vs. tensile strength in brittle materials. *Comptes Rendus Mécanique*, v. 343, n. 4, p. 275-281, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.crme.2015.02.003>

LI, J.F.; LI, L. STOTT, F.H. *Thermal stresses, and their implication on cracking during laser melting of ceramic materials*. **Acta Materialia**. v. 52, n. 1, p. 4385 – 4398, 2004. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.005>

LI, Z. P.; ZHANG, F. H.; LUO, X. C.; CHANG, W. L.; CAI, Y. K.; ZHONG, W. B.; DING, F. *Material removal mechanism of laser-assisted grinding of RB-SiC ceramics and process optimization*. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 39, n. 4, p. 705–717, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.11.002>

LIU, G. Y.; WANG, J.; CHEN, B.; GUO, B.; ZHANG, H.; WANG, Z. H. *Parameters optimization of laser-grinding chain for processing groove of 2.5-dimensional C/SiC composites*. **Materials**, v. 16, n. 13, p. 4761, 2023. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16134761>

LIU, Q.; LIU, J.; MING, Z.; CUI, B.; WANG, J. *Research progress on laser-assisted precision machining technology*. **Micromachines**, Basel, v. 16, n. 2, art. 173, 2025. <https://doi.org/10.3390/mi16020173>

LOPOTA, V. A.; WEBER, H. *Fundamentals of the semiclassical laser theory*. In: WEBER, H.; HERZIGER, G.; POPRAWA, R. (Ed.). **Laser Physics and Applications: Subvolume A: Laser Fundamentals**. Part 1. Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2005. p. 3–44. Disponível em: <https://ehs.msu.edu/_assets/docs/laser/laser-fundamentals-pt1-springer-2005.pdf>. Acesso em 01 de jul. de 2025.

MA, Z.; WANG, Q.; DONG, J.; WANG, Z.; YU, T. Experimental investigation and numerical analysis for machinability of alumina ceramic by laser-assisted grinding. **Precision Engineering**, v. 72, n. 1, p. 798–806. 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2021.08.002>

MARINESCU, I. D. **Handbook of Advanced Ceramics Machining**. CRC Press, 2006. 384 p.

MILLS, B.; GRANT-JACOB, J.A. *Lasers that learn: the interface of laser machining and machine learning*. **IET Optoelectron.** v.15, n. 5, p. 207–224 (2021). <https://doi.org/10.1049/ote2.12039>

MILONNI, P. W.; EBERLY, J. H. **Laser Physics**. New Jersey: John Wiley & Sons. 2010, 836 p.

MODEST, M. F.; MALLISON, T. M. *Transient Elastic Thermal Stress Development During Laser Scribing of Ceramics*. **Journal of Heat Transfer**, v. 123, n. 1, p. 171-177, 2001. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.1332779>

MONAGHAN, J. J. *Smoothed particle hydrodynamics*. **Reports on Progress in Physics**, v. 68, n. 8, p. 1703–1759, 2005. DOI: <https://doi.org/10.1088/0034-4885/68/8/r01>

MOREIRA, E. F.; MALAVOLTA, A. T.; FRANÇA, T. V. Finite element analysis and experimental validation of microcrack formation in silicon carbide for laser-assisted grinding applications. **Machining Science and Technology**, 2025. DOI: <https://doi.org/10.1080/10910344.2025.2556799>

MUNRO, R. G. *Material Properties of a Sintered α -SiC*. **Journal of Physical and Chemical Reference Data**, v. 26, p. 1195-1203, 1997. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.556000>.

NIA, F. E.; KOUKI, A. *Ceramics for Microelectromechanical Systems Applications: A Review*. **Micromachines**, v. 15, n. 1244, p. 1-29, 2024. DOI: <https://doi.org/10.3390/mi15101244>.

OLANIYAN, T.; FAISAL, N.; NJUGUNA, J. Recent Developments in Mechanical Ultraprecision Machining for Nano/Micro Device Manufacturing. **Micromachines**, v. 15, p. 1030, 2024. <https://doi.org/10.3390/mi15081030>.

PAKNEJAD, M.; AZARHOUSHANG, B.; ZAHEDI, A.; KHAKRANGIN, M.; BÖSINGER, R.; HOJATI, F. *Laser-assisted surface grinding of innovative superhard SiC-bonded diamond (DSiC) materials*. **Ceramics International**, v. 50, n. 13, p. 18391–18407, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.02.327>

PANG, J.; JI, X.; NIU, Y.; CHEN, S. Experimental Investigation of Grinding Force and Material Removal Mechanism of Laser-Structured Zirconia Ceramics. **Micromachines**, v. 13, n. 1, p. 710, 2022. <https://doi.org/10.3390/mi13050710>.

PENG, Y.; CHENG, Z.; ZHANG, Y.; QIU, J. Laser-induced temperature distributions and thermal deformations in sapphire, silicon, and calcium fluoride substrates at 1.315 μm . **Optical Engineering**, v. 40, n. 12, p. 2822-2829, 2001. DOI: <https://doi.org/10.1117/1.1418712>

RAO, X. S.; ZHANG, F. H.; LU, Y. J.; LUO, X. C.; DING, F.; LI, C. *Analysis of diamond wheel wear and surface integrity in laser-assisted grinding of RB-SiC ceramics*. **Ceramics International**, v. 45, n. 18, p. 24355–24364, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.08.154>

RENK, Karl F. **Basics of Laser Physics: For Students of Science and Engineering**. 2. ed. Cham: Springer, 2017. 676 p. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-319-50651-7>.

RICHERSON, D. W.; LEE, W. E. **Modern Ceramic Engineering: Properties, Processing, and Use in Design**. 4th ed. CRC Press, 2018.

ROESLER, J.; HARDERS, H.; BAEKER, M. **Mechanical Behaviour of Engineering Materials: Metals, Ceramics, Polymers, and Composites**. Berlin, Heidelberg: Springer, 2007. 540 p. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-540-73448-2>

ROZZI, J. C.; INCROPERA, F. P.; SHIN, Y. C. Transient, three-dimensional heat transfer model for the laser assisted machining of silicon nitride: II. Assessment of parametric effects. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 43, n. 8, p. 1425-1437, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0017-9310\(99\)00219-7](https://doi.org/10.1016/S0017-9310(99)00219-7).

SENGUPTA, D. K.; QUICK, N. R.; KAR, A. *Laser conversion of electrical properties for silicon carbide device applications*. **Journal of Laser Applications**, v. 13, n. 1, p. 26-31, 2001. <http://dx.doi.org/10.2351/1.1340336>

SHEN, Xi. **Numerical modeling and experimental investigation of laser-assisted machining of silicon nitride ceramics**. 2010. Tese (Doutorado em Engenharia Industrial e de Sistemas de Manufatura) — Kansas State University, Manhattan, 2010.

SHVYDYUK, K.O.; NUNES-PEREIRA, J.; RODRIGUES, F.F.; PÁSCOA, J.C.; LANCEROS-MENDEZ, S.; SILVA, A.P. *Holistic Characterization of MgO-Al₂O₃, MgO-CaZrO₃, and Y₂O₃-ZrO₂ Ceramic Composites for Aerospace Propulsion Systems*. **Ceramics**, v. 7, p. 364-384, 2024. DOI: <https://doi.org/10.3390/ceramics7010023>

SIEMENS PLM SOFTWARE. NX Nastran user's guide. Plano: Siemens PLM Software, 2014.

SIEMENS PLM SOFTWARE. Thermal analysis user's guide. Plano: Siemens PLM Software, 2017.

SOBOYEJO, W. O. **Mechanical Properties of Engineered Materials**. CRC Press, 2003. 608 p. DOI: <https://doi.org/10.1201/9780203910399>

SUN, Y.; QU, S. S.; YANG, Y. Y.; CHU, D. K.; YAO, P. Laser pre-ablation assisted grinding process and material removal mechanisms of ZTA ceramics. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 160, p. 345–358, 2026. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2026.01.053>.

SVELTO, O. **Principles of lasers**. 5. Ed., New York: Springer, 2010, 620 p. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-1-4419-1302-9>.

TIAN, Y.; SHIN, Y. C. Thermal Modeling for Laser-Assisted Machining of Silicon Nitride Ceramics With Complex Features. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 128, n. 2, p. 425- 434. 2006. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.2162906>

VLASOVA, M.; AGUILAR, P. A. M.; RESÉNDIZ-GONZÁLEZ, M. C.; KAKAZEY, M.; GUZMAN, J.; BYKOV, A.; STETSENKO, V.; TOMILA, T.; RAGULYA, A. *Laser irradiation of α -SiC ceramics*. **Ceramics International**, v. 35, n. 6, p. 2503-2508, 2009. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2008.11.019>

VORA, H. D.; DAHOTRE, N. B. Multiphysics Theoretical Evaluation of Thermal Stresses in Laser Machined Structural Alumina. **Lasers in Manufacturing and Materials Processing**, v. 2, n. 1, p. 1–23. 2015. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40516-014-0004-x>

WANG, J. X.; WU, C. J.; ZHENG, D. H.; DING, Z. S.; LIANG, S. Y. Laser prefabricated circular groove-assisted grinding of Si₃N₄ ceramics: surface quality analysis and process optimization. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 136, p. 148–161, 2025. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2025.01.074>

WANG, X.; QIN, Y.; WANG, B.; ZHANG, L.; LU, Z. S. J.; NI, X. *Numerical and experimental study of the thermal stress of silicon induced by a millisecond laser*. **Applied optics**. v.50, n. 21, p. 3725 – 3732, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1364/AO.50.003725>.

WANG, Z.-G.; ZHANG, Y.-Z.; OUYANG, J.-H.; SONG, X.-W.; XIE, M.; WANG, Y.-M.; WANG, Y.-J. Nanocrystalline Alumina-Zirconia-Based Eutectic Ceramics Fabricated with High-Energy Beams: Principle, Solidification Techniques, Microstructure and Mechanical Properties. **Materials**, v. 16, n. 2985, p. 1-26, 2023. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16082985>.

WESTKÄMPER, E. *Grinding assisted by Nd: YAG lasers*. **CIRP Annals-Manufacturing Technology**, v. 44, n.1, p. 317-320. 1995. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)62333-6](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)62333-6).

WU, C.; ZHANG, T.; GUO, W.; MENG, X.; DING, Z.; LIANG, S. Y. *Laser-assisted grinding of silicon nitride ceramics: Micro-groove preparation and removal mechanism*. **Ceramics International**, v. 48, n. 21, p. 32366-32379, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.07.180>

XIAO, G.; WANG, J.; ZHU, S.; HE, Y.; LIU, Z.; HUANG, Y. A review of research on material removal mechanisms for laser-assisted machining of difficult-to-machine materials. **Surface Science and Technology**. V. 1, n. 8, p.1 -26, 2023. DOI: <https://doi.org/10.1007/s44251-023-00007-4>

XU, S.; YAO, Z. Q.; CAI, H. Y.; WANG, H. Y. An experimental investigation of grinding force and energy in laser thermal shock-assisted grinding of zirconia ceramics. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 91, n. 9–12, p. 3299–3306, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-017-0013-y>

YANG, B.; SHEN, X.; LEI, S. Mechanisms of edge chipping in laser-assisted milling of silicon nitride ceramics. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 50, n. 4, p. 393-401, 2009. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2008.09.006>

YANG, X; SONG, R; HE, LI et al. Optimization mechanism and applications of ultrafast laser machining towards highly designable 3D micronano structuring. **RSC Advances**, v. 12, p. 35227–35241, 2022. <https://doi.org/10.1039/D2RA05148F>

ZAHRANI, E. G.; PAKNEJAD, M.; ZAHEDI, A.; AZARHOUSHANG, B. *Laser-assisted cylindrical grinding of silicon nitride ceramics*. **Optics & Laser Technology**, v. 174, p. 110616, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2024.110616>

ZHANG, X. H.; DENG, Z. H.; CHEN, G. Y.; REN, Y. H.; WAN, L. L.; LIU, W.; ZHANG, G. F. A theoretical and experimental study on laser-induced deterioration in wet grinding of Al₂O₃ engineering ceramic. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 82, n. 9-12, p. 1949-1957, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7546-8>

ZHANG, X. H.; WEN, D. D.; DENG, Z. H.; LI, S.; WU, Q. P.; JIANG, J. Study on the grinding behavior of laser-structured grinding in silicon nitride ceramic. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 96, n. 9–12, p. 3081–3091, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-018-1743-1>

ZHAO, W.; MEI, X.; YANG, Z. *Simulation, and experimental study on group hole laser ablation on Al₂O₃ ceramics*. **Ceramics International**. v.48, n. 4, p. 4474-4483, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.10.233>

APENDICE A – Critérios de Falha

Tabela A. 1 - Critérios de Falha — Hipótese 1 — von Mises

Dados de Entrada				von Mises				
Z [mm]	Sim.	σ_1 [MPa]	σ_3 [MPa]	σ_{vM} [MPa]	$F_{vM} (\sigma_t)$	Falha?	$F_{vM} (\sigma_c)$	Falha?
0,00	A	93,67	-749,37	800,33	2,89	SIM	0,23	NÃO
0,02	A	90,39	-728,50	777,64	2,80	SIM	0,22	NÃO
0,03	A	86,00	-708,92	755,60	2,73	SIM	0,22	NÃO
0,05	A	81,64	-689,72	733,96	2,65	SIM	0,21	NÃO
0,07	A	77,39	-670,91	712,76	2,57	SIM	0,20	NÃO
0,08	A	73,25	-652,50	692,04	2,50	SIM	0,20	NÃO
0,10	A	69,21	-634,41	671,70	2,42	SIM	0,19	NÃO
0,13	A	61,61	-599,69	632,76	2,28	SIM	0,18	NÃO
0,17	A	54,40	-566,87	595,93	2,15	SIM	0,17	NÃO
0,20	A	47,64	-535,65	560,99	2,02	SIM	0,16	NÃO
0,23	A	41,34	-505,75	527,64	1,90	SIM	0,15	NÃO
0,27	A	35,47	-477,11	495,80	1,79	SIM	0,14	NÃO
0,30	A	30,05	-449,22	464,97	1,68	SIM	0,13	NÃO
0,00	B	94,07	-728,48	779,78	2,81	SIM	0,22	NÃO
0,02	B	90,71	-709,29	758,72	2,74	SIM	0,22	NÃO
0,03	B	86,30	-691,12	738,07	2,66	SIM	0,21	NÃO
0,05	B	81,98	-673,20	717,71	2,59	SIM	0,21	NÃO
0,07	B	77,76	-655,57	697,71	2,52	SIM	0,20	NÃO
0,08	B	73,65	-638,31	678,15	2,45	SIM	0,19	NÃO
0,10	B	69,62	-621,41	658,99	2,38	SIM	0,19	NÃO
0,13	B	62,05	-588,84	622,19	2,24	SIM	0,18	NÃO
0,17	B	54,84	-557,73	587,07	2,12	SIM	0,17	NÃO
0,20	B	48,08	-527,96	553,57	2,00	SIM	0,16	NÃO
0,23	B	41,75	-499,35	521,48	1,88	SIM	0,15	NÃO
0,27	B	35,85	-471,95	490,86	1,77	SIM	0,14	NÃO
0,30	B	30,39	-445,43	461,38	1,66	SIM	0,13	NÃO
0,00	C	93,86	-745,78	796,86	2,87	SIM	0,23	NÃO
0,02	C	90,39	-725,90	775,06	2,80	SIM	0,22	NÃO
0,03	C	85,80	-707,16	753,74	2,72	SIM	0,22	NÃO
0,05	C	81,29	-688,71	732,74	2,64	SIM	0,21	NÃO
0,07	C	76,89	-670,59	712,15	2,57	SIM	0,20	NÃO
0,08	C	72,58	-652,85	692,00	2,50	SIM	0,20	NÃO
0,10	C	68,34	-635,44	672,22	2,42	SIM	0,19	NÃO
0,13	C	60,36	-602,02	634,36	2,29	SIM	0,18	NÃO
0,17	C	52,79	-570,29	598,44	2,16	SIM	0,17	NÃO
0,20	C	45,72	-540,00	564,25	2,04	SIM	0,16	NÃO
0,23	C	39,12	-510,93	531,57	1,92	SIM	0,15	NÃO
0,27	C	32,98	-483,04	500,35	1,80	SIM	0,14	NÃO
0,30	C	27,34	-455,87	470,14	1,70	SIM	0,13	NÃO

Fonte: Elaborado pelo Autor

Tabela A. 2 - Critérios de Falha — Hipótese 1 — Tresca

Dados de Entrada				Tresca		
Z [mm]	Sim.	σ_1 [MPa]	σ_3 [MPa]	$\tau_{\max}$ [MPa]	F_{Tr}	Falha?
0,00	A	93,67	-749,37	421,52	3,04	SIM
0,02	A	90,39	-728,50	409,44	2,95	SIM
0,03	A	86,00	-708,92	397,46	2,87	SIM
0,05	A	81,64	-689,72	385,68	2,78	SIM
0,07	A	77,39	-670,91	374,15	2,70	SIM
0,08	A	73,25	-652,50	362,87	2,62	SIM
0,10	A	69,21	-634,41	351,81	2,54	SIM
0,13	A	61,61	-599,69	330,65	2,39	SIM
0,17	A	54,40	-566,87	310,63	2,24	SIM
0,20	A	47,64	-535,65	291,65	2,10	SIM
0,23	A	41,34	-505,75	273,54	1,97	SIM
0,27	A	35,47	-477,11	256,29	1,85	SIM
0,30	A	30,05	-449,22	239,63	1,73	SIM
0,00	B	94,07	-728,48	411,27	2,97	SIM
0,02	B	90,71	-709,29	400,00	2,89	SIM
0,03	B	86,30	-691,12	388,71	2,80	SIM
0,05	B	81,98	-673,20	377,59	2,72	SIM
0,07	B	77,76	-655,57	366,67	2,64	SIM
0,08	B	73,65	-638,31	355,98	2,57	SIM
0,10	B	69,62	-621,41	345,52	2,49	SIM
0,13	B	62,05	-588,84	325,44	2,35	SIM
0,17	B	54,84	-557,73	306,28	2,21	SIM
0,20	B	48,08	-527,96	288,02	2,08	SIM
0,23	B	41,75	-499,35	270,55	1,95	SIM
0,27	B	35,85	-471,95	253,90	1,83	SIM
0,30	B	30,39	-445,43	237,91	1,72	SIM
0,00	C	93,86	-745,78	419,82	3,03	SIM
0,02	C	90,39	-725,90	408,15	2,94	SIM
0,03	C	85,80	-707,16	396,48	2,86	SIM
0,05	C	81,29	-688,71	385,00	2,78	SIM
0,07	C	76,89	-670,59	373,74	2,70	SIM
0,08	C	72,58	-652,85	362,72	2,62	SIM
0,10	C	68,34	-635,44	351,89	2,54	SIM
0,13	C	60,36	-602,02	331,19	2,39	SIM
0,17	C	52,79	-570,29	311,54	2,25	SIM
0,20	C	45,72	-540,00	292,86	2,11	SIM
0,23	C	39,12	-510,93	275,03	1,98	SIM
0,27	C	32,98	-483,04	258,01	1,86	SIM
0,30	C	27,34	-455,87	241,61	1,74	SIM

Fonte: Elaborado pelo Autor

Tabela A. 3 - Critérios de Falha — Hipótese 1 — Rankine

Dados de Entrada				Rankine			
Z [mm]	Sim.	σ_1 [MPa]	σ_3 [MPa]	F_{Rank} (tração)	Falha?	F_{Rank} (compressão)	Falha?
0,00	A	93,67	-749,37	0,34	NÃO	0,21	NÃO
0,02	A	90,39	-728,50	0,33	NÃO	0,21	NÃO
0,03	A	86,00	-708,92	0,31	NÃO	0,20	NÃO
0,05	A	81,64	-689,72	0,29	NÃO	0,20	NÃO
0,07	A	77,39	-670,91	0,28	NÃO	0,19	NÃO
0,08	A	73,25	-652,50	0,26	NÃO	0,19	NÃO
0,10	A	69,21	-634,41	0,25	NÃO	0,18	NÃO
0,13	A	61,61	-599,69	0,22	NÃO	0,17	NÃO
0,17	A	54,40	-566,87	0,20	NÃO	0,16	NÃO
0,20	A	47,64	-535,65	0,17	NÃO	0,15	NÃO
0,23	A	41,34	-505,75	0,15	NÃO	0,14	NÃO
0,27	A	35,47	-477,11	0,13	NÃO	0,14	NÃO
0,30	A	30,05	-449,22	0,11	NÃO	0,13	NÃO
0,00	B	94,07	-728,48	0,34	NÃO	0,21	NÃO
0,02	B	90,71	-709,29	0,33	NÃO	0,20	NÃO
0,03	B	86,30	-691,12	0,31	NÃO	0,20	NÃO
0,05	B	81,98	-673,20	0,30	NÃO	0,19	NÃO
0,07	B	77,76	-655,57	0,28	NÃO	0,19	NÃO
0,08	B	73,65	-638,31	0,27	NÃO	0,18	NÃO
0,10	B	69,62	-621,41	0,25	NÃO	0,18	NÃO
0,13	B	62,05	-588,84	0,22	NÃO	0,17	NÃO
0,17	B	54,84	-557,73	0,20	NÃO	0,16	NÃO
0,20	B	48,08	-527,96	0,17	NÃO	0,15	NÃO
0,23	B	41,75	-499,35	0,15	NÃO	0,14	NÃO
0,27	B	35,85	-471,95	0,13	NÃO	0,13	NÃO
0,30	B	30,39	-445,43	0,11	NÃO	0,13	NÃO
0,00	C	93,86	-745,78	0,34	NÃO	0,21	NÃO
0,02	C	90,39	-725,90	0,33	NÃO	0,21	NÃO
0,03	C	85,80	-707,16	0,31	NÃO	0,20	NÃO
0,05	C	81,29	-688,71	0,29	NÃO	0,20	NÃO
0,07	C	76,89	-670,59	0,28	NÃO	0,19	NÃO
0,08	C	72,58	-652,85	0,26	NÃO	0,19	NÃO
0,10	C	68,34	-635,44	0,25	NÃO	0,18	NÃO
0,13	C	60,36	-602,02	0,22	NÃO	0,17	NÃO
0,17	C	52,79	-570,29	0,19	NÃO	0,16	NÃO
0,20	C	45,72	-540,00	0,16	NÃO	0,15	NÃO
0,23	C	39,12	-510,93	0,14	NÃO	0,15	NÃO
0,27	C	32,98	-483,04	0,12	NÃO	0,14	NÃO
0,30	C	27,34	-455,87	0,10	NÃO	0,13	NÃO

Fonte: Elaborado pelo Autor

Tabela A. 4 - Critérios de Falha — Hipótese 2 — von Mises

Dados de Entrada					von Mises			
Z [mm]	Sim.	σ_1 [MPa]	σ_3 [MPa]	σ_{VM} [MPa]	F_{VM} (σ_t)	Falha?	F_{VM} (σ_c)	Falha?
0,00	A	-0,35	-3313,78	3313,60	11,95	SIM	0,95	NÃO
0,02	A	21,85	-3183,38	3194,36	11,52	SIM	0,91	NÃO
0,03	A	16,13	-2964,75	2972,84	10,72	SIM	0,85	NÃO
0,05	A	11,14	-2759,85	2765,43	9,97	SIM	0,79	NÃO
0,07	A	12,96	-2560,67	2567,18	9,26	SIM	0,73	NÃO
0,08	A	1,18	-2392,10	2392,69	8,63	SIM	0,68	NÃO
0,10	A	-2,36	-2226,34	2225,16	8,03	SIM	0,64	NÃO
0,13	A	65,23	-1907,57	1941,01	7,00	SIM	0,55	NÃO
0,17	A	53,18	-1698,05	1725,26	6,22	SIM	0,49	NÃO
0,20	A	54,91	-1419,69	1447,93	5,22	SIM	0,41	NÃO
0,23	A	55,73	-1225,20	1253,99	4,52	SIM	0,36	NÃO
0,27	A	68,03	-1070,46	1106,05	3,99	SIM	0,32	NÃO
0,30	A	64,46	-958,78	992,58	3,58	SIM	0,28	NÃO
0,00	B	3,67	-3354,90	3356,74	12,11	SIM	0,96	NÃO
0,02	B	23,31	-3231,74	3243,46	11,70	SIM	0,93	NÃO
0,03	B	15,71	-3012,60	3020,49	10,89	SIM	0,86	NÃO
0,05	B	13,54	-2803,08	2809,88	10,13	SIM	0,80	NÃO
0,07	B	9,43	-2610,53	2615,26	9,43	SIM	0,75	NÃO
0,08	B	3,96	-2429,87	2431,85	8,77	SIM	0,69	NÃO
0,10	B	-6,30	-2262,41	2259,26	8,15	SIM	0,65	NÃO
0,13	B	69,19	-1932,99	1968,50	7,10	SIM	0,56	NÃO
0,17	B	54,75	-1740,72	1768,73	6,38	SIM	0,51	NÃO
0,20	B	54,33	-1447,39	1475,30	5,32	SIM	0,42	NÃO
0,23	B	54,71	-1247,57	1275,81	4,60	SIM	0,36	NÃO
0,27	B	66,00	-1089,41	1123,86	4,05	SIM	0,32	NÃO
0,30	B	64,12	-974,37	1007,96	3,64	SIM	0,29	NÃO
0,00	C	5,07	-3372,40	3374,94	12,17	SIM	0,96	NÃO
0,02	C	25,90	-3247,18	3260,21	11,76	SIM	0,93	NÃO
0,03	C	19,81	-3028,91	3038,86	10,96	SIM	0,87	NÃO
0,05	C	13,49	-2822,77	2829,53	10,20	SIM	0,81	NÃO
0,07	C	16,41	-2622,02	2630,27	9,49	SIM	0,75	NÃO
0,08	C	4,24	-2452,85	2454,97	8,85	SIM	0,70	NÃO
0,10	C	-5,42	-2282,19	2279,48	8,22	SIM	0,65	NÃO
0,13	C	59,99	-1956,91	1987,58	7,17	SIM	0,57	NÃO
0,17	C	53,42	-1756,38	1783,68	6,43	SIM	0,51	NÃO
0,20	C	54,23	-1468,09	1495,95	5,40	SIM	0,43	NÃO
0,23	C	55,02	-1265,21	1293,60	4,67	SIM	0,37	NÃO
0,27	C	64,93	-1104,74	1138,60	4,11	SIM	0,33	NÃO
0,30	C	64,11	-987,56	1021,12	3,68	SIM	0,29	NÃO

Fonte: Elaborado pelo Autor

Tabela A. 5 - Critérios de Falha — Hipótese 2 — Tresca

Dados de Entrada					Tresca	
Z [mm]	Sim.	σ_1 [MPa]	σ_3 [MPa]	$\tau_{\max}$ [MPa]	F_T	Falha?
0,00	A	-0,35	-3313,78	1656,71	11,95	SIM
0,02	A	21,85	-3183,38	1602,61	11,56	SIM
0,03	A	16,13	-2964,75	1490,44	10,75	SIM
0,05	A	11,14	-2759,85	1385,49	9,99	SIM
0,07	A	12,96	-2560,67	1286,82	9,28	SIM
0,08	A	1,18	-2392,10	1196,64	8,63	SIM
0,10	A	-2,36	-2226,34	1111,99	8,02	SIM
0,13	A	65,23	-1907,57	986,40	7,12	SIM
0,17	A	53,18	-1698,05	875,62	6,32	SIM
0,20	A	54,91	-1419,69	737,30	5,32	SIM
0,23	A	55,73	-1225,20	640,47	4,62	SIM
0,27	A	68,03	-1070,46	569,24	4,11	SIM
0,30	A	64,46	-958,78	511,62	3,69	SIM
0,00	B	3,67	-3354,90	1679,29	12,11	SIM
0,02	B	23,31	-3231,74	1627,52	11,74	SIM
0,03	B	15,71	-3012,60	1514,16	10,92	SIM
0,05	B	13,54	-2803,08	1408,31	10,16	SIM
0,07	B	9,43	-2610,53	1309,98	9,45	SIM
0,08	B	3,96	-2429,87	1216,91	8,78	SIM
0,10	B	-6,30	-2262,41	1128,05	8,14	SIM
0,13	B	69,19	-1932,99	1001,09	7,22	SIM
0,17	B	54,75	-1740,72	897,73	6,48	SIM
0,20	B	54,33	-1447,39	750,86	5,42	SIM
0,23	B	54,71	-1247,57	651,14	4,70	SIM
0,27	B	66,00	-1089,41	577,70	4,17	SIM
0,30	B	64,12	-974,37	519,24	3,75	SIM
0,00	C	5,07	-3372,40	1688,74	12,18	SIM
0,02	C	25,90	-3247,18	1636,54	11,80	SIM
0,03	C	19,81	-3028,91	1524,36	11,00	SIM
0,05	C	13,49	-2822,77	1418,13	10,23	SIM
0,07	C	16,41	-2622,02	1319,22	9,52	SIM
0,08	C	4,24	-2452,85	1228,54	8,86	SIM
0,10	C	-5,42	-2282,19	1138,38	8,21	SIM
0,13	C	59,99	-1956,91	1008,45	7,27	SIM
0,17	C	53,42	-1756,38	904,90	6,53	SIM
0,20	C	54,23	-1468,09	761,16	5,49	SIM
0,23	C	55,02	-1265,21	660,12	4,76	SIM
0,27	C	64,93	-1104,74	584,84	4,22	SIM
0,30	C	64,11	-987,56	525,83	3,79	SIM

Fonte: Elaborado pelo Autor

Tabela A. 6 - Critérios de Falha — Hipótese 2 — Rankine

Dados de Entrada				Rankine			
Z [mm]	Sim.	σ_1 [MPa]	σ_3 [MPa]	F_{Rank} (tração)	Falha?	F_{Rank} (compressão)	Falha?
0,00	A	-0,35	-3313,78	0,00	NÃO	0,95	NÃO
0,02	A	21,85	-3183,38	0,08	NÃO	0,91	NÃO
0,03	A	16,13	-2964,75	0,06	NÃO	0,85	NÃO
0,05	A	11,14	-2759,85	0,04	NÃO	0,79	NÃO
0,07	A	12,96	-2560,67	0,05	NÃO	0,73	NÃO
0,08	A	1,18	-2392,10	0,00	NÃO	0,68	NÃO
0,10	A	-2,36	-2226,34	-0,01	NÃO	0,64	NÃO
0,13	A	65,23	-1907,57	0,24	NÃO	0,55	NÃO
0,17	A	53,18	-1698,05	0,19	NÃO	0,49	NÃO
0,20	A	54,91	-1419,69	0,20	NÃO	0,41	NÃO
0,23	A	55,73	-1225,20	0,20	NÃO	0,35	NÃO
0,27	A	68,03	-1070,46	0,25	NÃO	0,31	NÃO
0,30	A	64,46	-958,78	0,23	NÃO	0,27	NÃO
0,00	B	3,67	-3354,90	0,01	NÃO	0,96	NÃO
0,02	B	23,31	-3231,74	0,08	NÃO	0,92	NÃO
0,03	B	15,71	-3012,60	0,06	NÃO	0,86	NÃO
0,05	B	13,54	-2803,08	0,05	NÃO	0,80	NÃO
0,07	B	9,43	-2610,53	0,03	NÃO	0,75	NÃO
0,08	B	3,96	-2429,87	0,01	NÃO	0,69	NÃO
0,10	B	-6,30	-2262,41	-0,02	NÃO	0,65	NÃO
0,13	B	69,19	-1932,99	0,25	NÃO	0,55	NÃO
0,17	B	54,75	-1740,72	0,20	NÃO	0,50	NÃO
0,20	B	54,33	-1447,39	0,20	NÃO	0,41	NÃO
0,23	B	54,71	-1247,57	0,20	NÃO	0,36	NÃO
0,27	B	66,00	-1089,41	0,24	NÃO	0,31	NÃO
0,30	B	64,12	-974,37	0,23	NÃO	0,28	NÃO
0,00	C	5,07	-3372,40	0,02	NÃO	0,96	NÃO
0,02	C	25,90	-3247,18	0,09	NÃO	0,93	NÃO
0,03	C	19,81	-3028,91	0,07	NÃO	0,87	NÃO
0,05	C	13,49	-2822,77	0,05	NÃO	0,81	NÃO
0,07	C	16,41	-2622,02	0,06	NÃO	0,75	NÃO
0,08	C	4,24	-2452,85	0,02	NÃO	0,70	NÃO
0,10	C	-5,42	-2282,19	-0,02	NÃO	0,65	NÃO
0,13	C	59,99	-1956,91	0,22	NÃO	0,56	NÃO
0,17	C	53,42	-1756,38	0,19	NÃO	0,50	NÃO
0,20	C	54,23	-1468,09	0,20	NÃO	0,42	NÃO
0,23	C	55,02	-1265,21	0,20	NÃO	0,36	NÃO
0,27	C	64,93	-1104,74	0,23	NÃO	0,32	NÃO
0,30	C	64,11	-987,56	0,23	NÃO	0,28	NÃO

Fonte: Elaborado pelo Autor