

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA  
SETOR DE CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**VIVIANE TELEGINSKI**

**RESISTÊNCIA À CORROSÃO E SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA TEMPERATURA E  
TENSÕES INDUZIDAS NA REFUSÃO SUPERFICIAL A LASER DA LIGA  
AEROESPACIAL Al-1,5% Fe**

**PONTA GROSSA**

**2012**

**VIVIANE TELEGINSKI**

**RESISTÊNCIA À CORROSÃO E SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA TEMPERATURA E  
TENSÕES INDUZIDAS NA REFUSÃO SUPERFICIAL A LASER DA LIGA  
AEROESPACIAL Al-1,5% Fe**

Dissertação apresentada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais na Universidade Estadual de Ponta Grossa, área de concentração em Desenvolvimento e Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Moisés Meza Pariona

**PONTA GROSSA**

**2012**

Catálogo na Fonte Elaborada pelo Setor Tratamento da Informação BICEN/UEPG

T267 Teleginski, Viviane  
Resistência à corrosão e simulação numérica da temperatura e tensões induzidas na refusão superficial a laser da liga aeroespacial Al-1,5%Fe / Viviane Teleginski. Ponta Grossa, 2012.  
93 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais),  
Universidade Estadual de Ponta Grossa.  
Orientador: Prof. Dr. Moisés Meza Pariona.

1. Ligas Al. 2. Refusão superficial a laser. 3. Rugosidade. 4. Modificação superficial. 5. Simulação numérica. I. Pariona, Moisés Meza . II. Universidade Estadual de Ponta Grossa. Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais. III. T.

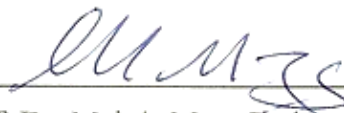
CDD:620.112.1

VIVIANE TELEGINSKI

RESISTÊNCIA À CORROSÃO E SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA TEMPERATURA  
E TENSÕES INDUZIDAS NA REFUSÃO SUPERFICIAL A LASER DA  
LIGA AEROESPACIAL Al-1,5%Fe

Dissertação apresentada para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais na Universidade Estadual de Ponta Grossa, Setor de Ciências Agrárias e de Tecnologia, Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais, área de concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais.

Ponta Grossa, 31 de agosto de 2012.



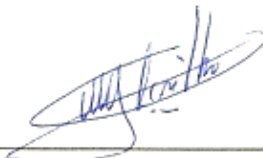
---

Prof. Dr. Moisés Meza Pariona - Orientador  
Doutor em Engenharia e Ciência de Materiais  
Universidade Estadual de Ponta Grossa - UEPG



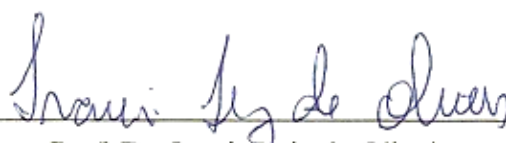
---

Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini  
Doutor em Tecnologia de Fundição  
Universidade Federal de São Carlos - UFSCar



---

Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho  
Doutor em Engenharia Metalúrgica  
Universidade Estadual de Ponta Grossa- UEPG



---

Prof. Dr. Ivanir Luiz de Oliveira  
Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR

Dedico este trabalho a minha família.

## **AGRADECIMENTOS**

Gostaria de poder agradecer a cada um que teve importância no desenvolvimento deste trabalho.

Agradeço inicialmente ao professor Moisés Meza Pariona, por sua orientação e pela grande amizade.

Ao professor Ivanir Luiz de Oliveira, pelas oportunidades e contribuições desde a graduação até a conclusão do mestrado.

Agradeço a minha família; minha mãe Eudéa Virgínia Nassar Sikorski, minha avó Jamile Miguel Nassar Sikorski, meus irmãos Carlos Eduardo S. de Lima e Silva e Rafael Teleginski, a meu pai Dimas Teleginski, pela base da minha formação.

Ao meu amigo e companheiro Maurício Marlon Mazur e aos amigos Kelly dos Santos, Josiane C. Souza, Raphael E. P. Salem, Ederson Pauletti, Cristiane L. Ojaimi, Siliane Machado, Hudson Haskell, Nádia K. Zurba e Eleomar Lena.

Agradeço aos professores Alfredo José Zara e Osvaldo M. Cintho pelas contribuições para a realização deste trabalho.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, pela bolsa que permitiu o desenvolvimento deste trabalho.

À Universidade Estadual de Ponta Grossa, pelo programa de pós-graduação e aos técnicos de laboratório da instituição.

Ao Prof. Amauri Garcia e Pedro Goulart da Universidade Estadual de Campinas, pela concessão da liga de alumínio utilizada neste estudo.

Agradeço ao Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Lasers e Óptica – Dedalo, em São José dos Campos, em especial ao professor Rudimar Riva pelo imprescindível tratamento a laser das amostras, para que este trabalho se tornasse possível.

## RESUMO

Neste trabalho a liga aeroespacial Al-1,5%Fe foi submetida ao tratamento de refusão superficial a laser (RSL). O processo ocorre através da aplicação localizada da radiação laser com alta densidade de potência, acontecendo um rápido aquecimento e fusão do material irradiado, seguido de um resfriamento com taxas elevadas sendo que a solidificação da camada tratada ocorre em condições fora de equilíbrio. No presente trabalho realizou-se um amplo levantamento experimental quanto à microestrutura, composição das fases resultantes, característica da morfologia, microdureza e resistência à corrosão da camada tratada e os resultados foram comparados com a amostra não tratada. Através da simulação numérica foram previstos o histórico térmico, ciclos de aquecimento, resfriamento, profundidade da camada tratada e as tensões termicamente induzidas pelo brusco aquecimento e resfriamento provocado pelo processamento. Os resultados indicam que em consequência do resfriamento com taxas da ordem de  $10^4$  K/s houve a formação de fases intermetálicas metaestáveis e óxidos. Houve um aumento da dureza, redução da rugosidade superficial e aumento da resistência à corrosão em torno de quatorze vezes no eletrólito de ácido sulfúrico 0,1 mol/L. Estes resultados indicam que o tratamento de refusão superficial a laser é uma eficiente ferramenta para aprimorar a qualidade superficial de peças que exigem alto nível de desempenho. A técnica de RSL é uma tecnologia moderna de processamento superficial e vem sendo aplicada nas indústrias como automobilística, aeroespacial e de energia.

Palavras-chave: Ligas Al-Fe. Refusão superficial a laser. Estudo da corrosão. Modificação superficial. Simulação numérica. Rugosidade.

## ABSTRACT

In this work, the aerospace alloy Al–1.5wt.%Fe was submitted to laser surface remelting (LSR). This process occurs through the application of a localized laser radiation with high power density, causing fast heating and melting of the irradiated material, followed by high rates of cooling causing the non-equilibrium solidification of the treated layer. In the present work a broad experimental survey was made in relation to microstructure, composition of the resulting phases, morphology characterization, microhardness and corrosion resistance of the treated layer and the results were compared with the untreated sample. Predictions through numerical simulation were done relative to the thermal history, heating and cooling cycles, the depth of the treated layer and the thermal stress caused by sudden heating and cooling of the treated layer. The results indicate that the high cooling rates of the order of  $10^4$  K/s promoted the formation of metastable intermetallic phases and oxides. Due to the laser treatment there was an increase in microhardness, reduction in surface roughness and there was an increase in corrosion resistance about fourteen times on the studied electrolyte. These results indicate that laser surface remelting is an effective tool for upgrading the surface quality of parts that require high level performances. The RSL technique is a modern technology for surface processing and it is being applied in industry such as automotive, aerospace and energy.

Keywords: Al–Fe alloys. Laser Surface Remelting. Corrosion study. Surface modification. Numerical simulation. Roughness.



## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Etapas dos processos a laser.....	18
Figura 2 – Níveis de energia para íons de $\text{Yb}^{3+}$ em lasers de fibra dopada, mostrando o bombeamento usual e transições do laser.....	20
Figura 3 – Esquemático de diversos modos eletromagnéticos transversais, que são formas de distribuição de energia do feixe laser. ....	22
Figura 4 – Distribuição Gaussiana da energia do laser (a) na superfície e (b) espacialmente. ....	22
Figura 5 – Efeitos da interação da radiação do feixe laser com a matéria. ....	23
Figura 6 – Formas de processamento a laser, onde (a) é o caso da refusão superficial a laser ou solda por condução e (b) é a soldagem por penetração ou <i>keyhole</i> . ....	25
Figura 7 – Diagrama de equilíbrio para o sistema Al-Fe ampliado próximo ao ponto eutético. ....	25
Figura 8 – Variação da temperatura de crescimento de eutéticos para $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ e $\text{Al}_6\text{Fe}$ versus a raiz quadrada da taxa de resfriamento. ....	27
Figura 9 – Mapa de seleção microestrutural para ligas Al-Fe em função da velocidade de solidificação e quantidade de ferro. ....	28
Figura 10 – Domínio do modelo geométrico (a) modo contínuo e (b) modo discretizado. ....	31
Figura 11 – Equipamento laser utilizado nos experimentos, onde suas principais partes estão destacadas. ....	36
Figura 12 – Desenho esquemático do tratamento de refusão superficial a laser, onde estão indicadas as regiões afetadas e não afetadas, bem como as regiões das trilhas de refusão.....	37
Figura 13 – Fluxograma de dados de elementos finitos. ....	39
Figura 14 – Condições de contorno e expressões de fluxo de calor e tensões termicamente induzidas para a modelagem matemática no caso transiente.....	42
Figura 15 – Geração da malha com elementos de forma triangular onde (a) mostra a visão geral e (b) uma ampliação da região mais refinada. ....	42
Figura 16 – Para a liga Al-1,5%Fe (a) fração sólida e (b) entalpia. ....	43
Figura 17 – Propriedades termofísicas da liga Al-1,5%Fe: densidade ( $\rho$ ), calor específico ( $C_p$ ) e condutividade térmica ( $k$ ). ....	44
Figura 18 – Secção transversal da amostra tratada a laser mostrando (a) a interface entre a região refundida e o substrato, (b) a interface entre poças de fusão geradas pelo tratamento, (c) a interface entre a região tratada e o substrato e (d) o substrato não afetado pelo tratamento.....	46
Figura 19 – EDS da região (a) interna ao micro-poro e (b) logo abaixo do micro-poro. ....	48
Figura 20 – Micrografia de microscopia óptica do material tratado a laser indicando em $\alpha$ a região na trilha de refusão e $\beta$ a região entre as trilhas.....	49
Figura 21 – Micrografia da superfície tratada por RSL indicando as regiões formadas e os espectros de EDS (a), (b) e (c). O mapeamento dos elementos químicos Al, O e Fe são mostrados em (d), (e) e (f). ....	49
Figura 22 – Difratoograma obtido através da técnica de difração raios X de baixo ângulo após o tratamento superficial com laser Yb-fibra para a liga Al-1,5%Fe. ....	51
Figura 23 – Micrografia por microscopia óptica do material tratado a laser mostrando: (A) uma região branca situada entre as trilhas de refusão, (B) é a matriz ou região	

	cinza entre as trilhas de refusão e (C) é a região cinza formada na trilha de refusão.....	52
Figura 24	– Análise superficial do substrato lixado com lixa 1200# através de microscopia de força atômica mostrando (a) a imagem tridimensional e (b) a imagem bidimensional.....	54
Figura 25	– Análise superficial do material tratado a laser na região $\beta$ através de MFA mostrando (a) a imagem tridimensional e (b) a imagem bidimensional. ....	56
Figura 26	– Análise superficial do material tratado a laser na região $\alpha$ através de MFA mostrando (a) a imagem tridimensional e (b) a imagem bidimensional. ....	56
Figura 27	– Gráfico comparativo entre rugosidade ( $R_a$ ) versus microdureza Vickers.....	57
Figura 28	– Potencial de corrosão versus eletrodo de calomelano saturado (ECS) para os eletrodos polido e tratado em meio aerado de $H_2SO_4$ 0,1 mol/L à 25°C.....	58
Figura 29	– Potencial de corrosão para (a) material polido e (b) material tratado para diferentes temperaturas da solução aerada de $H_2SO_4$ 0,1 mol/L.....	59
Figura 30	– Micropolarização de $\pm 10$ mV próximo ao $E_{corr}$ para os eletrodos estudados versus ECS em meio aerado de $H_2SO_4$ 0,1 mol/L, 25°C, onde a resistência a polarização ( $R_p$ ) está indicada. ....	61
Figura 31	– Micropolarização para (a) material polido e (b) material tratado a laser para diferentes temperaturas da solução aerada de $H_2SO_4$ . 0,1 mol/L. ....	61
Figura 32	– Macropolarização dos eletrodos polido e tratado versus ECS em meio aerado de $H_2SO_4$ 0,1 mol/L, 25°C.....	63
Figura 33	– Macropolarização para (a) material polido e (b) material tratado a laser para diferentes temperaturas da solução de 0,1 M de $H_2SO_4$ . ....	64
Figura 34	– Taxas de corrosão para material polido e tratado em função da variação de temperatura da solução aerada de $H_2SO_4$ . 0,1 mol/L.....	65
Figura 35	– Voltametria cíclica (a) comparativa para as amostras tratada a laser e polida e (b) mostra a ampliação da curva para a amostra tratada. ....	66
Figura 36	– Voltametria cíclica para amostra polida a 100 mV/s, em solução aerada de $H_2SO_4$ 0,1 mol/L, 25°C. ....	68
Figura 37	– Resultado da simulação numérica por elementos finitos para a transferência de calor mostrando as isotermas formadas no tratamento por RSL. (a) visão geral da amostra, (b) ampliação da região da poça de fusão e (c) ampliação maior desta região. ....	70
Figura 38	– Isotermas nos instantes 0,01; 0,05; 0,10 e 0,15 segundos.....	71
Figura 39	– Gráfico de aquecimento e solidificação no ponto (-4, 0, 2). ....	72
Figura 40	– Estabilidade de temperaturas máximas atingidas na superfície da amostra, partindo da coordenada (0, 0, 2) até (-10, 0, 2). ....	73
Figura 41	– Perfil do histórico térmico para os pontos indicados na legenda e a máxima temperatura atingida é indicada para cada curva. ....	73
Figura 42	– Simulação numérica mostrando em (a) o plano transversal da análise da profundidade da poça de fusão, (b) em ampliação com o destaque da isoterma 933 K e (c) mostra o plano no eixo y-z, na forma que será utilizado para comparações com o resultado experimental. ....	74
Figura 43	– Poça de fusão representada em forma gráfica para o plano de corte y-z situado em x -10 mm.....	75

Figura 44 – Comparação do modelo experimental (micrografia por MEV) com a simulação numérica das isothermas geradas na secção transversal ao movimento do feixe laser.....	76
Figura 45 – Ciclo de aquecimento e resfriamento para a coordenada (-10, 0, z), z variando em mm desde a superfície: 1,9 (100 $\mu\text{m}$ ); 1,8 (200 $\mu\text{m}$ ); 1,77 (230 $\mu\text{m}$ ); 1,76 (240 $\mu\text{m}$ ), 1,75 (250 $\mu\text{m}$ ) e 1,70 (300 $\mu\text{m}$ ). A temperatura de fusão (933 K) é indicada pela linha tracejada. ....	76
Figura 46 – Tensões termicamente induzidas e deformações na superfície.....	78
Figura 47 – Tensões termicamente induzidas desenvolvidas no volume da amostra para os tempos: 0,01 s, 0,05 s, 0,10 s e 0,15 s.....	79
Figura 48 – Curva de tensões termicamente induzidas versus tempo com o gráfico de temperatura versus tempo sobreposto para o ponto situado em x -4 a onde estão indicadas por linhas a deformação nula (Tensão Von Mises = 0) e ponto de fusão da liga (933 K). ....	80

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Fases formadas em ligas Al–Fe diluídas. ....	26
Tabela 2 – Comparação entre os métodos de solução de problemas de engenharia. ....	30
Tabela 3 – Composição química das matérias-primas utilizadas para fabricação da liga Al–1,5%Fe. ....	35
Tabela 4 – Parâmetros do laser utilizados na simulação numérica. ....	43
Tabela 5 – Propriedades da liga Al–1,5%Fe. ....	43
Tabela 6 – Análise de EDS do substrato e suas duas fases presentes: fase matriz e intermetálico. O erro da medição de EDS é da ordem de 1%. ....	47
Tabela 7 – Análise de EDS das regiões do micro-poro e logo abaixo deste, mostradas na Figura 19. O erro da medição é da ordem de 1%. ....	48
Tabela 8 – Análise de EDS das regiões indicadas na Figura 21. O erro de medição da ordem de 1%. ....	50
Tabela 9 – Análise da dureza Vickers (VH 0,1 15s). ....	53
Tabela 10 – Parâmetros de rugosidade superficial e suas fórmulas. ....	54
Tabela 11 – Parâmetros e resultados da análise de rugosidade das amostras analisadas por MFA. ....	55
Tabela 12 – Parâmetros eletroquímicos dos ensaios de corrosão para o cálculo da taxa de corrosão a 25°C. ....	63
Tabela 13 – Parâmetros eletroquímicos para o material polido. ....	64
Tabela 14 – Parâmetros eletroquímicos para material tratado. ....	64
Tabela 15 – Taxa de aquecimento/resfriamento e tempo entre a fusão e solidificação. ....	77

## LISTA DE SIGLAS E ACRÔNIMOS

ECS	Eletrodo de calomelano saturado
EDS	<i>Energy dispersive spectroscopy</i>
LASER	<i>Light amplification by stimulated emission of radiation</i>
MEF	Método de elementos finitos
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MFA	Microscopia de força atômica
MO	Microscopia óptica
RSL	Refusão superficial a laser
TEM	<i>Transversal electromagnetic mode</i>
ZTA	Zona termicamente afetada

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>14</b>
<b>2. OBJETIVOS .....</b>	<b>16</b>
2.1. OBJETIVO GERAL .....	16
2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	16
<b>3. REVISÃO DE LITERATURA.....</b>	<b>17</b>
3.1. LIGAS ALUMÍNIO – FERRO .....	17
3.2. TÉCNICA DE REFUSÃO SUPERFICIAL A LASER (RSL).....	17
3.2.1. Laser de Fibra Dopado com Itérbio .....	19
3.3. PARÂMETROS DO PROCESSO DE REFUSÃO SUPERFICIAL A LASER .....	20
3.3.1. Parâmetros Dependentes da Fonte Laser .....	21
3.3.2. Parâmetros Dependentes do Material .....	23
3.3.3. Parâmetros Dependentes de Condições Ambientais .....	24
3.4. SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS ALUMÍNIO–FERRO EM ALTAS TAXAS DE RESFRIAMENTO .....	25
3.5. SIMULAÇÃO NUMÉRICA .....	30
3.5.1. Simulação Numérica do Processamento a Laser .....	31
3.5.2. Simulação Numérica das Tensões Termicamente Induzidas em Processamentos a Laser .....	33
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>35</b>
4.1. CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL .....	35
4.1.1. Material.....	35
4.1.2. Tratamento de Refusão Superficial a Laser.....	36
4.1.3. Técnicas de Caracterização Experimental .....	37
4.2. SIMULAÇÃO NUMÉRICA .....	38
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>45</b>
5.1. CARACTERIZAÇÃO DA CAMADA REFUNDIDA NA SECÇÃO TRANSVERSAL .....	45
5.2. CARACTERIZAÇÃO SUPERFICIAL.....	48
5.3. ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X .....	51
5.4. AVALIAÇÃO DA DUREZA SUPERFICIAL.....	52
5.5. ANÁLISE PELA MICROSCOPIA DE FORÇA ATÔMICA .....	53
5.6. CORROSÃO .....	58
5.6.1. Potencial de Corrosão .....	58
5.6.2. Micropolarização e Resistência à Polarização.....	60
5.6.3. Macropolarização e Inclinações de Tafel Anódicas e Catódicas .....	62
5.6.4. Voltametria Cíclica.....	65
5.7. SIMULAÇÃO NUMÉRICA .....	69
5.7.1. Caso Transiente de Transferência de Calor .....	69
5.7.2. Simulação das Tensões Termicamente Induzidas .....	77
<b>6. CONCLUSÃO.....</b>	<b>81</b>
<b>TRABALHOS PUBLICADOS.....</b>	<b>83</b>
<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>84</b>
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>85</b>

## 1. INTRODUÇÃO

A aplicação de tratamentos superficiais com um feixe laser é uma das formas de se realizar com precisão modificações superficiais em materiais, reduzindo tempo de produção e sem a necessidade de tratar o material como um todo, como ocorre nos processamentos convencionais. Além disso, a possibilidade de automatização é praticamente inerente ao processo.

A refusão superficial a laser (RSL) é uma técnica que quando aplicada aos metais promove uma série de alterações microestruturais sendo que a profundidade da camada afetada depende dos parâmetros de processamento e características do metal utilizado. Para promover a refusão é necessário utilizar elevadas densidades de potência do laser, onde o próprio substrato atua como um eficiente dissipador de calor, causando elevadas taxas de aquecimento e resfriamento na superfície da amostra.

Neste trabalho foram investigadas as modificações produzidas pela RSL na liga Al-1,5% Fe, com a finalidade de formular uma base de dados com os resultados obtidos. Como o ferro está invariavelmente presente na maioria das ligas comerciais de alumínio, sejam elas recicladas ou não, as interpretações das modificações que o tratamento promove podem ser estendidas a sistemas mais complexos de ligas de alumínio. As caracterizações foram realizadas buscando compreender como a RSL influencia nas propriedades da liga. A microestrutura foi analisada através de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e mapeamento por espectroscopia de energia dispersiva. As fases estáveis e metaestáveis formadas foram identificadas através da técnica de raios X de baixo ângulo. A qualidade superficial foi analisada através de medições de microdureza Vickers e utilizou-se a microscopia de força atômica para estudar a topografia da amostra em escala nanométrica. Uma das principais aplicações da RSL residiu no aprimoramento da resistência à corrosão no meio de ácido sulfúrico 0,1 mol/L, em temperatura ambiente e na faixa de 5 a 75°C. A forte correlação entre as características analisadas confirma a efetividade do processo e, além disso, como a rugosidade superficial foi melhorada e diferentes fases metaestáveis mais duras foram produzidas, novas possibilidades de aplicações se tornam visíveis para o processo, uma vez que a rugosidade e as fases metaestáveis afetam não apenas as características mecânicas da liga, tais como comportamento a fadiga e resistência à corrosão, mas também outras propriedades funcionais, como lubrificação, resistência à fricção, reflexão de luz, transmissão de calor, condutividade.

Estudos complementares foram realizados com a simulação numérica do processo, através do método de elementos finitos (MEF), utilizando o software *Comsol Multiphysics*. Foi analisada a transferência de calor durante a solidificação e o estresse térmico que mostra as tensões e deformações que ocorrem no momento da varredura do feixe laser, permitindo assim a obtenção de informações que são muito difíceis de serem adquiridas experimentalmente, tais como a distribuição de campos de temperatura ou isoterms no interior da amostra e histórico térmico do processo. O resultado da simulação numérica foi aferido com o resultado experimental e foi constatada uma boa correlação, mostrando que a modelagem matemática é uma ferramenta muito útil para prognosticar e adequar resultados da refusão superficial a laser e otimizar os parâmetros empregados, garantindo economia de tempo e custos operacionais.

A seguir serão apresentados os objetivos deste trabalho e será feita uma revisão da literatura sobre ligas de alumínio-ferro, processo de refusão a laser e simulação numérica com a finalidade de compreender, interpretar e explorar os diversos fenômenos que ocorrem na zona tratada em micro e nano escala. Esta revisão permitirá uma visão do panorama mundial do que foi e do que está sendo estudado atualmente sobre RSL. Existem diversas técnicas de tratamento superficial utilizando lasers, mas neste trabalho será enfocada apenas a técnica de RSL.



## 2. OBJETIVOS

### 2.1. OBJETIVO GERAL

O objetivo deste trabalho foi caracterizar amostras da liga aeroespacial Al-1,5%Fe tratada por refusão superficial a laser e simular o processo utilizando o método de elementos finitos. Os resultados da simulação numérica foram aferidos aos resultados experimentais para verificar a precisão da modelagem matemática.

### 2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Para atingir o objetivo geral, as etapas abaixo foram realizadas:

1. Levantamento bibliográfico atualizado das diferentes técnicas de caracterização superficial, refusão a laser de ligas metálicas e tensões induzidas pelo processamento;
2. Caracterização experimental da liga Al-1,5%Fe tratada por refusão superficial a laser através das técnicas: microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), mapeamento por espectroscopia por dispersão de energia (EDS), raios X, microscopia de força atômica (MFA), dureza Vickers e avaliação do desempenho da liga quanto a corrosão;
3. Desenvolvimento de modelos matemáticos, baseados na técnica de elementos finitos para simular o processamento de refusão superficial a laser e as tensões térmicas induzidas para o caso transiente;
4. Comparar o resultado das simulações numéricas com os resultados experimentais obtidos.

### 3. REVISÃO DE LITERATURA

#### 3.1. LIGAS ALUMÍNIO – FERRO

A solubilidade do ferro no alumínio na temperatura eutética é muito baixa, variando de 0,03 a 0,05% em peso (MONDOLFO, 1976). O ferro é um elemento que está invariavelmente presente nas ligas de alumínio (OSÓRIO et al., 2010; BERTELLI et al., 2011; CHONG et al., 2003), sendo a impureza mais comumente encontrada nas ligas recicladas (ABAL, 2007). A utilização de ferramentas de corte de aço, moldes e também o uso de sucatas são algumas das formas com que o ferro pode contaminar as ligas de alumínio (WANG; MAKHLOUF; APELIAN, 1995).

O ferro é ainda adicionado em alguns sistemas metálicos com a finalidade de melhorar a resistência à corrosão e também para aumentar a vida de moldes, evitando o ataque do alumínio em sua superfície. Segundo Cotton e Kaufman (1991) o sistema Al-Fe é particularmente interessante para estruturas aeroespaciais devido a extensão na qual sua microestrutura pode ser alterada.

A forma com que o ferro está presente no material, seja ele em solução sólida ou formando fases estáveis ou metaestáveis, modificará a microestrutura e conseqüentemente as propriedades da liga (LANKER, 1990). O teor de ferro em solução sólida cresce com o aumento da taxa de resfriamento, mas não excede a solubilidade de equilíbrio, encontrando-se então, em maior parte como participante das fases intermetálicas (GRIGER et al., 1990). A resistência mecânica, tenacidade, resistência à corrosão e ao desgaste são algumas das características que são influenciadas pelo tipo, tamanho e distribuição dos intermetálicos formados, sejam eles primários ou secundários (GOULART, 2010).

O sistema Al-Fe é muito importante no âmbito comercial e também teórico, pois esses elementos fazem parte de muitas ligas comerciais, o que significa que pode haver extrapolação para sistemas de maior complexidade das fases estáveis e metaestáveis desse diagrama (SUNDMAN et al., 2009).

#### 3.2. TÉCNICA DE REFUSÃO SUPERFICIAL A LASER (RSL)

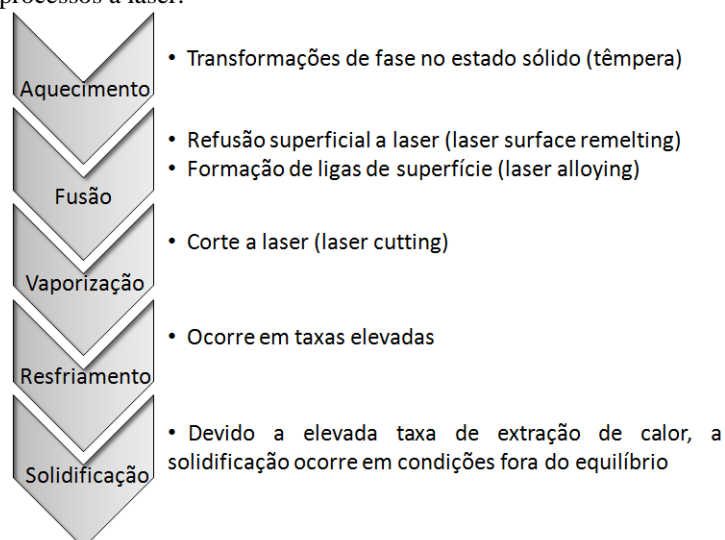
A refusão superficial a laser (RSL) ou também chamada de endurecimento superficial a laser é uma técnica utilizada para atingir taxas elevadas de resfriamento em materiais metálicos, com o objetivo de modificar a microestrutura do material e aperfeiçoar

assim algumas de suas características. O resfriamento rápido ocorre porque em uma pequena área de aplicação do laser é produzido um fluxo de calor muito intenso que flui a uma taxa bastante elevada através de condução para o interior mais frio do material, que constitui um dissipador de calor eficiente. Nestes casos é dispensável o uso de resfriamento externo para promover o tratamento térmico de têmpera, que passa a ocorrer naturalmente (SANDVEN, 1992). O processo é extremamente rápido ocorrendo a taxas de resfriamento da ordem de  $10^4$  K/s (PHANIKUMAR et al., 2004). Seus mecanismos de solidificação são muito diferentes daqueles observados em processos convencionais de lingotamento ou fundição (GARCIA, 2007).

Modificações localizadas das propriedades mecânicas e químicas podem ser realizadas com a utilização da RSL, sem necessidade de reprocessamento do material como um todo, permitindo manter as características geométricas originais da peça (GARCIA, 2007; GRUM; STURM, 2004; BERTELLI, 2009). Além disso, a RSL possui características que tornam o processo atrativo industrialmente, como a possibilidade de automação.

A Figura 1 mostra as etapas dos processamentos a laser, onde inicialmente, com a incidência de um feixe laser sob um material há aquecimento. Nesta etapa, processamentos com transformações de fases no estado sólido ocorrem tal como a formação de martensita (CHEN et al., 1997).

Figura 1 – Etapas dos processos a laser.



Fonte: Adaptado de GARCIA, 2007.

Na sequência, se a densidade de potência do laser for suficientemente alta, haverá a fusão do material, podendo ocorrer sua vaporização. Para o tratamento de RSL a vaporização

não é desejada, pois as peças tratadas sofreriam variações dimensionais consideráveis. Mas em processos como o corte e perfuração a laser, esta é uma etapa imprescindível.

Uma das consequências da refusão superficial a laser são as tensões induzidas termicamente, que dependem fortemente das condições de refusão (GRUM; STURM, 2004). Grum e Sturm (2004) realizaram estudos referentes à refusão superficial em ferro fundido nodular. Devido ao tratamento houve diluição tanto parcial como completa dos nódulos de grafita, levando a reduções no volume e gerando tensões trativas, as quais diminuem a vida em fadiga de um componente mecânico. Por outro lado, a transformação de fases da matriz ferrítica-perlítica em martensita levou a um aumento de volume e assim tensões compressivas que aumentam a vida em fadiga foram introduzidas. Concluíram que as variações das tensões residuais dependem da microestrutura e por consequência, da taxa de resfriamento atingida, sendo esta influenciada por diversos parâmetros do processo e do material tratado.

### 3.2.1. Laser de Fibra Dopado com Itérbio

Laser é uma sigla das palavras inglesas que significa amplificação da luz através da emissão estimulada de radiação (*light amplification by stimulated emission of radiation*). O laser utiliza um processo que amplifica um sinal de luz depois que foi gerado por uma fonte, como um flash de luz convencional (SILFVAST, 2004).

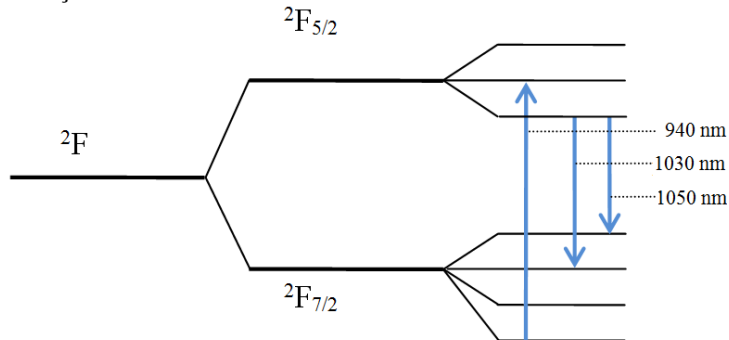
O laser Yb-fibra é formado por uma fibra de SiO<sub>2</sub> que é dopada com o íon trivalente de terra rara itérbio (Yb<sup>3+</sup>), que provém de um óxido chamado gradolinita. Terra rara é o termo utilizado para designar dezessete elementos da tabela periódica, sendo quinze da série dos lantanídeos, onde está incluso o itérbio. O termo é devido à descoberta bastante tardia desses elementos, que ocorreu apenas no final do século 18, pois são elementos difíceis de serem isolados. Hoje se sabe que em relação à abundância na crosta terrestre, esses materiais são comuns (GORDO, 2010).

O diagrama de energia do Yb<sup>3+</sup> apresenta apenas dois estados eletrônicos com sua degenerescência, onde o estado fundamental é <sup>2</sup>F<sub>7/2</sub> e o estado excitado é o <sup>2</sup>F<sub>5/2</sub>, como mostra a Figura 2 (RÜDIGER, 2011).

Este tipo de laser pode gerar potências de saída entre alguns miliwatts até muitos kilowatts nas versões de alta potência. O laser de fibra dopado com itérbio opera com comprimento de onda entre 1070 e 1080 nm (PARIONA et al., 2012). O sistema de bombeamento energético desse laser é um diodo, pois a banda para promover a excitação dos

elétrons encontra-se em 940 nm, não sendo possível fazê-lo com uma lâmpada flash (SHANJIN; YANG, 2006). A luz gerada pelo laser possui características interessantes, como monocromaticidade, direcionalidade e as ondas emitidas pelo laser estão em fase, ou seja, são coerentes.

Figura 2 – Níveis de energia para íons de  $\text{Yb}^{3+}$  em lasers de fibra dopada, mostrando o bombeamento usual e transições do laser.



Fonte: Adaptado de RÜDIGER, 2011.

Existem várias vantagens na utilização de lasers para processamento térmico em materiais. Sendo o laser uma luz, é essencialmente independente do material que está sendo irradiado, é facilmente controlado, não requer vácuo para ser formado ou utilizado e não gera produtos de combustão. Entretanto, tem algumas desvantagens, as quais incluem a necessidade de utilização de sistemas de lentes que podem ser bastante complexos, com altos custos de aquisição dos equipamentos (SANDVEN, 1992).

### 3.3. PARÂMETROS DO PROCESSO DE REFUSÃO SUPERFICIAL A LASER

Diferentes parâmetros estão envolvidos com os resultados obtidos pelo tratamento de refusão superficial a laser. Estes podem ser divididos em três grupos:

- Parâmetros dependentes da fonte laser – densidade de potência, velocidade de varredura do feixe (tempo de interação com o material), ângulo de incidência, comprimento de onda, estabilidade do feixe e modo de operação.
- Parâmetros dependentes do material – absorção óptica, refletividade, condutividade térmica, capacidade térmica, tensões térmicas, densidade, preparação superficial, transformação de fases e composição química.
- Parâmetros dependentes de condições ambientais – formação de plasma e gás de proteção.

Esses parâmetros determinarão as dimensões da região tratada e os níveis de modificações geradas (SOUZA, 2001; GARCIA, 2007; BERTELLI, 2009; YILBAS; KHALED; KARATAS, 2009; WATKINS; MCMARRON; STEEN, 1996).

### 3.3.1. Parâmetros Dependentes da Fonte Laser

O tratamento superficial a laser se desenvolve de forma bastante localizada e está diretamente relacionado à dimensão do feixe incidente sobre a superfície do material. A densidade de potência deve ser tal que não atinja a temperatura de ebulição para evitar a vaporização excessiva na superfície do material, mas que seja suficiente para promover fusão. Para o alumínio, com uma densidade de potência absorvida para  $10^9$ ,  $10^{10}$  e  $10^{11}$  W/m<sup>2</sup>, o tempo para que se atinja a temperatura de ebulição é, respectivamente, 3,67 ms, 36,7 μs e 367 ns (STEEN; MAZUMDER, 2010).

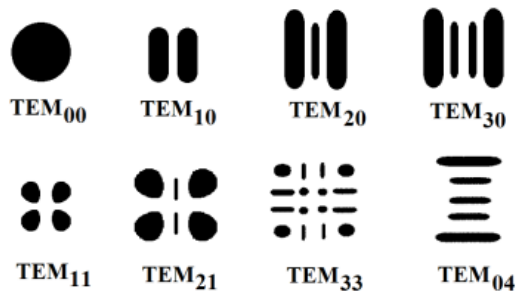
Para maiores velocidades de varredura, há diminuição na magnitude da temperatura nos locais mais distantes do local de incidência da fonte laser. Adicionalmente, há um aumento da extensão do campo de tensões induzidas termicamente compressivo na região situada à frente da fonte de calor (KHAN; YILBAS, 2004). Quando a velocidade do feixe laser é muito baixa, o processo se torna pouco estável, resultando, por exemplo, em uma camada refundida com pouca penetração, largura pequena e porosidade excessiva (PALEOCRASSAS; TU, 2010).

Para um dado sistema óptico, a posição focal do feixe laser em relação à amostra determina a área do feixe que irá incidir sobre a superfície do material. A variação da posição focal afeta os resultados dimensionais do efeito do laser em termos de profundidade de penetração e largura da trilha de refusão (OLIVEIRA, 2011). Quanto ao comprimento de onda do feixe laser Steen e Mazumder (2010) reportam que quanto menor o comprimento de onda do laser, fótons mais energéticos podem ser absorvidos pelo material, reduzindo a refletividade da superfície e aumentando a absorção.

Os equipamentos utilizados para a RSL podem operar com diferentes modos de distribuição de energia, chamados de modos eletromagnéticos transversais, cuja sigla provém das palavras inglesas *Transversal Electromagnetic Mode* (TEM). A Figura 3 mostra algumas formas possíveis desta distribuição de energia (GNANAMUTHU; SHANKAR, 1985, p. 56-72 apud CHEUNG, 2003, p. 29).

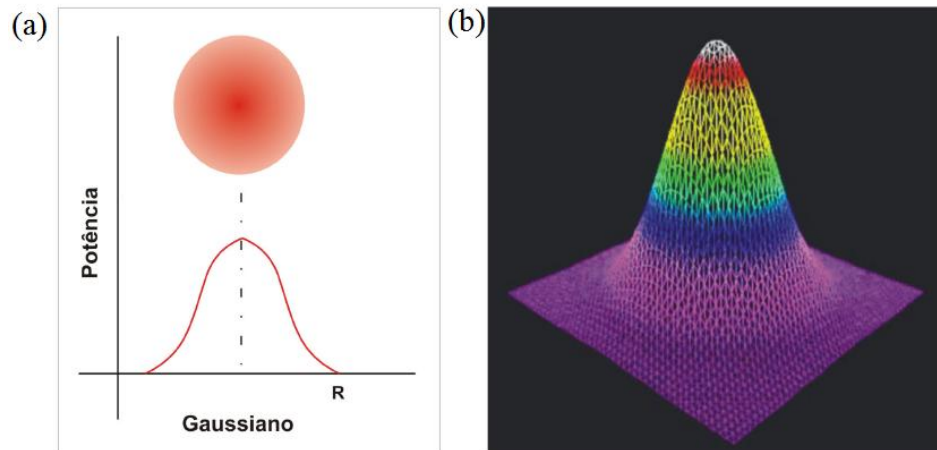
No modo fundamental ou TEM<sub>00</sub>, a forma com que a energia é distribuída é uma Gaussiana. A Figura 4a mostra a distribuição Gaussiana em uma superfície e a Figura 4b de forma espacial.

Figura 3 – Esquemático de diversos modos eletromagnéticos transversais, que são formas de distribuição de energia do feixe laser.



Fonte: CHEUNG, 2003.

Figura 4 – Distribuição Gaussiana da energia do laser (a) na superfície e (b) espacialmente.



Fonte: BERTELLI, 2009.

Lasers com perfil de distribuição de energia Gaussiana possuem a máxima potência na região central e esta decai segundo a equação 1 (STEEN; MAZUMDER, 2010) na medida em que se afasta do centro. Segundo Souza (2001), é o tipo ideal para alterações de pequenas áreas.

$$I = I_0 \cdot e^{-\frac{2r^2}{a^2}} \quad (1)$$

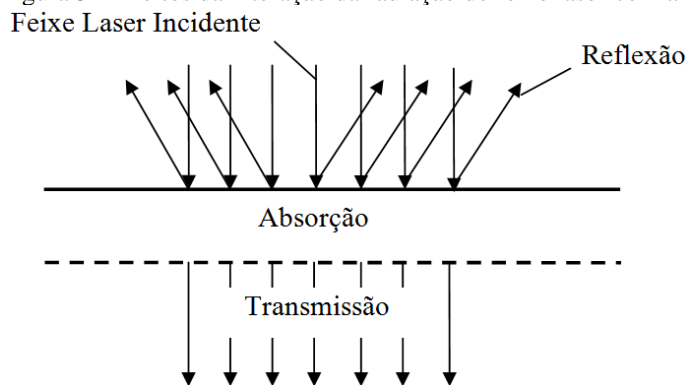
Para a equação 1,  $I$  é a densidade de potência ( $\text{W}/\text{m}^2$ ),  $I_0$  é a densidade máxima de potência ( $\text{W}/\text{m}^2$ ),  $r$  é o raio do laser (m) e  $a$  é o valor máximo admitido para o raio da Gaussiana (m).

### 3.3.2. Parâmetros Dependentes do Material

A qualidade da camada refundida pelo processo de RSL depende não somente das características e parâmetros do laser, mas também das propriedades físicas do material utilizado. Neste sentido, a precisão da simulação numérica é fortemente influenciada pelos valores das grandezas físicas atribuídas às propriedades ao material empregado. Particularmente para os processamentos a laser, a determinação correta desses valores é de grande dificuldade e complexidade, uma vez que as grandezas variam com a temperatura não sendo relações necessariamente simples (FORTUNATO et al., 2012; BANNOUR et al., 2012).

A configuração geométrica da poça fundida gerada pela aplicação do laser depende de suas propriedades térmicas. Quando o feixe laser incide sobre a superfície de um material, parte da energia que o atinge é absorvida, dependendo de sua refletividade ( $rf$ ). A energia que absorvida é responsável pelo aquecimento e formação da poça de fusão. Outra parte da energia é refletida ou ainda atravessa o material, caso ele seja transparente ou semitransparente (CALLISTER, 2007), como demonstra a Figura 5.

Figura 5 – Efeitos da interação da radiação do feixe laser com a matéria.



Fonte: SANDVEN, 1992.

É importante notar que a refletividade é um parâmetro de grande importância para o processo de refusão superficial a laser, pois determinará a quantidade de energia absorvida pela peça o que está diretamente correlacionado à distribuição de campos térmicos no material. Paleocrassas e Tu (2010) conduziram experimentos de refletividade para soldagem a laser em baixas velocidades de varredura e mostraram que quando a velocidade foi reduzida (1 mm/s), a intensidade de potência refletida foi maior.

Fatores referentes à qualidade da superfície da peça irradiada, tais como sua rugosidade, grau de oxidação e limpeza, os quais são de difícil mensuração, também



influenciam os resultados do tratamento a laser (FORTUNATO et al., 2012). Além disso, uma superfície contendo contaminantes propicia a formação de poros e inclusões, reduzindo a qualidade e eficiência do processo (OLIVEIRA, 2011).

O aquecimento que o laser produz no material forma rapidamente a poça de fusão. Quanto maior a difusividade térmica maior a espessura da camada refundida e mais rapidamente o material se resfria, sendo a difusividade térmica diretamente proporcional à condutividade térmica ( $k$ ), inversamente proporcional à densidade ( $\rho$ ) e ao calor específico ( $Cp$ ) (BERTELLI, 2009).

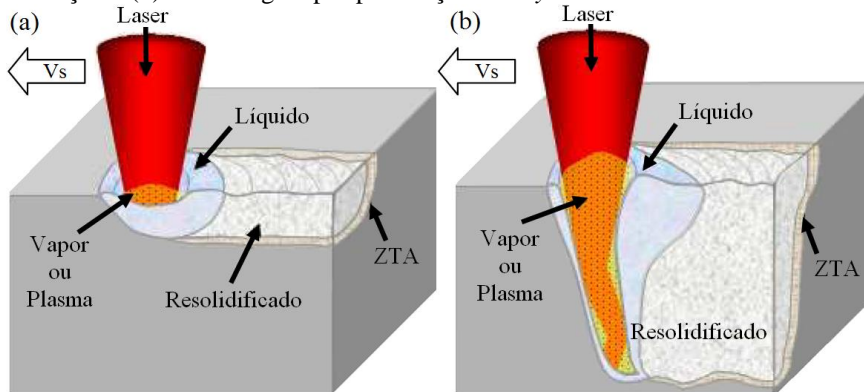
### 3.3.3. Parâmetros Dependentes de Condições Ambientais

Fatores ambientais relacionados ao local onde é realizado o tratamento a laser podem influenciar nos resultados obtidos. A formação de plasma pode ser considerada um desses fatores, que ocorre na utilização de lasers de alta densidade de potência ( $> 10^6 \text{ W/cm}^2$ ). Neste caso, o plasma é gerado através da ionização de gases de proteção utilizados ou mesmo de vapores do material irradiado.

Na RSL a formação de plasma deve ser evitada devido ao bloqueio que ele causa à incidência da energia na superfície da peça, reduzindo a eficiência do tratamento (SOUZA, 2001). O plasma é vantajoso apenas para soldagem a laser por penetração (*keyhole*), onde é acumulado dentro do canal aberto, fazendo com que a eficiência de soldagem aumente consideravelmente (OLIVEIRA, 2011). A Figura 6 mostra esquematicamente o local de formação do plasma para o processo de RSL (Figura 6a) e o processo de soldagem por penetração ou *keyhole* (Figura 6b).

Uma das formas de se deslocar os vapores do processo e evitar a formação de plasma é através da utilização de gases de proteção com média ou alta vazão, sendo que os mais utilizados em ligas de alumínio são gás hélio e argônio. Estes gases evitam oxidações, prevenindo reações do material que está sendo tratado com agentes presentes na atmosfera e protegem o conjunto de lentes do equipamento, caso alguma partícula fundida respingue (OLIVEIRA, 2011). Bannour et al. (2012) utilizaram argônio como gás de proteção e observaram que houve efeitos no formato da poça de fusão, influenciando também o processo de solidificação da poça formada, que passou a ocorrer mais rapidamente.

Figura 6 – Formas de processamento a laser, onde (a) é o caso da refusão superficial a laser ou solda por condução e (b) é a soldagem por penetração ou *keyhole*.

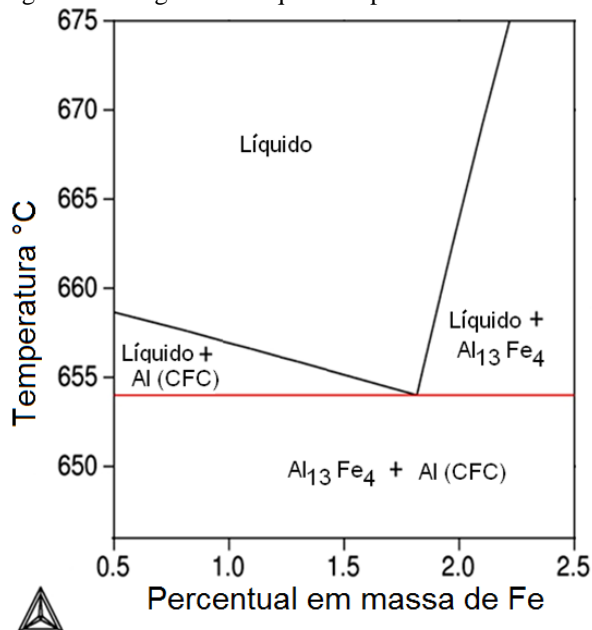


Fonte: Adaptado de OLIVEIRA, 2011.

### 3.4. SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS ALUMÍNIO-FERRO EM ALTAS TAXAS DE RESFRIAMENTO

Através do diagrama de fases para a liga Al-Fe, contendo até ~40% de Fe, é esperada a formação das fases  $\alpha$ -Al e  $\text{Al}_3\text{Fe}$  (MONDOLFO, 1976), como pode ser observado na Figura 7. O intermetálico eutético  $\text{Al}_3\text{Fe}$  algumas vezes é reportado na literatura com outras estequiometrias, tais como  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ ,  $\text{Al}_{19}\text{Fe}_6$  ou  $\text{Al}_7\text{Fe}_2$  (LI et al., 2012). É possível nuclear e crescer apenas o eutético de equilíbrio em resfriamento rápido, pois esta fase requer elevados valores de super-resfriamento constitucional sob certas condições de solidificação (DIX, 1925 apud ALLEN et al., 1998).

Figura 7 – Diagrama de equilíbrio para o sistema Al-Fe ampliado próximo ao ponto eutético.



Fonte: CALPHAD, 2012.

O conhecimento das fases do diagrama Al-Fe não é suficiente quando se trata de processos de solidificação rápida. Dependendo da composição da liga, gradiente de temperatura e taxa de crescimento, fases estáveis ou metaestáveis irão se formar em morfologias celulares ou dendríticas, originando um material monofásico ou polifásico (KURZ; GILGIEN, 1994).

Segundo Mondolfo (1976), com um pequeno acréscimo na taxa de resfriamento (taxas maiores do que 1 °C/s), o eutético Al<sub>3</sub>Fe é substituído pelo eutético metaestável Al<sub>6</sub>Fe. Allen et al. (1998) em trabalho de revisão sobre ligas Al-Fe complementam que outros eutéticos metastáveis podem ser formados também conforme mostrado na Tabela 1.

Tabela 1 – Fases formadas em ligas Al-Fe diluídas.

Fase	Estrutura cristalina	Parâmetros de rede
Al <sub>13</sub> Fe <sub>4</sub>	Monoclínica de corpo centrado	$a = 15,49 \text{ \AA}$ $b = 8,08 \text{ \AA}$ $c = 12,48 \text{ \AA}$ $\beta = 107,75^\circ$
Al <sub>6</sub> Fe	Ortorrômica de corpo centrado	$a = 6,49 \text{ \AA}$ $b = 7,44 \text{ \AA}$ $c = 8,79 \text{ \AA}$
Al <sub>x</sub> Fe (I)	Ortorrômica de corpo centrado	$a \approx 6 \text{ \AA}$ $b \approx 7 \text{ \AA}$ $c \approx 4,7 \text{ \AA}$
Al <sub>x</sub> Fe	?	?
Al <sub>m</sub> Fe	Tetragonal de corpo centrado	$a = 8,84 \text{ \AA}$ $b = c = 31,6 \text{ \AA}$
Al <sub>9</sub> Fe <sub>2</sub>	Monoclínica	$a = 8,90 \text{ \AA}$ $b = 6,35 \text{ \AA}$ $c = 6,32 \text{ \AA}$ $\beta = 93,4^\circ$
Al <sub>p</sub> Fe	Cúbica de corpo centrado	$a = b = c = 10,3 \text{ \AA}$

Fonte: ALLEN et al., 1998.

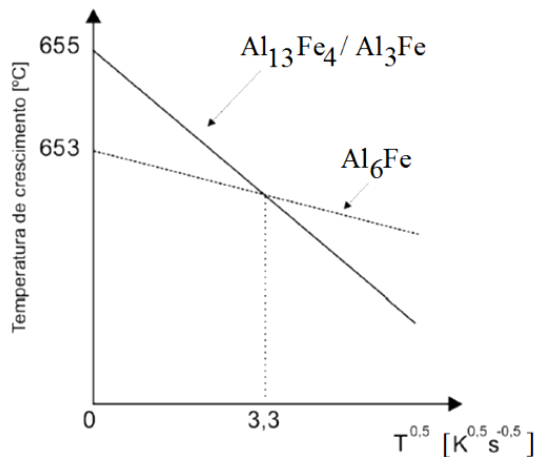
Allen et al. (1998) também mostraram em seu trabalho que diferentes fatores governam as microestruturas obtidas. São eles (i) o crescimento competitivo entre duas fases; (ii) nucleação competitiva entre duas fases; (iii) supressão de reações de solidificação envolvendo difusão no estado sólido de espécies que possuem baixa difusividade e (iv) particionamento de soluto em situação fora do equilíbrio.

Um exemplo do crescimento competitivo entre duas fases é ilustrado na Figura 8, onde é mostrado que entre as velocidades 0,2 e 0,6 mm/s há crescimento competitivo entre as fases Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> e Al<sub>6</sub>Fe, sendo que ambas as fases possuem condições termodinâmicas e cinéticas de formação.

Para o resfriamento fora do equilíbrio, o líquido pode se tornar mais enriquecido com soluto do que o diagrama de fases pode prever (LANGSRUD, 1990). Como o tempo de

solidificação é muito reduzido, mesmo sendo mantido o equilíbrio local na interface sólido/líquido, não há tempo suficiente para difusão de soluto no sólido para manter homogênea a composição do sólido formado (ALLEN et al., 1998).

Figura 8 – Variação da temperatura de crescimento de eutéticos para  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  e  $\text{Al}_6\text{Fe}$  versus a raiz quadrada da taxa de resfriamento.



Fonte: Adaptado de BÄCKERUD, 1968, apud ALLEN et al., 1998.

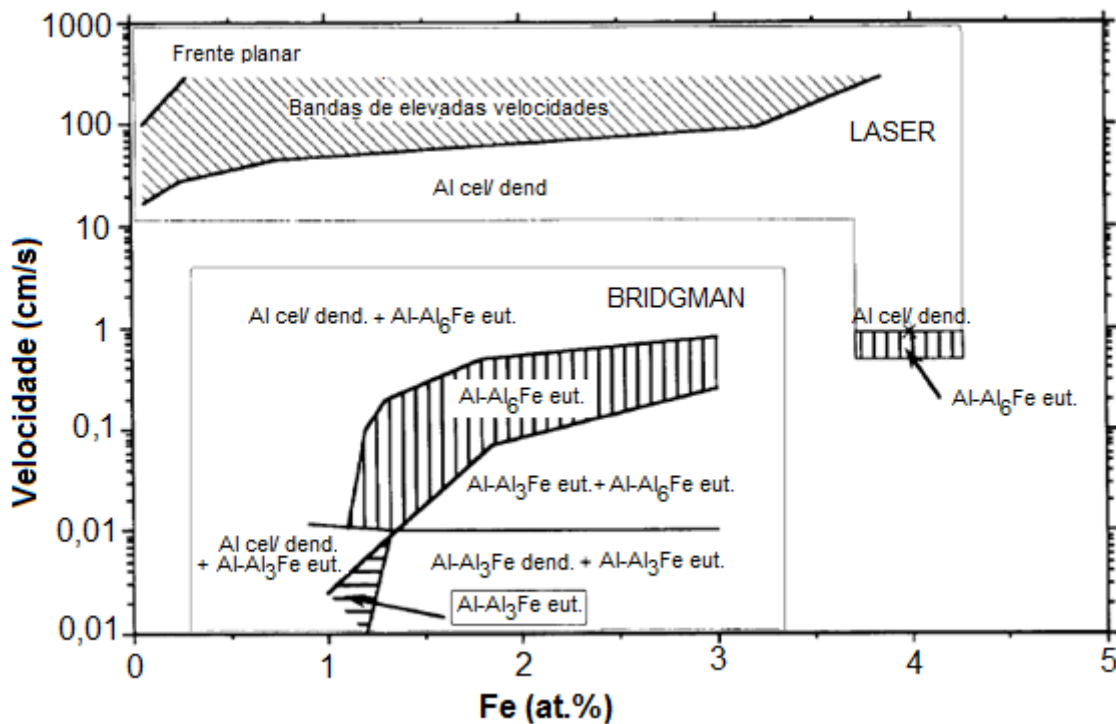
Carrard, Gremaud e Pierantoni (1991) reportaram que a microestrutura obtida para ligas Al-Fe ( $0,5 \leq \% \text{Fe} \leq 8,0$ ) resfriadas rapidamente constitui-se de micro-células com precipitados finamente dispersos, orientados aleatoriamente nas regiões intercelulares.

Os pesquisadores Cotton e Kaufman (1991) afirmaram que as microestruturas complexas características da refusão superficial a laser em ligas do sistema Al-Fe dependem fortemente da nucleação e do crescimento cinético competitivo de várias fases. Os autores observaram que no início da solidificação formam-se partículas precipitadas finamente dispersas de fases metaestáveis a partir do líquido e depois crescem com frente planar de  $\alpha$ -Al. Isso difere da revisão de literatura realizada pelos autores na época, onde se atribuía a formação da fase dispersa através dos mecanismos de solidificação “micro-eutética”, precipitação em estado sólido ou cristalização de fase intercelular amorfa.

Gremaud, Carrard e Kurz (1990) afirmaram que para o tratamento de refusão superficial a laser não há nucleação e que o líquido cresce de forma epitaxial sob seu próprio substrato, sem barreira energética significativa, sendo que a microestrutura se desenvolve paralelamente ao fluxo de calor. Para o crescimento direcional, a interface sólido/líquido é definida pelas isotermas de fluxo de calor, sendo que o super-resfriamento é proporcional à sua velocidade de deslocamento (KURZ; GILGIEN, 1994). Desta forma os autores determinaram a taxa de crescimento ou velocidade de solidificação e encontraram a uma

correlação com a microestrutura formada através de mapas de seleção microestrutural. Um exemplo desses mapas, desenvolvidos por Gilgien, Zryd e Kurz (1995), é mostrado na Figura 9.

Figura 9 – Mapa de seleção microestrutural para ligas Al-Fe em função da velocidade de solidificação e quantidade de ferro.



Fonte: Adaptado de GILGIEN; ZRYD; KURZ, 1995.

No mapa, considerando o tratamento de refusão superficial a laser, são obtidas células/dendritas de Al-Al<sub>6</sub>Fe. No entanto, Bertelli et al. (2011), identificaram que na região tratada por RSL em liga Al-1,5 %Fe formam-se microestruturas eutéticas de Al-Al<sub>3</sub>Fe em forma de placas orientadas com a direção de crescimento.

Para o tratamento de RSL com sobreposição de trilhas, Chong et al. (2003) observaram uma estrutura de células colunares que crescem a partir do substrato de forma epitaxial na região tratada. Na fronteira de fusão (zona termicamente afetada) foi observada também uma fina camada (3–5 μm) com frente planar. A microestrutura na poça de fusão se caracterizou por uma rede contínua de fase secundária precipitada na fase primária de α-Al.

Por outro lado, Gremaud, Carrard e Kurz (1990) verificaram que para ligas Al-Fe tratadas por RSL há substituição da fase Al<sub>3</sub>Fe pela fase metaestável Al<sub>6</sub>Fe sendo a microestrutura constituída de dendritas de uma solução sólida de ferro em alumínio (fase α-Al), com pequenos espaçamentos interdendríticos.

Nos trabalhos de Quaresma, Santos e Garcia (2000), Goulart et al. (2006) e Osório et al. (2006) envolvendo algumas ligas binárias com matriz de alumínio demonstraram que as propriedades mecânicas da liga dependem das interações entre as fases  $\alpha$ -Al dendrítica, do eutético e do intermetálico metaestável das regiões interdendríticas (GOULART, 2010).

Para o processo de refusão superficial a laser, a informação da estrutura inicial do material é de extrema importância, uma vez que afeta as propriedades da camada tratada (GRUM; STURM, 2004). Segundo Cotton e Kaufman (1991) a sequência de eventos de solidificação das ligas do sistema Al-Fe durante a solidificação rápida variam consideravelmente devido à complexidade das microestruturas geradas.

A literatura tem apresentado diversos trabalhos que mostram que sob elevadas taxas de resfriamento, propriedades como resistência mecânica, plasticidade, fadiga e corrosão sob tensão são modificadas (YILBAS; KHALED; KARATAS, 2009; XIAO-LIN et al., 2009; XU; YUE; MAN, 2008; PINTO et al., 2003; MUNITZ, 1985; VANNES, 1991; PELLETIER et al., 1991).

Pinto et al. (2003) estudaram a RSL da liga Al-15%Cu e mostraram que três zonas distintas de microestrutura refinada formaram-se: estruturas celulares, estruturas dendríticas perpendiculares a direção de deslocamento do laser e estruturas dendríticas paralela à direção de deslocamento do laser. Foi observado que a dimensão de cada zona é altamente dependente da velocidade do feixe laser. Realizaram também medições de dureza e o valor encontrado foi três vezes maior do que aquele observado na amostra sem tratamento.

Noordhuis e Hosson (1993) investigaram o processamento superficial a laser em ligas de alumínio em diferentes velocidades de varredura. Os pesquisadores supõem que para baixas velocidades há um aumento em dureza, que pode estar relacionado à formação de discordâncias em hélice e recolocação em solução sólida de elementos que no material base encontram-se formando precipitados.

Fribourg et al. (2011) buscaram compreender melhor os efeitos do tratamento a laser em microestruturas precipitadas em uma liga de alumínio. Através do mapeamento da microestrutura e modelagem matemáticas para os campos térmicos, apontaram como efeito do tratamento a dissolução e modificações no tamanho dos precipitados em uma faixa de 500  $\mu\text{m}$  abaixo da superfície.

O tratamento de refusão superficial a laser foi realizado por Rams et al. (2007) em compósito com matriz de alumínio reforçada com partículas de SiC. Demonstraram que a zona tratada foi homogênea, possuindo tamanho refinado de grãos, melhor distribuição de partículas que o material não tratado, possuindo também maior dureza. Os autores relatam que

no material tratado menores taxas de corrosão foram medidas, com maior resistência à polarização e grande diferença entre o potencial de corrosão e o potencial de pites, o que evita a formação de corrosão por pites.

Outros pesquisadores também relatam que a utilização do tratamento de refusão superficial a laser leva a aumentos na resistência à corrosão e dureza superficial (CHONG et al., 2003; YUE et al., 2004; XU et al., 2006; XU; YUE; MAN, 2008; BOROWSKI; BARTKOWIAK, 2010; PARIONA et al., 2012).

### 3.5. SIMULAÇÃO NUMÉRICA

Para a resolução de problemas na área de engenharia existem três métodos distintos que podem ser abordados: experimental, analítico e/ou numérico (OLIVEIRA, 2010). A Tabela 2 mostra as vantagens e desvantagens desses métodos.

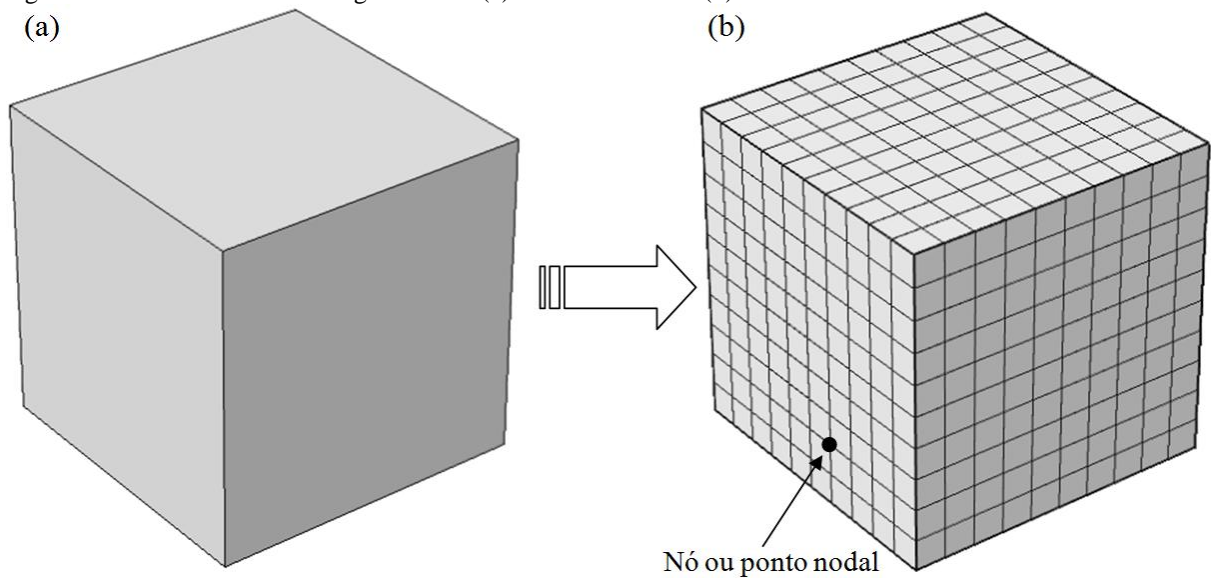
Tabela 2 – Comparação entre os métodos de solução de problemas de engenharia.

Método	Vantagens	Desvantagens
Experimental	<ul style="list-style-type: none"> <li>Fenômeno real</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Equipamento exigido;</li> <li>Erros experimentais;</li> <li>Dificuldades de medição;</li> <li>Custo operacional.</li> </ul>
Analítico	<ul style="list-style-type: none"> <li>Representação matemática do fenômeno real;</li> <li>Forma fechada;</li> <li>Mais geral.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Restrita a geometria de problemas simples e lineares;</li> <li>Erros de modelagem.</li> </ul>
Numérico	<ul style="list-style-type: none"> <li>Não há restrição de linearidade;</li> <li>Não há restrição de geometrias e processos complicados;</li> <li>Evolução temporal do processo.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Erros de truncamento;</li> <li>Erros de modelagem;</li> <li>Custo computacional.</li> </ul>

Fonte: OLIVEIRA, 2010.

Os problemas de engenharia que são tratados pelos métodos numéricos normalmente envolvem equações diferenciais, resolvidas a partir de discretizações de um modelo contínuo e aplicando-se métodos numéricos, como o método de elementos finitos (MEF), método das diferenças finitas, volumes finitos ou elementos de contorno. A resolução numérica por aproximação gera a solução para um número finito de pontos, os quais são atribuídos aos nós ou pontos nodais da malha de discretização, indicados esquematicamente na Figura 10. Quanto maior o número de nós, ou mais refinada a malha, melhor será a precisão do modelo (COOK, 2005).

Figura 10 – Domínio do modelo geométrico (a) modo contínuo e (b) modo discretizado.



Fonte: A autora.

A principal aplicação do MEF é para problemas de grande porte que envolvem geometrias complexas e condições de contorno mistas, muitas vezes aliadas à propriedades termofísicas dependentes de outras variáveis, como a temperatura. A teoria do MEF envolve a manipulação de matrizes, integrações numéricas, resolução de equações e outros procedimentos que são realizados pelos softwares desenvolvidos para este propósito (COOK, 1995).

Atualmente, existe um grande número de opções para realização de simulações numéricas, onde pode-se utilizar desde uma linguagem de programação básica até pacotes de métodos avançados de alto nível. Embora cada metodologia tenha suas próprias características e particularidades todas buscam melhor traduzir os fenômenos físicos do mundo real em equações que os representem, de forma a validar a modelagem matemática (COMSOL, 2012).

### 3.5.1. Simulação Numérica do Processamento a Laser

A modelagem matemática do processamento a laser minimiza os custos experimentais e ainda permite uma visão dos processos físicos pertinentes (YILBAS et al., 2009), podendo ser utilizada em diversos campos de aplicação do laser tais como corte, solda e tratamento térmico (BIANCO; MANCA, 2004).



As características específicas da solidificação que ocorre durante o processamento a laser exigem uma análise numérica do fenômeno de transferência de calor. Desta forma é possível calcular a distribuição de temperaturas, gerando campos ou isotermas, mapeando a amostra sobre a região irradiada e conseqüentemente delineando a poça de fusão e a zona termicamente afetada (ZTA), as quais foram geradas no material tratado (FRENK; KURZ, 1991).

Cheung et al. (2002) realizaram a modelagem matemática bidimensional do processo de refusão a laser em aço AISI 1045, com o método das diferenças finitas. Os autores investigaram o efeito de diferentes velocidades de varredura do feixe laser. Observaram que quanto maior a velocidade, menor a profundidade da poça de fusão formada, pois o tempo de interação entre a fonte de calor e o material é menor.

Sowdari e Majumdar (2010) desenvolveram um modelo baseado em entalpia, resolvido através do método de elementos finitos para análise de aquecimento e fusão de metais submetidos a um feixe de laser de alta energia. Elaboraram um algoritmo de solução numérica para calcular a distribuição de temperaturas, localização da interface sólido/líquido, forma e tamanho da poça fundida.

Um modelo tridimensional foi desenvolvido por Gu et al. (1994) para simular o processo transiente de transferência de calor durante o tratamento a laser, considerando as propriedades termofísicas dos materiais como dependentes da temperatura, assim como perdas de energia devido à condução, convecção e radiação no substrato em relação ao meio ambiente. Calcularam a distribuição da temperatura no substrato e a profundidade da transformação de fases, tendo concordância com resultados experimentais. Também concluíram que para um determinado nível de potência do laser, a velocidade de processamento é um parâmetro muito importante, pois à medida que aumenta a temperatura máxima na superfície e a profundidade de transformação de fase diminui. Similarmente a este trabalho, Bertelli et al. (2011) realizaram a análise de elementos finitos da liga Al-1,5%Fe, conseguindo bons resultados na predição da forma e profundidade de uma única poça de fusão, mas neste caso consideraram as perdas por convecção e radiação para o meio ambiente negligenciáveis.

Estudos com a mesma abordagem realizados para soldagem a laser foram conduzidos por Belhadj et al. (2010). Através do MEF determinaram o histórico térmico da soldagem em chapas finas de ligas de magnésio. O resultado pôde ser utilizado como dados de entrada para a análise mecânica do processo.

Recentemente, Ma, Kong e Kovacevic (2012) estudaram a região da poça de fusão em um aço de alta resistência, utilizando uma fonte com distribuição Gaussiana de energia. Entre suas descobertas, apontam que a baixas velocidades de soldagem ou maiores potências do laser pode-se atenuar ou reduzir defeitos no cordão de solda, como porosidades por exemplo.

Diversos trabalhos envolvendo os processamentos a laser como soldagem, corte e tratamentos superficiais são encontrados na literatura (LAAZIZI et al., 2011; BAG; TRIVEDI; DE, 2009; SHIOMI et al., 1999; SHEN et al., 2001; LEI et al., 2001; CHO et al., 2012; ABDERRAZAK et al., 2009; MACKWOOD; CRAFER, 2005; LI et al., 2010a).

Há grande interesse tecnológico na aplicação de ferramentas matemáticas para controle do processo de tratamento superficial a laser, encontrando soluções aos diferentes problemas que se associam com a interação entre uma fonte de calor e a matéria (HOADLEY et al., 1991; HUNTLEY; DAVIS, 1993). A modelagem matemática é uma excelente ferramenta de análise que estuda a influência de variáveis e viabiliza o planejamento adequado de processos em sua etapa de descrição e interpretação. Entre seus objetivos inclui-se estabelecer as condições operacionais para alcançar a profundidade ideal da camada tratada e desta forma determinar características microestruturais e mecânicas das peças.

### 3.5.2. Simulação Numérica das Tensões Termicamente Induzidas em Processamentos a Laser

A RSL envolve elevados gradientes de temperatura e as altas taxas de resfriamento na região processada e vizinhanças resultam em tensões termicamente induzidas, produzindo tensão e deformação. As tensões termicamente induzidas podem ser geradas devido a transformações de fases, como síntese de óxidos ou outros constituintes, os quais liberam energia de formação, podendo aumentar localmente a temperatura. Assim, é essencial a busca informações a respeito das modificações que ocorrem (YILBAS et al., 2009).

Li e seus colaboradores (LI et al., 2010a) desenvolveram um programa computacional baseado no MEF para analisar a RSL em placas finas, que permitiu a seleção apropriada de parâmetros para melhor distribuir as tensões sobre a placa tratada. A simulação numérica permitiu prever as distribuições de temperaturas na peça tratada de forma transiente.

Uma análise de tensões termicamente induzidas foi conduzida para a solidificação direcional por Pariona et al. (2010). Segundo os autores, o processo de solidificação gera um campo térmico que varia em função do tempo e que este comportamento influencia na evolução de tensão-deformação residual ao longo da fundição.

Um modelo numérico tridimensional foi desenvolvido por Moraitis e Labeas (2009) para simular as etapas de aquecimento e arrefecimento para a soldagem a laser. O modelo termo-mecânico acoplado permite a variação de tipos de juntas soldadas, material e parâmetros de processo (potência do laser, velocidade e ângulo de soldagem), prevendo a temperatura transiente, as tensões termicamente induzidas e os campos de deformação.

Khan e Yilbas (2004) consideraram o aquecimento de uma placa fina através de fonte laser em movimento, obtendo numericamente o campo de tensão térmica. Verificaram que a velocidade de varredura do laser influencia a distribuição de temperatura e o campo de tensões no substrato, sendo que na região próxima a aplicação do laser as temperaturas são mais elevadas, bem como as tensões compressivas são mais acentuadas.

O tratamento superficial a laser de ligas de alumínio e os campos de temperatura e tensões termicamente induzidas desenvolvidas durante o aquecimento e resfriamento foram investigados por Yilbas et al. (2009). O aquecimento ocorreu em taxas elevadas no início, depois se tornou quase constante atingindo um valor máximo. No período de arrefecimento, a taxa de resfriamento é elevada no início e com a progressão do processo torna-se pequena. Isto, por sua vez, resulta em campos de tensão elevados na superfície do substrato. Com o aumento da profundidade, o estresse atinge valores baixos, sendo que há um segundo pico na região próxima ao centro da poça de fusão. Outros trabalhos, com abordagens semelhantes são encontrados na literatura (SONG et al., 2010; MUSTAFA et al., 2008; SHIUE, et al., 2004; ZAIN-UL-ABDEIN et al., 2009; SPINA et al., 2007).

Os resultados obtidos na literatura ajudaram a encontrar direcionamento adequado, ferramentais necessários e alicerces para executar este trabalho. Embora a proposta da presente pesquisa tenha sido discutida, avaliada e aferida com a literatura, esta técnica é moderna e inovadora, pois muitos centros de pesquisa vêm estudando-a por sua importância, procurando novas aplicações na área industrial. Esta proposta propiciará continuidade para novas abordagens e pesquisas mediante a aplicação de técnica de caracterização experimental e simulações numéricas avançadas buscando maior aprofundamento de investigação de resultados.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão descritas as metodologias para a fabricação da liga Al-1,5%Fe, para o tratamento de RSL, técnicas de caracterização por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), mapeamento por espectroscopia por dispersão de energia (EDS), raios X, microscopia de força atômica (MFA), dureza Vickers e avaliação do desempenho da liga quanto a corrosão em ácido sulfúrico 0,1mol/L, apresentando os parâmetros empregados e especificações dos equipamentos, bem como as metodologias para a simulação numérica.

### 4.1. CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL

#### 4.1.1. Material

A liga Al-1,5%Fe foi preparada com matérias-primas comercialmente puras, sendo que o alumínio utilizado possui 99,76% de pureza e o ferro 99,97%. A composição química dos materiais utilizados para a fabricação da liga é mostrada na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química das matérias-primas utilizadas para fabricação da liga Al-1,5%Fe.

Material	Impurezas			
	Fe	Si	Cu	Ni
Al 99,76%	0,09%	0,06%	0,06 %	0,03%
Fe 99,97%	-	0,01%	0,01%	0,01%

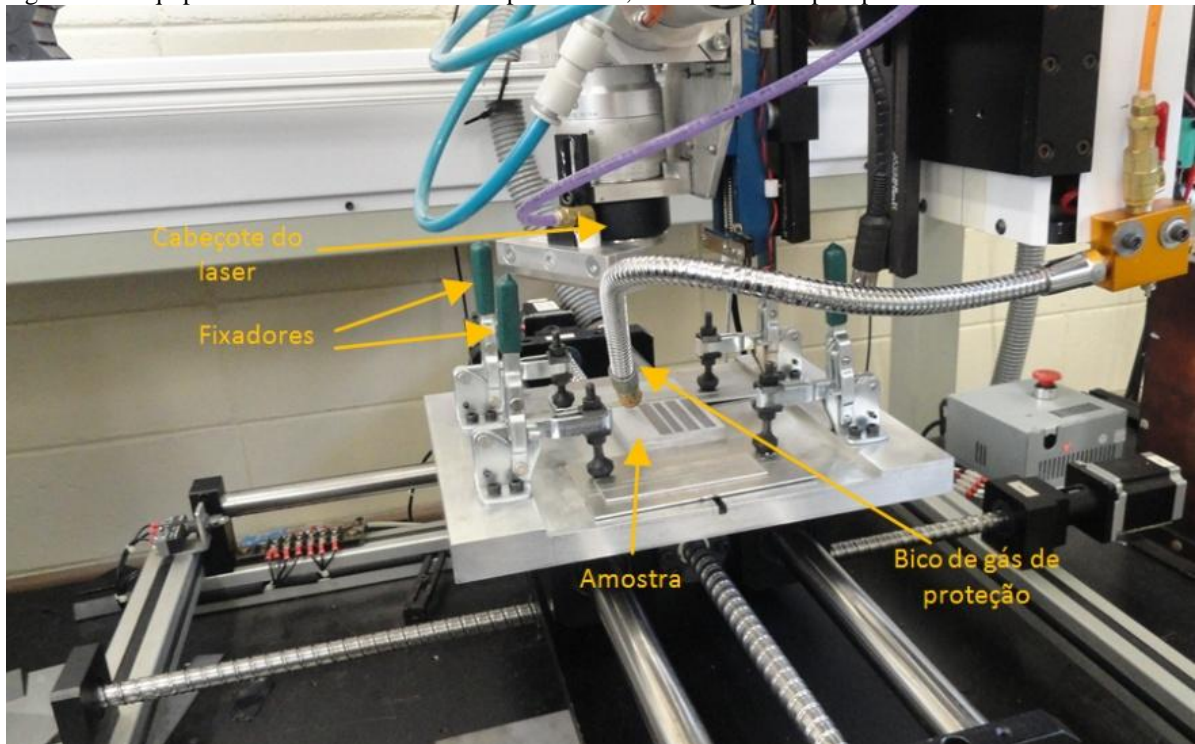
Fonte: BERTELLI et al., 2009.

Além dessas impurezas, outros elementos com quantidades abaixo de 50 PPM foram encontrados. A lingoteira utilizada para o vazamento da liga Al-1,5%Fe foi do tipo cilíndrica, com dimensões de 60 mm de diâmetro e 100 mm de comprimento e previamente a parede lateral foi recoberta com alumina, com a finalidade de promover um resfriamento unidirecional ascendente através da extração de calor pela parte inferior com refrigeração a água. O lingote cilíndrico obtido foi seccionado em várias fatias no sentido longitudinal e as superfícies foram fresadas para deixá-las paralelas. Cada peça foi lixada (1200#) e em seguida jateada com areia para reduzir a refletividade superficial e assim aumentar o coeficiente de absorção de energia do laser. O tamanho final das amostras foi 85 x 85 x 8 mm.

#### 4.1.2. Tratamento de Refusão Superficial a Laser

O tratamento de refusão superficial a laser (RSL) foi realizado utilizando um laser de fibra dopada com itérbio (Yb-fibra) de máxima potência 2000 W, marca IPG, Modelo YLR2000S. O feixe laser com comprimento de onda  $\lambda = 1,07 \mu\text{m}$  foi focalizado na superfície da amostra com lentes de 160 mm, com intensidade inicial de  $1,81 \cdot 10^9 \text{ W/m}^2$ . Os parâmetros do laser foram definidos com potência de 600 W e velocidade de varredura 40 mm/s. O equipamento utilizado é mostrado na Figura 11 onde também estão indicadas algumas das principais partes que o compõem.

Figura 11 – Equipamento laser utilizado nos experimentos, onde suas principais partes estão destacadas.



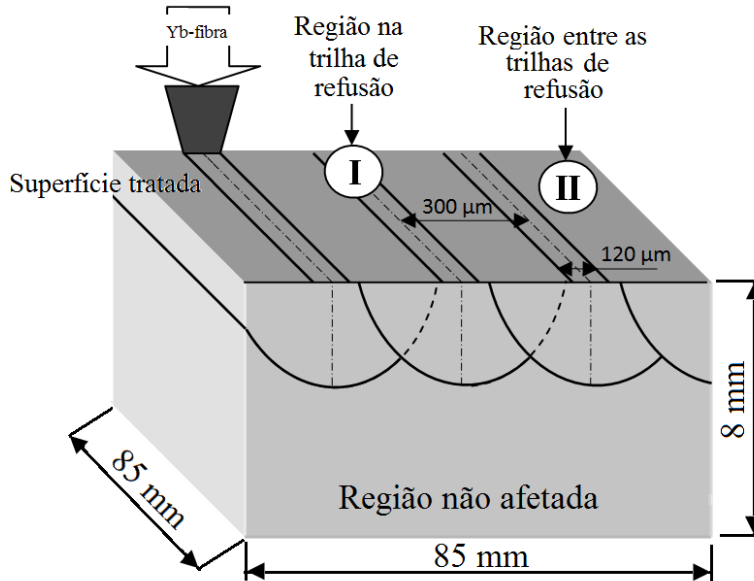
Fonte: A autora.

Para este experimento, a amostra foi posicionada 3 mm acima do foco (fora de foco), utilizando um feixe laser com diâmetro  $600 \mu\text{m}$  assumindo que a distribuição radial de temperatura segue o perfil Gaussiano. A densidade do feixe laser calculada para este experimento foi  $4,8 \cdot 10^5 \text{ W/cm}^2$  (RIVA et al., 2007; STEEN; MAZUMDER, 2010). A distância média entre as trilhas de refusão foi  $300 \mu\text{m}$ . O dispositivo operou sem gás de proteção para que as reações entre o metal e o ambiente promovessem a formação de uma camada passivante de óxidos metálicos na superfície do substrato. A Figura 12 mostra

esquemáticamente como foi realizada a RSL, sendo que as trilhas recobriram toda a superfície da amostra.

Através da aplicação do laser, diferentes regiões são formadas na amostra. Na secção transversal observam-se três regiões distintas: região refundida, zona termicamente afetada (ZTA) e região não afetada (substrato). Na superfície, também são geradas regiões distintas: região entre as trilhas de refusão ( $\beta$ ) e a trilha de refusão ( $\alpha$ ).

Figura 12 – Desenho esquemático do tratamento de refusão superficial a laser, onde estão indicadas as regiões afetadas e não afetadas, bem como as regiões das trilhas de refusão.



Fonte: A autora.

Após do tratamento a laser das amostras, para a caracterização subsequente foram extraídas pequenas amostras em torno de 4 cm acima em relação a parte inferior do lingote, que foi refrigerado com água, pois nesta zona há um tamanho médio de grãos.

#### 4.1.3. Técnicas de Caracterização Experimental

Foram realizadas caracterizações do material base (substrato) e do material tratado por refusão a laser. A microestrutura resultante foi observada em microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca Shimadzu SSX-550 e microscópio óptico, marca Olympus BX-51 com câmera digital QColor 3 para a captura de imagens. Através de um equipamento de espectroscopia por dispersão de energia (EDS), marca SEDS-500, acoplado ao MEV, análises

semi-quantitativas das amostras foram realizadas baseadas na emissão de raios X característicos em um limite de detecção em torno de 1%.

As amostras foram cortadas com disco diamantado, preparadas na secção transversal através de lixamento (600 e 1200#), polimento com pasta de diamante (1  $\mu\text{m}$ ) e sílica coloidal. Foi realizado ataque químico com ácido fluorídrico 0,5 % V/V por tempos entre 10 e 30 segundos.

Como a espessura da região tratada é da ordem de microns, foi utilizada difração de raios X de baixo ângulo para identificação de fases, realizada com velocidade de varredura de 2  $^{\circ}/\text{min}$  e ângulo de inclinação 1,5 $^{\circ}$ , no equipamento Shimadzu Lab-XRD6000 (mínima detecção > 1%).

A dureza Vickers foi medida nas diferentes regiões formadas na superfície com microdurômetro Leica VMHT MOT operando com carregamento de 0,1 kg durante 15 segundos (VH 0,1 15 s). A análise de rugosidade da superfície foi realizada através de microscopia de força atômica (MFA) utilizando o equipamento de marca Shimadzu, modelo SPM 9600 com scanner (máximas dimensões 30 x 30 x 3  $\mu\text{m}$ ) em modo não contato.

Os testes de corrosão foram feitos com solução aerada de ácido sulfúrico ( $\text{H}_2\text{SO}_4$ ), com concentração 0,1 mol/L, em temperatura ambiente ( $25 \pm 0,5$   $^{\circ}\text{C}$ ) e também de 5 a 75  $^{\circ}\text{C}$  com incrementos de 10  $^{\circ}\text{C}$ . Eletrodos de trabalho foram confeccionados com amostras tratadas por laser e do material base através de embutimento em resina poliéster. A célula eletroquímica foi montada utilizando contra eletrodo de platina e eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS), com capilar de Luggin. Dentre as técnicas de corrosão, foram realizados ensaios para medição de potencial de corrosão aberto, micro e macro polarizações e voltametria cíclica.

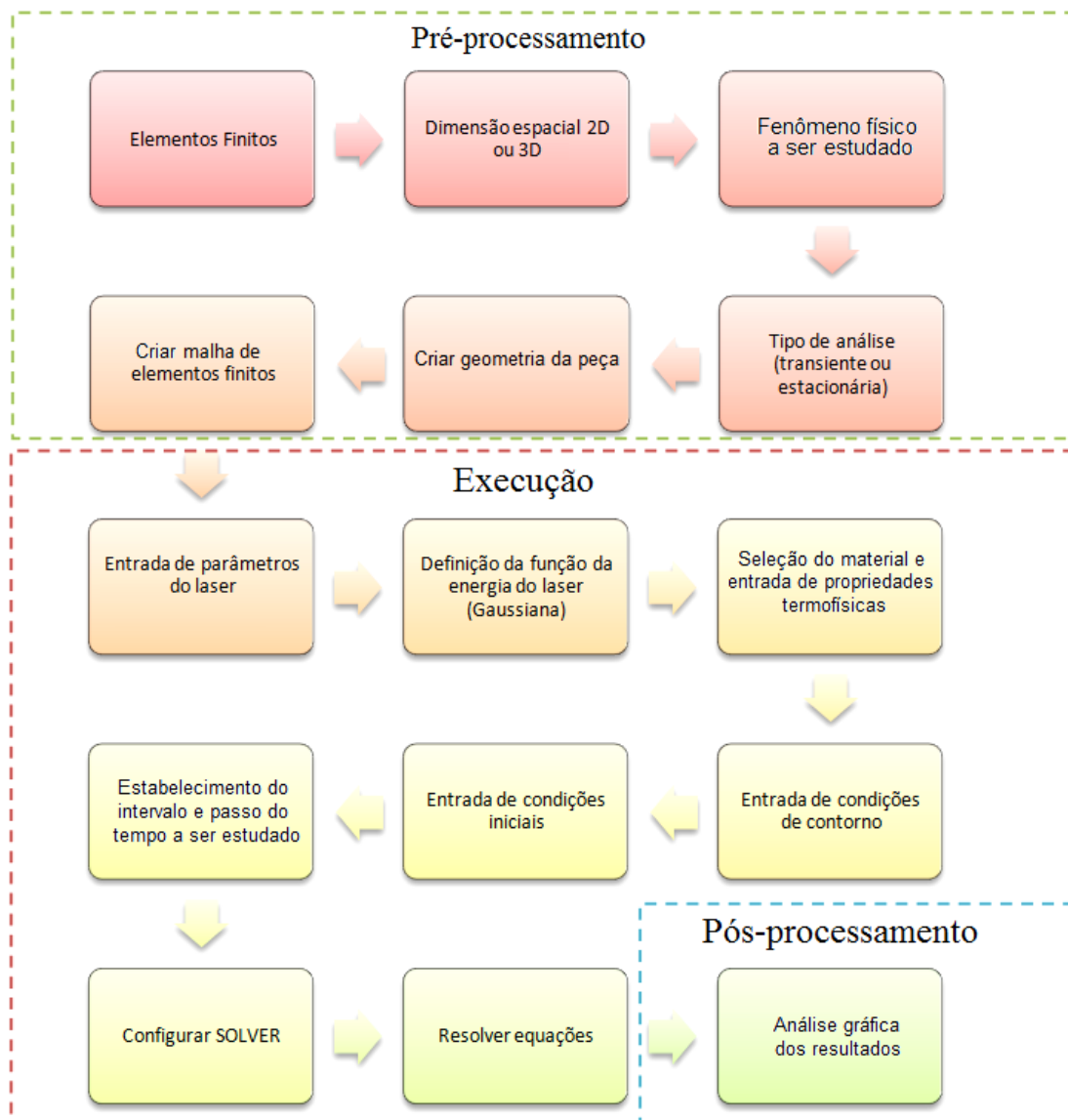
## 4.2. SIMULAÇÃO NUMÉRICA

A simulação numérica foi realizada com o software COMSOL Multiphysics, versão 4.2a em um microcomputador com processador Intel(R) i7, CPU com 2.8 GHz e 12 GB RAM em sistema operacional Linux – UBUNTU. Neste trabalho de simulação numérica foi feita a análise de solidificação e tensões termicamente induzidas em regime transiente.

### 1.2.1. Fluxograma do Procedimento da Simulação Numérica por Elementos Finitos

O fluxograma da Figura 13 mostra as etapas da simulação numérica com o software utilizado, onde são apresentados os procedimentos de pré-processamento, execução e pós-processamento. No pré-processamento são solicitadas as condições necessárias para a execução da simulação e na etapa de pós-processamento os resultados são gerados na forma de gráficos ou figuras, dependendo das necessidades de análise que são abordadas.

Figura 13 – Fluxograma de dados de elementos finitos.



Fonte: Adaptado de VASANTGADKAR, 2010.

Neste trabalho foi realizada uma análise híbrida de solidificação mediante transferência de calor e tensões termicamente induzidas. Estes fenômenos físicos são acoplados e pelo software sendo possível tratá-los de forma conjunta.



### 1.2.2. Modelagem Matemática da Solidificação

Yilbas et al. (2009) apresenta uma modelagem matemática da equação transiente de condução de calor associada à solidificação que é escrita conforme a equação 2:

$$\rho \frac{\partial(C_p T)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + (1 - rf) I_0 \exp \left( -\frac{x^2 + y^2}{a^2} \right) \exp(-\delta z) \quad (2)$$

Onde  $\rho$  é a densidade do material ( $\text{kg/m}^3$ ),  $C_p$  é o calor específico ( $\text{J/kg.K}$ ),  $T$  é a temperatura ( $\text{K}$ ),  $t$  é tempo ( $\text{s}$ ),  $k$  condutividade térmica ( $\text{W/m.K}$ ),  $rf$  é a refletividade superficial (%),  $\nu$  é velocidade ( $\text{mm/s}$ ),  $I_0$  é a intensidade de pico do feixe ( $\text{W/m}^2$ ),  $\delta$  é a profundidade de absorção ( $\text{m}$ ) e  $a$  é o valor máximo admitido para o raio da Gaussiana na superfície (parâmetro Gaussiano) ( $\text{m}$ ), (YILBAS et al., 2009).

### 1.2.3. Modelagem Matemática das Tensões Termicamente Induzidas

A modelagem matemática que envolve as tensões termicamente induzidas é apresentada pela equação 3 (COMSOL, 2012):

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho C_p u_{trans} \nabla T = \nabla (k \nabla T) + Q \quad (3)$$

Onde  $C_p$  é o calor específico ( $\text{J/kg.K}$ ) e  $Q$  representa um termo associado com o calor latente liberado durante a transformação de fase ( $\text{J/kg}$ ).

A relação tensão-deformação para o modo elasto-plástico é apresentada pela equação 4 (TOPARLI et al., 2002):

$$\{\sigma\} = E(\{\varepsilon\} - \alpha\{\Delta T\}) \quad (4)$$

Onde  $\{\sigma\}$  é o tensor da tensão ( $\text{Pa}$ ),  $\{\varepsilon\}$  é o tensor da deformação e  $\Delta T$  é o gradiente de temperatura,  $\alpha$  é o coeficiente de expansão térmica ( $1/\text{K}$ ) e  $E$  é o Módulo de Young ( $\text{Pa}$ ). Em forma diferencial a deformação é escrita na equação 5 (LEE; CHANG, 2007):

$$d\varepsilon = [B]\{dw\} \quad (5)$$

Onde  $B$  é a matriz tensão-deformação e  $dw$  é o incremento da deformação. A relação constitutiva da tensão-deformação em forma diferencial é descrita na equação 6 (LEE; CHANG, 2007; HOU et al., 2007):

$$\{d\sigma\} = [D_d]\{d\varepsilon\} - \{C\}dT \quad (6)$$

Sendo  $[D_d]$  a matriz elasto-plástica que envolve  $[D_d^e]$  para a parte elástica e  $[D_d^p]$  para a parte plástica. O parâmetro matricial  $\{C\}$  que relaciona o incremento da tensão devido à dependência das propriedades termofísicas em função da temperatura e das propriedades mecânicas do material é mostrado na equação 7 (HOU et al., 2007):

$$\{C\} = -[D_d^e] \left( \{\alpha\} + \frac{\partial [D_d^e]^{-1}}{\partial T} \{\sigma\} \right) \quad (7)$$

A taxa total de deformação ( $\dot{\varepsilon}$ ) pode ser escrita como a soma das componentes individuais da taxa de deformação, como segue na equação 8 (PARIONA et al., 2010):

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_e + \dot{\varepsilon}_p + \dot{\varepsilon}_T \quad (8)$$

Os componentes desta equação representam a taxa de deformação devido à deformação elástica, plástica e térmica respectivamente. A tensão neste trabalho foi representada pela tensão equivalente de  $\sigma$  Von Misses (Pa), dada pela equação 9 (PARIONA, et al., 2010):

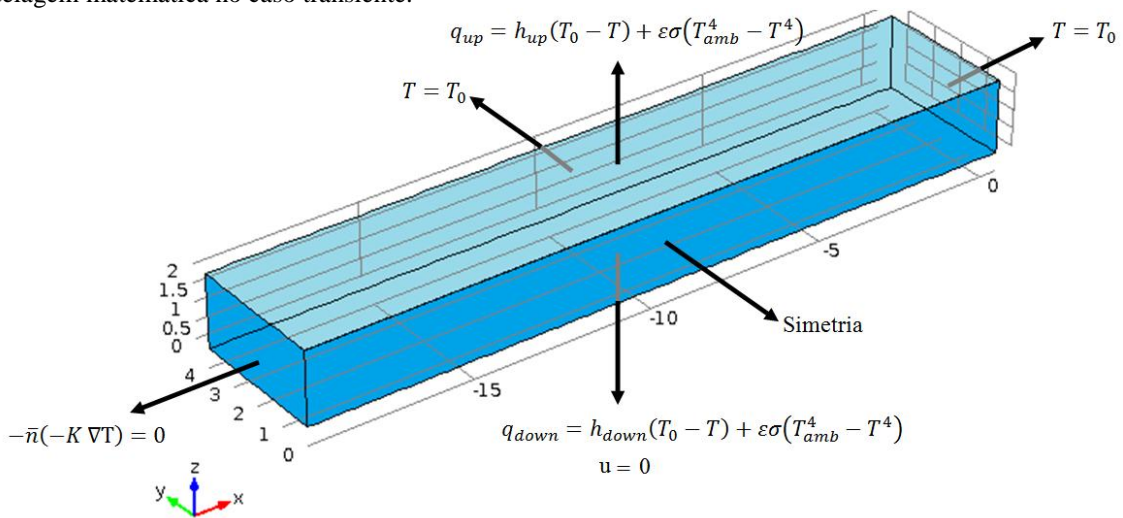
$$\sigma = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2}} \quad (9)$$

onde  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  e  $\sigma_3$  são as tensões principais.

1.2.4. Modelo Geométrico e Construção da Malha de Elementos Finitos da Amostra Simulada pelo Tratamento a Laser

A simulação numérica pode ser tratada de forma estacionária ou transiente, sendo o segundo caso o objeto de estudo. Inicialmente cria-se a geometria da peça (20 x 4 x 2 mm), indicando a origem do sistema de coordenadas cartesianas mostrada na Figura 14, sendo o eixo  $x$  considerado como a direção de movimentação do feixe laser com velocidade  $V$  (mm/s), o eixo  $y$  a largura e o eixo  $z$  a espessura da peça.

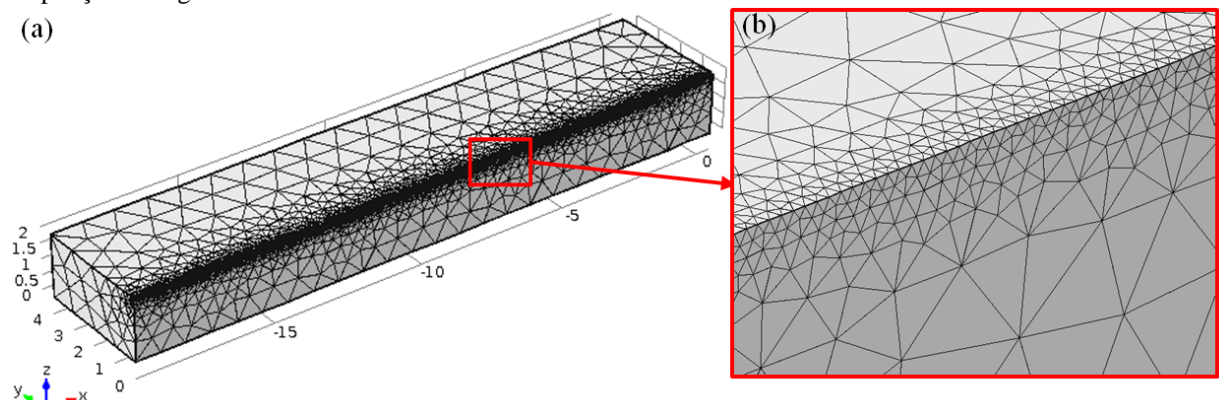
Figura 14 – Condições de contorno e expressões de fluxo de calor e tensões termicamente induzidas para a modelagem matemática no caso transiente.



Fonte: A autora.

A seguir o modelo geométrico é discretizado, através da geração da malha de elementos finitos (Figura 15a), a qual é refinada na região onde o laser se desloca (Figura 15b). No total foram gerados 24667 elementos.

Figura 15 – Geração da malha com elementos de forma triangular onde (a) mostra a visão geral e (b) uma ampliação da região mais refinada.



Fonte: A autora.

Posteriormente são inseridos todos os dados de parâmetros do laser necessários à solução do problema. A Tabela 4 mostra os parâmetros inseridos para a análise por elementos finitos neste trabalho.

Tabela 4 – Parâmetros do laser utilizados na simulação numérica.

Velocidade de varredura do feixe laser ( $V$ )	40 mm/s
Potência real do laser	600 W
Raio da distribuição Gaussiana ( $a$ )	0,3 mm
Intensidade de pico do laser ( $I_0$ )	$6,8 \cdot 10^9$ W/m <sup>3</sup>

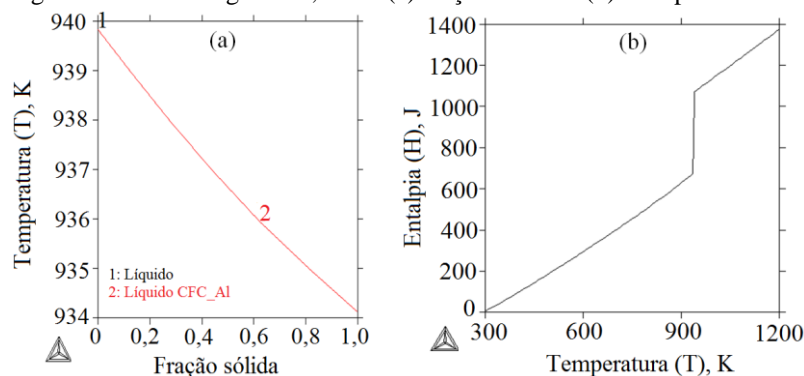
Fonte: A autora.

### 1.2.5. Propriedades Termofísicas da Liga Utilizada

As propriedades termofísicas de densidade ( $\rho$ ), calor específico ( $C_p$ ) e condutividade térmica ( $k$ ) da liga Al–1,5%Fe foram considerados dependentes da temperatura. Para o cálculo da densidade e da condutividade térmica foi realizada uma associação com a fração sólida, a qual é mostrada na Figura 16a e para o cálculo do calor específico foi realizada a relação com a entalpia, mostrada na Figura 16b. A fração sólida e entalpia foram obtidas através do software Thermo-Calc (CALPHAD, 2012).

As curvas dos parâmetros  $\rho$ ,  $k$  e  $C_p$  dependentes da temperatura são mostradas na Figura 17, enquanto as outras propriedades da liga são mostradas na Tabela 5.

Figura 16 – Para a liga Al–1,5%Fe (a) fração sólida e (b) entalpia.



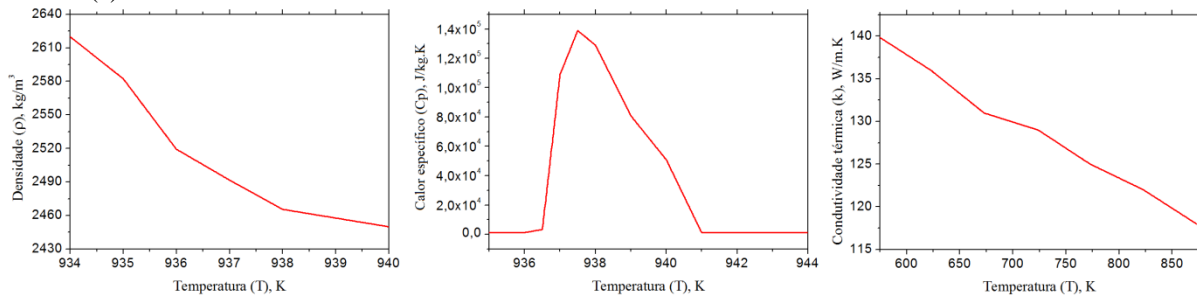
Fonte: CALPHAD, 2012.

Tabela 5 – Propriedades da liga Al–1,5%Fe.

Módulo de Young ( $E$ )	$68 \cdot 10^9$ Pa
Coefficiente de expansão térmica ( $\alpha$ )	$24 \cdot 10^{-6}$ 1/K
Coefficiente de Poisson ( $\nu$ )	0,33
Refletividade ( $r_f$ )	0,63%
Profundidade de absorção ( $\delta$ )	Negligenciável

Fonte: A autora.

Figura 17 – Propriedades termofísicas da liga Al–1,5%Fe: densidade ( $\rho$ ), calor específico ( $C_p$ ) e condutividade térmica ( $k$ ).



Fonte: A autora.

### 1.2.6. Condições Iniciais e de Contorno

As condições iniciais e de contorno para a solidificação são mostradas na Figura 14. Como condição de contorno para a análise de tensões termicamente induzidas foi fixado o plano inferior da Figura 14 e as condições iniciais foram as mesmas definidas para a solidificação.

O domínio do tempo estudado foi de 0,5 segundos com intervalos de 0,01 segundo, que é o tempo necessário para varrer com o laser todo o comprimento (20 mm) da amostra com velocidade ( $V$ ) 40 mm/s.

O método numérico utilizado para execução foi o método Multigrid. Este método otimiza o tempo de processamento do CPU e mais detalhes desse método podem ser encontrados nos trabalhos de Trottenberg, Oosterlee e Schüller (2001) e em Oliveira (2010). Algumas considerações foram adotadas para simplificar o desenvolvimento da simulação numérica, que dizem respeito a (i) a geometria foi simétrica e o histórico térmico da região refundida foi previsto nesta região; (ii) a velocidade de varredura do feixe laser foi constante; (iii) há uma distribuição de energia tipo Gaussiana durante o tratamento; (iv) o comportamento do material foi considerado isotrópico e (v) a formação de apenas de uma trilha de refusão foi considerada nesta simulação, devido à grande complexidade de programação bem como a capacidade de processamento dos computadores utilizados, embora os experimentos tenham realizado a cobertura total da amostra pelas trilhas.

Uma vez realizada a solução foi executado o pós-processamento, onde resultado da simulação numérica é avaliado conforme a necessidade. A validação da simulação numérica foi realizada através de comparações com os resultados experimentais.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Caracterizações da liga Al-1,5%Fe foram realizadas para investigar suas características microestruturais, morfologia, fases presentes, microdureza e comportamento de corrosão em meio ácido. Para efeitos de comparação, o substrato da liga também foi analisado. Também foi realizada a simulação numérica da solidificação e tensões termicamente induzidas. Abaixo são mostradas as etapas do procedimento experimental realizado:

- a) A microestrutura da secção transversal e da superfície foi investigada através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, utilizando ainda as técnicas de EDS e mapeamento de elementos químicos;
- b) A composição de fases foi analisada utilizando difração de raios X;
- c) A dureza superficial foi mensurada nas diferentes regiões superficiais;
- d) A qualidade superficial foi investigada utilizando microscopia de força atômica, onde foram obtidas informações da topografia da amostra de forma bidimensional e tridimensional;
- e) E o comportamento à corrosão foi avaliado através das técnicas de medição de potencial de corrosão ou potencial de circuito aberto, polarizações e voltametria cíclica.

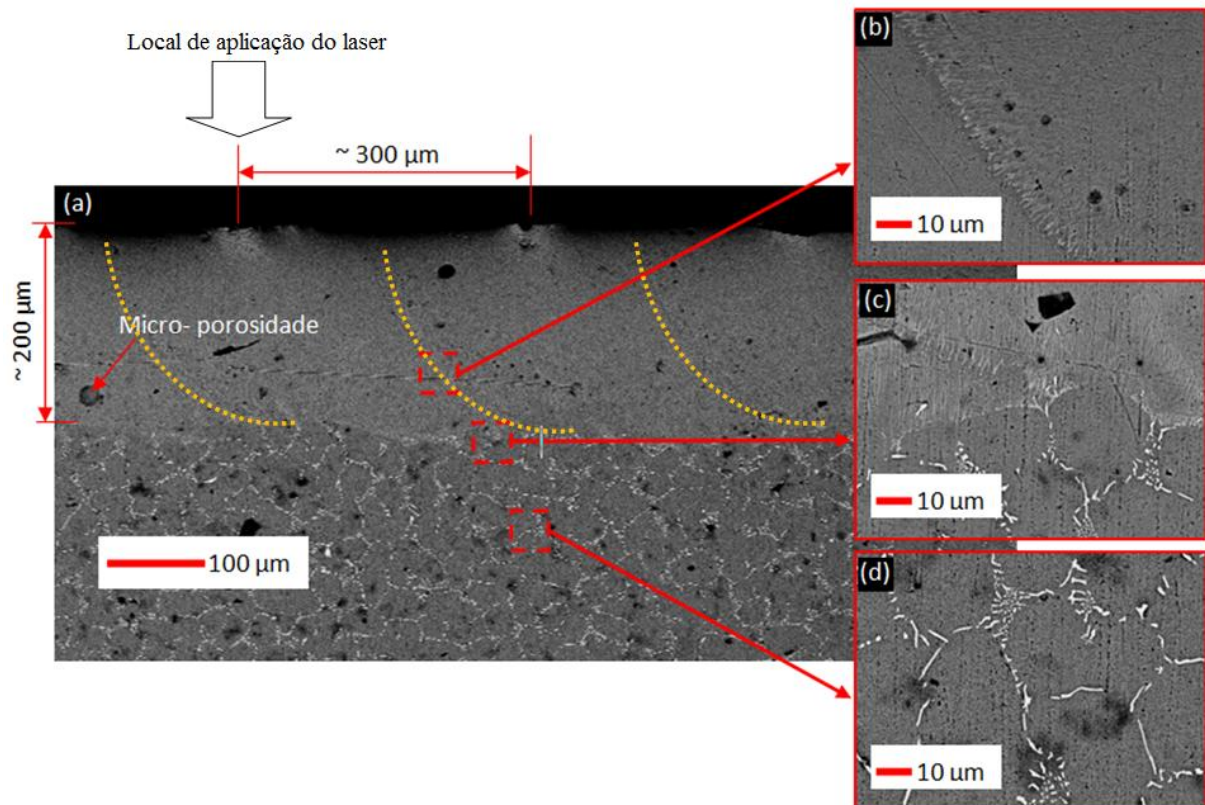
A seguir serão mostrados e discutidos os resultados desta pesquisa.

### 5.1. CARACTERIZAÇÃO DA CAMADA REFUNDIDA NA SECÇÃO TRANSVERSAL

O material tratado e o substrato foram analisados através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) para verificar as modificações microestruturais causadas pelo tratamento laser. A secção transversal da amostra tratada é mostrada na Figura 18a, onde estão indicadas as regiões do substrato, a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona refundida. A ZTA, que foi ampliada na Figura 18b delimita a região entre as trilhas, as quais estão indicadas por linhas tracejadas. A região inferior da interface entre o substrato e a estrutura homogênea formada pela aplicação do laser é ampliada na Figura 18c, onde é claramente perceptível a diferença microestrutural entre elas. Neste tipo de tratamento observa-se que a ZAT formada foi quase imperceptível sem indícios de transições celulares/dendríticas. Chong et al. (2003) reportaram que em seus experimentos uma transição morfológica na fronteira de fusão com

espessura entre 3 e 5  $\mu\text{m}$  foi observada de forma bastante clara. Porém, esses autores obtiveram uma microestrutura mais grosseira com a estrutura celular da região da poça de fusão perceptível. A micrografia da Figura 18b apenas indica uma diferença microestrutural, não sendo possível distinguir com clareza suas morfologias. Além disso, a microestrutura característica formada pelo tratamento de RSL exibe maior homogeneidade que se estende por toda a zona refundida. A profundidade de penetração do tratamento foi em torno de 200  $\mu\text{m}$  e a distância entre as trilhas foi de aproximadamente 300  $\mu\text{m}$ . Sendo o diâmetro do feixe laser igual a 600  $\mu\text{m}$  (ver Tabela 4) então se verifica que a sobreposição entre as trilhas foi de 50%.

Figura 18 – Secção transversal da amostra tratada a laser mostrando (a) a interface entre a região refundida e o substrato, (b) a interface entre poças de fusão geradas pelo tratamento, (c) a interface entre a região tratada e o substrato e (d) o substrato não afetado pelo tratamento.



Fonte: A autora.

Na microestrutura do substrato mostrada na Figura 18d há uma fase intermetálica dispersa em uma matriz. Esta fase intermetálica é prevista no diagrama de equilíbrio (ver Figura 7), como sendo  $\text{Al}_3\text{Fe}$  ou ainda  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ . Essa fase também foi prevista pelo software Thermo-calc (CALPHAD, 2012) no cálculo de fração sólida e entalpia, mostrados na Figura 16. Em ambas as regiões foram realizadas análises de EDS e a Tabela 6 descreve o resultado semiquantitativo obtido.

Tabela 6 – Análise de EDS do substrato e suas duas fases presentes: fase matriz e intermetálico. O erro da medição de EDS é da ordem de 1%.

Região do substrato	Elemento de liga	EDS (intensidade)	Peso (%)	Atômico (%)	Valor de k	Z <sup>a</sup>	A <sup>b</sup>	F <sup>c</sup>
Fase matriz	Al	129,303	98,5	99,3	0,79412	0,99922	1,01681	0,99997
	Fe	0,210	1,5	0,7	0,01111	1,12543	1,00801	1,00000
	Total		100,0	100,00	0,80523			
Intermetálico	Al	104,795	92,0	96,0	0,64367	0,99589	1,08785	0,99985
	Fe	1,037	8,0	4,0	0,05403	1,11764	1,00739	1,0000
	Total		100,00	100,00	0,69770			

Fonte: A autora.

Nota: <sup>a</sup> Z=número atômico; <sup>b</sup> A= absorção; <sup>c</sup> F = segunda geração de raios X (fluorescência).

Pela análise da Tabela 6 observa-se que a quantidade do elemento ferro na fase matriz está por volta de 1,5% e na fase intermetálica 8,0%. A relação Al/Fe no intermetálico do material inicial é consistente com a presença da fase intermetálica Al<sub>3</sub>Fe, também identificada por Goulart (2010). A quantidade de ferro presente na fase matriz assemelha-se à composição nominal da liga.

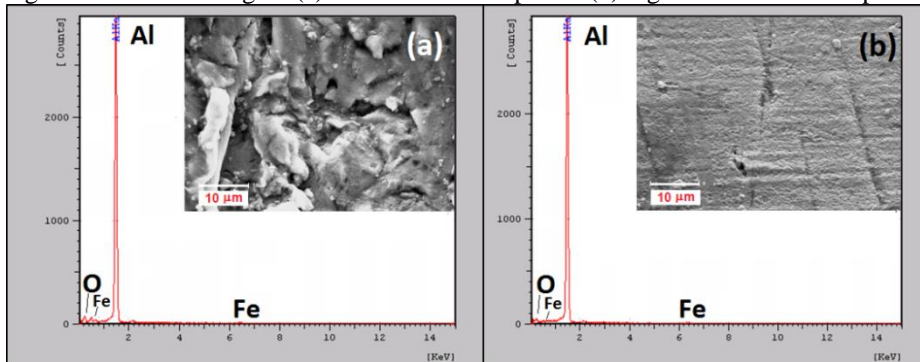
Na região próxima à superfície da Figura 18a observa-se a formação de abaulamentos. Segundo Pariona et al. (2012) e Bertelli et al. (2011), isso ocorre devido à baixa velocidade de varredura do feixe laser que conduz ao aumento do tempo de interação do calor com o substrato.

Micro-poros também são observados na região de refusão da Figura 18a e possuem maior concentração na região de delimitação das zonas fundidas. A volatilização de inclusões ou a própria vaporização do substrato podem gerar poros, pois o hidrogênio presente no ar atmosférico e na umidade acaba sendo absorvido pela superfície do material e pela poça de fusão, favorecendo o surgimento de trincas e poros (OLIVEIRA, 2011). Yilbas et al. (2009) argumentam que a entalpia de formação do óxido de alumínio contribui para o processo de evaporação parcial do material, que resulta em formação de poros e trincas.

A morfologia no interior de um micro-poro foi ampliada e é mostrada na Figura 19a, que teve sua composição química investigada através de EDS, assim como foi analisada a região logo abaixo do micro-poro, mostrada na Figura 19b e o resultado quantitativo do EDS é mostrado na Tabela 7.



Figura 19 – EDS da região (a) interna ao micro-poro e (b) logo abaixo do micro-poro.



Fonte: A autora.

Tabela 7 – Análise de EDS das regiões do micro-poro e logo abaixo deste, mostradas na Figura 19. O erro da medição é da ordem de 1%.

Região	Elemento de liga	EDS (intensidade)	Peso (%)	Atômico (%)	Valor de k	Z <sup>a</sup>	A <sup>b</sup>	F <sup>c</sup>
Dentro do poro Figura 19a	O	3,528	10,0	16,0	0,06058	0,94066	2,65425	1,00000
	Al	199,49	87,6	882,9	1,22502	1,00757	1,06830	0,99995
	Fe	0,582	2,4	1,1	0,03102	1,13789	1,00600	1,00000
	Total		100	100	1,31662			
Fora do poro Figura 19b	O	1,363	4,4	7,2	0,02717	0,93704	2,78247	1,00000
	Al	238,180	94,1	92,1	1,46260	1,00307	1,03499	0,99997
	Fe	0,403	1,5	0,7	0,02147	1,13133	1,00717	1,00000
	Total		100	100	0,51124			

Fonte: A autora.

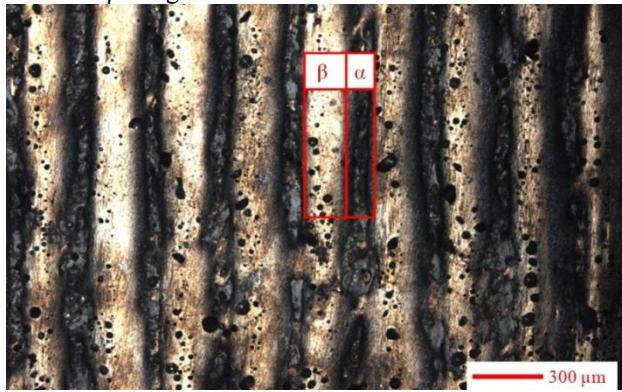
Nota: <sup>a</sup> Z=número atômico; <sup>b</sup> A= absorção; <sup>c</sup> F = segunda geração de raios X (fluorescência).

As análises de EDS indicam que uma maior concentração de ferro, por volta de 2,3%, foi criada dentro do micro-poro, que é significativamente maior do que na região externa ao micro-poro, que é por volta de 1,52%, um valor muito próximo do metal base.

## 5.2. CARACTERIZAÇÃO SUPERFICIAL

As trilhas de refusão formadas durante o tratamento a laser, observadas através de microscopia óptica (MO), são mostradas na Figura 20. Nesta micrografia a indicação  $\alpha$  é a região onde o laser formou a trilha de refusão e  $\beta$  é a região situada entre as trilhas (ver Figura 18). A distância entre as trilhas na superfície é de aproximadamente 300  $\mu\text{m}$ . Grande quantidade de micro-poros é visível na região da trilha e também entre as trilhas de refusão, sendo que estão mais concentrados na região das trilhas de refusão ( $\alpha$ ).

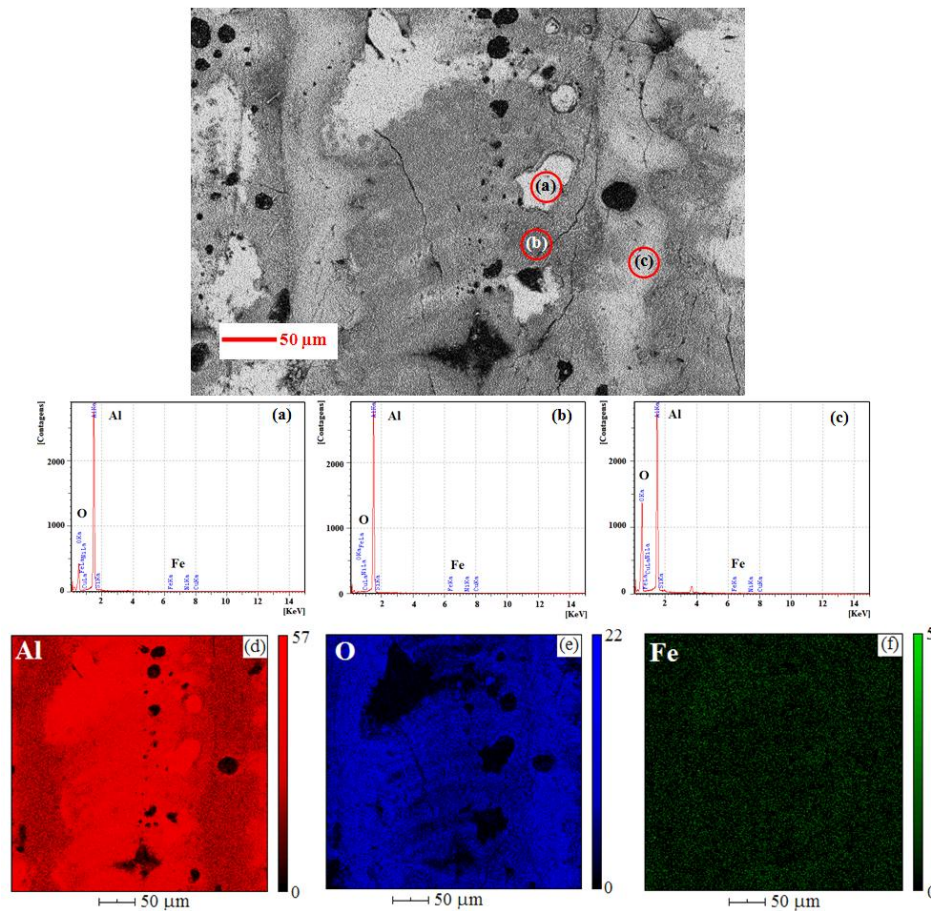
Figura 20 – Micrografia de microscopia óptica do material tratado a laser indicando em  $\alpha$  a região na trilha de refusão e  $\beta$  a região entre as trilhas.



Fonte: A autora.

A superfície foi analisada através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), como é mostrado na Figura 21a, onde estão também indicadas três regiões diferentes na superfície: (a) é uma região branca situada entre as trilhas de refusão, (b) é a matriz ou região cinza entre as trilhas de refusão e (c) é a região cinza formada na trilha de refusão.

Figura 21 – Micrografia da superfície tratada por RSL indicando as regiões formadas e os espectros de EDS (a), (b) e (c). O mapeamento dos elementos químicos Al, O e Fe são mostrados em (d), (e) e (f).



Fonte: A autora.

É possível notar nesta micrografia a presença de trincas. Estas trincas estão relacionadas aos gradientes de temperaturas experimentados durante o processamento a laser, os quais geram elevadas tensões induzidas termicamente (OLIVEIRA, 2011). A micrografia da Figura 21a foi analisada através de mapeamento de elementos químicos, os quais são mostrados nas Figura 21d, e, f. O mapeamento revelou uma alta concentração de oxigênio em  $\alpha$  (na trilha) e uma maior concentração de alumínio em  $\beta$  (entre as trilhas), indicando que estas regiões possuem mais alumina. A concentração de ferro foi bastante homogênea e houve uma maior concentração de óxidos nas trilhas de refusão. Isto está associado à recolocação em solução sólida do ferro que no substrato encontra-se na forma do intermetálico  $Al_{13}Fe_4$  (GARCIA, 2007). As regiões A, B e C foram analisadas através de EDS. Os difratogramas de cada análise são mostrados nas Figura 21a, b e c e o resultado quantitativo é apresentado na Tabela 8.

Tabela 8 – Análise de EDS das regiões indicadas na Figura 21. O erro de medição da ordem de 1%.

Região	Elemento de liga	EDS (intensidade)	Peso (%)	Atômico (%)	Valor de k	Z <sup>a</sup>	A <sup>b</sup>	F <sup>c</sup>
Região branca entre trilhas (A)	O	0,867	2,5	4,2	0,01011	0,93508	277,217	1,00000
	Al	149,062	92,3	93,1	0,91556	0,99996	1,06567	0,99983
	Si	0,305	0,4	0,4	0,00200	0,97175	2,09426	0,99985
	Fe	0,764	4,1	2,0	0,03239	1,04084	1,29166	100,000
	Ni	0,219	0,6	0,3	0,00548	1,01721	1,20734	1,00000
	Cu	0,039	0,1	0,0	0,00051	1,06416	1,15206	1,00000
	Total			100	100	0,96605		
Região cinza entre trilhas (B)	O	19,579	32,6	45,473	0,25068	0,95601	220,706	100,000
	Al	140,738	64,4	53,246	0,86434	102,710	117,670	0,99988
	Si	0,315	0,2	0,186	0,00206	0,99898	184,529	0,99990
	Fe	0,276	1,6	0,627	0,01169	106,529	204,374	100,000
	Ni	0,167	1,1	0,422	0,01548	116,477	0,99889	100,000
	Cu	0,084	0,1	0,046	0,00133	109,041	147,437	100,000
	Total			100	100	1,14558		
Região cinza na trilha (C)	O	34,977	55,4	68,502	0,47126	0,97104	1,76788	1,00000
	Al	73,034	41,4	30,292	0,44859	1,04640	1,28551	0,99984
	Si	0,323	0,2	0,171	0,00212	1,01832	1,64501	0,99986
	Fe	0,209	1,8	0,638	0,00887	1,08281	2,73753	1,00000
	Ni	0,287	1,1	0,353	0,00720	1,05957	2,00571	1,00000
	Cu	0,065	0,1	0,044	0,00103	1,10916	1,80982	1,00000
	Total			100	100	0,93907		

Fonte: A autora.

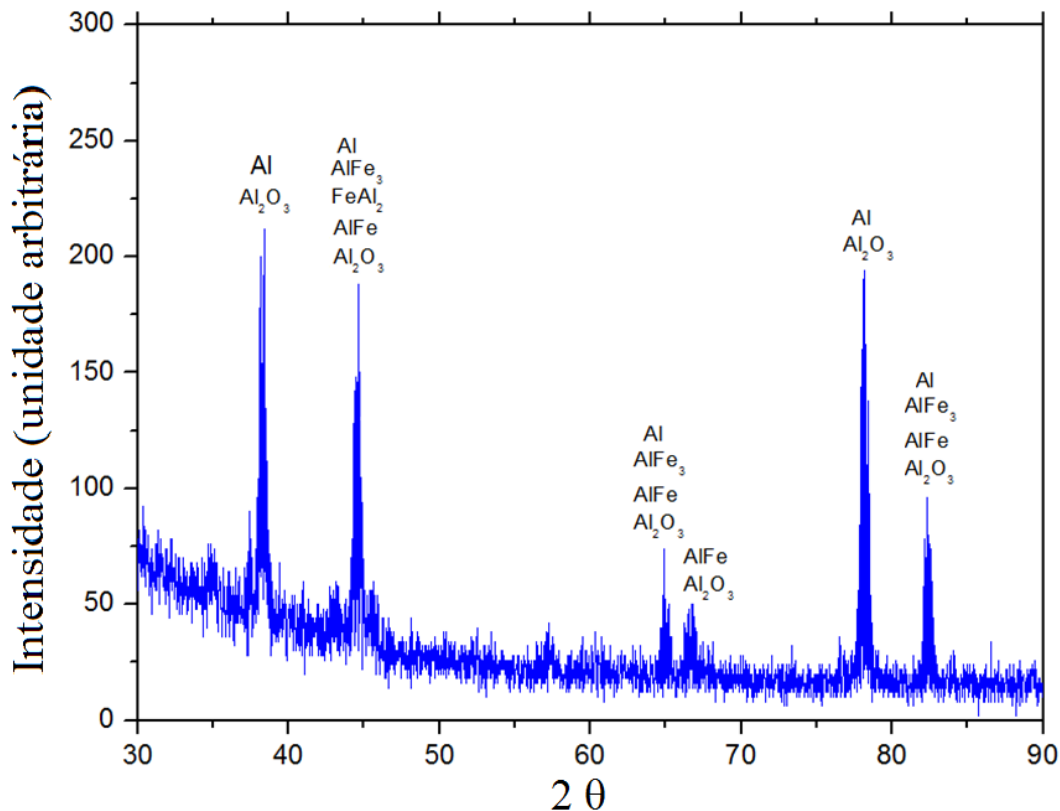
Nota: <sup>a</sup> Z=número atômico; <sup>b</sup> A= absorção; <sup>c</sup> F = segunda geração de raios X (fluorescência).

A maior concentração de oxigênio na região da trilha se deve à maior difusão ocorrida na região, pois esta atinge temperaturas mais elevadas do que a região entre as trilhas. Além disso, o oxigênio possui grande afinidade com alumínio no estado líquido, formando assim óxidos de alumínio. Em geral estes óxidos apresentam maior dureza que outras fases.

### 5.3. ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X

A técnica de difração de raios X foi empregada para identificar as fases formadas na superfície tratada pela refusão superficial a laser (RSL) na amostra como recebida. O difratograma mostrado na Figura 22 foi realizado com  $1,5^\circ$  de inclinação, como foi especificado no capítulo 4.

Figura 22 – Difratograma obtido através da técnica de difração raios X de baixo ângulo após o tratamento superficial com laser Yb-fibra para a liga Al-1,5%Fe.



Fonte: A autora.

Este difratograma mostra a fase de óxido de alumínio  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . A maioria dos picos da Figura 22 contém a fase  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , o que é um resultado similar àqueles encontrados pelos autores Bian et al. (2012). Metais simples e fase intermetálicas metaestáveis também foram identificadas, tais como Fe, AlFe, AlFe<sub>3</sub> e Al<sub>76,8</sub>Fe<sub>24</sub>. A grande energia gerada pelo laser e o fato de que o tratamento foi realizado em um ambiente aberto são condições que favorecem a formação de óxidos. O óxido de alumínio possui como característica alta dureza, resistência ao desgaste e à corrosão em meios ácidos ou alcalinos, mesmo em altas temperaturas (PATNAIK, 2002). A formação e presença dessas fases são importantes, uma vez que determinam a rugosidade, dureza e comportamento à corrosão da camada tratada.

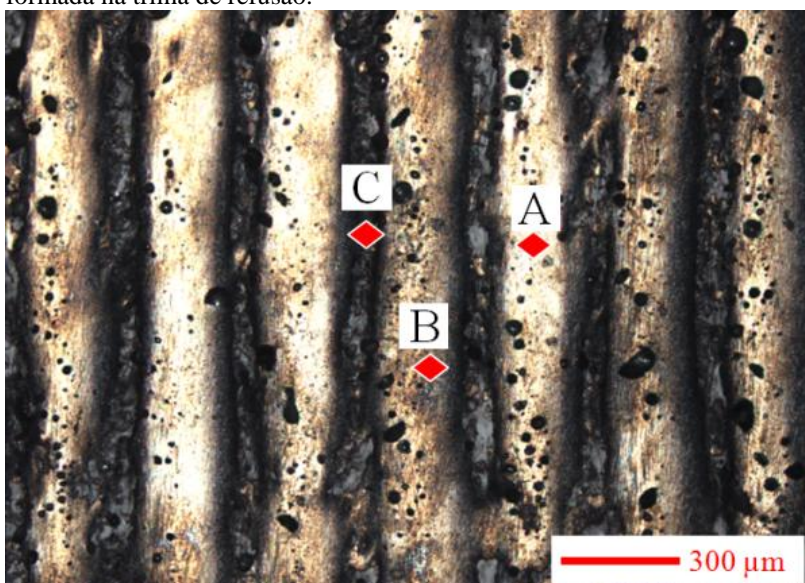
A camada tratada observada na micrografia de MEV (Figura 18) exibe uma microestrutura refinada, compacta e mais homogênea, possuindo uma forte ligação metalúrgica com o substrato. Essa microestrutura refinada é normalmente observada para ligas de alumínio (LI et al., 2010b), indicando que a superfície tratada e regiões centrais da poça de refusão possuem uma estrutura de grãos refinada, alta dureza e grande resistência ao desgaste (BOROWSKI; BARTKOWIAK, 2010).

#### 5.4. AVALIAÇÃO DA DUREZA SUPERFICIAL

O tratamento de refusão superficial a laser causa modificações microestruturais devido às altas taxas de resfriamento da região tratada, resultando na formação de fases fora do equilíbrio, refinamento de grãos, redistribuição de produtos segregados entre outros efeitos (AMAR et al., 2011; CAMPESTRINI et al., 2000). Além disso, a dureza superficial deve também ser modificada.

A Figura 23 mostra uma imagem de microscopia óptica da superfície do material tratado a laser, onde três regiões distintas são identificadas e sinalizadas, sendo (A) uma região branca situada entre as trilhas de refusão, (B) é a matriz ou região cinza entre as trilhas de refusão e (C) é a região cinza formada na trilha de refusão. Essas regiões são semelhantes às encontradas na análise através de MEV (ver Figura 21).

Figura 23 – Micrografia por microscopia óptica do material tratado a laser mostrando: (A) uma região branca situada entre as trilhas de refusão, (B) é a matriz ou região cinza entre as trilhas de refusão e (C) é a região cinza formada na trilha de refusão.



Fonte: A autora.

O valor da dureza Vickers e desvio padrão das medidas realizadas para o material tratado nas regiões A, B e C, assim como para o substrato são mostrados na Tabela 9. As microindentações foram feitas em 15 pontos diferentes para cada região de análise.

Tabela 9 – Análise da dureza Vickers (VH 0,1 15s).

Amostra	Região	Dureza média (HV)	Desvio Padrão
Tratada a laser	Entre as trilhas ( $\beta$ )	A	6,86
		B	3,38
	Na trilha ( $\alpha$ )	C	8,24
Substrato	-	-	1,58

Fonte: A autora.

Analisando-se os resultados da Tabela 9 verifica-se que a dureza média da região entre as trilhas (A e B) é 49 VH, sendo maior do que aquela apresentada pela região C situada na trilha de refusão que é 43 VH. Regiões com colorações diferentes em microscopia óptica são indícios de diferentes graus de dureza. A dureza média do material tratado por RSL foi 47 HV e o valor encontrado para a região do substrato foi 35 HV. Tal diferença é atribuída à mudança microestrutural da região tratada por laser. Este resultado é semelhante àquele encontrado por Bertelli (2009), Pinto et al. (2003), Rams et al. (2007) entre outros pesquisadores.

A dureza está fortemente relacionada às características microestruturais e às fases metaestáveis presentes. Essas características diferenciadas foram evidenciadas pelos resultados da análise de microscopia (Figura 18a) e através do estudo de difração de raios X (Figura 22). Estudos semelhantes foram realizados por diversos autores (AMAR et al., 2011; CAMPESTRINI et al., 2000) e eles mostraram em suas investigações que a causa das modificações microestruturais são as altas taxas de resfriamento da região tratada, resultando na formação de fases fora do equilíbrio, refinamento de grãos e redistribuição de produtos segregados.

## 5.5. ANÁLISE PELA MICROSCOPIA DE FORÇA ATÔMICA

A técnica de microscopia de força atômica (MFA) é uma ferramenta eficiente para estudar a topografia de superfícies, mostrando detalhes em escala nanométrica (XIAOHONG et al., 2008; ZHANG et al., 2008; LI-YUAN; JIAN-SHE; QING, 2010). Esta técnica permite a quantificação de picos e vales que caracterizam a rugosidade superficial. Também é possível medir tamanho de grão, inclusões, defeitos ou trincas na superfície da amostra.

Para a análise da qualidade superficial quanto à rugosidade foram medidos os parâmetros indicados juntamente com suas fórmulas na Tabela 10.

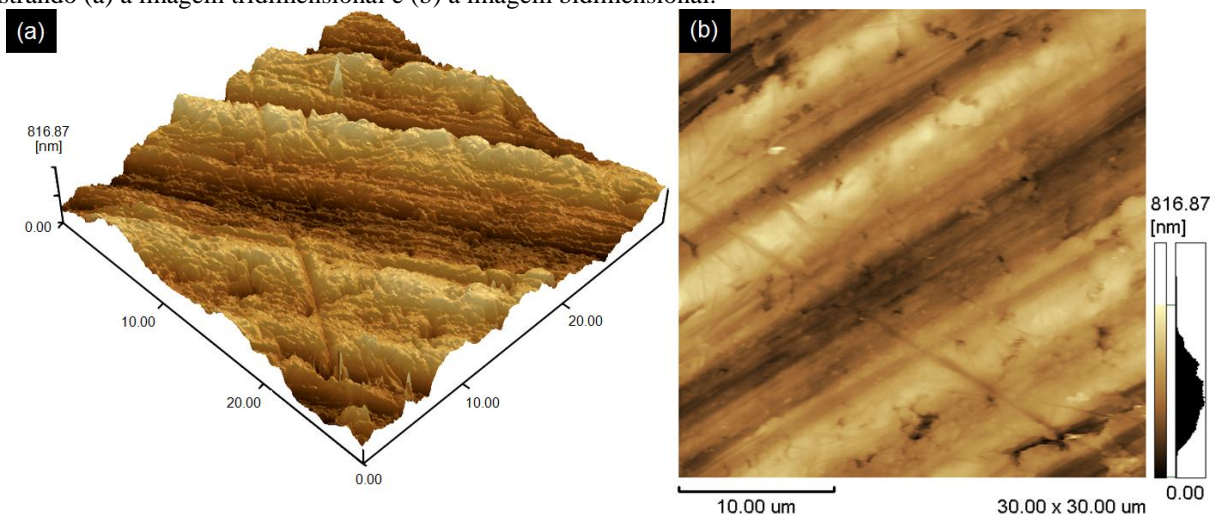
Tabela 10 – Parâmetros de rugosidade superficial e suas fórmulas.

Parâmetro	Descrição	Fórmula
$R_a$	Média aritmética para valores absolutos	$R_a = \frac{1}{N_x N_y} \sum_{i=1, j=1}^{N_x, N_y}  z(i, j) - z_{m\u00e9dio} $ onde $z_{m\u00e9dio} = \frac{1}{N_x N_y} \sum_{i=1, j=1}^{N_x, N_y} z_{ij}$
$R_q, R_{RMS}$	Raiz quadrada média	$R_q = \sqrt{\frac{1}{N_x N_y} \sum_{i=1, j=1}^{N_x, N_y} (z(i, j) - z_{m\u00e9dio})^2}$
$R_v$	M\u00e1xima profundidade de vale	$R_v = \max_i Z_i$
$R_p$	M\u00e1xima altura de pico	$R_p = \max_i Z_i$
$R_z$	Dist\u00e2ncia m\u00e9dia entre o pico mais alto e o vale mais fundo em cada comprimento analisado	$R_z = R_p + R_v$
$R_{Xjis}$	Padr\u00e3o industrial japon\u00eas para $R_z$ baseado nos cinco picos mais altos e cinco vales mais fundos sobre todo o comprimento analisado	$R_{Xjis} = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 R_{pi} - R_{vi}$ onde $R_{pi}$ e $R_{vi}$ s\u00e3o, respectivamente, o $i^{\text{a}}$ pico mais alto e vale mais fundo

Fonte: Adaptado de KHANDEY, 2010; PODSKOCOVA et al., 2005; DOVE; FORTS; DOVE, 1996.

A rugosidade superficial ou topografia do material base, lixado (1200#), foi analisada atrav\u00e9s de MFA. A Figura 24a mostra a imagem tridimensional (3D) da MFA e a Figura 24b a imagem bidimensional (2D) desta amostra. Os resultados quantitativos s\u00e3o mostrados na Tabela 11.

Figura 24 – An\u00e1lise superficial do substrato lixado com lixa 1200# atrav\u00e9s de microscopia de for\u00e7a at\u00f4mica mostrando (a) a imagem tridimensional e (b) a imagem bidimensional.



Fonte: A autora.

O substrato mostrou rugosidade m\u00e9dia ( $R_a$ ) de aproximadamente 110 nm. A rugosidade \u00e9 muito sens\u00edvel ao lixamento. A imagem 2D da Figura 24b revela numerosos defeitos como poros e micro-trincas espalhados sobre a \u00e1rea analisada. Estes defeitos tamb\u00e9m s\u00e3o claramente vis\u00edveis na imagem tridimensional da Figura 24a. Esses defeitos podem ser

originários do processo de fundição, na preparação do material, ou então induzidos pelo lixamento.

Tabela 11 – Parâmetros e resultados da análise de rugosidade das amostras analisadas por MFA.

Parâmetros MFA	Substrato		Material tratado a laser	
	Lixada (1200#)	Entre as trilhas ( $\beta$ )	Na trilha ( $\alpha$ )	
$R_a$ [nm]	111	36	71	
$R_q$ [nm]	133	49	90	
$R_p$ [nm]	558	405	423	
$R_z$ [nm]	958	530	834	
$R_v$ [nm]	400	125	410	
$R_{zjis}$ [nm]	406	254	411	

Fonte: A autora.

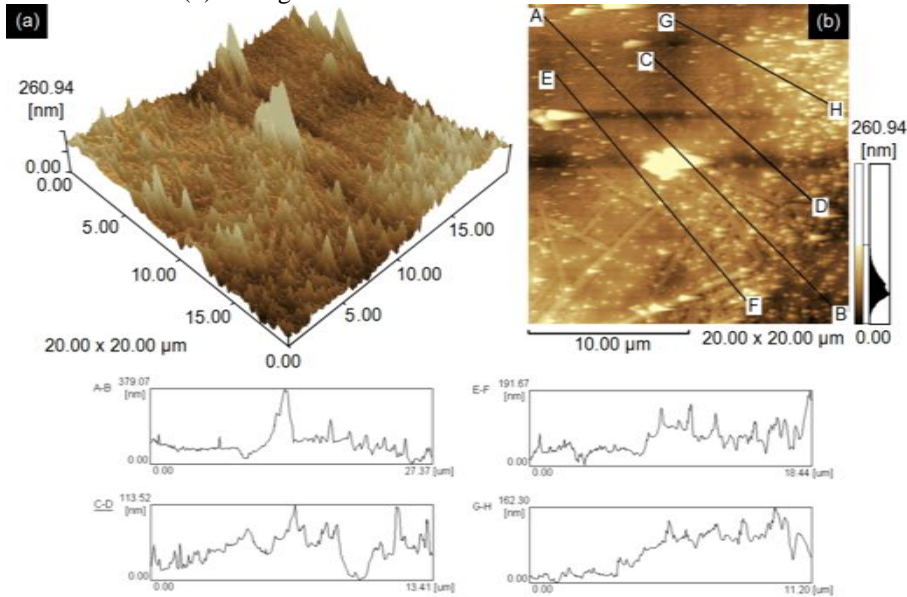
As amostras tratadas por RSL foram analisadas em sua superfície através de MFA nas duas regiões formadas, onde novamente  $\alpha$  correspondente a região na trilha de refusão e  $\beta$  correspondente a região entre as trilhas, já indicadas na micrografia da Figura 20, onde a superfície tratada exibiu numerosos defeitos de micro-porosidade superficial concentrados principalmente na região da trilha de refusão, mas micro-trincas são ausentes.

A Figura 25 mostra a análise de MFA na região  $\beta$  e na Tabela 11 são mostrados os resultados quantitativos. A Figura 25a mostra uma imagem quase uniforme, exceto na região possivelmente próxima a região entre as trilhas. Esta região pode ser conferida na imagem de microscopia da Figura 20, onde a morfologia apresenta pouca variação.

Na Figura 25b quatro linhas ou caminhos estão indicados: de A para B, de C para D, de E para F e de G para H. Para cada um desses caminhos estão indicados graficamente as variações dos picos ( $R_z$ ) e vales ( $R_v$ ) característicos. Nesta figura observa-se a existência de formas semelhantes a lamelas. Esta característica pode ser atribuída à presença de um filme protetor formado pela RSL. Resultado semelhante foi reportado no estudo realizado por Wadsak et al. (2002), quando estudaram a corrosão atmosférica do bronze por MFA. Através da Tabela 11 observa-se que a média aritmética da rugosidade ( $R_a$ ) foi de 36 nm. A altura média de picos foi 530 nm, onde  $R_z=R_p+R_v$ .



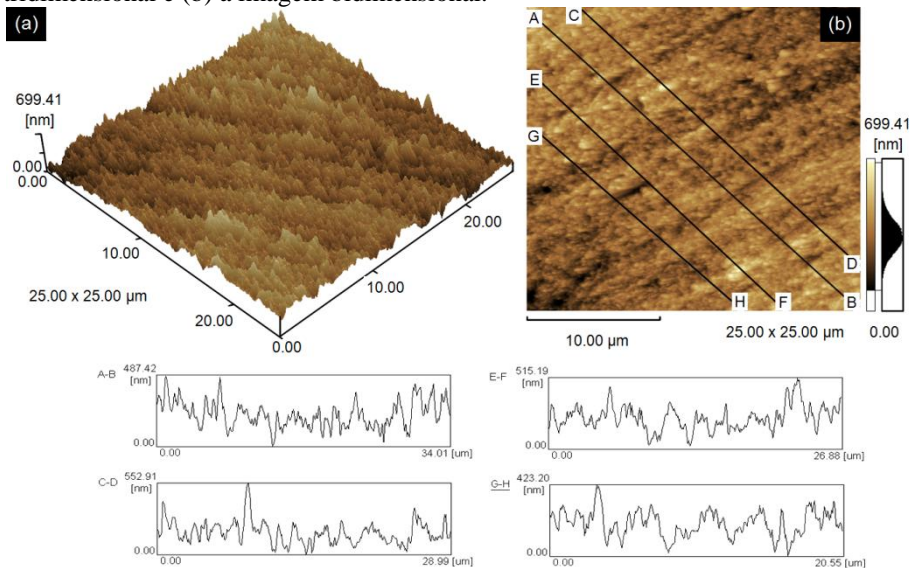
Figura 25 – Análise superficial do material tratado a laser na região  $\beta$  através de MFA mostrando (a) a imagem tridimensional e (b) a imagem bidimensional.



Fonte: A autora.

A topografia da região  $\alpha$  também foi investigada como é mostrado pela Figura 26 e Tabela 11. A análise topográfica da Figura 26a mostra que a superfície não é uniforme, sendo este resultado confirmado pela micrografia da Figura 20 que exibem defeitos e nesta superfície concentram-se micro-poros. Na Figura 26b, em 2D, foram desenhados quatro caminhos ou linhas da mesma forma que foi realizado em  $\beta$ , onde são mostradas graficamente as variações dos picos e vales.

Figura 26 – Análise superficial do material tratado a laser na região  $\alpha$  através de MFA mostrando (a) a imagem tridimensional e (b) a imagem bidimensional.



Fonte: A autora.

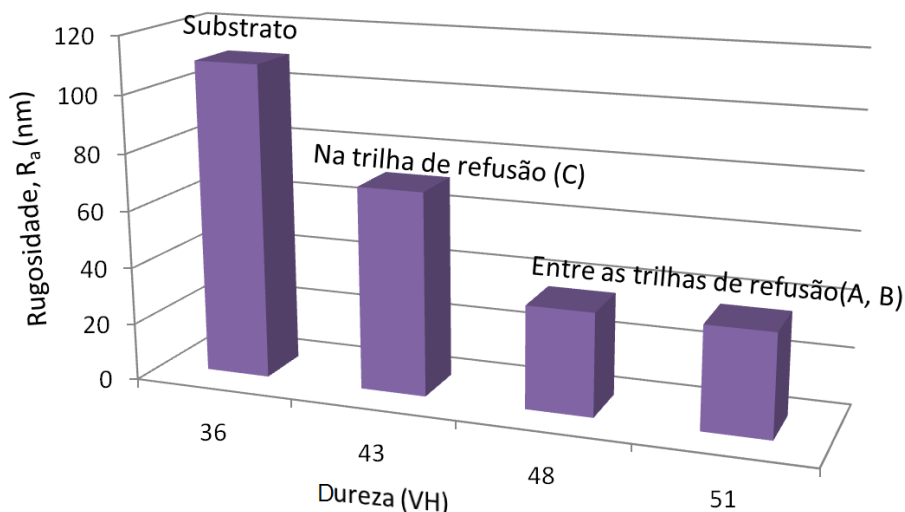
Pela análise morfológica da superfície tratada, a rugosidade em  $\alpha$  (na trilha) foi maior do que a rugosidade em  $\beta$  (entre as trilhas). De acordo a Tabela 11 confirma-se que a máxima altura de pico e máxima profundidade de vale são maiores para a região sobre a trilha que para a região entre as trilhas.

Observando a micrografia de MEV da Figura 18, observa-se que a região  $\beta$  possui morfologia mais uniforme, pois em  $\alpha$  foram geradas protuberâncias devido à baixa velocidade de varredura do laser (BERTELLI et al., 2011) e por esse motivo  $\beta$  possui menor rugosidade. A característica morfológica da superfície tratada depende de diversos parâmetros do laser, como velocidade de varredura, densidade de potência e também do gás de proteção, quando este é empregado. Além disso, a preparação da superfície do substrato através de lixamento ou jateamento também influencia nos resultado da RSL (OLIVEIRA, 2011).

O substrato lixado com lixa 1200# mostrou maior rugosidade  $R_a$  (ver Tabela 11) do que as regiões  $\alpha$  e  $\beta$  da amostra tratada, indicando que o tratamento de refusão superficial a laser foi eficiente para reduzir a rugosidade da superfície.

Também é interessante relacionar a microdureza com a morfologia superficial. Para isto, compararam-se os resultados obtidos para a rugosidade e dureza Vickers das amostras na Figura 27, onde se nota que para maiores valores de dureza obteve-se também um menor valor de rugosidade  $R_a$ .

Figura 27 – Gráfico comparativo entre rugosidade ( $R_a$ ) versus microdureza Vickers.



Fonte: A autora.

Com este resultado é evidenciando que com o tratamento de refusão superficial a laser aprimorou as características superficiais das amostras tratadas quando comparadas ao substrato inicial.

## 5.6. CORROSÃO

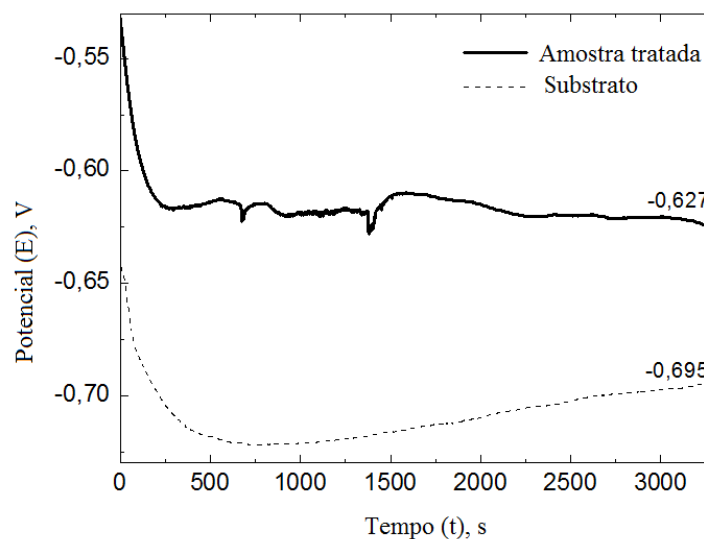
O material tratado a laser foi testado em solução de ácido sulfúrico para avaliar a efetividade do tratamento a laser quanto à corrosão. Para isso, foram realizados ensaios de potencial de circuito aberto ou potencial de corrosão, micro e macro polarizações e voltametria cíclica. Para efeitos de comparação, os ensaios também foram realizados no substrato, o qual sempre foi polido com lixa 600# antes de cada teste. Foram realizados separadamente testes à temperatura ambiente 25°C e também variando-se a temperatura de 5°C a 75°C com incrementos de 10°C.

### 5.6.1. Potencial de Corrosão

Um metal que sofre corrosão numa solução eletrolítica assume um potencial característico, chamado de potencial de corrosão ( $E_{\text{corr}}$ ). O  $E_{\text{corr}}$  é um parâmetro eletroquímico de fácil determinação experimental, pois trata-se de um potencial assumido pelo metal que é obtido através de medição direta em relação a um eletrodo de referência (WOLYNEC, 2003). A norma ASTM G59-97 (2009) determina que o  $E_{\text{corr}}$  é aquele assumido pelo metal após 3300 segundos de imersão na solução.

O potencial de corrosão foi medido para a amostra tratada por refusão superficial a laser e para o substrato polido e o gráfico  $E_{\text{corr}}$  versus tempo é mostrado na Figura 28.

Figura 28 – Potencial de corrosão versus eletrodo de calomelano saturado (ECS) para os eletrodos polido e tratado em meio aerado de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  0,1 mol/L à 25°C.



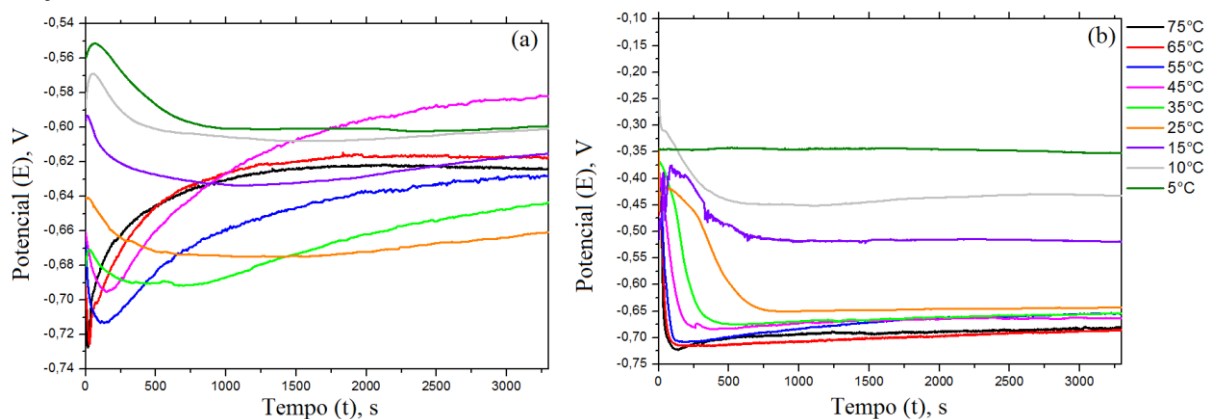
Fonte: A autora.

A amostra tratada a laser apresentou  $E_{\text{corr}}$  inicial de  $-0,532\text{V}$ , o qual caiu acentuadamente até aproximadamente  $-0,620\text{ V}$  e se estabilizou a  $-0,628\text{ V}$  até o final do teste. Para o substrato o potencial foi inicialmente  $-0,642\text{ V}$ , decaindo até aproximadamente  $-0,721\text{ V}$ , permanecendo neste valor até 420 segundos. Após isso, gradualmente aumentou a até  $-0,695\text{ V}$ . A variação entre o  $E_{\text{corr}}$  da amostra tratada e do substrato é devida a presença de óxido de alumínio.

A queda inicial do potencial da amostra tratada está relacionada à estabilidade da superfície, a qual mostrou uma tendência a um comportamento mais catódico, demonstrando que a resistência à corrosão uniforme foi melhorada pela RSL. A diferença de  $70\text{ mV}$  da amostra tratada em direção a valores mais anódicos em relação ao substrato é atribuído à formação de óxido de alumínio na área tratada. Esta é uma fase quimicamente estável que serve como uma barreira eficiente para proteger a matriz contra ataques corrosivos (YUE et al., 2004). Este comportamento mais anódico também pode estar atribuído à formação de uma microestrutura homogênea e com composição química que melhora a resistência à corrosão e propriedades mecânicas do material.

Observa-se que para o substrato polido, após aproximadamente 750 segundos, há uma tendência a aumentar o valor do  $E_{\text{corr}}$ , que está relacionado ao crescimento de uma camada de óxido de alumínio protetor na superfície (LI et al., 1996). Estes resultados são muito promissores e pode ser úteis em várias aplicações industriais.

Figura 29 – Potencial de corrosão para (a) material polido e (b) material tratado para diferentes temperaturas da solução aerada de  $\text{H}_2\text{SO}_4$   $0,1\text{ mol/L}$ .



Fonte: A autora.

Na Figura 29 são mostrados os potenciais de corrosão para o substrato (Figura 29a) e para a amostra tratada a laser (Figura 29b) para diferentes temperaturas de ensaio. Todos os resultados quantitativos das análises de corrosão para o substrato em diferentes temperaturas

são mostrados na Tabela 13 enquanto que o resultado para as amostras tratadas são mostrados na Tabela 14.

Observa-se que para a amostra tratada o potencial de corrosão desloca-se significativamente para valores mais catódicos com o aumento da temperatura passando de -0,352 V a 5°C para -0,685 V a 65°C, totalizando uma variação de aproximadamente 330 mV. Para o substrato observa-se uma maior dispersão nos valores do  $E_{\text{corr}}$ , porém a tendência é do potencial deslocar-se para valores mais negativos. A variação máxima entre estes potenciais é verificada para as temperaturas de 5°C e de 55°C, cujo valor é de 28 mV.

Este deslocamento dos potenciais de corrosão pode estar associado à diminuição da concentração do oxigênio na solução, devido ao acréscimo da temperatura. Nestas condições o  $E_{\text{corr}}$  é conduzido para valores mais catódicos, em direção à reação catódica de redução do hidrogênio.

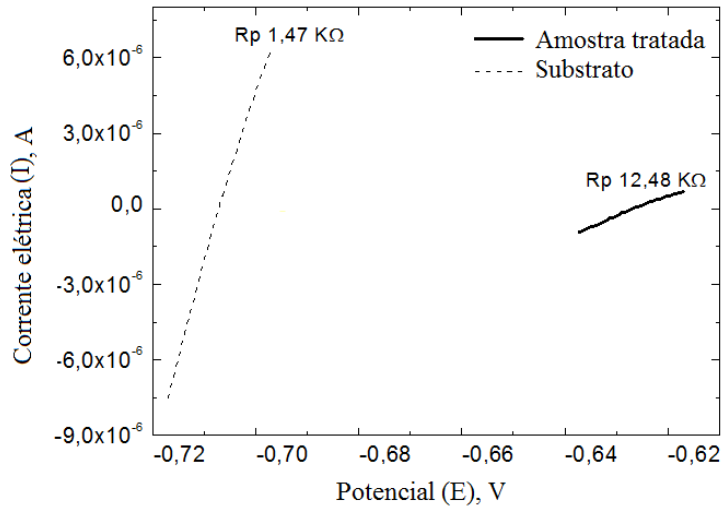
#### 5.6.2. Micropolarização e Resistência à Polarização

O método de polarização consiste em partir de um potencial inicial e variar o potencial do eletrodo com velocidade de varredura constante até um potencial final. Este potencial é aplicado por uma fonte externa (potenciostato) e a variação da corrente de polarização em relação ao eletrodo de referência é registrada graficamente (WOLYNEC, 2003). A micropolarização produz uma pequena variação de potencial em torno do  $E_{\text{corr}}$ . A norma ASTM recomenda a utilização entre  $\pm 10$  e  $\pm 20$  mV em torno do  $E_{\text{corr}}$  (ASTM G59-97, 2009). A resistência a polarização ( $R_p$ ), medida em ohms ( $\Omega$ ), é o inverso do coeficiente angular da reta formada pela medição da micropolarização, para um dado potencial aplicado, uma vez que pelas leis de Ohm sabe-se que a tensão é diretamente proporcional a corrente e inversamente proporcional a resistência.

A Figura 30 mostra os resultados da micropolarização, realizada com  $\pm 10$  mV em torno do  $E_{\text{corr}}$  e velocidade de varredura de potenciais 1 mV/s. É possível observar que a amostra tratada sofre uma menor variação de corrente elétrica para o potencial aplicado, indicando uma maior  $R_p$  quando comparada ao substrato e este resultado é semelhante ao reportado por Rams et al. (2007). A maior resistência à polarização da amostra tratada está relacionada à maior dificuldade de transferência de carga na interface entre o eletrodo e a solução eletrolítica devido às diferentes fases presentes na superfície tratada. Li et al. (1996)

reportam que a redução da corrente anódica observada em seus experimentos se deve a formação de um óxido passivante na superfície do material tratado.

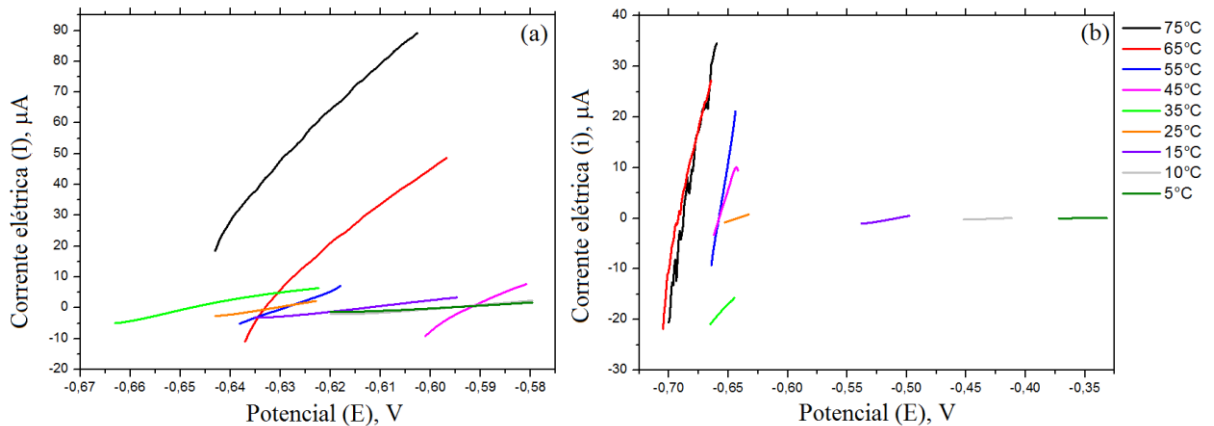
Figura 30 – Micropolarização de  $\pm 10$  mV próximo ao  $E_{\text{corr}}$  para os eletrodos estudados versus ECS em meio aerado de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  0,1 mol/L, 25°C, onde a resistência a polarização ( $R_p$ ) está indicada.



Fonte: A autora.

A Figura 31 mostra o comportamento da resistência à polarização em função da temperatura para a amostra polida (Figura 31a) e tratada (Figura 31b) da liga de Al-1,5%Fe.

Figura 31 – Micropolarização para (a) material polido e (b) material tratado a laser para diferentes temperaturas da solução aerada de  $\text{H}_2\text{SO}_4$ , 0,1 mol/L.



Fonte: A autora.

Observa-se na Figura 31a e na Figura 31b que a variação de corrente elétrica dos eletrodos diminui com o incremento da temperatura. Isso significa que as inclinações das retas aumentam e conseqüentemente a resistência à polarização diminui com o incremento da temperatura, sendo mais notável este aumento para o material tratado, pois o processo de transferência de carga na interface eletrodo/solução diminui com o aumento da temperatura

especialmente para o material tratado. Este fato está relacionado à característica passivante da camada superficial do material tratado.

### 5.6.3. Macropolarização e Inclinações de Tafel Anódicas e Catódicas

De forma semelhante à micropolarização, a macropolarização é aplicada com uma variação de potenciais em torno do  $E_{\text{corr}}$ , mas neste caso varia-se entre  $\pm 100$  e  $\pm 150$  mV (ASTM G59-97, 2009). O gráfico log da corrente elétrica versus o potencial aplicado, obtido na macropolarização fornece informações quanto às reações catódicas e anódicas na superfície das amostras através das inclinações de Tafel catódica ( $\beta_c$ ) e anódica ( $\beta_a$ ), medidas em V/década, calculadas a partir dos coeficientes angulares das retas catódica e anódica, respectivamente (WOLYNEC, 2003). Com as inclinações de Tafel é possível calcular a corrente de corrosão ( $i_{\text{corr}}$ ), conforme mostra a equação 10 (STERN; GEARY, 1957):

$$i_{\text{corr}} = \frac{|\beta_c| \cdot \beta_a}{2,303 \cdot R_p (\beta_a + |\beta_c|)} \quad (10)$$

Onde  $R_p$  é a resistência a polarização ( $\Omega$ ) medida pelo inverso do coeficiente angular da reta formada na micropolarização (ASTM G59-97, 2009). Também é possível calcular a taxa de corrosão relacionando essas medidas de polarização, conforme a equação 11:

$$\text{taxa de corrosão} = \frac{PA \cdot i_{\text{corr}} \cdot t}{n \cdot \rho \cdot S \cdot F} \quad (11)$$

Onde  $PA$  é o peso atômico do alumínio (27 g/mol),  $n$  é o número de elétrons envolvidos na reação ( $\text{Al}^{+3}$ ),  $S$  é a área do eletrodo ( $\text{cm}^2$ ),  $F$  é a constante de Faraday (96487 Coulomb) e  $t$  é tempo de um ano em segundos (31536000 segundos).

A Figura 32 mostra as curvas de macropolarização para os eletrodos do substrato polido e da amostra tratada por refusão superficial a laser. É perceptível que a posição relativa das curvas mudou, sendo que a amostra tratada por laser ficou mais deslocada para correntes menores. Este fato possivelmente é devido às modificações microestruturais produzidas na superfície tratada, onde se formaram óxidos e outras fases metaestáveis, que dificultam a transferência de elétrons na superfície.

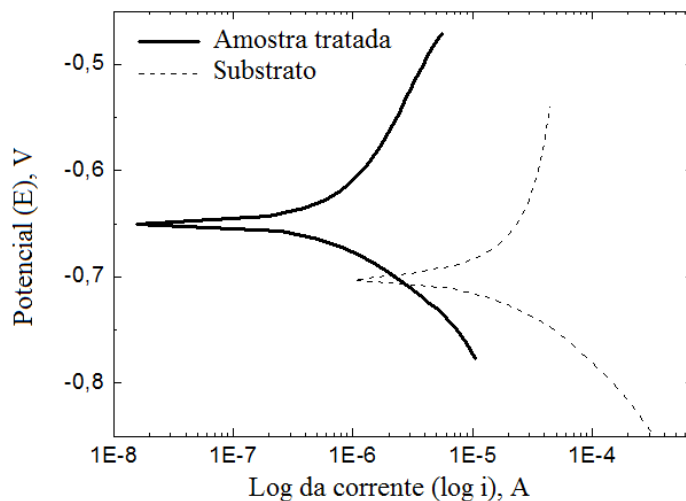
Na Tabela 12 pode-se observar que os valores da constante de Tafel anódicas ( $\beta_a$ ) estão próximos para a amostra tratada e para o substrato, entretanto, a reação ou reações de redução sobre as amostras apresentam valores diferentes nas constantes de Tafel catódica ( $\beta_c$ ). Através dos valores das constantes de Tafel,  $R_p$  e  $i_{corr}$  foram calculadas as taxas de corrosão para a amostra tratada a laser e para o substrato, como é indicado na Tabela 12.

Tabela 12 – Parâmetros eletroquímicos dos ensaios de corrosão para o cálculo da taxa de corrosão a 25°C.

Condição	$E_{corr}$ (V)	$R_p$ (K $\Omega$ )	$\beta_c$ (V/dec)	$\beta_a$ (V/dec)	$i_{corr}$ (A)/cm <sup>2</sup>	Taxa de corrosão (mm/ano)
Amostra tratada	-0,627	12,48	0,219	0,095	5,9 E-7	0,095
Substrato Polido	-0,695	1,47	0,550	0,119	8,6 E-6	1,390

Fonte: A autora.

Figura 32 – Macropolarização dos eletrodos polido e tratado versus ECS em meio aerado de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 0,1 mol/L, 25°C.



Fonte: A autora.

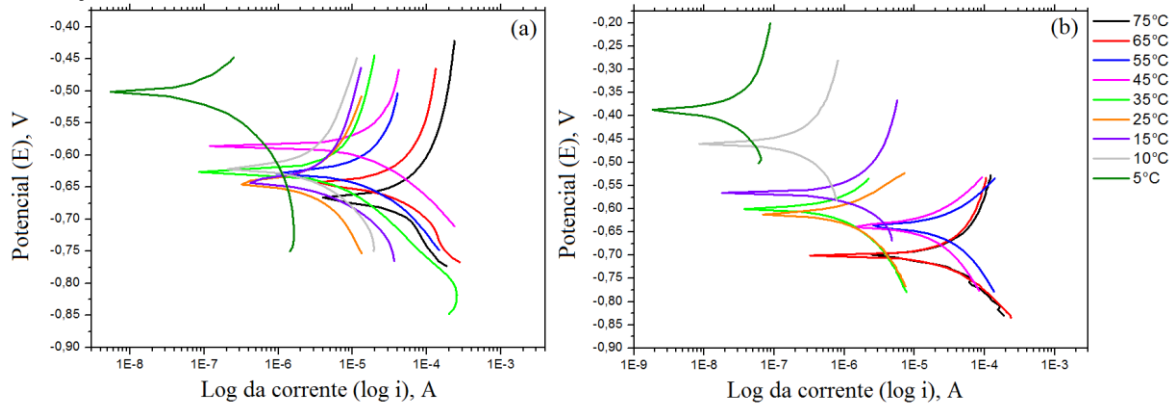
A taxa de corrosão da amostra tratada foi aproximadamente quatorze vezes menor do que a taxa do substrato a 25°C. Este valor é muito promissor, confirmando a efetividade do tratamento de refusão superficial a laser para melhorar as características superficiais da amostra e aprimorar sua resistência à corrosão.

O estudo de macropolarização também foi realizado para as amostras tratadas e para o substrato polido com variações de temperatura. A Figura 33 apresenta as macropolarizações das amostras em função da temperatura na solução de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Observa-se que na temperatura de 5°C são obtidos os menores valores de corrente elétrica, indicando que a resistência a corrosão é inversamente proporcional a temperatura.



A partir das inclinações lineares das regiões anódicas e catódicas das curvas de macropolarizações (Figura 33), foi possível determinar as constantes de Tafel  $\beta_a$  e  $\beta_c$  em função da temperatura. Utilizando o valor de  $R_p$ , foram calculados  $i_{corr}$  e taxas de corrosão das amostras polida e tratada a laser, mostradas na Tabela 13 e Tabela 14.

Figura 33 – Macropolarização para (a) material polido e (b) material tratado a laser para diferentes temperaturas da solução de 0,1 M de  $H_2SO_4$ .



Fonte: A autora.

Tabela 13 – Parâmetros eletroquímicos para o material polido.

Temperatura (°C)	$E_{corr}$ (V)	$R_p$ (K $\Omega$ )	$\beta_a$ (V/dec)	$\beta_c$ (V/dec)	$i_{corr}$ ( $\mu A/cm^2$ )	Taxa de corrosão (mm/ano)
5	-0,600	10,63	0,880	0,103	21,70	0,25
10	-0,600	7,38	0,136	0,325	32,00	0,38
15	-0,615	5,26	0,076	0,288	28,60	0,39
25	-0,660	3,74	0,231	0,225	134,30	0,90
35	-0,643	3,51	0,111	0,462	112,10	0,75
45	-0,581	1,34	0,120	0,357	181,90	1,97
55	-0,628	1,82	0,144	0,402	212,90	1,72
65	-0,617	0,77	0,276	0,130	285,30	3,36
75	-0,623	0,63	0,117	0,119	233,80	2,78

Fonte: A autora.

Tabela 14 – Parâmetros eletroquímicos para material tratado.

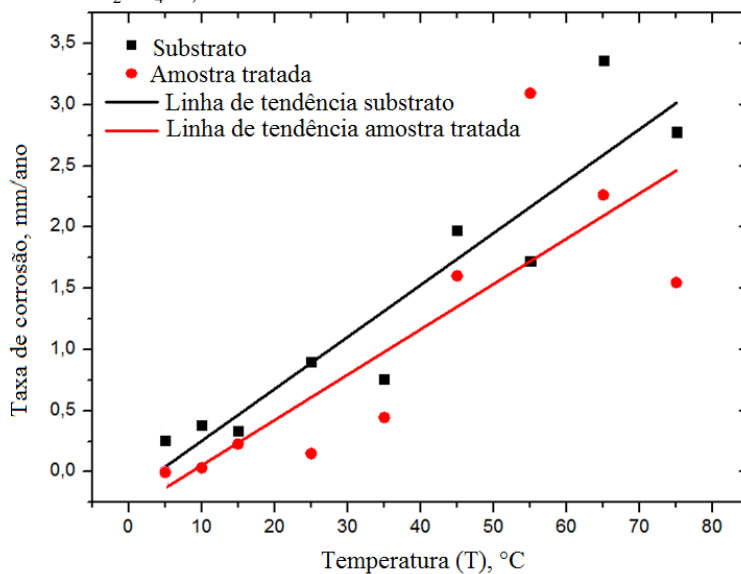
Temperatura (°C)	$E_{corr}$ (V)	$R_p$ (K $\Omega$ )	$\beta_a$ (V/dec)	$\beta_c$ (V/dec)	$i_{corr}$ ( $\mu A/cm^2$ )	Taxa de corrosão (mm/ano)
5	-0,352	1470,0	0,271	0,448	0,29	0,003
10	-0,432	114,70	0,335	0,210	2,91	0,033
15	-0,518	22,74	0,289	0,448	20,24	0,23
25	-0,643	12,56	0,098	0,131	11,90	0,15
35	-0,654	3,93	0,108	0,130	40,72	0,44
45	-0,664	1,33	0,127	0,168	147,87	1,60
55	-0,654	0,77	0,128	0,177	262,53	3,10
65	-0,685	1,03	0,124	0,217	198,21	2,26
75	-0,680	0,76	0,068	0,096	137,50	1,55

Fonte: A autora.

Observa-se que as taxas de corrosão da amostra tratada são significativamente menores do que as taxas de corrosão da amostra polida, para temperaturas inferiores a 10°C.

Para melhor visualização do resultado de taxa de corrosão das amostras em função da temperatura foi traçado o gráfico de taxa de corrosão versus temperatura, mostrado na Figura 34.

Figura 34 – Taxas de corrosão para material polido e tratado em função da variação de temperatura da solução aerada de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. 0,1 mol/L.



Fonte: A autora.

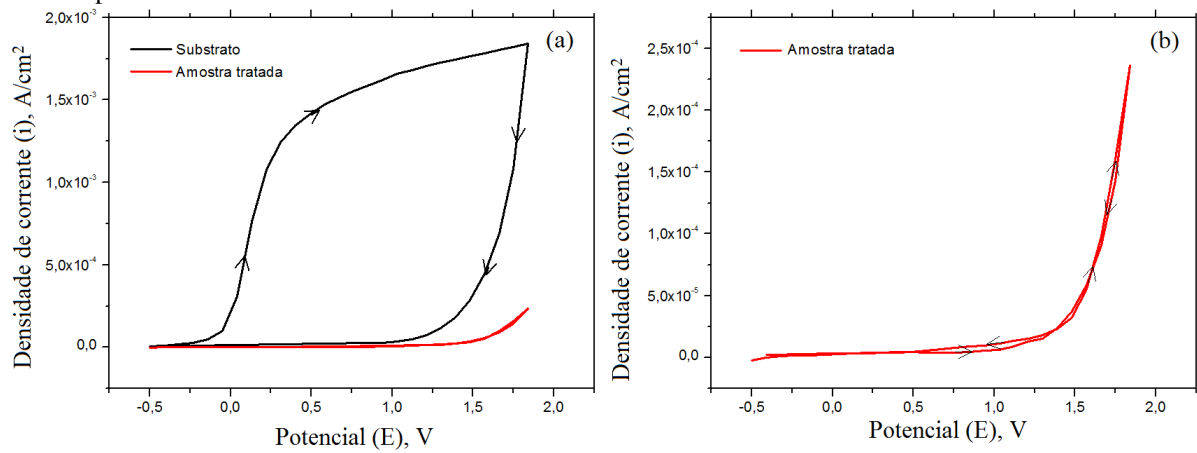
Através das linhas de tendência inseridas no gráfico da Figura 34 observa-se que as taxas de corrosão da liga de alumínio aumentam com o acréscimo da temperatura da solução contendo 0,1 mol/L de ácido sulfúrico. Entretanto a amostra tratada a laser apresenta taxas de corrosão menores que a amostra polida para o intervalo de temperatura de 5 a 75°C.

#### 5.6.4. Voltametria Cíclica

A voltametria cíclica é uma técnica eletroquímica eficiente e versátil, empregada no estudo de sistemas que envolvem reações de oxi-redução em soluções eletrolíticas. A partir da análise do comportamento das correntes anódicas e/ou catódicas em função do potencial aplicado, esta técnica permite obter informações à respeito dos processos de eletrodo, tais como, a reversibilidade das reações eletroquímicas e a determinação de parâmetros cinéticos e termodinâmicos (WOLYNEC, 2003). Neste sentido, a voltametria cíclica foi utilizada para compreensão de oxidação da liga polida e tratada em meio de ácido sulfúrico.

A técnica de voltametria cíclica foi realizada para caracterizar a superfície das amostras do material base e do tratado por refusão a laser. O método de voltametria cíclica consiste em partir de um potencial inicial, variar o potencial do eletrodo com velocidade de varredura constante até um potencial final e então retornar, à mesma velocidade, ao valor inicial de potencial. Os voltamogramas para varredura de potenciais entre -0,25 V até +1,80 V versus ECS, a 100 mV/s são mostrados na Figura 35a.

Figura 35 – Voltametria cíclica (a) comparativa para as amostras tratada a laser e polida e (b) mostra a ampliação da curva para a amostra tratada.



Fonte: A autora.

Na Figura 35a observa-se o aumento da corrente anódica próximo a -0,25 V, que está associada ao espessamento do filme de óxido de alumínio. O acréscimo da corrente anódica é estabilizado a partir do potencial de +0,25 V. Após a inversão de potenciais, a corrente de dissolução diminui acentuadamente até +1,0 V, atingindo valores baixos de corrente anódica no decorrer da varredura catódica.

No voltamograma da Figura 35a, a linha vermelha representa o voltamograma cíclico realizado sobre a liga tratada a laser sob as mesmas condições do substrato polido. Observa-se que a corrente anódica aumenta a partir do potencial de +1,5 V. Isto é associado ao crescimento do filme de óxido de alumínio sobre a superfície da liga tratada, constituída pelas fases de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{AlFe}$ ,  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  entre outras, que foram determinadas pela análise de raios X (Figura 22).

Na Figura 35b, o potencial anódico que corresponde ao início da oxidação da superfície da liga tratada ficou deslocado em +1,90 V quando comparado ao -0,25 V do substrato, ponto este que corresponde ao início do aumento da corrente anódica para a superfície da liga não tratada (Figura 35a, linha preta). Por outro lado, a densidade de corrente anódica, no potencial de inversão de potenciais para a liga tratada é de  $2,5 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$ , como

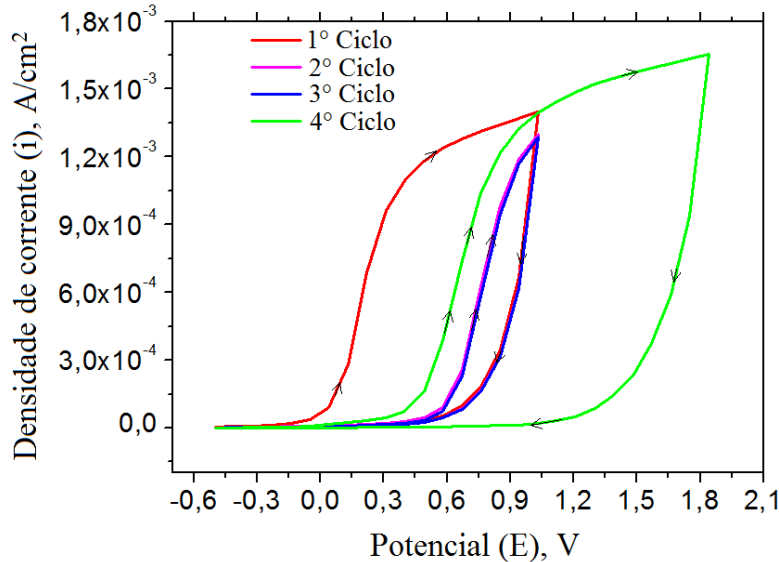
pode ser visto na Figura 35b amplificada. Este valor é menor que a densidade de corrente anódica para o substrato polido, que apresentou uma corrente de  $1,8 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ . Estes resultados mostram que a superfície da liga tratada apresenta uma composição química e uma morfologia diferente da liga não tratada.

A natureza da camada de óxido formada durante a refusão a laser influencia no potencial de corrosão, assim como, na resistência de polarização ( $R_p$ ) e nas constantes de Tafel  $\beta_a$  e  $\beta_c$ , associados aos processos anódicos e catódicos, respectivamente, que ocorre na interface compreendida pela superfície da liga tratada e a solução eletrolítica. O efeito do tratamento a laser sobre a liga de Al-1,5%Fe afeta a resistência à corrosão desse material na solução de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  de maneira considerável.

Os testes de corrosão foram realizados por meio de voltametria cíclica para caracterizar a superfície do material base em ácido sulfúrico. Figura 36 mostra voltamogramas cíclicos para o substrato no eletrólito. Foram realizados ciclos de varredura de potencial iniciando-se em -0,50 V e estendendo-se até o valor mais anódico de +2,0 V, retornando a -0,50 V com taxa de varredura de 100 mV/s. Durante a varredura anódica no primeiro ciclo, houve um aumento da corrente a partir de -0,1 V, que está associada com a formação de uma película de óxido ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) seguido com o espessamento do filme no substrato do alumínio (SANTOS et al., 2009). A corrente anódica aumenta rapidamente em aproximadamente -0,2 V, seguida por uma taxa mais lenta após +0,30 V. Isto é atribuído como uma região de espessamento do filme de óxido. Após a inversão potencial, houve uma queda brusca da corrente anódica até +0,50 V, que posteriormente, atinge valores baixos de correntes em potencial perto de -0,50 V. Após o primeiro ciclo foram realizados o segundo e terceiro ciclos voltamétricos sequencialmente. Pode-se observar na Figura 36 que o comportamento destes voltamogramas não muda com o aumento do número de ciclos, isso pode estar relacionado ao fato de que o filme de óxido formado após o primeiro ciclo se tornou mais estável com o número de ciclos. Após o terceiro ciclo, o eletrodo foi mantido na solução por 5 minutos para restabelecer as condições de equilíbrio da interface/solução do eletrodo, mantendo o sistema em circuito de potencial aberto (corrente zero) e depois o quarto ciclo foi realizado com varredura de potenciais variando de -0,50 V a 1,8 V a 100 mV/s. Neste último ciclo é observado que a corrente anódica aumenta a partir de +0,30 V, sendo aproximadamente 500 mV mais anódico comparado com o primeiro ciclo de potenciais e logo retorna para os mesmos valores de densidade de corrente anódica do primeiro ciclo a partir de +1,0 V. O deslocamento do potencial para valores mais positivos é associado com o crescimento do novo filme de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  sobre um substrato onde esse filme já estava presente. Na Figura 36 no quarto ciclo, a

corrente anódica cresce com taxas menores a partir de 0,9 V, devido ao espessamento do filme  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e esta densidade de corrente é próxima a  $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ . Entretanto, na inversão de potencial (+1,8 V) a corrente anódica volta a diminuir durante a varredura catódica.

Figura 36 – Voltametria cíclica para amostra polida a 100 mV/s, em solução aerada de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  0,1 mol/L, 25°C.



Fonte: A autora.

A penetração do calor produzido pelo feixe de laser sobre a estrutura do metal produziu uma camada quimicamente e estruturalmente homogênea na superfície com uma característica estrutural refinada. Este resultado é coerente com as investigações de ligas de Al tratada a laser (MAN; YANG; LEE, 2004; PEI; HOSSON, 2000). O resultado deste estudo foi confirmado pela presença de morfologias semelhantes a lamelas sobre a superfície da amostra analisada pela MFA (Figura 25), bem como a formação de diferentes fases na região tratadas pelo laser, que aparecem em cores brancas e cinzentas na micrografia (Figura 23) e a presença de microestrutura homogênea (Figura 18). Além disso, a análise de difração de raios X de baixo ângulo revelou a presença de óxido de alumínio sobre a superfície tratada. Tais características induziram a formação de um filme passivante na superfície tratada por laser. Conseqüentemente houve uma notável influência nos estudos relacionados aos testes de corrosão, como foi observado pelo potencial de corrosão (Figura 28), micropolarização e resistência à polarização (Figura 30), macropolarização (Figura 32) realizados a temperatura ambiente e potencial de corrosão (Figura 29), micropolarização (Figura 31) e macropolarização (Figura 33) em função da temperatura, assim como nos ensaios de voltametria cíclica (Figura 35 e Figura 36).

A corrosão das superfícies tratadas com RSL e do substrato de alumínio é uma matéria relativamente nova de pesquisa, especialmente no que concerne às técnicas de corrosão, pois estas técnicas estão relacionadas a inúmeras variáveis, tais como, tipo de liga, tipo de tratamento a laser, eletrólito, meio atmosférico, temperatura do eletrólito, etc., pois não foi encontrado na literatura nenhum estudo de corrosão relacionado a esta pesquisa para o tipo liga que foi estudada.

## 5.7. SIMULAÇÃO NUMÉRICA

Neste capítulo são mostrados os resultados das simulações numéricas através da técnica de elementos finitos para o processo de refusão superficial a laser. A simulação foi comparada ao resultado experimental para sua validação. Inicialmente será abordado o aquecimento e solidificação e na sequência as tensões termicamente induzidas.

### 5.7.1. Caso Transiente de Transferência de Calor

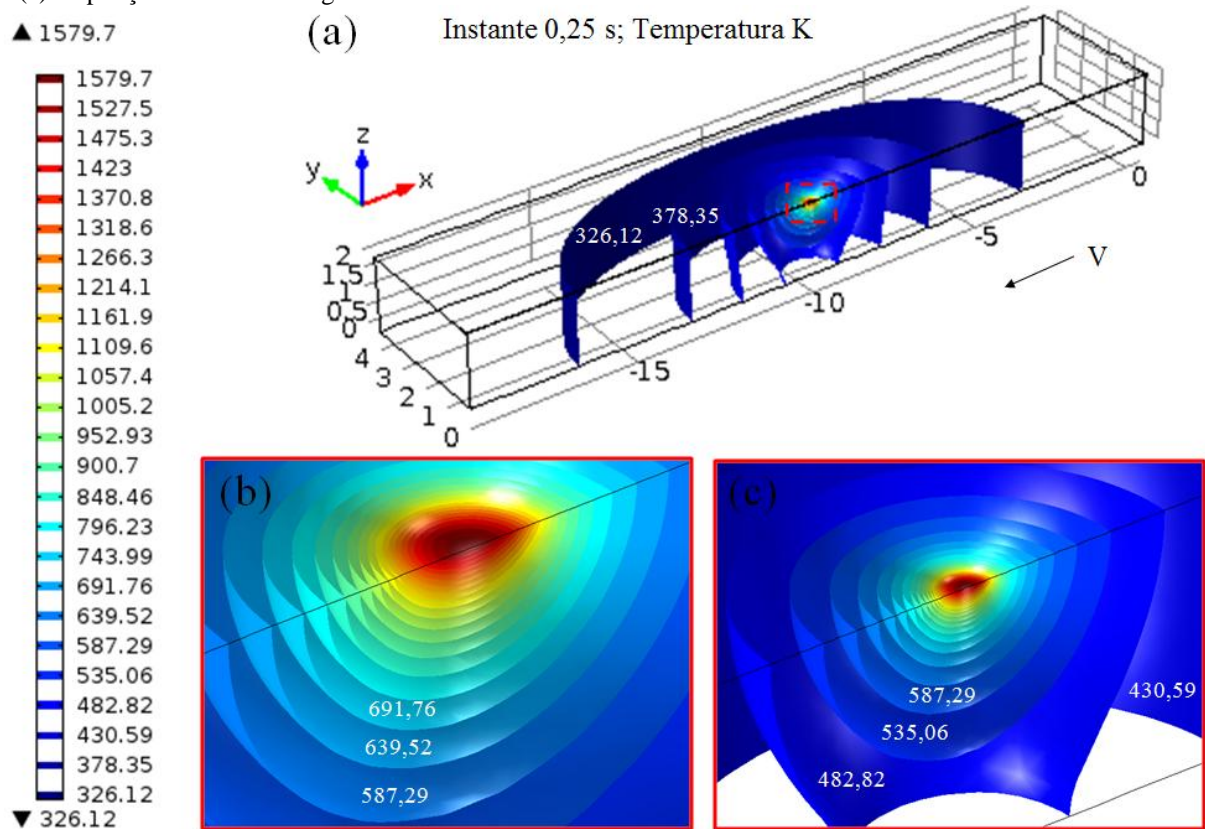
Neste trabalho o software Comsol Multiphysics foi utilizado para simular tridimensionalmente a refusão superficial a laser (RSL) com condições de contorno e geometria mostrados na Figura 14.

A simulação consiste em aplicar uma fonte de calor com distribuição de energia Gaussiana na superfície da amostra, sendo que o feixe laser varre o *eixo*  $x$  desde o ponto  $x = 0$  até  $x = -20$ , com velocidade de varredura de 40 mm/s e o percurso é concluído em 0,5 segundos. Para visualização da profundidade da poça de fusão formada, a condição de simetria é aplicada no *eixo*  $y$ . Ocorre a formação de uma trilha de refusão com os parâmetros do laser especificados na Tabela 4, as propriedades do material assumidas como dependentes da temperatura mostradas na Figura 17 e demais propriedades indicadas na Tabela 5.

A equação que rege o fenômeno transiente de transferência de calor é dada pela equação 2. Para simular através do software COMSOL a geometria e a malha da técnica de elementos finitos é semelhante a Figura 15 e para estudar a distribuição de temperaturas foi considerado um domínio de tempo de 0,5 segundos com passo de 0,01 segundos.

Como resultado a distribuição da temperatura no instante 0,25 segundos é mostrada pela Figura 37. A seta indica a direção de deslocamento do feixe laser com velocidade ( $V$ ) de 40 mm/s.

Figura 37 – Resultado da simulação numérica por elementos finitos para a transferência de calor mostrando as isotermas formadas no tratamento por RSL. (a) visão geral da amostra, (b) ampliação da região da poça de fusão e (c) ampliação maior desta região.



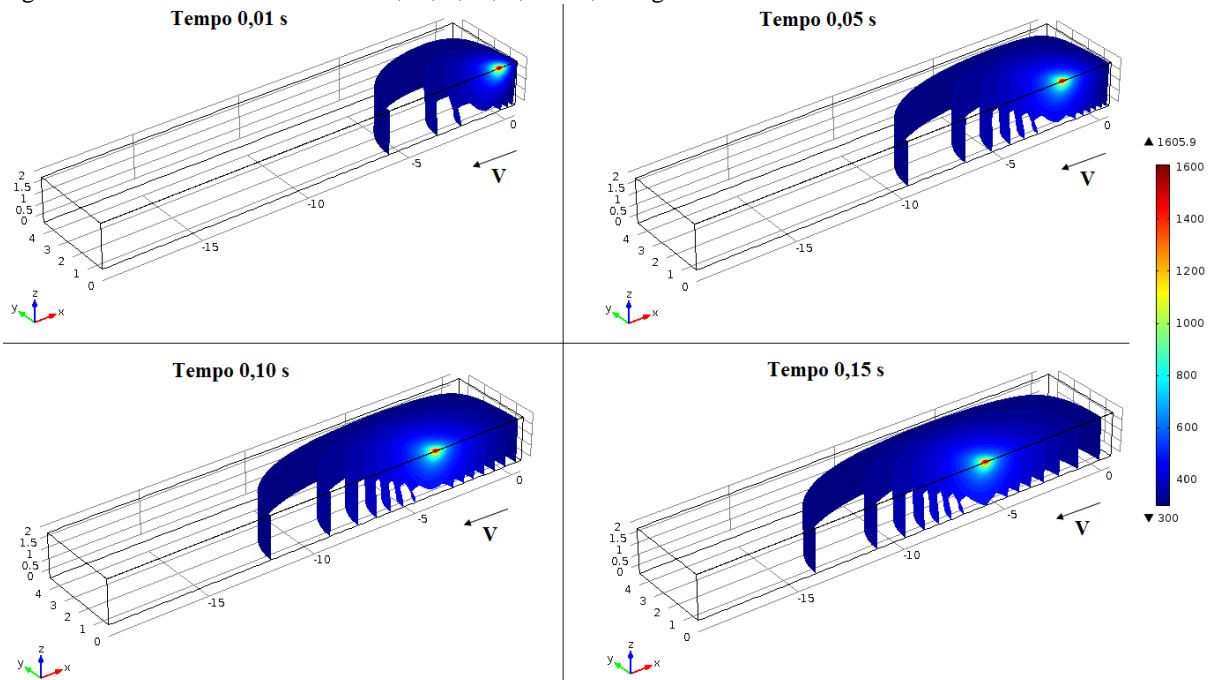
Fonte: A autora.

Nesta figura a legenda indica a temperatura em Kelvin de cada isoterma. O número de isotermas depende da resolução da malha, que por sua vez é limitada pela capacidade de processamento do CPU utilizado. Porém, utilizar o número máximo de isotermas compromete a visualização da simulação numérica. Na Figura 37 estão indicadas 25 isotermas, onde a temperatura correspondente é indicada na legenda e algumas estão indicadas na figura para melhor elucidação.

Isotermas para quatro tempos diferentes são representadas na Figura 38. A escala onde é indicada a temperatura é uma média, pois o processo é dinâmico com pequenas variações na temperatura para cada instante. É possível verificar que as isotermas não estão distribuídas uniformemente. Na região situada à frente da poça de fusão há maior difusão de calor, mas na região situada atrás da poça o espalhamento de calor é menor, devido ao

pequeno tempo de interação entre a amostra e o feixe laser, também aliado ao rápido resfriamento. Observa-se que as isoterms se abrem na frente da poça de fusão e que a região pré-aquecida aumenta com o passar do tempo. O aquecimento a frente da poça de fusão se deve aos gradientes térmicos de temperatura, que resultam em transferência de calor por condução (YILBAS; ARIF, 2011).

Figura 38 – Isotermas nos instantes 0,01; 0,05; 0,10 e 0,15 segundos.



Fonte: A autora.

Esta simulação mostra a distribuição característica das isotermas formadas devido à aplicação do feixe laser. O feixe é aplicado de forma localizada em uma área muito pequena, enquanto que o restante do material encontra-se em temperatura ambiente. Devido a esta diferença de área e temperatura, a refusão a laser permite altas taxas de resfriamento e solidificação (GARCIA, 2007).

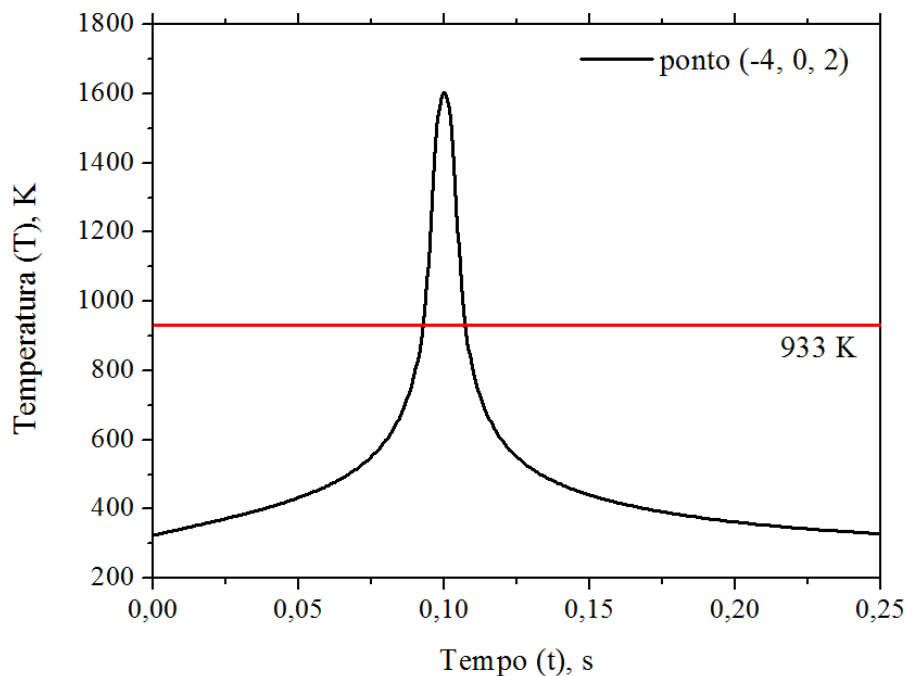
Além da visualização das isotermas, foi possível também determinar pelo software a posição de um determinado ponto na amostra e verificar a evolução da temperatura neste ponto. Foi definido um ponto na coordenada (-4, 0, 2), que está situado na superfície onde o laser incide diretamente no instante 0,10 segundos e o gráfico da temperatura versus tempo para este ponto é mostrado na Figura 39.

É possível observar que o aquecimento e resfriamento da amostra no ponto selecionado ocorrem em taxas extremamente altas. Inicialmente a amostra encontra-se em temperatura ambiente ( $T_0 = 300$  K) e há um aquecimento gradativo até aproximadamente



0,075 segundos a 500 K, onde então uma elevação rápida da temperatura ocorre. No instante 0,10 segundos a amostra atinge a máxima temperatura para este ponto que é 1604,1 K. Segue-se então o resfriamento que ocorre na forma inversa, iniciando-se com uma taxa elevada que se torna gradativa até atingir novamente a temperatura ambiente. Todo o processo de aquecimento e resfriamento acontece em 0,25 segundos. Esta simulação comprova que existem condições cinéticas no tratamento de refusão superficial a laser para a formação de fases metaestáveis na região que atinge a temperatura de fusão, como foi confirmado pela difração de raios X.

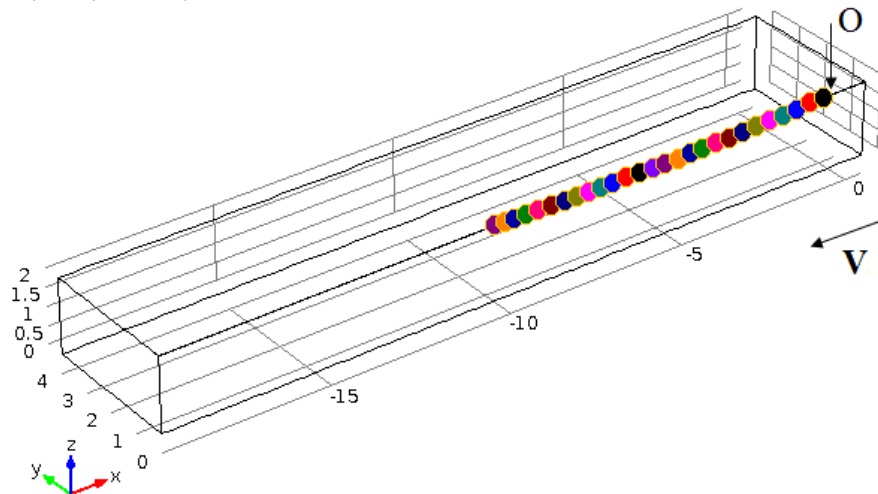
Figura 39 – Gráfico de aquecimento e solidificação no ponto (-4, 0, 2).



Fonte: A autora.

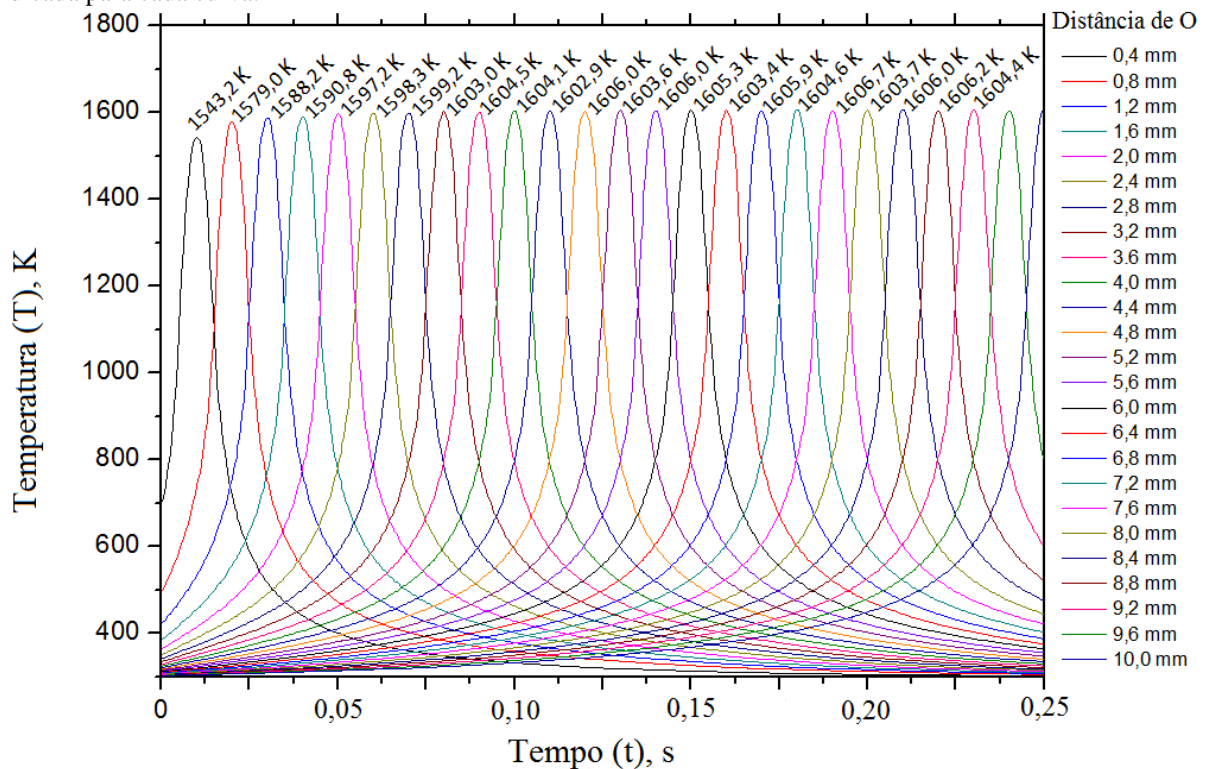
Durante a evolução da varredura do feixe laser foi observado que a temperatura máxima atingida na superfície da amostra teve um perfil instável nos primeiros instantes e depois de um tempo se tornou estável. Para analisar este fenômeno, diversos pontos situados na superfície e ao longo do *eixo x* foram analisados com relação à temperatura versus tempo, conforme mostra a Figura 40. A Figura 41 mostra o ciclo de aquecimento e resfriamento para cada um dos pontos indicados na Figura 40 e a temperatura máxima está indicada acima da curva correspondente.

Figura 40 – Estabilidade de temperaturas máximas atingidas na superfície da amostra, partindo da coordenada (0, 0, 2) até (-10, 0, 2).



Fonte: A autora.

Figura 41 – Perfil do histórico térmico para os pontos indicados na legenda e a máxima temperatura atingida é indicada para cada curva.



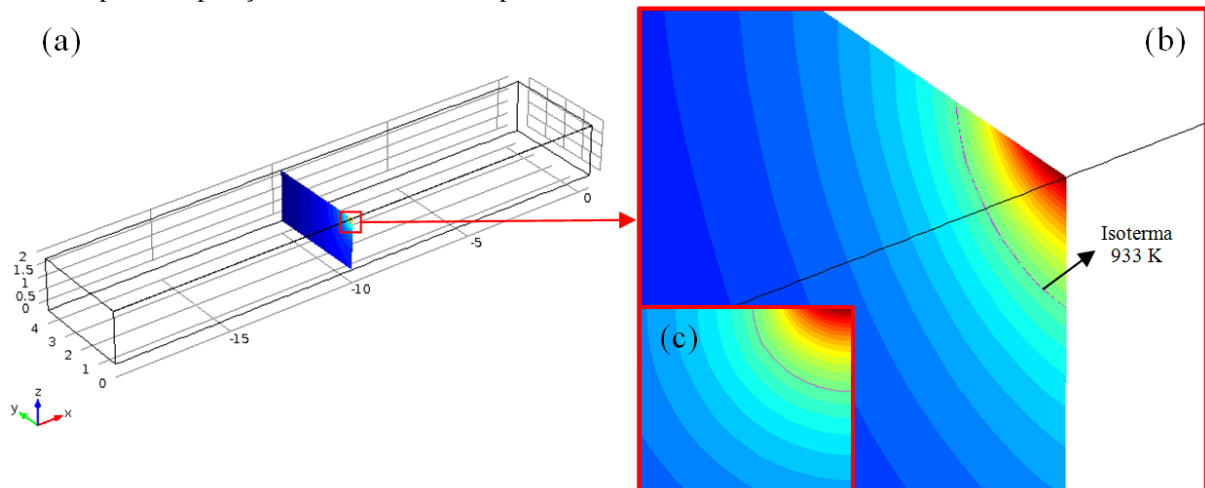
Fonte: A autora.

Analisando as curvas, observa-se uma grande semelhança entre elas no que diz respeito ao formato. Isso indica que as taxas de aquecimento e resfriamento se mantêm praticamente constantes ao longo do *eixo x*. Segundo Yilbas e Arif (2011) as taxas de aquecimento/resfriamento são mantidas constantes devido à velocidade constante da varredura do feixe laser, que neste caso foi de 40 mm/s.

Segundo o resultado anterior, nos primeiros instantes da aplicação do laser, a máxima temperatura atingida foi em torno de 1543,2 K e vai aumentando à medida que passa o tempo. Isso ocorre devido ao acúmulo de energia térmica pela amostra, onde a região situada na frente da poça de fusão vai se aquecendo através da difusão do calor no substrato ao longo do *eixo x* com o passar do tempo. Depois de um tempo de aproximadamente 0,1 segundos no ponto 4 mm, há uma tendência de estabilização. A partir desse ponto, a média de temperaturas atingidas é 1605 K, que sofre uma pequena variação de no máximo 5 K para os diferentes pontos subsequentes.

Depois de atingida a estabilidade da temperatura máxima na superfície da amostra, consequentemente a profundidade da região afetada pelo laser também é estabilizada. Um dos objetivos desta simulação é prever a máxima profundidade tratada, ou seja, encontrar a profundidade da isoterma correspondente ao ponto de fusão (933 K). A Figura 42a mostra um plano de corte na coordenada (-10, 0, 2) observada no *plano y-z*. Esse plano é ampliado na Figura 42b, onde a linha cor-de-rosa indica a isoterma de 933 K.

Figura 42 – Simulação numérica mostrando em (a) o plano transversal da análise da profundidade da poça de fusão, (b) em ampliação com o destaque da isoterma 933 K e (c) mostra o plano no eixo y-z, na forma que será utilizado para comparações com o resultado experimental.



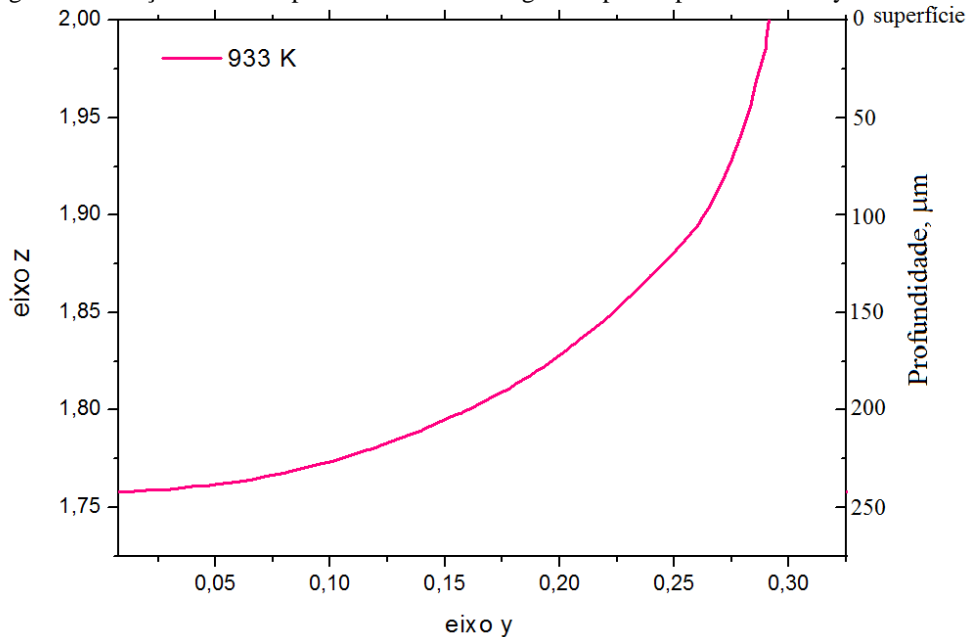
Fonte: A autora.

Na Figura 42c, o plano é colocado frontalmente, considerada a maneira mais correta para comparação com resultado experimental. Ainda para melhor elucidar a profundidade da poça de fusão, a isoterma 933 K é mostrada graficamente na Figura 43. Através da análise nesta figura, a profundidade máxima atingida é aproximadamente 250  $\mu\text{m}$ . Este resultado foi comparado com o resultado experimental de microscopia para verificar a predição da

profundidade atingida pelo tratamento de refusão superficial a laser. Para isso, foi mantida a mesma escala para a simulação numérica e a micrografia.

A isoterma correspondente a 933K, que é o ponto de fusão da liga, está destacada no resultado da simulação numérica, como mostra a Figura 44, para se comparar a posição da isoterma em destaque em relação ao resultado experimental dada pela microestrutura gerada pela refusão a laser.

Figura 43 – Poça de fusão representada em forma gráfica para o plano de corte y-z situado em x -10 mm.

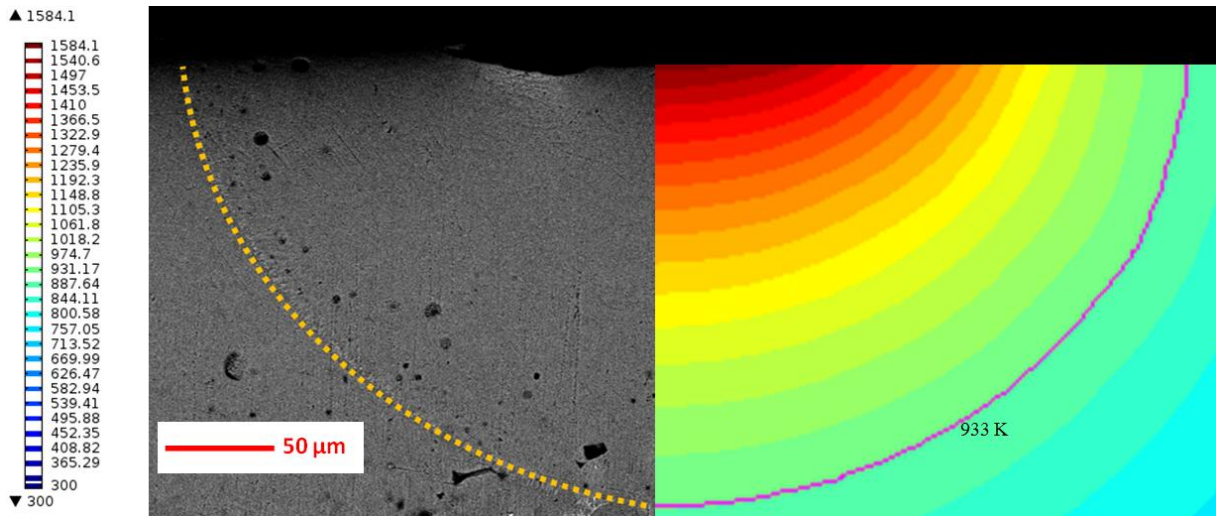


Fonte: A autora.

Pode-se notar uma boa correlação dos modelos com relação à profundidade de fusão, embora a largura da poça do modelo matemático tenha um tamanho maior do que a poça delineada pela linha tracejada, sendo a diferença de aproximadamente 28  $\mu\text{m}$ .

Bertelli et al. (2011) estudaram experimentalmente a refusão superficial para as mesmas condições de tratamento mas para apenas uma trilha de refusão e obtiveram largura total da poça de 600  $\mu\text{m}$ . No presente trabalho foi utilizada sobreposição de trilhas de 50%. Isso mostra que a sobreposição possui efeitos no material tratado, pois a região entre as trilhas é refundida novamente durante a formação da trilha subsequente, resultando em uma ZTA que delimita a região entre uma poça e a outra. A Figura 18 evidenciou através de microscopia eletrônica de varredura as diferentes regiões formadas na secção transversal da amostra tratada por RSL.

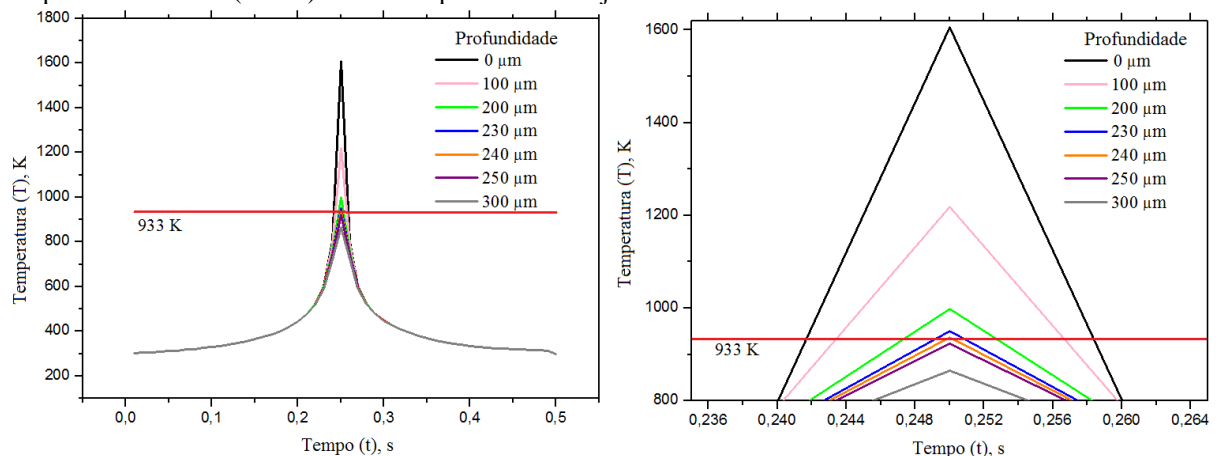
Figura 44 – Comparação do modelo experimental (micrografia por MEV) com a simulação numérica das isotermas geradas na secção transversal ao movimento do feixe laser.



Fonte: A autora.

Para verificar com mais precisão os ciclos de aquecimento e resfriamento da região da poça de fusão após atingida a estabilidade da temperatura, gráficos da temperatura versus tempo em função da profundidade ( $z$ ) foram obtidos para um ponto fixo em  $x = -10$ , como mostra a Figura 45. Na Figura 45a é mostrada uma visão geral dos ciclos de aquecimento e resfriamento, e na Figura 45b é feita uma ampliação para valores mais próximos à temperatura de fusão de 933 K.

Figura 45 – Ciclo de aquecimento e resfriamento para a coordenada  $(-10, 0, z)$ ,  $z$  variando em mm desde a superfície: 1,9 (100  $\mu\text{m}$ ); 1,8 (200  $\mu\text{m}$ ); 1,77 (230  $\mu\text{m}$ ); 1,76 (240  $\mu\text{m}$ ), 1,75 (250  $\mu\text{m}$ ) e 1,70 (300  $\mu\text{m}$ ). A temperatura de fusão (933 K) é indicada pela linha tracejada.



Fonte: A autora.

Nota-se que, assim como no ponto situado em  $x = -4$ , mostrado na Figura 39, inicialmente a temperatura se eleva atingindo rapidamente a temperatura de fusão, em seguida

há um rápido resfriamento. As altas taxas de resfriamento são causadas pela transferência difusional de energia da região aquecida para o substrato (YILBAS; ARIF; ALEEM, 2010). Na Figura 45b observa-se que o tempo para a superfície aquecer e resfriar acima do ponto de fusão está entre 0,242 e 0,258 segundos, ou seja 16 milissegundos. Para maiores profundidades esse tempo é ainda mais curto com temperatura máxima mais baixa. Também é possível observar que a fusão ocorre entre profundidades de 230 e 240  $\mu\text{m}$ , ou seja, esta é a profundidade máxima da poça de fusão prevista pela simulação numérica.

A partir das curvas da Figura 45 são calculadas as taxas de aquecimento/resfriamento e o tempo entre fusão e solidificação. Os resultados são mostrados na Tabela 15 e as taxas da ordem de  $10^4$  K/s são coerentes com os resultados obtidos na literatura (PHANIKUMAR et al., 2004).

Tabela 15 – Taxa de aquecimento/resfriamento e tempo entre a fusão e solidificação.

Coordenada (x, y, z)	Profundidade ( $\mu\text{m}$ )	Temperatura máxima (K)	Taxa de aquecimento e resfriamento (aprox.) (K/s)	Tempo total entre fusão e solidificação (s)
(-10, 0, 2)	0	1605,8	$8,0 \cdot 10^4$	0,0167
(-10, 0, 1,9)	100	1217,9	$4,3 \cdot 10^4$	0,0132
(-10, 0, 1,8)	200	997,64	$2,4 \cdot 10^4$	0,0053
(-10, 0, 1,77)	230	950,3	$2,0 \cdot 10^4$	0,0017
(-10, 0, 1,76)	240	936,06	$1,9 \cdot 10^4$	0,0003
(-10, 0, 1,75)	250	922,6	$1,8 \cdot 10^4$	Não houve fusão
(-10, 0, 1,70)	300	864,18	$1,4 \cdot 10^4$	Não houve fusão

Fonte: A autora.

As altas taxas de aquecimento e resfriamento deixam evidente que as fases formadas serão fora do equilíbrio, ou seja, metaestáveis. Isso foi confirmado pela análise de raios X que indicou a presença de óxidos de alumínio entre outras fases.

### 5.7.2. Simulação das Tensões Termicamente Induzidas

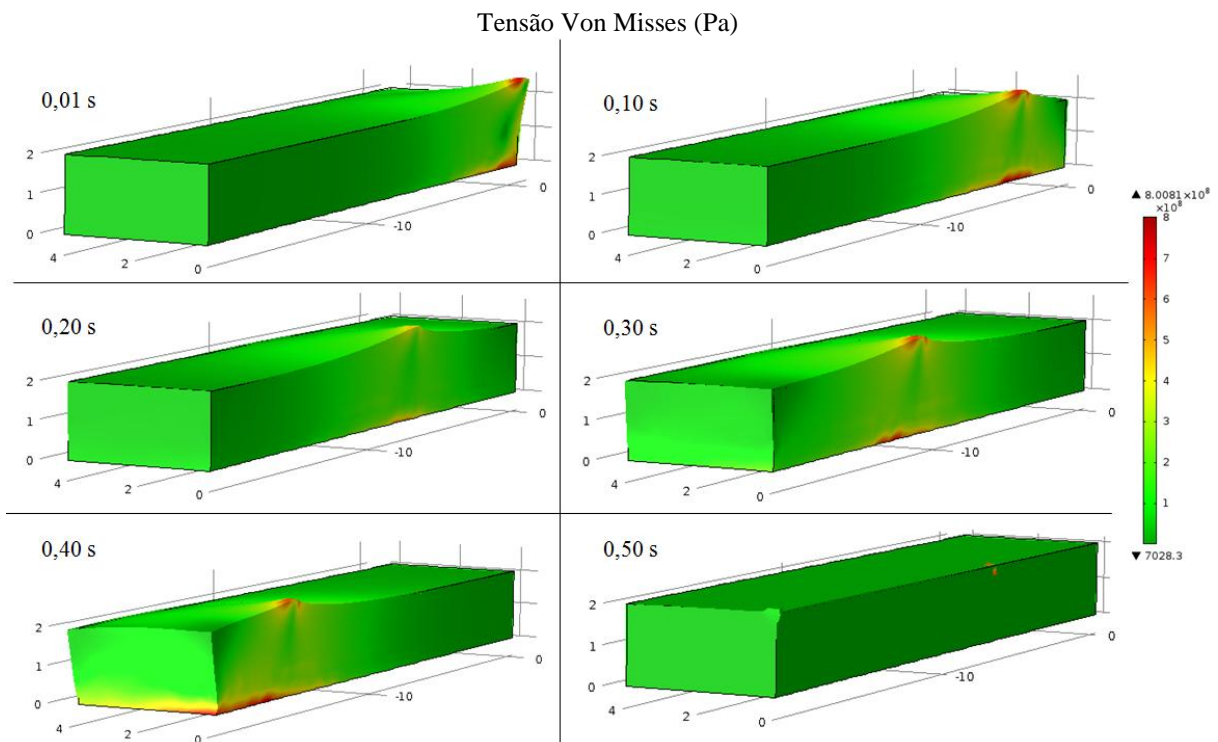
No tratamento de refusão superficial a laser há uma brusca elevação de temperatura em regiões localizadas, seguindo de resfriamento extremamente rápido consequentemente são produzidas elevadas tensões e deformações no material tratado.

Neste trabalho foi realizada uma análise híbrida de solidificação e de tensões termicamente induzidas. Na Figura 46 é mostrada a evolução das tensões termicamente induzidas com o passar do tempo, ou seja, com a movimentação do feixe laser na superfície

do material ao longo do *eixo x*. As tensões Von Misses são devidas às condições assumidas para o modelo, pois a propriedade térmica de coeficiente de expansão térmica ( $\alpha$ ) e a propriedade mecânica do módulo de Young (E) foram consideradas constantes para substrato (modo isotrópico).

As deformações que ocorrem na superfície quando é atingida a máxima temperatura e o gradiente de temperatura é alto, acompanham a formação da poça de fusão na trilha assim como a formação de um abaulamento, o qual foi observado na FIGURA 18, justamente vindo a confirmar a simulação com a parte experimental. Mudanças no gradiente de temperatura ao longo do *eixo x* resultam na manifestação da tensão máxima (YILBAS; ARIF; ALEEM, 2010). Este abaulamento é causado devido à baixa velocidade de varredura do feixe laser (BERTELLI et al., 2011).

Figura 46 – Tensões termicamente induzidas e deformações na superfície.



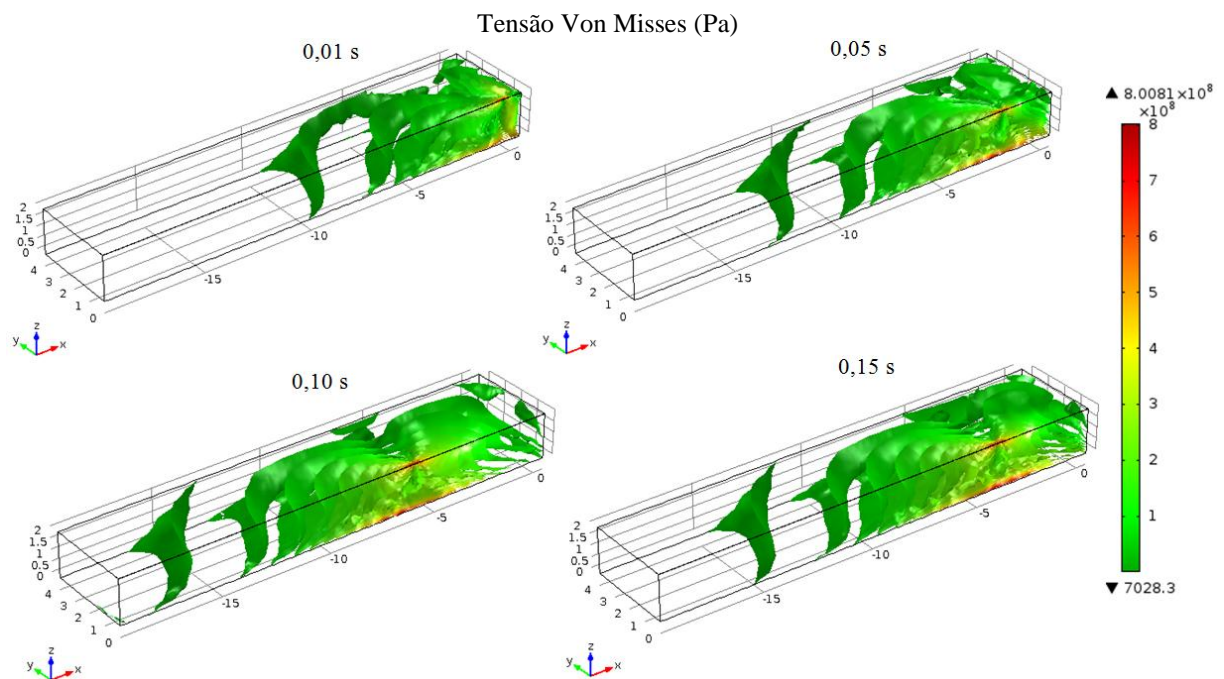
Fonte: A autora.

Observa-se na Figura 46 que ocorre uma grande deformação na superfície do material. Entretanto, após o resfriamento do local de incidência do feixe laser ocorre a gradativa redução da deformação, até que ao final do processo a superfície encontra-se com pouca deformação, como foi verificado no estudo da morfologia pela técnica de MFA (Tabela 11 e Fig.27).

As tensões térmicas no interior da amostra são mostradas na Figura 47, mas estas não seguem as isoterma que foram geradas durante a solidificação, como é mostrado na Figura 38, embora as tensões máximas acompanhem a máxima temperatura.

Segundo Yilbas e Arif (2011) essa divergência entre a deformação volumétrica com o perfil das isoterma ocorre devido às deformações térmicas serem desenvolvidas tridimensionalmente no substrato.

Figura 47 – Tensões termicamente induzidas desenvolvidas no volume da amostra para os tempos: 0,01 s, 0,05 s, 0,10 s e 0,15 s.



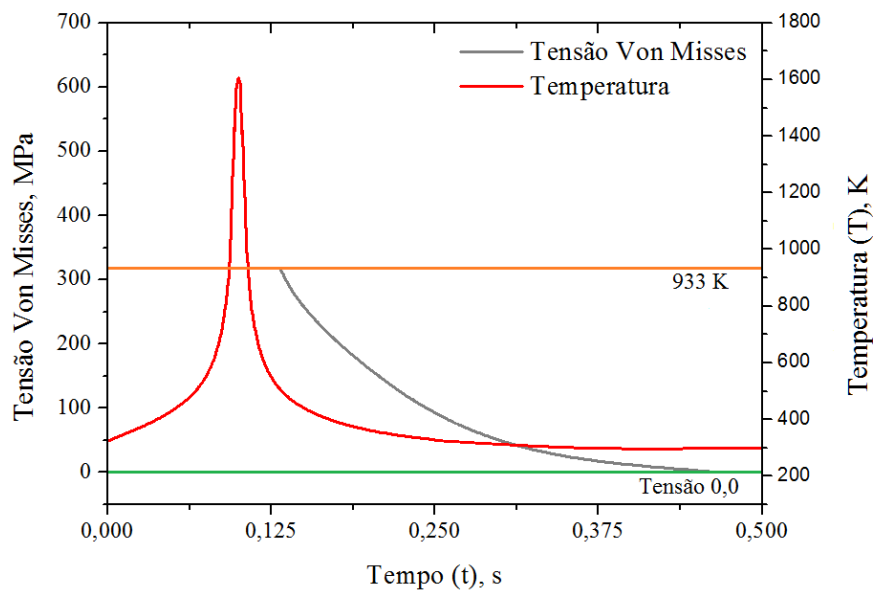
Fonte: A autora.

No ponto situado na superfície em  $x = -4$ , onde o tempo correspondente para incidência direta do laser foi de 0,10 segundos, a análise da evolução das tensões Von Mises foi realizada e o gráfico Tensão Von Mises versus tempo é mostrado na Figura 48. Na mesma figura está sobreposta a curva de temperatura versus tempo e estão indicadas as linhas correspondentes a temperatura de fusão da liga, que é 933 K, e a deformação nula, onde a tensão Von Mises é igual a zero.

Observa-se que a máxima tensão atingida está acima do ponto de fusão da liga. Nestas condições, as propriedades do material são diferentes, uma vez que encontra-se líquido. A simulação numérica para as tensões termicamente considerou as propriedades da liga como constantes, como pode ser observado na Tabela 5. Desta forma, apenas as tensões situadas após a solidificação da liga, que ocorre em torno de 1,075 segundos, devem ser consideradas.



Figura 48 – Curva de tensões termicamente induzidas versus tempo com o gráfico de temperatura versus tempo sobreposto para o ponto situado em  $x = -4$  a onde estão indicadas por linhas a deformação nula (Tensão Von Misses = 0) e ponto de fusão da liga (933 K).



Fonte: A autora.

Os autores Li et al. (2010c) utilizaram velocidade de varredura de 300 mm/s com diferentes taxas de sobreposição de trilhas e verificaram que esta característica influencia na taxa de tensões residuais do material tratado por RSL, pois encontraram consideráveis deformações residuais. Porém, no presente trabalho nota-se que a máxima tensão atingida logo após a solidificação foi em torno de 300 MPa. Com o passar do tempo essa deformação se aproxima de zero, onde a tensão máxima atingida não ultrapassa o limite de escoamento do material.

Entretanto, experimentalmente observou-se a formação de microtrincas na superfície de refusão, como pode ser observado na Figura 21. Possivelmente, essas trincas foram causadas para aliviar as tensões resultantes das taxas de aquecimento e resfriamento, que segundo a simulação numérica mostrada na Figura 45 foram em torno de  $10^4$  K/s. Além disso, com a sobreposição de 50% foi possível gerar uma profundidade homogênea da camada refundida, o que resulta em melhores resultados em aplicações da RSL como tratamento superficial.

## 6. CONCLUSÃO

Os estudos experimentais para caracterização da superfície da liga Al-1,5%Fe tratada através de refusão superficial a laser (RSL), mostram que o tratamento proporcionou modificações da composição química e morfologia do material tratado. Foi determinada a presença de óxido de alumina que causou a formação de uma estrutura de camadas lamelares com microestrutura mais compacta, homogênea e refinada, assim como forte ligação metalúrgica com o substrato. Foi verificado um valor maior de dureza na camada refundida assim como um menor valor de rugosidade. Constatou-se que o ferro presente na forma de intermetálicos no substrato entrou em solução sólida devido ao tratamento de refusão superficial a laser.

Os ciclos de voltametria realizados na amostra tratada indicam a presença de passividade quando comparada a amostra não tratada, o que promoveu um aumento da resistência à corrosão deste material em torno de 14 vezes, em solução aerada de ácido sulfúrico 0,1 mol/L. Constatou-se que as taxas de corrosão aumentam com a temperatura, mas para o material tratado esse aumento foi menos pronunciado do que para o substrato polido em todo intervalo de temperatura estudado. Destacam-se as baixas taxas de corrosão para o material tratado em temperaturas abaixo de 10°C, sendo consideradas excelentes.

Através da análise numérica transiente tridimensional por elementos finitos para a solidificação e tensões termicamente induzidas, foi observada a distribuição das isothermas nas diferentes regiões da zona tratada, a formação de um abaulamento na região da trilha e a distribuição de tensão-deformação atribuída às bruscas mudanças de temperatura durante o ciclo de aquecimento e resfriamento. As tensões que ocorrem na amostra no momento da varredura do feixe laser são do tipo compressiva na região da poça de fusão e do tipo trativa na zona termicamente afetada. Para os parâmetros utilizados neste trabalho não houve tensões residuais significativas no material tratado, mantendo praticamente as mesmas características geométricas originais da peça. Predições teóricas da profundidade da poça de fusão dadas pela simulação numérica estão em boa concordância com os resultados experimentais da liga tratada por RSL. Este estudo permite concluir que a simulação numérica é uma poderosa ferramenta para prever e interpretar fenômenos que são difíceis de serem observados experimentalmente.

Tendo em vista os resultados obtidos neste estudo a RSL é uma técnica promissora para aplicações nas indústrias automotivas e aeroespaciais, para tubulações e muito outros produtos. Este processo provou ser tecnicamente viável para melhorar propriedades de

corrosão da liga em estudo. O processamento a laser é vantajoso, pois combina uma pequena área afetada pelo calor com uma profunda e estreita camada refundida com altas velocidades de processamento.

**TRABALHOS PUBLICADOS**

1. PARIONA, M. M.; TELEGINSKI, V.; SANTOS, K. dos; MACHADO, S.; ZARA, A. J.; ZURBA, N. K.; RIVA, R. Yb-fiber laser beam effects on the surface modification of Al Fe aerospace alloy obtaining weld filet structures, low fine porosity and corrosion resistance. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, p. 2293-2301, 2012.
2. PARIONA, M. M.; TELEGINSKI, V.; SANTOS, K. dos; SANTOS, E. L. R. dos; LIMA, A. Ap. de O. C.; RIVA, R. AFM study of the effects of laser surface remelting on the morphology of Al-Fe aerospace alloys. **Materials Characterization**, v. 74, p. 64-76, 2012.
3. TELEGINSKI, V.; SANTOS, K. dos; RIVA, R.; PARIONA, M. M.; ZARA, A. J. Estudo da resistência à corrosão em ácido sulfúrico 0,1M da liga Al-1,5%Fe quando submetida a tratamento superficial a laser. In: **66º Congresso ABM, 2011**, São Paulo. Anais do 66º Congresso Anual da ABM, 2011.
4. TELEGINSKI, V.; MACHADO, S.; SANTOS, K. dos; RIVA, R.; PARIONA, M. M. MEZA, E. S. Finite element simulation of Al-1.5wt%Fe samples processed by laser surface remelting. In: **66º Congresso ABM, 2011**, São Paulo. Anais do 66 Congresso Anual da ABM, 2011.
5. TELEGINSKI, V.; SANTOS, K. dos; RIVA, R.; ZARA, A. J.; PARIONA, M. M. Estudo do comportamento à corrosão em diferentes temperaturas de ligas Al-1,5%Fe em meio de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 0,1 M tratadas por refusão superficial a laser. In: **67º Congresso ABM, 2012**, Rio de Janeiro. Anais do 67º Congresso Anual da ABM, 2012. 3510-3517.
6. TELEGINSKI, V.; RIVA, R.; PARIONA, M. M. Avaliação do estresse térmico no tratamento de refusão superficial a laser da liga Al-1,5%Fe através da técnica dos elementos finitos. In: **67º Congresso ABM, 2012**, Rio de Janeiro. Anais do 67º Congresso Anual da ABM, 2012. P. 3518-3527.

## **SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

1. Realização da refusão superficial utilizando gases de proteção para verificar a efetividade do processo.
2. Realizar testes de corrosão em diferentes meios corrosivos.
3. Utilizar uma fonte laser com perfil de distribuição uniforme de radiação
4. Realizar pesquisas mais aprofundadas para caracterização da estrutura refinada da poça de fusão.
5. Fazer uma comparação do material tratado a laser com a mesma liga anodizada.

## REFERÊNCIAS

- ABAL. **Guia Técnico do Alumínio: Características Físicas e Químicas**, v. 11, São Paulo: Editora da Associação Brasileira do Alumínio, 2007.
- ABDERRAZAK, K. et al. Numerical and experimental studies of molten pool formation during an interaction of pulse laser to Mg alloy. **Optics and Laser Technology**, v. 41, p. 470-480, 2009.
- ALLEN, C. M. et al. Intermetallic phase selection in 1XXX Al alloys. **Progress in Materials Science**, v. 43, p. 89-170, 1998.
- AMAR, H. et al. Influence of the microstructure and laser shock processing (LSP) on the corrosion behavior of the AA2050-T8 aluminum alloy. **Corrosion Science**, v. 53, p. 3215-3221, 2011.
- ASTM G59-97. **Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements**, 2009.
- BAG, S; TRIVEDI, A.; DE, A. Development of a finite element based heat transfer model for conduction mode laser spot welding process using an adaptive volumetric heat source. **International Journal of Thermal Sciences**, v. 48, p. 1923-1931, 2009.
- BANNOUR, S. et al. Effects of temperature-dependent material properties and shielding gas on molten pool formation during continuous laser welding of AZ91 magnesium alloy. **Optics and Laser Technology**, v. 44, p. 2459-2468, 2012.
- BELHADJ, A. et al. Finite element simulation of magnesium alloys laser beam welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, p. 1131-1137, 2010.
- BERTELLI, F. et al. Laser remelting of Al-1.5wt.%Fe alloy surfaces: numerical and experimental analyses. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 49, p. 490-497, 2011.
- BERTELLI, F. **Simulação numérica e análise experimental do tratamento superficial por refusão a laser de uma liga Al-Fe**. 2009, 80 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.
- BIAN, H. et al. Alumina-titania ceramics prepared by microwave sintering and conventional pressure-less sintering. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 525, p. 63-67, 2012.
- BIANCO, N.; MANCA, O. Theoretical comparison of two-dimensional transient analysis between back and front laser treatment of thin multilayer films. **International Journal of Thermal Sciences**, v. 43, n. 6, p. 611-621, 2004.

BOROWSKI, J.; BARTKOWIAK, K. Investigation of the influence of laser treatment parameters on the properties of the surface layer of aluminum alloys. **Physics Procedia**, v. 5, p. 449-456, 2010.

CALLISTER, W. D. **Engenharia e ciência de materiais: uma introdução**. 7. ed. Nova York: John Wiley and Sons, 2007. 724 p.

CALPHAD. Thermo-Calc software, 2012.

CAMPESTRINI, P. et al. Relation between microstructural aspects of AA2024 and its corrosion behavior investigated using AFM scanning potential. **Corrosion Science**, v. 42, p. 1853-1861, 2000.

CARRARD, M.; GREMAUD, M.; PIERANTONI, M. Determination of the structure of intercellular precipitates in rapidly solidified Al-Fe alloys by comparison with Al-Fe-Si alloys. **Scripta Metallurgica**, v. 25, p. 925-930, 1991.

CHEN, T. L. et al. A study on austenite transformation during laser heating. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 63, n. 1-3, p. 546-549, 1997.

CHEUNG, N. et al. Aplicação da Modelagem Matemática no Processo de Tratamento Superficial de Refusão a Laser em Aços. In: SULMAT - Congresso em Ciência dos Materiais do Mercosul, 2002, Joinville/SC. **Anais...** Sulmat 2002, CD-ROM.

CHEUNG, N. **Simulação numérica do tratamento superficial por refusão a laser: interação radiação laser-matéria e solidificação**. 2003, 206 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.

CHO, W-I. et al. Numerical simulation of molten pool dynamics in high power disk laser welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, p. 262-275, 2012.

CHONG, P. H. et al. Large area laser surface treatment of aluminium alloys for pitting corrosion protection. **Applied Surface Science**, v. 208-209, p. 399-404, 2003.

COMSOL, 2012. COMSOL, Inc., COMSOL Multiphysics User's Guide, versão 4.2a, Burlington, MA.

COOK, R. D. **Finite element modeling for stress analysis**. 1. ed. Nova York: John Wiley and Sons, 1995. 320 p.

COTTON, J. D.; KAUFMAN M. J. Microstructural evolution in rapidly solidified Al-Fe alloys: an alternative explanation. **Metallurgical Transactions A.**, v. 22a, p. 927-934, abr. 1991.

DOVE, J. E.; FROST, J. D.; DOVE, P. M. Geomembrane microtopography by atomic force microscopy. **Geosynthetics International**, v. 3, p. 227-245, 1996.

FORTUNATO, A. et al. Numerical evaluation of the reflectivity coefficient in laser surface hardening simulation. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, p. 3179-3185, 2012.

FRENK, A.; KURZ, W. Formation des microstructures dans les traitements laser. **Laser de Puissance e Traitements des Materiaux**, p. 195-215, 1991.

FRIBOURG, G. et al. Microstructure modifications induced by a laser surface treatment in an AA7449 aluminium alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 2736-2747, 2011.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. 2.ed. Campinas: UNICAMP, 2007. 400 p.

GILGIEN, P.; ZRYD, A.; KURZ, W. Microstructure selection maps for Al-Fe alloys. **Acta Metallurgical Materialia**, v. 43, n. 9, p. 3477-3487, 1995.

GORDO, V. O. **Estudo das propriedades estruturais e ópticas do sistema vítreo  $80\text{TeO}_2\text{-}20\text{WO}_3$  dopado com  $\text{Yb}_2\text{O}_3$** . 2010, 73 f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais). Faculdade de Engenharia Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2010.

GOULART, P. R. **Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas**. 2010, 160 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

GOULART, P. R. et al. Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings. **Materials Science and Engineering A**, v. 421, p. 245-253, 2006.

GREMAUD, M.; CARRARD, M.; KURZ, W. The microstructure of rapidly solidified Al-Fe alloys subjected to laser surface treatment. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 38, p. 2587-2599, 1990.

GRIGER, A. et al. Formation and transformation of binary intermetallic phases in high purity Al-Fe alloys. **Key Engineering Materials**, v. 44-45, p.17-30, 1990.

GRUM, J.; STURM, R. A new experimental technique for measuring strain and residual stresses during a laser remelting process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 147, n. 3, p. 351-358, 2004.

GU, B-W. et al. Three dimensional numerical model for laser transformation hardening of metals. **Materials Science and Technology**, v. 10, p. 425-430, 1994.



HOADLEY, A. F. A. et al. Heat flow simulation of laser remelting with experimental validation. **Metallurgical Transactions**, v. 22B, p. 101-109, 1991.

HOU, Z. et al. Finite element analysis for the mechanical features of resistance spot welding process. **Journal of Materials Process Technology**, v. 185, p. 160-165, 2007.

HUNTLEY, D. A.; DAVIS, S. H. Thermal effects in rapid directional solidification: linear theory. **Acta Metallurgica Materialia**, v. 41, p. 2025-2043, 1993.

KATTNER, U. R.; BURTON, B. P. Al-Fe (Aluminium-Iron). In: Metals Handbook. **Alloy Phase Diagrams**, 8. ed., Ohio, American Society of Metals, v. 3, 1992.

KHAN, O. U.; YILBAS, B. S. Laser heating of sheet metal and thermal stress development. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 155-156, p. 2045-2050, 2004.

KHANDEY U. **Optimization of surface roughness, material removal rate and cutting tool flank wear in turning using extended taguchi approach.**2010, 107 f. Tese (Mestrado Engenharia Mecânica) Instituto Nacional de Tecnologia de Rourkela, Índia, 2010.

KURZ, W.; GILGIEN, P. Selection of microstructures in rapid solidification processing. **Materials Science and Engineering**, v. A178, p. 171-178, 1994.

LAAZIZI, A. et al. Applied multi-pulsed laser in surface treatment and numerical-experimental analysis. **Optics and Laser Technology**, v. 43, p. 1257-1263, 2011.

LAKNER, J. Non-equilibrium Solubility of Iron in Aluminium. **Key Engineering Materials**, v. 44-45, p.135-146, 1990.

LANGSRUD, Y. Silicon in commercial aluminium alloys: what becomes of it during DC casting? **Key Engineering Materials**, v. 44-45, p. 95-116, 1990.

LEE, C.-H.; CHANG, K.-H. Numerical analysis of residual stresses in welds of similar or dissimilar steel weldments under superimposed tensile loads. **Computational Materials Science**, v. 40, p. 548-556, 2007.

LEI, Y. P. et al. Numerical analysis of the competitive influence of Maragoni flow and evaporation on heat surface temperature and molten pool shape in laser surface remelting. **Computational Materials Science**, v. 21, p. 276-290, 2001.

LI, C. et al. Three-dimensional finite element analysis of temperatures and stresses in wide-band laser surface melting processing. **Materials and Design**, v. 31, p. 3366-3373, 2010a.

- LI, C. et al. Laser remelting of plasma-sprayed conventional and nanostructured Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13wt.%TiO<sub>2</sub> coatings on titanium alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 506, p. 356-363, 2010b.
- LI, C. et al. Influence of overlapping ratio on hardness and residual stress distributions in multi-track laser surface melting roller steel. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 48, p. 1224-1230, 2010c.
- LI, L. et al. Influence of a high magnetic field on the precipitation behavior of the primary Al<sub>3</sub>Fe phase during the solidification of a hypereutectic Al-3.31 wt% Fe alloy. **Journal of Crystal Growth**, v. 339, p. 61-69, 2012.
- LI, R. et al. Localized corrosion of laser surface melted 2024-T351 aluminum alloy. **Surface and Coatings Technology**, v. 81, p. 290-296, 1996.
- LI-YUAN, Q.; JIAN-SHE, L.; QING, J. Effect of grain size on corrosion behavior of electrodeposited bulk nanocrystalline Ni. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 20, p. 82-89, 2010.
- MA, J.; KONG, F.; KOVACEVIC, R. Finite-element thermal analysis of laser welding of galvanized high-strength steel in a zero-gap lap joint configuration and its experimental verification. **Materials and Design**, v. 36, p. 348-358, 2012.
- MACKWOOD, A. P.; CRAFER, R. C. Thermal modelling of laser welding and related processes: a literature review. **Optics and Laser Technology**, v. 37, p. 99-115, 2005.
- MAN, H. C.; YANG, Y. Q.; LEE, W. B. Laser induced reaction synthesis of TiC+WC reinforced metal matrix composites coatings on Al 6061. **Surface and Coatings Technology**, v. 185, p. 74-80, 2004.
- MONDOLFO, L. F. **Aluminum alloys: structure and properties**. 9. ed. London: Butterworths, 1976, 971 p.
- MORAITIS, G. A; LABEAS, G. N. Prediction of residual stresses and distortions due to laser beam welding of butt joints in pressure vessels. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 86, p. 133-142, 2009.
- MUNITZ, A. Microstructure of rapidly solidified laser molten Al-4,5%Cu SURFACES. **Metallurgical Transactions**, v. 16 B, p. 149-161, 1985.
- MUSTAFA, A. H. et al. Investigation into thermal stresses in gas turbine transition-piece influence of material properties on stress level. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 201, p. 369-373, 2008.

NOORDHUIS, J.; HOSSON, J. T. M. de. Microstructure and mechanical properties of a laser treated Al alloy. **Acta Metallurgica Materialia**, v. 41, n. 7, p. 1989-1998, 1993.

OLIVEIRA, A. C. **Soldagem de alumínio estrutural aeronáutico utilizando laser a fibra de alta potência**. 2011, 152 f. Tese (Doutorado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica), Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos, 2011.

OLIVEIRA, F. **Efeito de malhas anisotrópicas bidimensionais sobre o desempenho do método *multigrad* geométrico**. 2010, 192 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - área de Fenômenos de Transporte e Mecânica dos Sólidos, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.

OSÓRIO, W. R. R. et al. Effect of dendritic arm spacing on mechanical properties and corrosion resistance of Al 9wt pct Si and Zn 27wt pct Al alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 37A, p. 2525-2538, 2006.

OSÓRIO, W. R. et al. Electrochemical corrosion parameters of as-cast Al-Fe alloys in a NaCl solution. **Corrosion Science**, v. 52, p. 2979-2993, 2010.

PALEOCRASSAS, A. G.; TU, J. F. Inherent instability investigation for low speed laser welding of aluminum using a single-mode fiber laser. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, p. 1411-1418, 2010.

PARIONA, M. M. et al. Thermal stress analysis of a directionally solidified Al-1 wt%Ni alloy casting. **Finite Elements in Analysis and Design**, v. 46, p. 889-895, 2010.

PARIONA, M. M. et al. Yb-fiber laser beam effects on the surface modification of Al-Fe aerospace alloy obtaining weld filet structures, low fine porosity and corrosion resistance. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, p. 2293-2301, 2012.

PATNAIK, P. **Handbook of Inorganic Chemicals**, McGraw-Hill, 2002, 1086 p.

PEI, Y. T.; HOSSON, J. T. M. Functionally graded materials produced by laser cladding. **Acta Materallia**, v. 48, p. 2617-2624, 2000.

PELLETIER, J. M. et al. Solidification microstructures induced by laser surface alloying: influence of the substrate. **Materials Science and Engineering A**, v.134, p. 1283-1287, 1991.

PHANIKUMAR, G. et al. Microstructural evolution during remelting of laser surface alloyed hyper-monotectic Al-Bi alloy. **Materials Science and Engineering A**, v.371, p. 91-102, 2004.

PINTO, M. A. et al. Microstructural and hardness investigation of an Al-Cu alloy processed by laser surface melting. **Materials Characterization**, v. 50, p. 249-253, 2003.

PODSKOCOVA, J. et al. Characterization of polyelectrolyte microcapsules by confocal laser scanning microscopy and atomic force microscopy. **Laser Physics**, v. 15, p. 545-551, 2005.

QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings and mechanical properties. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 31 A, p. 3167-3178, 2000.

RAMS, J. et al. Surface treatment of aluminum matrix composites using a high power diode laser. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, p. 1199-1203, 2007.

RIVA, R. et al. Using an Ytterbium fiber laser to fracture splitting of compacted graphite iron bearing caps. **Proceedings of the Fourth International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing**, Munich, jun. 2007.

RÜDIGER, P. **Ytterbium-doped gain media**. Disponível em <[http://www.rp-photonics.com/ytterbium\\_doped\\_gain\\_media.html](http://www.rp-photonics.com/ytterbium_doped_gain_media.html)>. Acesso em 15 set. 2011

SANDVEN, O. A. Laser Surface Hardening. In: Metals Handbook. **Heat Treating**, 8. ed., Ohio, American Society of Metals, v. 4, 1992.

SANTOS, A. et al. In situ electrochemical dissolution of the oxide barrier of porous anodic alumina fabricated by hard anodization. **Journal of Electroanalytical Chemistry**, v. 632, p. 139-142, 2009.

SHANJIN, L.; YANG, W. An investigation of pulsed laser cutting of titanium alloy sheet. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 44, n. 10, p. 1067-1077, 2006.

SHEN, Z. H. et al. Mathematical modeling of laser induced heating and melting in solids. **Optics and Laser Technology**, v. 33, p. 533-537, 2001.

SHIOMI, M. et al. Finite element analysis of melting and solidifying processes in laser rapid prototyping of metallic powders. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 39, p. 237-252, 1999.

SHIUE, R. K. et al. The effect of residual thermal stresses on the fatigue crack growth of laser-surface-annealed AISI304 stainless steel part I: computer simulation. **Materials Science and Engineering A**, v. 364, p. 101-108, 2004.

SILFVAST, W. T. **Laser Fundamentals**. 2. ed. Nova York: Cambridge, 2004. 613 p.

SONG, H-W. et al. Numerical simulation of thermal loading produced by shaped high power laser onto engine parts. **Applied Thermal Engineering**, v. 30, p. 553-560, 2010.

SOUZA, U. M. **Produção de uma liga Al-Ni por refusão com laser**. 2001, 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.

SOWDARI, D.; MAJUMDAR, P. Finite element analysis of laser irradiated metal heating and melting processes. **Optics and Laser Technology**, v. 42, p. 855-865, 2010.

SPINA, R. et al. Thermo-mechanical modeling of laser welding of AA5083 sheets. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 191, p. 215-219, 2007.

STEEN, W. N.; MAZUMDER, J. **Laser Material Processing**. 4. ed. New York: Springer, 2010. 558 p.

STERN, M.; GEARY, A. L.; Electrochemical polarization: a theoretical analysis of the shape of polarization curves. **Journal of Electrochemical Society**, v. 104, p. 53-63, 1957.

SUNDMAN, B. et al. An assessment of the entire Al-Fe system including D0<sub>3</sub> ordering. **Acta Materialia**, v. 57, p. 2896-2908, 2009.

TOPARLI, M. et al. Residual thermal stress analysis in cylindrical steel bars using finite element method and artificial neural networks. **Computers and Structures**, v. 80, p. 1763-1770, 2002.

TROTTENBERG, U.; OOSTERLEE, C.; SCHÜLLER, A. **Multigrid**, St Augustin, Germany: Academic Press, 2001.

VANNES, A. B. **Laser de Puissance et Traitement des Materiaux**. 1. ed. Laussane: Polytechniques et Universitaire Romandes, 1991. 625 p. Disponível em: <<http://books.google.com.br/>>. Acesso em: 12 maio 2011.

VASANTGADKAR, N. A. et al. A finite element model to predict the ablation depth in pulsed laser ablation. **Thin Solid Films**, v. 519, n. 4, p. 1421-1430, 2010.

WADSAK, M. et al. Multianalytical in situ investigation of the initial atmospheric corrosion of bronze. **Corrosion Science**, v. 44, p. 791-802, 2002.

WANG, L.; MAKHLOUF, M.; APELIAN, D. Aluminium die casting alloys: alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships. **International Materials Reviews**, v. 40, n. 6, p. 221-238, 1995.

WATKINS, K. G.; MCMARRON, M. A.; STEEN, W. M. Microstructure and corrosion properties of laser surface processed aluminum alloys: a review. **Materials Science and Engineering**, v. 231, p. 55-61, 1996.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**, São Paulo, Edusp, 2003, 173 p.

XIAOHONG, W. et al. White anodized thermal control coating on LY12 aluminum alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 200, p. 405-409, 2008.

XIAO-LIN, Z. et al. Microstructure and corrosion resistance of Fe-Al intermetallic coating on 45 steel synthesized by double glow plasma surface alloying technology. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 19, p. 143-148, 2009.

XU, W. L. et al. Laser surface melting of aluminium alloy 6013 for improving pitting corrosion fatigue resistance. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, p. 5077-5086, 2006.

XU, W. L.; YUE, T. M.; MAN, H. C. Nd: YAG laser surface melting of aluminum alloy 6013 for improving pitting corrosion fatigue resistance. **Journal of Materials Science**, v. 43, p. 942-951, 2008.

YILBAS, B. S.; ARIF, A. F. M. Laser cutting of steel and thermal stress development. **Optics and Laser Technology**, v. 43, p. 830-837, 2011.

YILBAS, B. S.; KHALED, M.; KARATAS, C. Corrosion properties and morphology of laser melted aluminum alloy 8022 surface. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 18, p. 1-7, 2009.

YILBAS, B. S.; ARIF, A. F. M.; ALEEM, B. J. A. Laser cutting of sharp edge: thermal stress analysis. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 48, p. 10-19, 2010.

YILBAS, B. S. et al. Laser treatment of aluminum surface: analysis of thermal stress field in the irradiated region. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p.77-88, 2009.

YUE, T. M. et al. Excimer laser surface treatment of aluminum alloy AA7075 to improve corrosion resistance. **Surface and Coatings Technology**, v. 179, p. 158-164, 2004.

ZAIN-UL-ABDEIN, M. et al. Prediction of laser beam welding-induced distortions and residual stresses by numerical simulation for aeronautic application. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 2907-2917, 2009.

ZHANG, J. et al. The bonding strength and corrosion resistance of aluminum alloy by anodizing treatment in a phosphoric acid modified boric acid/sulfuric acid bath. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, p. 3149-3156, 2008.