RAFAEL ARTHUR REGHINE GIORJÃO

**ANÁLISE EXPERIMENTAL E NUMÉRICA DOS FENÔMENOS TÉRMICOS,
MECÂNICOS E METALÚRGICOS DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO
COM PINO NÃO CONSUMÍVEL EM LIGA DE MAGNÉSIO AZ31**

São Paulo

2019

RAFAEL ARTHUR REGHINE GIORJÃO

**ANÁLISE EXPERIMENTAL E NUMÉRICA DOS FENÔMENOS TÉRMICOS,
MECÂNICOS E METALÚRGICOS DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO
COM PINO NÃO CONSUMÍVEL EM LIGA DE MAGNÉSIO AZ31**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Doutor em Ciências

Área de concentração:

**Engenharia Metalúrgica e de
Materiais**

**Orientador: Prof. Dr. André Paulo
Tschiptschin**

São Paulo

2019

FICHA CATALOGRÁFICA

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Giorjão, Rafael Arthur Reghine

ANÁLISE EXPERIMENTAL E NUMÉRICA DOS FENÔMENOS TÉRMICOS, MECÂNICOS E METALÚRGICOS DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO COM PINO NÃO CONSUMÍVEL EM LIGA DE MAGNÉSIO AZ31 / R.

A. R. Giorjão -- versão corr. -- São Paulo, 2019.

221 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Soldagem por atrito 2.Simulação numérica 3.Deformação à quente
I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de
Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

Agradecimentos

Muito obrigado à minha amada esposa Marcela Benevente, pessoa com quem amo partilhar a vida. Obrigado por acreditar em mim. Obrigado pelo carinho, paciência e por sua capacidade de me trazer paz. Agradeço minha família pelo carinho e compreensão. Meus pais Wagner e Adriana e irmã Paola pelo incentivo e apoio incondicional. À Angela, Celso, Priscila, Rafael, Brenda e Marcio pelos bons momentos vividos e amizade que fizeram parte de minha formação. À minha linda cachorrinha Bernarda pelo carinho e fidelidade.

Ao Prof. Dr. André Paulo Tschitschin pela oportunidade, paciência e excelente orientação durante toda a realização deste trabalho. Agradeço também pelos ensinamentos passados desde o mestrado, os quais foram, são e serão muito importantes para mim e para a minha vida profissional.

Ao Prof. Dr. Eduardo Monlevade pelo auxílio, aprendizado, discussões e apoio durante a realização deste trabalho. Agradeço por providenciar rapidamente os esclarecimentos de dúvidas sobre os assuntos envolvidos no trabalho.

Ao Dr. Julian Avila pela amizade, por confiar a parceria em diversos artigos e auxílio em meu crescimento como pesquisador.

Ao Dr. Anderson Ariza pela paciência e ensinamentos em modelagem matemática ao longo dos anos.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (PMT-EPUSP) pela oportunidade da realização deste estudo.

Ao Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais, CNPEM, pela assistência durante o doutorado.

A Eduardo, Victor, Maysa, Joel e ao pessoal do laboratório de caracterização e processamento de metais (CPM) pelo auxílio e companheirismo ao longo dos anos

A seção de pós-graduação (SPG) da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP), e aos funcionários da secretaria do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PMT).

“Every champion was once a contender who refused to give up.”

– Rocky Balboa

RESUMO

GIORJÃO, R.A.R. **Análise experimental e numérica dos fenômenos térmicos, mecânicos e metalúrgicos do processo de soldagem por atrito com pino não consumível em liga de magnésio AZ31**. 2019. 225 f. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia metalúrgica e de materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2019.

A soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC), processo de união no estado sólido, tornou-se conhecido devido à alta resistência das juntas produzidas em comparação ao metal de base e aos métodos convencionais de união. No entanto, o próprio processo apresenta seus desafios, relacionados principalmente à combinação do efeito de geometrias de ferramenta com os parâmetros utilizados. O desenvolvimento de métodos de simulação numérica tem criado a possibilidade de otimização destes efeitos, prevendo as interações entre os materiais, parâmetros e geometrias de ferramenta com menor custo e tempo. O presente trabalho teve como objetivo simular o processo de soldagem por atrito utilizando método dos elementos finitos (MEF) no software DEFORM 3D e avaliar a capacidade do modelo em representar fenômenos presentes do processo, tais como esforços da ferramenta, ciclo termomecânico do material e microestrutura. O estudo foi realizado em amostras de uma chapa de liga de magnésio AZ31B. Para inclusão da evolução mecânica e microestrutural do material de estudo no modelo, dados foram obtidos pelo estudo da compressão isotérmica da liga AZ31 simulador termomecânico Gleeble, em condições típicas às encontradas no processo de soldagem por atrito em. Os dados de tensão, deformação e microestrutura obtidos nos ensaios de compressão foram tratados analiticamente afim de se obter os parâmetros para as equações de deformação à quente e evolução microestrutural do material de estudo. Ademais, na próxima etapa, utilizou-se um pino roscado e não roscado em soldagens dissimilares afim de analisar o efeito da geometria da ferramenta no fluxo de material. Para auxiliar a análise foram utilizadas técnicas de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X. Por fim, um modelo numérico de soldagem por atrito elaborado no software DEFORM-3D é apresentado. Os resultados do modelo foram comparados com os resultados experimentais com auxílio de técnicas de caracterização microestrutural, EBSD, ciclos térmicos capturados por termopares e torque das ferramentas. Os resultados e conclusões obtidos no projeto permitiram a identificação

do ciclo térmico, mecânico e microestrutural do material durante a soldagem por atrito, além da demonstração do efeito da geometria para distintos parâmetros de processo, indicando um método alternativo eficiente na otimização de geometrias de ferramenta e busca de parâmetro ótimos do processo de soldagem por atrito com tempo e custo reduzidos.

Palavras-chave: Soldagem por atrito, simulação numérica, deformação à quente

ABSTRACT

GIORJÃO, R.A.R. **Experimental and numerical analysis of the thermal, mechanical and metallurgical phenomena of the friction stir welding process in magnesium alloy AZ31.** 2019. 225 f. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia metalúrgica e de materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2019.

Friction stir welding (FSW), a solid-state process, has become known due to the high strength of the produced joints compared to the base metal and the conventional welding methods. However, the friction stir welding has its challenges, related with tools geometry and the process parameters. The development of numerical simulation methods has been able to aid in the process optimization, including the study of different materials, parameters and tool geometries with lower cost and time. The objective of the present work is propose a friction stir welding numerical model through finite element analysis (FEA) in DEFORM 3D software and evaluated its capacity to represent the process features such as the tool characteristics, the thermomechanical cycle of the material and its microstructure. The material chosen for the study was a magnesium alloy AZ31B. In order to include the mechanical and microstructural evolution of the study material in the model, data were obtained through isothermal compression of the AZ31 in Gleeble thermomechanical simulator, under typical conditions found in the friction welding process. Stress, strain and microstructure data obtained in the compression tests were analyzed analytically to obtain the parameters for the hot deformation equations and microstructural evolution of the material. Moreover, a threaded and non-threaded pin in dissimilar welds was used to verify the effect of tool geometry in the material flow during the friction stir welding process. The evaluation was made with the support of optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM). Then, a numerical model of friction welding developed in the DEFORM-3D software is presented. The results of the model were compared with experimental results supported by microstructural characterization techniques, EBSD, temperature profiles captured by thermocouples and tool torque response. The results and conclusions obtained in the project allowed the identification of the thermal, mechanical and microstructural cycle of the material during the friction stir welding process, besides the demonstration of the effect of the tool geometry for different process parameters, indicating an efficient alternative method in the

optimization of tool geometries and optimal parameter for the friction welding process with reduced time and cost.

Keywords: Friction stir welding, numerical simulation, hot deformation

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Parâmetro do material
ALE	<i>Arbitrary Lagrangian-Eulerian</i> - Lagrangiana-euleriana arbitrária
ASM	Sociedade Americana de Materiais
C_1, C_2 e C_3	Coeficientes de ajuste para equações derivadas de Zener-Hollomon
CA	<i>Cellular automaton</i>
CFD	<i>Computational Fluid Dynamics</i>
CNPEM	Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais
CRSS	<i>Critical resolved shear stress</i>
d_{DRX}	Tamanho de grão recristalizado
DDRX	<i>Discontinuous dynamic recrystallization</i> – Recristalização dinâmica descontínua
DRX	<i>Dynamic recrystallization</i> – Recristalização dinâmica
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados
EDE	Energia de defeito de empilhamento
EDS	<i>Energy Dispersive X-ray Spectroscopy</i> - Espectroscopia de raios X por dispersão em energia
F	Fração de energia mecânica transformada em calor
FSW	<i>Friction stir Welding</i>
γ	Intermetálico $Mg_{17}Al_{12}$
GMAW	Soldagem de arco metálico a gás
HCP	<i>Hexagonal close-packed</i> – Estrutura hexagonal compacta
IPF	<i>Inverse Pole Figure</i> – Figura de Polo Inverso
LA	Lado de avanço
LNNano	Laboratório Nacional de Nanotecnologia
LR	Lado de retrocesso
k	Coeficiente de transferência de calor

m_1, m_2 e m_3	Expoentes para equações derivadas de Zener-Hollomon
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
MSC	Mecânica dos sólidos computacional
n	Fator de encruamento
EDP	Equações de derivadas parciais
P	Pressão axial
Q	Energia de ativação para deformação plástica
Q_1, Q_2 e Q_3	Energias de deformação aparentes
q_n	Fluxo de calor
$\dot{r}$	Taxa de geração de calor
R	Constante geral dos gases
RPM	Rotações por minuto
S_q	Superfície de transferência de calor
SAPNC	Soldagem por atrito com pino não consumível
T	Temperatura
TD	<i>Tranverse direction</i> – Direção transversal
IG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TTI	<i>Transformation Technologies Inc.</i>
TWI	<i>The Welding Institute</i>
X_{DRX}	Fração recristalizada
Z	Parâmetro de Zener-Hollomon
ZM	Zona de mistura
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada
Wt (%)	Porcentagem em peso
WD	<i>Welding direction</i> – Direção de soldagem
α_1, α_2 e α_3	Constantes do material
a_1, a_2 e a_3	Eixos da célula hexagonal compacta
α_{10}, β_d e k_d	Constantes de recristalização do material
ε	Fase magnésio

$\dot{\epsilon}$	Taxa de deformação
$\bar{\epsilon}$	Taxa de deformação efetiva
ϵ_c	Deformação crítica
ϵ_p	Deformação – Tensão máxima
ϵ^*	Deformação – Máximo amolecimento
ϵ_{ss}	Deformação – Estado estacionário
$\epsilon_{0.5}$	Deformação para 50% de volume recristalizado
μ	Coeficiente de atrito
σ'_{ij}	Componente de tensão deviatórica
$\bar{\sigma}$	Tensão efetiva
σ	Tensão de escoamento do material
σ_c	Tensão crítica para recristalização
σ_p	Tensão máxima
σ^*	Tensão para máximo amolecimento
σ_{ss}	Tensão no estado estacionário
τ	Torque
θ	Ângulo
θ'	Taxa de encruamento

Sumário

1 INTRODUÇÃO	21
2 CONSIDERAÇÕES GERAIS	24
2.1 Importância da soldagem por atrito na indústria.....	24
2.2 Parâmetros e fenômenos metalúrgicos da soldagem por atrito	25
2.2.1 Movimentação da ferramenta.....	26
2.2.2 Ferramentas	27
2.2.3 Forças atuantes no processo	29
2.2.4 Microestrutura da junta soldada	32
2.3 Magnésio.....	40
2.3.1 Ligas de magnésio	42
2.3.2 Estrutura cristalina.....	43
2.3.3 Liga AZ31 e diagrama de fases.....	45
2.4 Soldagem por atrito de ligas de magnésio	46
2.5 Fluxo de material	49
2.6 Atrito em soldagem por atrito	55
2.7 Modelamento matemático	58
2.7.1 Mecânica dos sólidos computacional	60
3 OBJETIVOS	62
3.1 Metodologia.....	62
4 TÉCNICAS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	64
4.1 Soldagem por atrito por pino não consumível	64
4.2 Ferramentas	65
4.3 Parâmetros e montagem.....	66
4.4 Medidas de temperatura durante o processo	68
4.5 Microscopia óptica e eletrônica de varredura	68
4.6 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD).....	69
4.7 Difração de raios X.....	70
4.8 Dureza.....	71
4.9 Ensaio de ruptura	71
4.10 Ensaio de compressão a quente	72
4.11 Análise constitutiva	75
4.12 Descrição dos modelos de elementos finitos	75
4.12.1 Otimização das simulações numéricas	79
4.12.2 Coeficiente de atrito.....	82

5 MATERIAL DE ESTUDO	84
6 ESTUDO ANALÍTICO DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DA LIGA AZ31	88
6.1 Resumo	88
6.2 Introdução	89
6.3 Resultados e discussão.....	91
6.3.1 Curvas tensão-deformação	91
6.3.2 Modelo de tensão de escoamento	93
6.3.3 Curvas de encruamento	97
6.3.4 Fração volumétrica recristalizada	103
6.3.5 Tamanho de grão recristalizado	107
6.3.6 Simulação do processo de compressão a quente.....	112
6.4 Conclusões.....	115
7 EFEITO DA GEOMETRIA DO PINO E DE PARÂMETROS NA SOLDAGEM POR ATRITO UTILIZANDO CHAPAS SOBREPOSTAS DE AZ31 E AA6061	116
7.1 Resumo	116
7.2 Introdução	117
7.3 Resultados e discussão.....	119
7.3.1 Aspecto macroestrutural.....	119
7.3.2 Resposta de forças e torque	121
7.3.3 Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS).....	122
7.3.4 Difração de raios X.....	128
7.3.5 Análise de fluxo por técnica de <i>stop-action</i>	130
7.3.6 Modelo de fluxo proposto	134
7.4 Conclusões.....	136
8 SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO POR PINO NÃO CONSUMÍVEL	138
8.1 Resumo	138
8.2 Introdução	138
8.3 Resultados e discussão.....	142
8.3.1 Avaliação das soldagens de AZ31	142
8.3.2 Forças e torque	149
8.3.3 Efeito da geometria do pino.....	151
8.3.4 Microdureza.....	154
8.3.5 Ensaio de ruptura	159
8.3.6 EBSD.....	161

8.3.7	Simulação.....	174
8.3.8	Avaliação do processo de soldagem por atrito na formação da textura final do material	196
8.4	Conclusões.....	200
9	TRABALHOS FUTUROS	202
10	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	203
11	ANEXOS	218

1 INTRODUÇÃO

Soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC) ou mais conhecida como *friction stir welding* (FSW) é uma técnica utilizada na união e processamento de materiais através do deslocamento e rotação de uma ferramenta. É um processo que ocorre no estado sólido proporcionando alternativa para os métodos convencionais de união de materiais, tais como soldagem de arco elétrico MIG, MAG, TIG, entre outras. Foi desenvolvido e patenteado pelo Instituto de Soldagem (TWI, do inglês *The Welding Institute*) de Cambridge, Inglaterra em 1991 [1].

No processo, o calor gerado pelo atrito e deformação plástica proporciona o amolecimento do material. O material amolecido é então forçado a escoar da parte dianteira para a parte traseira do pino, onde resfria e resulta na formação da junta. O material amolecido é contido devido a uma ação conjunta de um apoio de soldagem (*backing*) abaixo do material e a aplicação de pressão axial na parte superior pela ferramenta [2].

Por ser um processo no estado sólido, ou seja, não há fusão do material, o aporte térmico é significativamente menor do que nos métodos de soldagem por fusão, resultando em baixa distorção, baixa tensão residual, baixa microsegregação e microestrutura finamente recristalizada [3]–[6]. Outra vantagem da SAPNC é seu potencial em unir materiais diferentes, como diferentes ligas de alumínio [7], [8], alumínio e aços [9] e ligas de alumínio e magnésio [10], [11].

A soldagem por SAPNC é considerado um desenvolvimento significativo em união metalúrgica devido à sua eficiência energética e versatilidade [5], [6]. Em comparação com os métodos convencionais de soldagem, a SAPNC consome consideravelmente menos energia, não necessita de proteção ou fluxo de gás e pode ser aplicada em várias configurações de soldagem: topo a topo, sobreposta, união em T. O processo é adequado para unir placas e chapas. No entanto, pode ser empregado para tubos de seção oca e soldagem a ponto [12], [13].

No processo de soldagem por atrito, a intensa movimentação da ferramenta e as elevadas forças de cisalhamento provocam deformações plásticas severas no material. Esta deformação plástica severa promove mudança drástica na microestrutura e, subsequentemente, nas propriedades mecânicas. Uma compreensão dos fenômenos mecânicos e térmicos durante a SAPNC é necessária

para a otimização dos parâmetros do processo e microestrutura e propriedades das soldas [14], [15].

Apesar de sua importância crítica, o fluxo de material ao redor da ferramenta ainda é um dos fenômenos menos compreendidos na SAPNC. É importante ressaltar que existem muitos fatores que podem influenciar o fluxo de material durante a soldagem. Esses fatores incluem a geometria da ferramenta (design do pino, dimensões relativas pino e ombro), parâmetros de soldagem (taxa de rotação da ferramenta e direção, ou seja, no sentido horário ou anti-horário, velocidade de deslocamento, ângulo de inclinação), tipos de material, temperatura, etc.

Com relação a geometria da ferramenta, o emprego de roscas ou estruturas semelhantes a roscas no pino são considerados métodos eficazes na melhoria do fluxo de material ao redor da ferramenta de solda, evitando defeitos [16], [17], [18]. No entanto, o efeito destes recursos geométricos (roscas, filetes) no fluxo de material ainda não é totalmente compreendido.

Apesar do grande avanço da técnica observado nos últimos anos, o próprio processo de soldagem por atrito apresenta seus desafios, relacionados principalmente à combinação do efeito de geometrias de ferramenta com os parâmetros utilizados. A má escolha destes pode acarretar em soldagem com defeitos de preenchimento (vazios e juntas frias), prejudicando suas propriedades mecânicas [19]–[21].

Diversas técnicas, modelos físicos e numéricos tentam explicar o comportamento do material ao longo do processo, na tentativa de prever os resultados da combinação de parâmetros e ferramentas. Por ser um processo que envolve altas velocidades de deformação associadas à elevadas temperaturas, a elaboração de modelos matemáticos representativos do processo tem se demonstrado um grande desafio.

O uso de métodos computacionais para se estudar e prever a influência de parâmetros e geometrias vêm sendo amplamente utilizado devido ao seu baixo custo operacional [22]–[28]. Os modelos capturam muitas das características do processo, como temperaturas, padrão de assimetria para dos lados de avanço e retrocesso, mas fornecem previsões errôneas de forças e escoamento do material durante a soldagem e não abordam estudo sobre geometrias de ferramenta.

O maior desafio na implementação de modelos em soldagem por atrito para ferramentas com geometrias complexas se deve ao dispendioso tempo de processamento, a grande distorção de malha proporcionada, o que acarreta a necessidade de processadores mais poderosos e a imprecisão com relação ao atrito presente no processo.

Além disso, grande parte da literatura que envolve modelagem matemática usa dados de atrito obtidos em condições experimentais diferentes daquelas aplicadas em SAPNC [22]–[28].

Desta forma, o fato de não existir na literatura um modelo físico/computacional em SAPNC que considere o efeito da geometria da ferramenta associado aos parâmetros de solda no material processado indica a necessidade de desenvolvimento para se otimizar a seleção de parâmetros e geometrias em soldagem por atrito.

No presente trabalho, será apresentado um modelo em mecânica dos sólidos por elementos finitos do processo de soldagem por atrito no qual considera os efeitos de parâmetros e geometrias e fornece dados do ciclo termomecânico do material. Ademais, será investigado a capacidade do modelo prever defeitos e fornecer dados metalúrgicos do material processado, tais como tamanho de grão e recristalização. Com o sucesso do modelo, será alcançado a capacidade de previsão e otimização no qual a técnica carece.

2 CONSIDERAÇÕES GERAIS

2.1 Importância da soldagem por atrito na indústria

A soldagem por atrito como técnica de união foi inicialmente aplicada às ligas de alumínio, mas desde então recebeu atenção mundial devido as seguintes vantagens [29]:

- Propriedades mecânicas melhoradas provadas em testes de fadiga, tensão e flexão.
- Baixa contração e distorção, mesmo em soldas longas devido à baixa entrada de calor.
- Robustez aprimorada do processo e reprodutibilidade.
- Menor consumo de energia e vantagens de custos operacionais.
- Menos problemas de saúde e ambientais.
- Não produção de fumaça e/ou porosidade.
- Ferramenta não consumível.

Todos esses recursos mostram que a SAPNC pode melhorar os produtos existentes e levar a uma série de novos projetos que não eram possíveis anteriormente. Por exemplo, a empresa *Tower Automotive* utiliza amplamente a SAPNC para seus programas de fabricação. A empresa reportou que a substituição da técnica de soldagem de arco metálico a gás (GMAW) pela SAPNC apresentou vantagens devido à redução de peso dos componentes por evitar o uso de materiais de adição, além do aumento da resistência a tração e vida em fadiga [30]. No caso de diferentes ligas, recentemente a *Honda Company* realizou com sucesso soldagem entre aço e alumínio em um sistema de suspensão de veículos para produção em massa [31].

A SAPNC tornou-se atraente principalmente nas indústrias automotiva, aeronáutica e aeroespacial e naval, devido à alta resistência das juntas produzidas em comparação ao metal de base [2]. Além disso promove-se considerável redução de peso de componentes em comparação com as tecnologias convencionais de união por não necessitar de metal de adição [2]. Em contraste com o processo de soldagem convencional, o processo ocorre no estado sólido, abaixo do ponto de fusão dos materiais processados. Assim, proporciona grande redução de macro e micro defeitos, ausência de porosidades causadas por fusão do material, baixo nível de tensões

residuais e obtenção de grandes comprimentos contínuos de soldas, com boa reprodutibilidade [3],[4]. Além disso, a soldagem por SAPNC produz soldas sem a geração de fumos ou gases nocivos ao ser humano e ao meio ambiente [5].

A boa solda alcançável por SAPNC, especialmente para juntas dissimilares, se deve à relativa baixa quantidade de fases intermetálicas formadas, consequência da baixa taxa de difusão em comparação com soldagens por fusão. A baixa difusividade é resultado de baixas temperaturas atuantes no material ao longo do processo [4].

Além dessas vantagens, como qualquer outro processo, o SAPNC enfrenta algumas limitações, como a baixa velocidade de soldagem, geralmente próximos de $750 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ para soldar ligas de alumínio de série 6000 de 5 mm de espessura em máquinas comercialmente disponíveis [29]. Além disso, para realizar este método de soldagem, as peças de trabalho devem ser rigidamente posicionadas e, portanto, são necessários sistemas de apoio.

Considerando as limitações mencionadas acima, o processo ainda se beneficia de muitas vantagens, o que tornou realmente interessante para diferentes indústrias de manufatura no mundo.

2.2 Parâmetros e fenômenos metalúrgicos da soldagem por atrito

Os parâmetros do processo SAPNC apresentam grande efeito no resultado das soldagens realizadas, atuando em propriedades mecânicas e metalúrgicas da solda, conforme demonstradas pelos estudos de Threadgill e Nunn e outros [21], [32]–[36]. Os principais parâmetros do processo são:

- Movimentação da ferramenta
 - Velocidade de rotação
 - Velocidade de avanço
- Geometria e material da ferramenta
- Forças aplicadas
 - Eixo X - Longitudinal
 - Eixo Y - Transversal
 - Eixo Z - Normal/Axial
 - Torque

2.2.1 Movimentação da ferramenta

Em relação à movimentação da ferramenta em SAPNC, dois parâmetros são muito importantes: velocidade de rotação e velocidade de avanço ao longo da linha de soldagem. A seguir, na Figura 1, é apresentada uma ilustração com todos parâmetros referentes a movimentação da ferramenta atuantes durante o processo de soldagem por atrito.

Figura 1: Parâmetros e características do processo de soldagem por atrito com pino não consumível [37]

A rotação da ferramenta provoca agitação e mistura de material em torno do pino e a movimentação linear da ferramenta move o material da frente para a parte traseira do pino onde termina o processo de soldagem [5].

A movimentação da ferramenta possui íntima relação com a geração de calor durante o processo de soldagem. Maiores velocidades de rotação provocam maior aquecimento devido ao atrito entre a peça e a ferramenta. Tang et al. [38] analisa este efeito em soldagens de chapas de alumínio 6061 onde mostra o aumento na temperatura máxima provocada pelo incremento rotacional da ferramenta. Resultados semelhantes foram encontrados por Rao et al. [33] em processamento de materiais dissimilares. No entanto, esta condição não pode ser considerada linear, pois aspectos como o coeficiente de atrito do material com a ferramenta variam com a

temperatura [5]. Em relação à velocidade de avanço, a condição de aquecimento se inverte: o aumento da velocidade de avanço provoca menos interação do material com a ferramenta, dificultando a deformação do material, promovendo assim menor aquecimento [39], [40].

Outro fator se refere à velocidade relativa do material em relação à ferramenta. O lado do cordão no qual a rotação e o deslocamento da ferramenta encontram-se na mesma direção é chamado lado de avanço (LA), enquanto que o outro é o lado de retrocesso (LR). As diferentes condições de processamento produzem microestruturas ligeiramente diferentes nestes dois lados. Avila et al. [41] mostraram diferenças microestruturais e de propriedades mecânicas (dureza e tenacidade) em aços API-5L-X80 entre o lado de avanço, no centro e no lado de retrocesso após soldagem por atrito. Foi observada no lado de avanço menor diferença de orientação entre bainitas e ferritas, diminuindo a resistência à propagação de trincas na região. Além disso, diferenças de 50 HV foram observados nos valores de dureza entre lado de avanço e retrocesso, ressaltando a diferença na resposta mecânica entre os lados da região processada.

2.2.2 Ferramentas

O processo de soldagem por atrito se diferencia de outros métodos de união por atrito por utilizar uma ferramenta não consumível utilizada para processar o material a ser soldado.

Três são os principais objetivos desempenhados pela ferramenta: o aquecimento da peça de trabalho, a agitação e a movimentação do material plastificado para produzir a junta soldada e o controle/contenção do material processado sob o ombro da ferramenta [42].

Como observado na Figura 2, a ferramenta possui uma geometria básica composta por duas partes principais, um pino e um ombro, que possuem as seguintes funções:

- Ombro - Parte que entra em contato com a superfície da peça a ser processada, gerando calor através de atrito. Além disso, atua no sentido de impedir a expulsão do material processado da região da solda [42]–[44].

- Pino - Parte que penetra na peça de trabalho, por quase toda a espessura, com a função de deformar mecanicamente o material, movimentando-o conforme esta é transladada. O diâmetro do pino é da mesma ordem da espessura da peça a ser soldada. No caso de pinos cônicos, utiliza-se o maior diâmetro para fins de medida [42]–[44].

Figura 2: Geometria básica de uma ferramenta de soldagem por atrito, consistindo em ombro e pino

Fonte: Autor

Conforme mencionado anteriormente, a ferramenta deve proporcionar à união metalúrgica no material, bom acabamento superficial e redução das forças de soldagem pelo amolecimento eficiente do material.

A intensidade de deformação e temperatura acometidas ao material durante o processo são controladas principalmente pelo pino de ferramenta. Além disso, a influência da geometria da ferramenta no escoamento de material plastificado é determinante no desempenho final das juntas soldadas [17], [45]–[47].

Nos últimos anos, foram desenvolvidos diferentes recursos geométricos em relação ao desenho da ferramenta de SAPNC. Devido às várias características das ferramentas, o movimento do material em torno do pino pode ser extremamente complexo e consideravelmente diferente de uma ferramenta para outra [44]. Alguns modelos tradicionais de pinos podem ser vistos na Figura 3.

Figura 3. Exemplos de geometrias de pinos utilizados nas soldagens por atrito [5]

De acordo com a literatura, sabe-se que pinos cilíndricos roscados/ sulcados são amplamente utilizados devido, entre outras características, a de maior aquecimento e contenção de material durante a soldagem [48]. As roscas atuam no sentido de empurrar o material para baixo, em direção ao anteparo, evitando-se assim defeitos devido a saída do material do cordão de solda. Em um trabalho realizado por Reza-E-Rabby et al. [17], soldagens com diferentes parâmetros e geometrias foram realizados e seus resultados comparados. O maior número de defeitos foi produzido pelas ferramentas lisas, ou seja, sem filetes ou roscas pela menor capacidade de deformação e geração de energia no material processado.

Referente ao material da ferramenta, este deve apresentar baixa condutividade térmica, resistência à abrasão em temperaturas elevadas, e aliar dureza e resistência mecânica para que não deformem nem rompam por fratura durante a operação.

2.2.3 Forças atuantes no processo

As forças atuantes durante o processo de soldagem por atrito refletem as reações da ferramenta ao movimentar-se pelo material processado. Na Figura 4 são mostradas as principais forças atuantes durante o processo de SAPNC. A velocidade de avanço e rotação da ferramenta, bem como sua geometria influenciam significativamente nas forças durante o processo e na qualidade dos componentes

produzidos. Para se obter soldas sem defeito, esses parâmetros devem ser analisados e compreendidos para cada tipo de material a ser processado [49].

Figura 4: Forças atuantes durante o processo de soldagem por atrito

Fonte: Autor

Os componentes X (transversal) e Y (longitudinal) da força têm quase a mesma magnitude, que são ambos 7 a 80 vezes menores do que a componente Z (força axial/normal) [6].

Durante a soldagem, as forças podem ser medidas e gravadas por meio dos instrumentos, tais como dinamômetros e células de carga. Assim, torna-se possível capturar, monitorar e analisar as forças em relação ao tempo, por exemplo, para se obter uma visão geral do processo de soldagem e buscar condições ótimas, gerando menos defeitos e melhores propriedades mecânicas.

O torque é um importante parâmetro no processo SAPNC e está intimamente relacionado com a temperatura na zona de mistura, estado do material, qualidade da solda e, juntamente com a força axial, são fundamentais para o controle do processo e o desenho da ferramenta [50], [51]. Yan et al. [52] e Upadhyay e Reynolds [53] observaram uma forte relação entre torque e temperatura para diferentes ligas de alumínio, concluindo que baixas temperaturas exigem do sistema maior torque para movimentação da ferramenta, pois as tensões de escoamento do material se mantêm elevadas.

Além disso, o conhecimento do comportamento do torque é útil para o controle do processo. Alguns estudos experimentais [51]–[53] mostraram que o torque diminui com maiores velocidades de rotação e, inversamente, aumenta com velocidades de avanço mais elevadas. Os autores também mostraram que o torque é mais influenciado pela rotação do que pela velocidade de soldagem.

Quintana et al., [54] em seu trabalho sobre desenvolvimento de modelos para previsão de torque em soldagens por atrito demonstrou o efeito da velocidade de penetração e diâmetro do pino na etapa de entrada de ferramenta no material de trabalho. Nota-se nos resultados da Figura 5 (a) que quanto maior a velocidade de penetração maior o torque, independente da velocidade de rotação. De acordo com os autores, este efeito se deve ao aumento de temperatura e diminuição dos valores de tensão de escoamento do material. Na Figura 5 (b) observa-se que a diferença de tamanho de pino também influencia o valor de torque, devido principalmente a diferenças de aporte térmico gerados: quanto maior o pino, maior área de contato com o material processado e assim maior temperatura é atingida.

Figura 5: Dados experimentais para o torque em função da velocidade de rotação: a) para diferentes velocidades de penetração com diâmetro de pino de fixo em 5,5 mm e b) para diferentes diâmetros de pino e velocidade de penetração fixa de 8 mm.min⁻¹ [54]

2.2.4 Microestrutura da junta soldada

2.2.4.1 Estado encruado, recuperação e recristalização

Soldagem por atrito, como já citado, é um processo que ocorre no estado sólido. Sendo assim, possui características de processos de deformação a quente, onde o material é deformado plasticamente em temperaturas superiores a 60% da temperatura de fusão, permitindo fenômenos metalúrgicos como a recuperação e recristalização, observados por diversos autores na literatura [55]–[60].

Durante o processo, os materiais em contato e nas vizinhanças da ferramenta sofrem severa deformação. A deformação provoca no material eventos importantes tais como alteração do formato dos grãos, aumento da quantidade de defeitos puntiformes e de discordâncias em várias ordens de grandeza. O aumento do número de defeitos no material aumenta a rigidez do mesmo devido a redução na mobilidade das discordâncias provocada pelos campos de tensões internas originadas pelas várias imperfeições e obstáculos. Desta forma torna-se necessário uma tensão maior para provocar maior deformação plástica. Assim estabelece-se o estado encruado do material [61], [62].

Dependendo do material deformado, observa-se variações na distribuição de discordâncias devido à sua mobilidade. Em metais com baixa energia de defeito de empilhamento, como no caso do magnésio, a baixa mobilidade de suas discordâncias se deve ao fato das discordâncias parciais estarem muito afastadas entre si. Isto implica em dificuldade para a ocorrência de fenômenos de escorregamento com desvio e escalada de discordâncias [61].

O acúmulo de defeitos, termodinamicamente instáveis na microestrutura, geram acúmulo de energia armazenada no material. Uma forma de se diminuir tal energia se dá pelo recozimento, atuando no rearranjo e eliminação de defeitos cristalinos. Neste momento, dois processos atuam na eliminação dos defeitos: a recuperação e recristalização [61].

Na recuperação a microestrutura (que se apresenta com os grãos deformados) não sofre alteração aparente. Em temperaturas entre 0,2 e 0,3 da temperatura de fusão, a recuperação atua na aniquilação de intersticiais e lacunas, migração de defeitos puntiformes para contorno de grão e aniquilação de discordâncias de sinais opostos, assim como o rearranjo das mesmas, delineando subcontornos de grão [61],

[62]. Além desses, outro fenômeno pode estar presente: poligonização. Na poligonização, subgrãos podem ser obtidos através de pequenas deformações e posterior recuperação. Durante o aquecimento de um metal deformado, as discordâncias são reagrupadas, havendo aniquilação de discordâncias de sinais opostos. Discordâncias de mesmo sinal movimentam-se nos planos de escorregamento e sofrem escalada, agrupando-se em subcontornos e assim, minimizando seus campos de tensão elástica. A presença de subgrãos aumenta a resistência de metais recozidos sem, contudo, causar uma queda apreciável da ductilidade [61], [63].

Na recristalização, considera-se a aniquilação de grandes quantidades de defeitos através da migração de contornos de grão. Para tal efeito, duas etapas ocorrem no material deformado: a nucleação e a migração de contornos de alto ângulo. Na nucleação, há a formação dos núcleos que darão início ao processo de migração e formação de região livre de defeitos. Tais núcleos são formados assim que o material é deformado, originados de locais com altas diferenças de orientação local. O crescimento dos núcleos atinge dimensões aproximadamente iguais em todas as direções, fornecendo um formato equiaxial (grãos de mesmo tamanho e morfologia).

Desta forma, devido ao balanço energético favorável para redução de defeitos no metal deformado, ocorre a migração dos contornos do núcleo previamente formado, eliminando e rearranjando os defeitos da microestrutura.

Este mecanismo se inicia com o encurvamento de uma parte do contorno do grão (Figura 6). O encurvamento que é precursor de novos grãos acontece entre dois grãos que contem diferente energia de deformação e a migração dos contornos dos grãos ocorre na direção do grão com maior energia acumulada. O novo grão é essencialmente uma estrutura livre de discordâncias [61].

Figura 6: Representação esquemática da migração de contorno de grão induzida por deformação. O contorno se move no sentido de afastamento do seu centro de curvatura. (a) antes da migração e (b) depois do início da migração [61]

Além disso, mecanismos como migração e subcontornos e coalescimento de subgrãos atuam também na recristalização [61]. A redução de energia livre entre os dois lados do contorno de migração é mostrada esquematicamente na Figura 7.

Figura 7: Redução da energia livre no processo de recristalização. ΔA é a energia de ativação; ΔP é o potencial termodinâmico para recristalização [61]

Assim, a energia interna acumulada pela deformação plástica é aliviada e a estrutura encruada, apresentada pelo metal, é diminuída [61], [63]. A recristalização se inicia quando um metal encruado é aquecido a temperaturas próximas de 50% da temperatura de fusão [64], [65].

No caso de processos de soldagem por atrito, onde observam-se deformações e altas temperaturas, alterações microestruturais simultâneas como encruamento, recuperação e recristalização ocorrem. Neste caso, denominam-se recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. Estes fenômenos são difíceis de serem observados experimentalmente, mas observações indiretas podem ser feitas com o auxílio de curvas de tensão-deformação [61]. Como o material de estudo deste trabalho são ligas de magnésio, com baixa EDE, nos aprofundaremos no estudo de recristalização dinâmica. Leitura complementar sobre recuperação dinâmica pode ser realizada nos trabalhos de Padilha e Siciliano [61].

O efeito da recristalização pode ser avaliado pelas curvas tensão-deformação do material. Durante a deformação de um material suscetível à recuperação e recristalização, pode-se atingir um estado de equilíbrio ou estacionário. Isto se deve ao equilíbrio dinâmico entre as taxas de geração e de aniquilação de defeitos cristalinos, caracterizado pela manutenção de uma tensão constante durante a deformação. No entanto, antes de atingir o estado estacionário, o material é submetido a diferentes condições de amaciamento e encruamento, descritas nas curvas de tensão-deformação, como observado na Figura 8.

Figura 8: Curvas esquemáticas tensão-deformação mostrando comparativamente a ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. Adaptado de Padilha et al, [61]

A curva de tensão-deformação típica, observada na Figura 9, mostra a competição entre o efeito de encruamento e o comportamento de amaciamento dinâmico (devido a recristalização) geradas no material deformado.

Inicialmente, com o aumento da tensão aplicada ao material, alcança-se a deformação crítica onde ocorre o início dos fenômenos de recuperação e recristalização. A tensão de escoamento aumenta acentuadamente até um valor máximo, atribuído ao aumento da densidade de discordâncias, representando a tensão máxima atingida para temperatura e taxa de deformação aplicados. Posteriormente, a tensão diminui com o aumento da deformação atingindo o estágio onde prevalecem os fenômenos de amaciamento. A tensão de escoamento diminui gradualmente até o equilíbrio dinâmico entre o encruamento e o amaciamento, exibindo uma tensão em estado estacionário [61].

Figura 9: Curva tensão-deformação, com pontos de interesse em destaque: tensão crítica, tensão de pico, tensão de máximo amaciamento e tensão no estado estacionário, com as respectivas deformações. Adaptado de Padilha et al, [61]

Em deformação à quente, a nucleação da recristalização dinâmica ocorre preferencialmente nos contornos de grão. Uma estrutura típica de recristalização dinâmica é *formação* de colares sucessivos ou “*necklaces*” de novos grãos formados ao longo dos contornos de outros grãos que avançam sequencialmente para o interior do grão original, como mostra a Figura 10 [66]. Na Figura 10 (a) Grão original; Figura 10 (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação crítica é superada; Figura 10 (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; Figura 10 (d) terceira etapa, idem a segunda; Figura 10 (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário

Figura 10: Mecanismo de nucleação por formação de colares sucessivos. [66]

Para um grau maior de encruamento prévio ao tratamento térmico, menores podem ser o tempo e a temperatura de recristalização. A elevação da intensidade de deformação plástica conduz a um aumento da energia de ativação para a recristalização. Por outro lado, verifica-se a existência de um grau de encruamento crítico abaixo do qual não se nota o aparecimento do fenômeno de recristalização [63].

As propriedades do metal recristalizado são dependentes do tamanho de grão recristalizado, que se define assim que o processo de nucleação e crescimento dos grãos terminam [61]. O tamanho de grão recristalizado é dependente de todo o processo de recristalização e dos processos anteriores, ou seja, é função da natureza do metal (ou da liga metálica), do tamanho de grão antes do encruamento e do grau de encruamento, além do tempo e da temperatura de recristalização [61].

Por fim, a etapa do crescimento dos grãos (crescimento normal) é considerada como a continuação do processo de migração dos contornos de grãos (recristalizados), reduzindo a energia superficial dos contornos de grão. A força motriz do crescimento dos grãos é a redução da área superficial total do grão, ou seja, quando os grãos aumentam em tamanho, decrescem em número, assim como a energia de superfície [61].

A recristalização secundária ou crescimento anormal descontínuo acontece com o crescimento rápido e exagerado dos grãos maiores à custa dos menores até conseguir incorporá-los. Os grãos com menor número de lados no plano tendem a desaparecer ou contrair, enquanto os grãos com seis (hexágonos) ou mais número de lados tendem a crescer absorvendo a os menores [61].

2.2.4.2 Distribuição da microestrutura no cordão de solda

Apesar das diferenças de materiais e ferramentas utilizadas em SAPNC, tais fenômenos metalúrgicos descritos acima sempre ocorrem ao longo do cordão de solda. Desta forma foi estabelecido a classificação de quatro regiões definidas na seção transversal, resultantes dos ciclos termomecânicos os quais o material é exposto durante o processo: metal base, zona termicamente afetada, zona termomecanicamente afetada e zona misturada/deformada, ilustradas na Figura 11 [2].

Material de base (A)

Região onde se encontra o material original, sem alterações relevantes.

Zona Termicamente Afetada - ZTA (B)

Região onde ocorre aquecimento do material sem deformação. É descrita como a ZTA (Zona Termicamente Afetada). O material sofre ciclos térmicos que podem modificar sua microestrutura durante a soldagem, fazendo com que as propriedades mecânicas sejam alteradas, porém, sem deformação plástica residual [15], [67].

Zona Termomecanicamente Afetada - ZTMA (C)

Região onde ocorre deformação e aquecimento, sem mistura do material. Os efeitos do ciclo térmico são severos devido à proximidade com a zona deformada e a deformação plástica presente promove uma orientação das estruturas da metal base, nas quais os grãos alongados podem ser reorientados em até 90°. Embora alguns grãos equiaxiais sejam formados nas regiões mais quentes, há pouca evidência de recristalização [15], [67].

Zona deformada/misturada – ZM (D)

Região central da solda, ou núcleo, posteriormente ocupada pelo pino da ferramenta, onde o material sofre severa deformação e aquecimento devido ao efeito de mistura, promovendo condições para recristalização dinâmica. A microestrutura da

região deformada consiste de grãos equiaxiais muito finos, tipicamente da ordem de 2 a 5 μm de diâmetro [15], [67].

Figura 11: Regiões típicas após processamento por SAPNC: (A) metal base, (B) zona termicamente afetada, (C) zona termomecanicamente afetada e (D) zona misturada/deformada [2]

2.3 Magnésio

O magnésio é o oitavo elemento mais comum na crosta terrestre, obtido por eletrólise de águas salinas ou por redução direta de minérios. As temperaturas de fusão e de ebulição do metal puro correspondem respectivamente a 650 e 1090 °C. No seu estado fundido torna-se altamente reativo com o oxigênio. Apresenta uma estrutura cristalina hexagonal compacta que afeta de sobremaneira as propriedades mecânicas de suas ligas [68].

Sua característica de destaque está na relação de peso e propriedades mecânicas, ou seja, sua resistência específica. Suas propriedades físicas comparadas com alumínio e aço podem ser vistas na Tabela 1. Com uma densidade de 1730 kg.m^{-3} , sendo inferior à do alumínio (2700 kg.m^{-3}) e significativamente inferior à do ferro (7870 kg.m^{-3}), trata-se do metal mais leve que pode ser utilizado em aplicações estruturais [69].

Tabela 1: Propriedades físicas do Mg, Al e Fe [70], [71]

Parâmetros	Magnésio	Alumínio	Ferro
Densidade (kg.m^{-3})	1730	2700	7870
Temp. Fusão ($^{\circ}\text{C}$)	650	660	1538
Calor específico ($\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$)	1022	900	444
Capacidade térmica ($\text{J.m}^{-3}.\text{K}^{-1}$)	1778	2430	3494
Condutividade térmica ($\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$)	167	238	73
Módulo elástico (GPa)	45	75	211
Resistência a tração (MPa)	280	315	517

Dessa forma, o magnésio torna-se atraente em aplicações como transporte ferroviário, automotivo e aeroespacial devido à sua baixa densidade, boa usinabilidade e pelo seu potencial de reciclagem [72].

No entanto, o magnésio apresenta também características que os tornam de difícil substituição no mercado, em parte devido ao seu alto preço, sua baixa ductilidade e capacidade de deformação à frio, baixa resistência à corrosão, resistência mecânica, elevado coeficiente de expansão térmica (cerca de 10% acima do valor correspondente para o alumínio) e baixo módulo de elasticidade [73], [74].

Em termos de aplicação, 66% do magnésio é utilizado como elemento de liga, principalmente em ligas de alumínio. Dos 34% aplicados diretamente em componentes ou produtos de magnésio, 33,5% correspondem a ligas de fundição e somente 0,5% a ligas para conformação mecânica [75].

2.3.1 Ligas de magnésio

A identificação de ligas de magnésio é mundialmente padronizada pela norma da Sociedade Americana de Materiais (ASM). Cada liga é referenciada por letras indicando os elementos de liga principais, seguidos pelos seus teores nominais, respectivamente. A Tabela 2 mostra as abreviaturas de cada elemento de liga [70].

Tabela 2: Abreviatura dos principais elementos de liga do magnésio [70]

Abreviação	Elemento de liga
A	Alumínio
C	Cobre
M	Manganês
N	Níquel
Z	Zinco

Cada elemento de liga promove mudanças microestruturais no material, o que reflete em suas propriedades macroscópicas físicas e mecânicas, permitindo ao material desempenhar funções específicas. O alumínio, por exemplo, aumenta a resistência à tração e a dureza, embora o efeito causado na dureza pela fase precipitada de $Al_{12}Mg_{17}$ é observado somente até 120 °C. O alumínio também torna a liga de magnésio mais adequada à fundição devido ao efeito eutético, reduzindo sua temperatura de fusão. A desvantagem é uma maior tendência para a microporosidade [69].

O manganês acima de 1,5% em peso melhora propriedades como a resistência à tração, resistência à corrosão, refinamento de grão e conformabilidade. O manganês tende a formar compostos intermetálicos na presença de impurezas como o ferro, níquel e cobre [76]. O zinco induz o mesmo comportamento que o alumínio em termos de sua fundibilidade e da resistência. Adicionando até 3% de zinco, a resistência à tração é elevada, mas há uma tendência para a formação de microporosidade e fissuração à quente [69].

2.3.2 Estrutura cristalina

O magnésio e suas ligas são materiais com estrutura hexagonal compacta. A célula primitiva HC apresenta os eixos $a_1 = a_2 = a_3 \neq c$, com os ângulos correspondentes $\alpha = \beta = 90^\circ$ e $\gamma = 120^\circ$, ilustrado na Figura 12 (a). A estrutura hexagonal apresenta 3 sistemas independentes de deslizamento: plano basal, prismático e piramidal, como ilustrado na Figura 12 (b) [77].

Figura 12: (a) Estrutura hexagonal compacta com eixos e ângulos correspondentes. (b) Sistemas independentes de deslizamento [78]

A deformação em cristais metálicos é regida pelas tensões aplicadas gerando escorregamento dos planos ou pelo efeito de maclação. O escorregamento de planos ocorre quando a tensão aplicada em um determinado sistema atinge seu valor crítico (CRSS - *critical resolved shear stress*).

Os deslizamentos facilmente ativados em uma célula hexagonal compacta estão na direção de maior densidade atômica que correspondem aos planos basais. O baixo número de sistemas independentes de deslizamento limita fortemente a deformação plástica destes materiais, em especial na deformação a frio, porque não cumpre com o critério de *Von Mises*, a qual indica que as deformações homogêneas sem fraturas podem acontecer, com o mínimo de cinco sistemas de deslizamento independentes, a fim de ativar e facilitar o escorregamento dos planos cristalinos [79].

Entretanto, outros fatores como a temperatura, tensão de cisalhamento crítica necessária para ativar o deslizamento de cada plano, defeitos cristalinos e formação de maclas que podem facilitar o deslizamento de novos sistemas de planos [61].

A maclação, por exemplo, ocorre em uma combinação de condições que envolvem temperatura e taxa de deformação. Em temperaturas baixas e/ou altas taxas de deformação, as tensões críticas para escorregamentos dos planos são muito elevadas, proporcionando a formação dos defeitos bidimensionais conhecidos como maclas, compensando o acúmulo de energia. Com o aumento da temperatura, há a ativação de outros modos de deformação e o efeito de maclação torna-se menos presente [80].

Desta forma, a deformação plástica das ligas de magnésio ocorre predominantemente pela interação dos mecanismos de escorregamento de planos com a formação de maclas. Os deslizamentos facilmente ativados estão na direção dos planos basais, os quais são representados por $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ ou $\{0001\} \langle a \rangle$. Os outros três sistemas de deslizamento são ativados com o aumento da temperatura, eles correspondem aos planos prismáticos $\langle a \rangle \{10\bar{1}0\}$ e planos piramidais $\langle a \rangle \{10\bar{1}1\}$, $\langle c+a \rangle \{11\bar{2}2\}$, melhorando significativamente a conformabilidade do material, tal como descrito por Polmear et al. [81].

Durante a deformação, os contornos das maclas atuam como barreiras que restringem o movimento das discordâncias. Na interface dos contornos das maclas e das discordâncias formadas por deslizamentos de planos basais ou prismáticos, existe uma forte repulsão que permite o empilhamento de discordâncias em níveis de concentração tal que aumentam a tensão local na interface dos contornos das maclas. Algumas vezes, essa tensão local pode exceder a força coesiva dos contornos dos grãos e gerar fraturas frágeis a fim de aliviar tensões na liga [82].

2.3.3 Liga AZ31 e diagrama de fases

A liga de magnésio AZ31 (Mg – 3%Al – 1%Zn – 0.3%Mn) é considerada uma liga de média resistência mecânica e alto alongamento. No estado recozido em ensaios de tração apresenta limite de escoamento por volta dos 150 MPa e limite de resistência de 255 Mpa com 13 a 15% de alongamento. Seu comportamento termomecânico é amplamente estudado na literatura devido aos baixos esforços para deformação, baixa temperatura de fusão e fácil caracterização [83]–[89].

Na Figura 13 é observado o diagrama de fases para o sistema Al-Mg. Segundo o diagrama, a liga AZ31 é a uma solução sólida homogênea que pode conter precipitados eutéticos dependendo de suas condições de resfriamento. O alumínio, elemento de liga mais importante, está presente em solução sólida e durante a solidificação, pequena parte precipita na matriz de magnésio na forma de intermetálico γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) a partir de reações eutéticas e segregadas da fase líquida.

Figura 13: Diagrama de fases binário Mg-Al [90]

2.4 Soldagem por atrito de ligas de magnésio

A soldagem por atrito de ligas de magnésio tem sido estudada devido aos benefícios já anteriormente citados para implantação de estruturas leves na indústria automotiva, tais como painéis e estruturas [91]. Com relação ao processo de soldagem por atrito, muitos autores estudaram o comportamento das ligas de magnésio em diversos parâmetros e geometrias de pinos [36], [56], [92]–[99]. A seguir, trabalhos que estudaram aspectos da soldagem de magnésio, tais como parâmetros de soldagem, formação de defeitos, diferentes geometrias de ferramentas e efeito de textura são apresentadas.

Singarapu et al. [93] processando a liga AZ31B produziram soldagem livres de defeitos com parâmetros variando entre 900-1400 RPM e velocidade de soldagem variando entre 25-75 mm.min⁻¹, utilizando pinos roscados de 4.5 mm de comprimento. Chowdhury et al. [92] estudaram o efeito de parâmetros nas propriedades mecânicas de juntas de AZ31 soldadas por atrito. Dentro de sua matriz de experimentos observaram que a combinação de parâmetros com maior aporte térmico eleva a resistência mecânica, porém denigrem a ductilidade e capacidade de encruamento da junta. Este fenômeno se deve ao efeito combinado de redução de tamanho de grão de parâmetros com menor aporte, aumentando a resistência da junta e geração de textura preferencial, a qual reduz a capacidade de deformação. De acordo com o autor, parâmetros que produzem maiores temperaturas (2000 RPM – 0.33 mm.min⁻¹) produzem texturas preferenciais mais fracas e arranjos mais aleatórios de orientações, resultado do efeito de uma recristalização mais completa. Resultado este também observado por Chang et al. [100].

Com relação a temperatura alcançada no processo, Darras et al. [94] processando chapas de 3.175 mm com ferramenta de 3 mm alcançaram temperaturas na ordem de 550 °C para parâmetros de 1200 RPM e 500 mm.min⁻¹ de avanço. Temperaturas próximas foram alcançadas variando entre 1000 e 3000 RPM com 200 mm.min⁻¹ de avanço por Mironov et al. [96].

Com relação às microestrutura, Chowdhury et al. [101] observou a mudança microestrutural da liga AZ31 para diferentes parâmetros de soldagem. Independentemente do parâmetro, os autores observaram que o processo SAPNC

confere microestrutura equiaxial refinada, fenômeno este atribuído à recristalização dinâmica. O autor observou também que o tamanho de grão decresce com o aumento da velocidade de avanço e aumenta com o aumento da velocidade de rotação. As microestruturas podem ser vistas na Figura 14.

Figura 14: Microestrutura típica de soldagem por atrito para diferentes velocidades de avanço e rotação. (a) AZ31B-H24 metal base, (b) Zona de mistura 1000 RPM e 5 mm.s⁻¹, (c) Zona de mistura 1000 RPM e 20 mm.s⁻¹, e (d) Zona de mistura 2000 RPM e 20 mm.s⁻¹ [101].

Motalleb-nejad et al. [45] demonstraram que pinos cilíndricos filetados ou roscados são superiores a ferramentas lisas em produzir juntas livres de defeitos na liga AZ31B. Nos resultados, ferramentas lisas produziram defeitos chamados “*kissing bonds*”, linhas de óxidos que reduzem drasticamente a resistência mecânica da junta. Fato esse devido à baixa capacidade de ferramentas lisas de gerar deformação e

elevadas temperaturas durante o processo. Demonstraram também o efeito de altas rotações (1000 RPM) e baixas velocidades de avanço ($63 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$) em produzir grãos maiores e consequentemente juntas mecanicamente inferiores devido ao maior aporte térmico gerado.

Ramesh-Babu et al. [95] processando chapas de 6 mm da liga AZ31 com pinos de 5.8 mm de comprimento utilizaram parâmetros de rotação entre 1000 e 1800 RPM. As soldagens com menor quantidade de defeitos foram realizadas com os parâmetros 1600 RPM - $40 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e 1000 RPM - $75 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Em seu trabalho concluiu que a menor geração de defeitos está relacionada à energia gerada durante o processo. Menor probabilidade de defeitos no cordão ocorre quando o material consegue escoar com maior facilidade. E este fenômeno tende a ocorrer em temperaturas próximas a temperatura de fusão quando a tensão de escoamento do material diminui drasticamente.

Pode-se observar, nos trabalhos apresentados, a importância da escolha de parâmetros e a busca de equilíbrio entre gerar juntas sem defeitos e com propriedades mecânicas elevadas. Nota-se também grande discrepância com relação às velocidades de rotação e de avanço, indicativo de que a eficácia de um parâmetro é diretamente relacionado à geometria da ferramenta, como também observado por Reza-E-Rabby et al. [17] e Padmanaban et al. [18].

Estudos também envolveram a textura após o processamento de ligas de magnésio. Park et al. [58] e Mironov et al. [102] observaram que o processamento por atrito produziu texturas diferentes do metal de base, como pode ser visto na Figura 15. Grande parte da zona de mistura apresentou forte textura basal alinhada a coluna do pino da ferramenta. Além disso, notaram a formação de estrutura elipsoidal (Figura 16) formada pelos planos basais na zona de mistura. Chowdhury et al. [101] avaliando a textura em soldagens de AZ31 observaram que com o aumento da velocidade de rotação e decréscimo da velocidade de avanço a intensidade do plano basal na zona de mistura diminui. Fato relacionado pelo autor com o maior aporte de energia no local, favorecendo maior recristalização e geração de textura mais fraca.

Figura 15: (a) Seção transversal de soldagem por atrito da liga AZ3; (b) Mapa de EBSD mostrando as orientações relativas à direção de soldagem WD – Welding direction – Direção de soldagem; ND – Normal direction – Direção normal e TD – Transverse direction – Direção transversal [102]

Figura 16: (a) Ilustração esquemática do formato elipsoide formado pelos planos basais após processamento por atrito. (b) Ilustração esquemática da estrutura de Onion Rings formado na seção transversal da amostra. Adaptado de Park et al. [58]

2.5 Fluxo de material

O fluxo de material durante a soldagem por atrito é um fenômeno complexo que varia com fatores incluindo a geometria da ferramenta, os parâmetros do processo e o material a ser soldado [14], [103]. As características do fluxo de material têm efeitos consideráveis na qualidade e nas propriedades mecânicas da solda [14], [103]. Portanto, é de suma importância investigar e compreender as características do fluxo de material para a otimização de parâmetros e ferramentas e assim, obter soldas consolidadas de alta eficácia estrutural.

Esse fato levou a inúmeras investigações sobre o comportamento do fluxo de material durante a soldagem por atrito. Vários métodos computacionais incluindo métodos de elementos finitos vêm sendo usados para modelar o fluxo de material.

Diversos autores na literatura propuseram técnicas que auxiliassem a interpretação e visualização do fenômeno. Seidel e Reynolds [104] utilizaram

marcadores de materiais diferentes colocadas na direção transversal nos lados de avanço e retrocesso de uma chapa de AA2195-T8 com 8,1 mm de espessura. Os autores verificaram, através das imagens coletadas, a deformação sofrida pelo material no eixo horizontal, indicando a movimentação no entorno da ferramenta.

Como mostra a Figura 17, o material não se movimenta de forma simétrica em relação à linha central de soldagem. Os padrões de fluxo do lado de avanço e retrocesso são diferentes. O material localizado na linha de soldagem é deslocado para trás e apenas uma pequena quantidade de material presente no lado de avanço é movido para frente.

Figura 17: Mistura observada no processamento de chapas de AA2195-T8 com marcadores.
Vista superior indicando o deslocamento do material no sentido oposto ao avanço da
ferramenta [104]

Seidel e Reynolds [104] também analisaram o efeito da mistura vertical para pinos cilíndricos com diâmetros diferentes e para parâmetros que proporcionassem soldagens com temperaturas diferentes. No experimento, marcadores de AA5454-H32 (tonalidades de cinza) foram inseridos em chapa de AA2195 nos lados de avanço e retrocesso para diversas alturas, conforme mostra a Figura 18 e Figura 19. Após a soldagem, a chapa foi seccionada e atacada, observando-se assim a movimentação dos marcadores.

Na Figura 18 é observado o efeito do tamanho do pino para um mesmo parâmetro de rotação e avanço. Os pinos usados foram de 7,8, 9,9 e 12,0 mm. Nota-se que para o menor pino houve menor deslocamento do material com relação à linha vertical de soldagem, excluindo a parte superior onde o efeito observado se dá devido à ação do ombro da ferramenta. O fato de se observar maiores deslocamentos de material para maiores tamanhos de ferramentas se deve, além do próprio tamanho do pino, ao aumento da energia gerada pelo processo. O maior tamanho proporciona maiores temperaturas, e por consequência maior amolecimento do material, favorecendo sua movimentação.

Figura 18: Efeito do tamanho de pino para um mesmo parâmetro de soldagem na mistura da seção transversal de um cordão de AA2195-T8: (a) pino pequeno (7,8 mm), (b) pino médio (9,9 mm) e (c) pino grande (12 mm). Tonalidades de cinza representam a posição dos marcadores utilizados para rastreamento do material [104]

De modo complementar, os efeitos dos parâmetros do processo para uma mesma geometria de ferramenta podem ser observados na Figura 19. Nota-se que para uma solda com menor aporte térmico, ou seja, maior deslocamento linear por rotação ($0,5 \text{ mm} \cdot \text{rot}^{-1}$), tem-se menor mistura do material, tanto horizontalmente como verticalmente quando comparados com parâmetros com maior aporte térmico. Sugere-se que com parâmetros que forneçam maior aporte térmico à soldagem, haja maior amolecimento do material, devido à queda de seu limite de escoamento, facilitando seu deslocamento.

Figura 19: Efeito dos parâmetros de soldagem para um mesmo tamanho de pino na mistura da seção transversal de um cordão de AA2195-T8: (a) $0,5 \text{ mm} \cdot \text{rot}^{-1}$, (b) $0,35 \text{ mm} \cdot \text{rot}^{-1}$ e c) $0,19 \text{ mm} \cdot \text{rot}^{-1}$. Tonalidades de cinza representam a posição dos marcadores utilizados para rastreamento do material [104]

Dickerson et al. [57] utilizaram um marcador de cobre posicionado na linha central de soldagem para examinar o fluxo de material. Após a soldagem, técnica de raios X foi utilizada para determinar a posição final do cobre na junta. Imagens tridimensionais foram produzidas demonstrando a posição final do cobre, como mostra a Figura 20. Os resultados indicam um espalhamento lateral do material inicialmente centralizado.

Figura 20: Vista (a) isométrica e (b) superior da mistura dos marcadores de cobre após soldagem de AA2024-T3 [57]

Colligan et al. [105] utilizaram duas técnicas para compreender o fluxo de material durante a soldagem. Na primeira abordagem, posicionaram esferas de aço em várias regiões da chapa a ser soldada. Após a soldagem, as posições finais das esferas foram identificadas utilizando raios X, e foi observado que o marcador inicialmente no lado de retrocesso apresentou menor espalhamento após a passagem do pino do que os marcadores situados no lado de avanço, como mostra a Figura 21

Notou-se em grande parte das posições analisadas, que os marcadores se elevam na frente do pino, e após sua passagem, posicionam-se em uma região próxima a sua altura original, como mostra a Figura 22. A elevação do material ocorre com maior intensidade na região central da solda, diminuindo ao longo do eixo transversal de soldagem. A mistura do material decresce com o aumento da

profundidade analisada, indicando que material situado em regiões inferiores sofrem menor ação da ferramenta, proporcionando menor mistura.

Figura 21: Comparativo da distribuição de marcadores para os lados de avanço e retrocesso durante o processo de soldagem por atrito [105]

Figura 22: Variação da posição vertical dos marcadores para diversas posições verticais iniciais durante o processo de soldagem por atrito [105]

Guerra et al. [106], utilizando a técnica *stop-action* e seccionamento de soldas, permitiu preservar a movimentação de material desenvolvida durante SAPNC. Através desta análise, foi proposto o efeito qualitativo da geometria roscada no material processado, como o fluxo de material e uma maior deformação no lado de avanço da solda. No entanto, devido ao uso de materiais similares, a visualização do movimento vertical do material ao longo de toda a peça foi limitada.

Liechty e Webb [107] utilizaram plastilina como análogo aos materiais metálicos para visualização do fluxo de material durante a soldagem por atrito. Diferentes cores de plastilina foram combinadas para auxiliar na visualização de fluxo. As soldas mostraram que com uma baixa velocidade de rotação da ferramenta, observou-se grau de mistura menor e a interface original entre as peças ainda foi claramente discernível. Além disso, movimento vertical significativo durante a soldagem também foi observado na plastilina. No entanto, os resultados representam apenas um comportamento qualitativo do material durante a soldagem por atrito. Temperaturas e deformação não podem ser estimadas nesta técnica para auxiliar na compreensão do processo em metais.

2.6 Atrito em soldagem por atrito

Durante o processo de soldagem, a ferramenta é pressionada contra o metal de trabalho, aquecendo e plastificando-o, permitindo assim seu escoamento ao redor da ferramenta. Este aquecimento é resultado do atrito gerado entre a peça de trabalho e a ferramenta.

A avaliação do coeficiente de atrito entre a ferramenta e o material processado, além de sua importância física, é fundamental para os estudos de modelamento matemático do processo SAPNC. No entanto, as características de atrito entre materiais sob altas temperaturas e pressões não são bem compreendidos [108]. Grande parte da literatura que envolve modelamento matemático utiliza-se de dados de atrito obtidos em condições experimentais diferentes das aplicadas em soldagem por atrito, como observado nos trabalhos de Asadi et al. [28] e vários outros autores [28], [109]–[113] [22]–[28]. O uso de tais valores está relacionado a carência de informações sobre o atrito do material com a ferramenta.

Alguns trabalhos, no entanto, buscaram medir o atrito desenvolvido entre a ferramenta e os materiais soldados, em condições típicas de soldagem por atrito. Duffin e Bahrani [114] determinaram experimentalmente, estudando soldagem linear de aços, que o coeficiente de atrito pode exceder o valor de 1, relatando valores de 1,5, 1,9, 2,1 e 2,7. Resultados semelhantes foram encontrados por Kumar et al. [115] que conduziram experimentos para estudar a interação entre a ferramenta de SAPNC e o metal base (AA7020-T6) em várias pressões de contato (13 MPa, 26 MPa e 39

MPa) e velocidades de rotação (200 RPM, 600 RPM, 1000 RPM, e 1400 RPM). Verificou-se que o coeficiente de atrito variou de 0,15 a 1,4, variando em função da rotação e por consequência da temperatura, como mostra a Figura 23. Resultados semelhantes foram relatados por Reid e Schey [116] estudando a adesão de cobre.

Figura 23: Relação entre coeficiente de atrito, rotação da ferramenta e temperatura obtido pelos estudos de Kumar et al. [115] para condições diferentes de força da ferramenta.

Valores de atrito superiores a 1, embora não muito comuns nos processos convencionais de conformação de metais, aparecem com frequência na literatura de estudo de fenômenos tribológicos em materiais [117], [118].

A interação entre dois materiais ocorre em duas formas principais: adesão e atrito [117]–[119]. Define-se atrito, de maneira simplificada, como a força resistente tangencial à fronteira comum entre dois corpos quando, sob a ação de uma força externa, um corpo move ou tende a se mover relativamente à superfície do outro [120].

A adesão é uma propriedade que faz com que um material se prenda a outros materiais, como em uma fita adesiva. Em desgaste de materiais, a adesão é caracterizada pela interrupção do deslocamento entre duas superfícies [121]. Se as duas superfícies fossem perfeitamente lisas, a área real de contato seria a mesma que a área de contato observada, mas não é esse o caso.

As superfícies reais são muito ásperas na escala molecular e o contato é limitado às protuberâncias mais altas em cada uma das duas superfícies. O aumento

acentuado observado no coeficiente de atrito é identificado como sendo devido ao fenômeno de aderência, em que a condição de contato entre a ferramenta e o material muda de escorregamento para adesão [121].

Como observado na Figura 24, cargas maiores aplicadas ao Material A pressionam as protuberâncias, aumentando a área de contato. Quanto maior a área em contato, mais aderência entre as superfícies e maiores são as forças de atrito [117]–[119].

Figura 24: Comparação da força vertical aplicada no mecanismo de adesão

Fonte: Autor

O movimento de um material sobre uma superfície áspera resulta na deformação nos locais de irregularidades ou asperezas, representado pela Figura 25. O movimento linear aliado a carga aplicada gera deformações que dificultam a movimentação do material. Tais deformações em metais geram ainda calor devido ao fenômeno de deformação plástica [117]–[119].

Figura 25: Deformação e efeito de rugosidades na movimentação entre materiais

Fonte: Autor

Tais demonstrações implicam que o atrito não é apenas a propriedade matéria, e sim uma propriedade de um sistema. O coeficiente de atrito varia alterando-se qualquer parâmetro do sistema. O coeficiente de atrito é sensível a alterações de temperatura, composição do material, aspereza da superfície, dureza dos materiais, etc.

2.7 Modelamento matemático

Além de abordagens experimentais, vários estudos têm sido realizados para simular o processo de soldagem por atrito com o uso de modelagem computacional [22]–[28]. Essas tentativas foram destinadas a simular temperaturas, deformações, taxas de deformação e fluxo de material durante SAPNC. Permitem avaliar computacionalmente diferentes parâmetros de soldagem, geometrias de ferramenta e materiais com menor custo e tempo. Desta maneira, é necessário que os modelos e simulações forneçam corretamente e de maneira confiável dados sobre a deformação e temperaturas do material, ou seja, sua história termomecânica.

Nos últimos anos, vários pesquisadores tentaram desenvolver códigos numéricos para SAPNC. Muitos códigos comerciais como ABAQUS [122], [123], ANSYS [124], [125], DEFORM [28], [126]–[128], FLUENT [22], [129], e FORGE3 [130], bem como códigos definidos pelo usuário [131], foram utilizados. Nessas pesquisas, três abordagens básicas foram empregadas:

- Métodos de transferência de calor, sem considerar escoamento do material
- Método por fluidodinâmica computacional com descrição Euleriana
- Método por elementos finitos explícito de mecânica dos sólidos com descrição Lagrangiana

No método em que se considera apenas transferência de calor, apresentam-se modelos mais simples onde apenas se considera temperaturas durante o processo em estado estacionário. Schmidt et al. [132], [133] estabeleceram um modelo analítico para geração de calor em SAPNC com base em diferentes pressupostos para a condição de contato entre a superfície da ferramenta e a peça de trabalho. Eles descreveram as condições de contato como *slide* (deslizar), *stick* (fixo) ou parcial *sliding/ sticking*. Este trabalho apresentou significativo avanço para os estudos de SAPNC em estimar, com certa precisão, a geração de calor durante o processo.

Nos modelos em fluido dinâmica computacional, considera-se o metal como líquido, atribuindo viscosidade e equações de transferência de calor e massa em fluidos. Colegrove et al. [22], estudando as ligas de alumínio 5083 e 7075-T6 modelaram por dinâmica de fluidos computacional no software FLUENT o processo de soldagem por atrito. Com mostra a Figura 26, o modelo captura algumas características do processo, como o padrão de assimetria para dos lados de avanço e retrocesso, mas não fornece resultados como torque e força axial da ferramenta.

Figura 26: (a) Vista superior da simulação de linhas de fluxo para soldagem por atrito indicando a assimetria do processo; (b) Simulação de temperaturas para o processo de soldagem por atrito (Unidades de temperatura em °C) [22].

Em estudos mais recentes, Ji et al. [134] estudaram o efeito da geometria do ombro e da geometria do pino no comportamento do fluxo de material plástico no software ANSYS. Os resultados de simulação mostram que o material alcança velocidades maiores em filetes de roscas menores. Desta forma o uso de roscas com filetes de menor tamanho proporciona melhor escoamento do material durante a soldagem, diminuindo a probabilidade de defeitos. Kadian et al. [135] estudaram sete tipos diferentes de geometrias de pinos de ferramentas e seus efeitos no fluxo de material. A análise do fluxo de material das chapas de solda AA6061 foi realizada em ANSYS. Foram computadas temperaturas e velocidades do material para cada pino utilizado, indicando maiores temperaturas para pinos roscados/filetados e maiores velocidades para pinos cilíndricos lisos.

Apesar de serem métodos rápidos e eficientes para cálculo de temperaturas do processo de soldagem por atrito, os modelos CFD têm a necessidade de atribuir viscosidade ao material e geralmente mostram uma predição excessiva dos campos de velocidade e incapacidade de prever defeitos gerados pelos parâmetros do processo. Além disso, tais modelos ainda não conseguem descrever com precisão as deformações que de fato ocorrem no processo, tampouco os efeitos da geometria das ferramentas no cordão de solda.

Por fim, o método numérico baseado em mecânica dos sólidos será discutido em detalhes a seguir.

2.7.1 Mecânica dos sólidos computacional

Os modelos em mecânica dos sólidos têm sido amplamente utilizados em pesquisas [27], [28], [127], [128], [130], [136]–[140] e consideram que o material durante o processo de soldagem permanece sólido. Tais modelos trabalham com malhas que constantemente se adaptam à movimentação da ferramenta, necessitando assim tempos de execução longos e cálculos complexos para deformação de malhas.

A equação de equilíbrio de forças é expressa com base na mecânica do contínuo e as equações diferenciais parciais são calculadas por softwares de modelamento comerciais, como exemplo o software DEFORM 3D.

Em trabalhos mais recentes nesta categoria, Buffa et al. [140] apresentam um modelo termomecânico que pôde prever a distribuição de temperatura e os campos de tensão residual fornecendo apenas os dados constitutivos do material. Asadi et al. [28] apresentaram simulações que conseguiram prever temperatura e distribuição de tensões para soldagem de AZ91. Além disso, utilizaram rastreamento de pontos para visualizar o movimento do material em torno da ferramenta prevendo o tamanho da zona misturada. Um exemplo de modelo em DEFORM 3D pode ser visto na Figura 27.

Pode-se inferir que a principal vantagem dos modelos em mecânica dos sólidos computacional (MSC) em relação ao CFD é o cálculo de tensões, distribuições de tensões residuais e morfologia da região processada. Alguns dos códigos comerciais utilizados para estes modelos incluem Abaqus, Ansys, Forge3 e DEFORM 3D.

Figura 27: Ilustração esquemática do modelo proposto por Asadi et al. [28]

Resultados obtidos por Ammouri et al. [141] e Buffa et al. [127] demonstram a robustez do modelo em calcular valores de tensões e deformações, bem como o cálculo de temperaturas ao longo do processo. Outro fator de relevância é a capacidade de cálculo de esforços nas ferramentas, informação importante para projetos das mesmas.

3 OBJETIVOS

Avaliar experimentalmente os efeitos de parâmetros de soldagem e geometrias de ferramentas na soldagem por atrito em liga de magnésio AZ31 e propor modelos numéricos capazes de prever fenômenos térmicos, mecânicos e microestruturais consistentes com os resultados experimentais.

3.1 Metodologia

O presente trabalho foi dividido em três partes as quais abordam discussões pertinentes consideradas pelo autor na investigação do processo e simulação de soldagem por atrito.

Na primeira parte foram estudados o comportamento termomecânico e as variações microestruturais em ensaios de compressão a quente da liga AZ31 visando o uso dessas informações no modelo de soldagem por atrito. Nesta etapa, equações constitutivas e de evolução microestrutural foram elaboradas e verificadas junto aos experimentos.

Na segunda parte foi analisado o efeito das roscas das ferramentas no fluxo de material durante o processo de soldagem por atrito. Para facilitar a visualização, foram utilizados dois materiais, tendo o segundo o papel de marcador. Nesta etapa, buscou-se esclarecer a ação da geometria da ferramenta no material processado. Os resultados encontrados nesta etapa serviram de auxílio na verificação de futuras simulações.

Na terceira e última etapa foram realizadas soldagens instrumentadas na liga AZ31 e posterior simulação numérica nas mesmas condições. As informações de modelos termomecânicos, microestruturais e de ação da geometria da ferramenta obtidas nas etapas anteriores foram considerados. Os resultados das simulações em soldagem por atrito foram validados e analisados, obtendo informações inéditas sobre a influencia de parâmetros e geometrias no ciclo termomecânico e microestrutural do material durante o processo de soldagem por atrito.

Desta forma, dividiu-se o trabalho em três blocos:

- ESTUDO ANALÍTICO DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DA LIGA AZ31
- EFEITO DA GEOMETRIA DO PINO E DE PARÂMETROS NA SOLDAGEM POR ATRITO UTILIZANDO CHAPAS SOBREPOSTAS DE AZ31 E AA6061
- SIMULAÇÃO NUMÉRICA DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO POR PINO NÃO CONSUMÍVEL

4 TÉCNICAS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

4.1 Soldagem por atrito por pino não consumível

Para a realização das soldagens foi empregado o equipamento de soldagem por atrito da empresa *Transformation Technologies Inc.* (TTI), modelo RM-1^a presente no Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano) - Figura 28, pertencente ao Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM), Campinas-SP. O equipamento apresenta duas opções para o controle de soldagem: por força ou por posição (penetração da ferramenta). Com o auxílio de células de carga, o software acoplado à máquina reporta dados de força e torque atuantes na ferramenta durante o processo. As chapas são apoiadas em uma mesa com sistema de resfriamento acoplado. O equipamento suporta velocidades de rotação máxima de 3000 RPM e forças normais na ferramenta de até 85 kN.

Figura 28: Máquina de soldagem por atrito RM-1 utilizada nos experimentos

4.2 Ferramentas

Para avaliação do efeito das ferramentas foram utilizadas três geometrias de pinos e uma geometria de ombro. O ombro é do tipo convexo, com sistema de encaixe para os pinos projetado exclusivamente para este trabalho, visto na Figura 29. O material para confecção da ferramenta foi o aço H-13 temperado e revenido.

Figura 29: Geometria do ombro utilizado nos experimentos

A geometria do pino considera geometrias cônicas básicas com e sem roscas. Os pinos são do tipo cônico diferenciados pela geometria da rosca: o pino A é do tipo roscado com passo de 3,5 mm, o pino B é do tipo roscado com passo de 2,5 mm e o pino C é liso, sem filetes, como mostra a Figura 30. Todos apresentam mesmo diâmetro de 10 mm na base e comprimento total de 10 mm. O sentido de rotação adotado é o anti-horário, ou seja, as roscas atuam empurrando o material para baixo.

Figura 30: Geometrias dos pinos utilizados nas soldagens e simulações

Para a avaliação do efeito do pino em soldagens dissimilares foram utilizados os pinos A e C; e para verificação experimental usada nas simulações foram utilizados os pinos A, B e C.

4.3 Parâmetros e montagem

A matriz experimental foi escolhida variando a velocidade de rotação e avanço em valores típicos aplicados em soldagens de AZ31 encontrados na literatura [38],[57],[98],[100], levando-se em consideração as diferenças geométricas das ferramentas utilizadas.

Para etapa de visualização do material durante o processo de soldagem, foram definidas três velocidades de rotação - 375, 750 e 1125 RPM - e uma velocidade de avanço - 160 mm/min - para uma penetração fixa.

O seguinte arranjo para demarcação de fluxo foi proposto: chapas de materiais dissimilares soldados de forma sobreposta. Para os ensaios foram posicionadas duas chapas de magnésio com 3 mm de espessura cada sobre duas chapas de AA6061, também com 3 mm cada, conforme ilustra a Figura 31.

Figura 31: Montagem das chapas sobrepostas utilizada na primeira parte do trabalho

Para a etapa de simulação computacional, foram realizadas soldagens do material AZ31 para verificação experimental dos resultados numéricos. A configuração sobreposta foi utilizada devido dificuldade de aquisição de chapas com maior espessura. A montagem incluiu duas chapas de AZ31 com 5 mm de espessura, totalizando 10 mm de espessura total, como mostra a Figura 32. Os parâmetros selecionados também foram obtidos de acordo com dados da literatura, mas com variação aos utilizados na etapa anterior afim se de evitar a quebra da ferramenta. Para as rotações foram selecionados os valores de 800, 1200 e 1600 RPM com duas velocidades de avanço, 100 mm.min⁻¹ e 200 mm.min⁻¹.

Figura 32: Montagem das chapas sobrepostas utilizada na terceira parte do trabalho

A Tabela 3 resume as condições aplicadas.

Tabela 3: Condições de ferramentas e parâmetros aplicados no trabalho

Condição	Pino A	Pino B	Pino C
Soldagem dissimilar (PARTE 2)	375,750 e 1125 RPM	-	375,750 e 1125 RPM
Soldagem sobreposta AZ31 (PARTE 3)	800, 1200 e 1600 RPM	800 RPM	800 RPM

4.4 Medidas de temperatura durante o processo

Para verificação experimental das simulações realizadas foram coletados os ciclos térmicos das soldagens. Para medida das temperaturas da chapa foram colocados termopares tipo-K no lado de avanço e retrocesso a distâncias de 15 mm do centro do cordão e 2,5 mm de profundidade, como mostra a Figura 33 (a) anterior ao processo de soldagem. A montagem final da chapa na mesa de trabalho pode ser vista na Figura 33 (b). Foi também mensurado a temperatura da ferramenta através de um termopar tipo-K colocado no interior do ombro, como mostra a Figura 33 (c). A aquisição de temperaturas foi realizada a cada 0,1 segundo. Ademais, foi utilizado um termômetro infravermelho *Fluke* para medições paralelas da temperatura do processo.

Figura 33: a) Localização dos termopares nas chapas de AZ31; b) Fotografia da montagem da chapa com termopares e sistema de fixação; c) Localização do termopar na ferramenta

4.5 Microscopia óptica e eletrônica de varredura

Para caracterização utilizou-se embutimento em baquelite e procedimentos convencionais de lixamento (lixa com granulometria entre 100 e 1200) e polimento (pasta de diamante 3 e 1 μm). O ataque revelador de contornos utilizado na liga AZ31 é composto de 6 g de ácido pícrico, 10 ml de água destilada, 10 ml de ácido acético em 100 ml de etanol. O tempo de imersão foi de aproximadamente 10 s. Após o ataque

metalográfico as amostras foram lavadas com água fria e álcool etílico, sendo posteriormente secas com ar comprimido.

O microscópio óptico utilizado foi da marca Olympus, modelo BX-51M, acoplado com o software analisador de imagens PAX-it. O equipamento utilizado para a microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi o FEI Quanta 650 FEG, pertencente ao Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano). Este microscópio possui um sistema de Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS), técnica analítica usada para a análise elementar ou caracterização química de uma amostra.

4.6 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

Para as análises por EBSD, as amostras da seção transversal das soldagens foram preparadas com polimento final com pasta de diamante (0,05 μm) e tratamento no equipamento *Hitachi* de polimento iônico por 15 min. O EBSD foi realizado usando microscópio eletrônico de varredura operado a 20 kV, com um ângulo de inclinação da amostra de 70°, com distâncias de operação variando entre 16 e 19 mm e com passo de 0,15 μm . O software *Channel 5* foi utilizado para analisar os dados e criar os mapas de orientação cristalográfica e figuras de pólo.

Para caracterização dos dados adquiridos foram utilizados recursos presentes no software, tais como as figuras de pólo e figuras de pólo inverso. As figuras de pólo são projeções estereográficas que mostram a distribuição de direções normais de um determinado plano cristalográfico, em um sistema de coordenadas adotado.

A figura de pólo inverso (IPF, por suas siglas em inglês *Inverse Pole Figure*) mostram a distribuição de determinadas direções cristalográficas de um determinado plano em relação a um cristal de referência (sistema de eixos relativo à amostra). O mapa de figura de pólo inversa é o método mais conhecido, e consiste em relacionar os planos cristalográficos paralelos ao plano de referência a uma escala de cores previamente definida.

Para análise, os corpos de prova foram montados com a direção de soldagem - *welding direction* (WD) perpendicular ao plano do porta-amostras. Na Figura 34, são ilustradas as direções do porta amostras e da amostra soldada, onde, WD é a direção de soldagem (*Welding direction*), ND a direção normal (*Normal direction*) e TD a

direção transversal (*Transversal direction*). Nota-se que o eixo Y coincide com o eixo de soldagem da amostra (WD). No presente trabalho, todas figuras de pólo foram obtidas na direção Y, ou WD.

Figura 34: Representação esquemática das coordenadas do porta-amostras e da amostra utilizada nas análises de EBSD

4.7 Difração de raios X

A análise de difração foi realizada em um difratômetro Xpert Pro MRD XL, instalado no Centro de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM) - Campinas. Este difratômetro possui um tubo com anteparo de Co K α que gera raios X de comprimento de onda (λ) de 1,790307 Å. A tensão aplicada variou entre 40 e 45 kV com corrente constante de 35 mA. Os difratogramas foram analisados utilizando o software *PowerCell*.

A identificação das fases presentes das amostras soldadas foi realizada por comparação dos difratogramas obtidos experimentalmente com os padrões de difração existentes no banco de dados cristalográficos (*International Center for Diffraction Data* - ICDD).

4.8 Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados no equipamento Leco LMV-50V seguindo as normas da ASTM E384 [142], aplicando forças de 200 gf por 15 segundos em cada indentação. As indentações em escala micro foram realizadas em linhas ou mapeamento com distância entre indetações de 200 μm . Mapas dos dados obtidos foram gerados em escala de cores pelo software *MatLab*.

4.9 Ensaio de ruptura

Para avaliar a resistência mecânica das juntas soldadas foram realizados ensaios de tração no equipamento universal de ensaios mecânicos – MTS. O equipamento apresenta capacidade de 250 kN e permite a realização de ensaios com carregamento monotônico, como ensaios de tração, compressão e de tenacidade à fratura, e de ensaios dinâmicos, como fadiga e integral-J pelo método da flexibilidade no descarregamento.

O ensaio de tração foi realizado utilizando o corpo de prova mostrado na Figura 35. Este ensaio consiste em quebrar o corpo de prova sob uma carga aplicada e o equipamento utilizado deve ser capaz de medir a carga máxima aplicada no momento da falha. A geometria do corpo de prova utilizado é baseado em trabalhos envolvendo soldagens sobrepostas encontrados na literatura [7], [143]–[145], por ainda não apresentar norma específica na literatura.

Figura 35: Representação esquemática do corpo de prova utilizado para os ensaios de ruptura nas juntas soldadas por atrito.

4.10 Ensaios de compressão a quente

Os dados referentes ao comportamento termomecânico do material, utilizado nas posteriores simulações matemáticas, foi determinado através da análise de curvas tensão-deformação obtidas por ensaios de compressão a quente.

O objetivo deste ensaio é verificar a resistência do material à deformação em altas temperaturas e identificar quais os tipos de mecanismos de amaciamento que ocorrem durante a soldagem para conduzir as investigações sobre recristalização das juntas soldadas, explicar o escoamento do material e perfil de soldagem no centro da zona de mistura.

O ensaio de compressão a quente foi escolhido por permitir grandes deformações e corpos de prova com geometria simplificada, facilitando a usinagem dos mesmos. Nourollahi et al. [146] e outros autores [147]–[149] demonstraram a capacidade de prever tensões e fenômenos de recristalização utilizando relações constitutivas para liga AZ31 em temperaturas e taxas de deformação distintas.

Os ensaios do presente trabalho foram realizados no módulo de compressão do simulador termomecânico Gleeble 3800®, mostrado na Figura 36, instalado no LNNano/CNPEM. O sistema permite ensaios de compressão com temperatura controlada por termopares inseridos no corpo de prova. Para deformação duas formas de controles são permitidas: por força, aplicada por um sistema hidráulico ou por medida de deslocamento. O sistema de aquecimento por resistência direta da Gleeble 3800 pode aquecer amostras a taxas superiores a 10.000 °C/seg, ou pode manter as temperaturas de equilíbrio no estado estacionário dentro de ± 1 °C

Figura 36: Sistema de ensaios termomecânicos Gleeble 3800®

Ensaio de compressão isotérmica foram realizados em amostras cilíndricas extraídas no sentido longitudinal de chapas da liga AZ31 com as seguintes dimensões: 7,5 mm de altura e 5 mm de diâmetro. A usinagem dos corpos de prova foi realizada por eletro-erosão a fio, utilizando um fluido dielétrico a fim de evitar alterações dimensionais ou danos na amostra, que pudessem alterar a microestrutura antes do ensaio mecânico. A temperatura foi controlada por meio de termopares tipo S soldados à superfície externa e centralizados em relação à altura do corpo de prova.

Tinta à base de níquel foi aplicada entre a amostra e o sistema de compressão para diminuir o efeito de atrito durante o ensaio e evitar esforços adicionais que possam comprometer os ensaios, tais como atrito entre o material e o carbeto que transmite o esforço do equipamento, fazendo com que deixe de ser uniaxial e deforme mais do que o esperado.

Para se compreender a viscoplasticidade da liga AZ31 durante o processo de soldagem por atrito, foram submetidos testes à temperatura e deformação semelhantes à temperatura de pico e deformação estimadas para as juntas durante a soldagem por atrito. Os valores de temperatura e deformação foram baseados na literatura [39], [94], [150], [151].

As temperaturas ensaiadas foram de 100, 200, 300, 350, 400, 450 e 500 °C e taxas de deformação de 0,01 s⁻¹, 0,1 s⁻¹, 1 s⁻¹ e 10 s⁻¹, totalizando 28 combinações. Foram realizadas repetições apenas no caso de ocorrência de anomalias durante o ensaio. A máxima temperatura máxima de ensaio foi de 500 °C devido a perdas sucessivas de amostras geradas pelo amolecimento excessivo do material em temperaturas superiores. A deformação máxima estabelecida foi de 0,8 para garantir ser atingido o estado de tensão-deformação estacionário do material.

O ensaio foi realizado com velocidade de deformação constante e com relação linear entre deformação e tempo. Para um ensaio de compressão sob essas condições, a taxa de deformação é calculada como mostra a Equação (1) e Equação (2).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta t} \quad (1)$$

No qual

$$\Delta\varepsilon = \ln\left(\frac{h_0}{h_f}\right) \quad (2)$$

Onde $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação, h_0 é a altura inicial do material, h_f é a altura final, ou seja, após a deformação, t é o tempo total de deformação, e $\Delta\varepsilon$ é a deformação efetiva do material. Para efeito de cálculo, o h_0 é 7,5 mm e o comprimento final após a compressão será 3,4 mm, que resulta nos 80% de deformação esperados. A diferença de deformação verdadeira é mostrada na Equação (3).

$$\Delta\varepsilon = \ln\left(\frac{7,5}{3,4}\right) = \sim 0,8 \quad (3)$$

Logo, para se alcançar determinada taxa de deformação verdadeira, o seguinte cálculo foi estabelecido, como mostra a Equação (4).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta t} \quad (4)$$

4.11 Análise constitutiva

A compreensão do comportamento de metais e ligas em condições de deformação a quente tem uma grande importância no entendimento de processos como laminação a quente, forjamento, extrusão e soldagem por atrito. Relações constitutivas são frequentemente utilizadas para descrever as propriedades mecânicas de metais em forma de equações e utilizadas para se prever a resposta dos mesmos em condições de temperatura, taxa de deformação e deformação distintas. Além disso, os modelos constitutivos devem considerar os efeitos de encruamento e amaciamento provocado pela recuperação e recristalização.

Sellars e McTegart [152], [153] introduziram uma equação constitutiva senoidal hiperbólica. É um dos modelos mais utilizados para resumir e extrapolar dados experimentais, expressada pela Equação (5)

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left[\frac{-Q}{RT}\right] \quad (5)$$

onde A (s^{-1}) é constante do material, n é o expoente de encruamento, σ (MPa) é a tensão e Q (kJ/mol) é a energia de ativação para deformação plástica do material. Os valores serão determinados a partir do tratamento matemático das curvas experimentais. Devido às suas boas habilidades de adaptação em amplas amplitudes, a expressão da Equação (5) é especialmente atraente para extrapolar os dados experimentais para as condições não testadas esperadas durante a soldagem por atrito.

4.12 Descrição dos modelos de elementos finitos

De acordo com a literatura, o processo de soldagem por atrito pode ser simulado por 3 diferentes métodos: formulação lagrangiana-euleriana arbitrária (do inglês *Arbitrary Lagrangian-Eulerian* - ALE), formulação lagrangiana incremental e método euleriano. O primeiro e segundo método são baseados em mecânica dos sólidos e o terceiro método é baseado em fluido dinâmica computacional.

Algoritmos lagrangianos permitem a simulação de superfícies livres e interfaces entre sólidos, possibilitando a utilização em simulações de mecânica dos sólidos. Também possui facilidade em simular relações constitutivas dos materiais envolvidos. Seu ponto negativo está na necessidade do uso de métodos de *remeshing* devido a inabilidade em modelar grandes distorções da malha.

Métodos eulerianos são amplamente utilizados em fluido dinâmica computacional. Neste método a malha é fixa e o contínuo move-se em relação a esta. Neste método, grandes distorções são administradas com facilidade, mas geram imprecisões nas definições de interface e resolução dos detalhes do escoamento dos materiais.

O método lagrangiano-euleriano arbitrário foi desenvolvido na tentativa de combinar as vantagens dos métodos lagrangiano e euleriano minimizando os contratempos de cada método.

Deste modo, buscou-se contemplar as vantagens e reduzir as desvantagens de cada método combinando-os na formulação lagrangiana-euleriana arbitrária.

Para o modelamento em mecânica dos sólidos foi utilizado o software de elementos finitos DEFORM 3D, um poderoso sistema de simulação de processos complexos de conformação de metais [154]. Neste software é utilizado o método lagrangiano-euleriano arbitrário.

O método dos elementos finitos em rígido-viscoplasticidade tem sido amplamente implantado na simulação de deformação em metais [14], [85], [127], [139], [155]. O sistema é composto por equações não lineares, as quais são resolvidas por método iterativos (método de Newton-Raphson) [154]. A equações a seguir descrevem as equações governantes em rígido-viscoplasticidade em metais. Inicialmente utiliza-se a relação entre tensão, tensão efetiva e deformação, exposta na Equação (6).

$$\sigma'_{ij} = \left(\frac{2\bar{\sigma}}{3\bar{\epsilon}} \right) \dot{\epsilon}_{ij} \quad (6)$$

onde $\bar{\sigma}$, $\bar{\dot{\epsilon}}$, σ'_{ij} , e $\dot{\epsilon}_{ij}$ são a tensão efetiva, taxa de deformação efetiva, componente de tensão deviatórica¹ e componentes das taxas de deformação, respectivamente.

Assume-se que o material siga o critério de escoamento de von Misses, conforme demonstrado pela Equação (7) e Equação (8).

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}} \{\sigma'_{ij} \sigma'_{ij}\}^{1/2} \quad (7)$$

$$\bar{\dot{\epsilon}} = \sqrt{\frac{3}{2}} \{\dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}\}^{1/2} \quad (8)$$

A tensão efetiva por sua vez é função da deformação efetiva, taxa de deformação efetiva e temperatura, como se segue na Equação (9).

$$\bar{\sigma} = f(\bar{\epsilon}, \bar{\dot{\epsilon}}, T) \quad (9)$$

No presente trabalho foram utilizadas para modelar o comportamento do material a equação de Sellars-Tegart - Equação (5) -, anteriormente apresentadas. A geração e transferência de calor no modelo são expressas na forma de um balanço de energia exposto na Equação (10)

$$k_1 T_{ii} + \dot{r} - \rho c \dot{T} = 0 \quad (10)$$

¹ Tensão deviatórica: diferença entre as tensões principais maiores e menores em uma condição triaxial.

Onde $k_1 T_{ii}$ representa a taxa de transferência de calor, $\dot{r}$ é a taxa de geração de calor e $\rho c \dot{T}$ é taxa de energia interna. Assume-se que o calor gerado ($\dot{r}$) na zona de deformação é devido apenas à deformação plástica e ao atrito na interface ferramenta-peça de trabalho. No material deformado temos então a geração de calor de acordo com a Equação (11)

$$\dot{r} = F \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} \quad (11)$$

A fração de energia mecânica transformada em calor (F) assumida é 0.9 [140]. O resto da energia é absorvida no material causando mudanças na densidade de discordâncias, aumento de tamanho de grão, mudanças de fase, etc. O balanço final de energia pode ser escrito da seguinte forma expressa na Equação (12)

$$\int_V k_1 T_{ii} \delta T dV + \int_V \rho c \dot{T} \delta T - \int_V F \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} \delta T dV - \int_{S_q} q_n \delta T dS = 0 \quad (12)$$

onde q_n é o fluxo de calor através da superfície S_q , demonstrado pela Equação (13)

$$q_n = k_q T_{,n} \quad (13)$$

O sistema DEFORM resolve problemas não lineares dependentes do tempo gerando uma série de soluções em incrementos discretos de tempo ou deformação. A cada incremento, as velocidades, temperaturas e outras variáveis-chave de cada nó são determinadas com base nas condições de contorno, propriedades termomecânicas do material e soluções nas etapas anteriores. Outras variáveis são derivadas desses valores-chave e atualizadas para cada incremento [154].

O DEFROM-3D possui dois solucionadores (solver) diferentes, solver esparsa (sparse) e solucionador de gradiente conjugado (CG). O Sparse fornece solução direta

usando a dispersão da formulação de elementos finitos para melhorar a velocidade. CG tenta resolver o problema de forma iterativa, aproximando a solução. O método CG tem várias vantagens em relação ao Sparse, como menor tempo de resolução e memória, mas em alguns casos, como menor contato entre matrizes, movimento rígido de objetos deformáveis, etc., o solver Sparse converge, mas CG pode não convergir. Portanto, nesta análise, utilizou-se o solucionador Sparse para convergência.

A iteração direta (DI) e Newton-Raphson (NR) são dois métodos iterativos disponíveis. Em DI, assume-se que a equação constitutiva é linear durante cada iteração. Os métodos de iteração adotados para resolver as equações não-lineares são o Newton-Raphson e os métodos de iteração direta. O método de iteração direta é usado para gerar um valor inicial para o método de Newton-Raphson, enquanto o Newton-Raphson método é usado para convergência final rápida.

4.12.1 Otimização das simulações numéricas

As simulações do presente trabalho foram realizadas em um computador Intel (R) Core i7-7700K com 32 GB de memória RAM.

A otimização da malha foi feita dividindo-se a peça em duas regiões com diferentes atribuições: uma região deformável localizada sob o pino e o ombro da ferramenta e uma região de transferência de calor, longe do campo de domínio da ferramenta. O contato entre as duas regiões foi considerado perfeita, como mostra a Figura 37. A zona deformável foi projetada com 20 mm de largura. De acordo com as observações microestruturais e térmicas apresentadas posteriormente neste trabalho, nenhuma alteração significativa foi observada no material de base para além dessa distância. Desta forma, a malha de maior interesse (área de contato da ferramenta/peça de trabalho) pôde ser refinada localmente e otimizar o tempo de processamento da simulação. Com as devidas modificações reduziu-se o tempo de simulação de 80 horas para 10 horas.

A região deformável foi modelada com cerca de 60000 elementos tetraédricos com um tamanho médio de elemento de 0,50 mm. A região de transferência de calor foi modelada com cerca de 10000 elementos. A ferramenta considerada rígida apresenta cerca de 15000 elementos tetraédricos.

Além disso, na Figura 37 é possível observar a área de contato entre a peça e a ferramenta, onde o modelo de atrito, que será discutido mais adiante, é aplicado. O modelo é adaptável a qualquer geometria, pois o modelo de atrito é aplicado na interface da ferramenta com a peça de trabalho.

Figura 37: Esquema de malha que indica o domínio da ferramenta, as regiões deformáveis, regiões não deformáveis e a área de contato entre ferramenta e peça de trabalho.

O passo (*step*) utilizado entre os cálculos foi baseado no deslocamento da ferramenta, fixando-se um valor de 0,001 m com base em testes de tempo e convergência. Todas variáveis de processamento matemático listadas acima foram ajustadas por um método iterativo afim de obter valores que permitissem boa relação tempo/resultado.

Tanto a peça como a ferramenta interagem com o ambiente através de dois modos de transferência de calor, isto é, transferência de calor por convecção e radiação. A transferência de calor entre a peça de trabalho e ambiente, e da ferramenta e o ambiente adotado foi de 20 W/m²K. A transferência de calor entre a peça de trabalho e a ferramenta foi definida como 22000 W/m²K. A transferência

condutiva de calor definida entre a face inferior da peça de trabalho e o *backing* é igual a 22000 W/m²K. Esses valores frequentemente encontrados na literatura estão sumarizados na Tabela 4 [135]. Os coeficientes de transferência de calor foram considerados constantes ao longo das simulações.

Tabela 4: Coeficientes para as condições de transferência de calor

Condição	Valor
Coeficiente de convecção livre da chapa e ferramenta	20 W/(m ² *K)
Coeficiente de condução entre a chapa e o <i>backing</i>	22000 W/(m ² *K)
Coeficiente de condução entre a chapa e a ferramenta	22000 W/(m ² *K)
Emissividade da superfície	0,35

4.12.2 Coeficiente de atrito

Durante o processo de SAPNC, o coeficiente de atrito é influenciado pela temperatura, pressão, velocidade e assim por diante. A complexidade de fenômenos simultâneos torna sua determinação complexa. Considerando a falta de evidências experimentais de coeficiente de atrito em alta temperatura, o método baseado no estudo de Kumar et al. [115] foi adotado.

Conforme discutido por Kumar et al. [115], o coeficiente de atrito em soldagem por atrito possui íntima relação com a temperatura local, pressão axial aplicada e torque. O valor do coeficiente de atrito pode ser associado a mudanças metalúrgicas intrínsecas experimentadas pelo metal durante seu aquecimento e deformação. De maneira simplificada, o coeficiente de atrito é tanto maior quanto maior forem a pressão axial, a temperatura e o torque. Os resultados são apresentados na Tabela 6.

Tabela 5: Pressão axial (MPa), torque (N.m), temperatura (° C) e coeficiente de atrito obtidos em experimentos por Kumar et al. [115]

Pressão Axial (MPa)	Torque (N.m)	Temperatura (°C)	Coeficiente de atrito
13	1,75	40	0,5
13	2,10	50	0,6
26	3,50	175	0,5
26	5,95	260	0,85
26	7,87	400	1,12
39	5,25	200	0,5
39	14,17	450	1,35
39	11,81	350	1,12

Os três fatores citados, pressão axial, temperatura e torque, são resposta por sua vez dos parâmetros pré-determinados na soldagem por atrito, dentre eles rotação, avanço, material e geometria de ferramenta, como também mencionado por Shadi et al. [49]. A Figura 38 apresenta a relação entre os parâmetros apresentada.

Figura 38: Relação entre parâmetros do processo, respostas do sistema e atrito

Por meio da análise dos dados obtidos por Kumar et al. [115] e considerando as similaridades entre as ligas de magnésio e alumínio (propriedades físicas e mecânicas), propôs-se a elaboração de uma equação linear que fornece o coeficiente de atrito (μ) em função da pressão axial (P), torque (τ) e temperatura da interface entre o material e a ferramenta (T). A equação proposta é apresentada na Equação (14).

$$\mu = f(\tau, P, T) \quad (14)$$

Os valores dos parâmetros desta equação são apresentados posteriormente nos resultados de simulação. A função de atrito foi aplicada nas superfícies das ferramentas em contato com a chapa. Ao longo da simulação, um processo iterativo fornece o valor do coeficiente atrito de acordo com a temperatura calculada, torque e força axial.

5 MATERIAL DE ESTUDO

O material de estudo foram chapas laminadas de magnésio AZ31 (Mg – 3%Al – 1%Zn – 0,3%Mn) com espessuras de 3 mm e 5 mm. As chapas foram adquiridas da empresa ZincoMag, a qual importa chapas de magnésio para o Brasil. A análise da composição foi realizada por um espectrômetro SpectroMaxx na face superior da chapa, fornecendo a média de 8 repetições. A composição comparada com a Norma ASTM B 107 pode ser vista na Tabela 6.

Tabela 6: Composição química da liga de magnésio AZ31 utilizada (% em massa) e comparação com a Norma ASTM B 107

Elemento	Mg	Al	Si	Fe	Mn	Zn	P
Material	Bal.	3,33	0,019	0,009	0,63	0,56	0,005
Norma	Bal.	2,5-3,5	0,10	0,005	0,20-0,50	0,6-1,4	-

O material apresentou apenas as quantidades de alumínio na proporção correta. Ferro, manganês e zinco apresentam pequenas variações e apenas o silício apresenta diferença de uma ordem de grandeza comparado a norma ASTM B 107.

A Figura 39 mostra a microestrutura do material na condição “como recebido” no sentido de laminação, o mesmo sentido utilizado no processo de soldagem. Determinou-se o diâmetro médio dos grãos pelo método de intercepto de acordo com a Norma ASTM E-112 [157]. O diâmetro médio medido foi de 53 μm com desvio padrão de 4,3 μm .

Figura 39: Micrografia ótica da liga AZ31 no estado “como recebida” no sentido de laminação da chapa

Nota-se presença de grande quantidade de precipitados na matriz de magnésio. Segundo os estudos de Kawalla et al. [86], os precipitados da liga de magnésio AZ31 são resultado dos rápidos resfriamentos presentes na fabricação da liga. Variações de taxas de resfriamento entre a superfície e o centro das chapas geram regiões com soluções sólidas supersaturadas com algum elemento de liga como alumínio e/ou manganês, os quais se combinam facilmente e formam precipitados à base de Mg, Al e Mn [158]. Verifica-se também a presença de bandas de laminação resultantes do processo de conformação durante a fabricação do produto.

Segundo a literatura, os precipitados formados entre o magnésio e os elementos de liga (Al e Zn) podem ser: Mg_2Al_3 , $MgZn_2$, Mg_2Zn_3 , Mg_2Zn_{11} , $Mg_{17}Al_{12}$, e $(Al\ Zn)_{49}Mg_{32}$, assim como os formados entre o alumínio e manganês: Al_6Mn , Al_4Mn , $AlMn$, $Al_{11}Mn_4$, Al_8Mn_5 , Al_9Mn_{11} [159].

Com auxílio da técnica de análise de dispersão de energia (EDS) foram detectadas altas intensidades de Al e Mn nos precipitados, de acordo com a Figura 40.

Figura 40: Análise de composição química nos precipitados na liga AZ31 como recebido. (a) Imagem do precipitado no MEV com 2000x de aumento; identificação dos elementos (b) magnésio; (c) manganês; (d) alumínio

Análises pontuais no precipitado indicaram cerca de 73,9% em massa de manganês e 26,1% alumínio. De acordo com o diagrama de fases Al-Mn (Figura 41), em condições de equilíbrio e nas quantidades acima mencionadas, trata-se da fase intermetálica β -Mn. Outro indicio está na geometria do precipitado, o qual se assemelha às partículas β -Mn encontradas por Laser et al. [159], em ligas de magnésio ricas em manganês (0,80% em massa).

Figura 41: Diagrama de fases Al-Mn. Adaptado de Qiu et al. [160]

Pouco se encontra na literatura sobre a presença deste precipitado em ligas AZ31. Sua formação provavelmente está relacionada às baixas concentrações dos outros elementos formadores de precipitados (Zn e Si) e maior concentração do elemento Mn, fora dos padrões estipulados para a liga AZ31, proporcionando a formação do intermetálico β-Mn.

6 ESTUDO ANALÍTICO DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DA LIGA AZ31

6.1 Resumo

A capacidade de prever o comportamento do material em estados de deformação e temperatura distintos mostra-se de grande valia na otimização e redução custos envolvidos em processos de conformação a quente. Diversos métodos discretos e estatísticos são propostos na literatura para simular o comportamento dos materiais metálicos, no entanto, os parâmetros de materiais necessários para desenvolver esses modelos não estão amplamente disponíveis. Neste trabalho, a evolução microestrutural e mecânica foi estudada a partir de dados de compressão isotérmica da liga AZ31B e modelada utilizando o software DEFORM-3D. Os ensaios à quente da liga de magnésio foi conduzido nas temperaturas de 100 °C, 200 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C e 500 °C e taxas de deformação de 0,01 s⁻¹, 0,1 s⁻¹, 1 s⁻¹ e 10 s⁻¹. A evolução da recristalização dinâmica, fração volumétrica e tamanho de grão foram propostas com base nos dados experimentais. A energia de ativação de deformação quente derivada dos dados experimentais foi de 128 kJ/mol com um expoente de encruamento de 3,3. Medidas experimentais de tamanhos de grãos concordaram com a modelagem conduzida, indicando a confiabilidade dos dados e da técnica utilizada na previsão do comportamento do material e de fenômenos como a recristalização dinâmica.

6.2 Introdução

No processo de conformação a quente de metais, três fenômenos metalúrgicos cruciais ocorrem modificando a microestrutura e as propriedades mecânicas: o encruamento: aumento da resistência do metal devido aos movimentos e geração de discordâncias dentro da estrutura cristalina; recuperação dinâmica e recristalização dinâmica, processos pelos quais os grãos deformados podem reduzir a energia armazenada durante deformação plástica, por meio da aniquilamento ou rearranjo de defeitos na sua estrutura cristalina [61]. O conhecimento desses fenômenos e suas interações tem uma grande importância para o estudo em modelamento matemático de processos de conformação a quente devido ao seu papel efetivo na previsão dos valores de tensão de escoamento do metal.

O desenvolvimento de simulações numéricas é fundamental para modelar as evoluções microestruturais e mecânicas; assim, permitindo prever as mudanças microestruturais e propriedades mecânicas em diferentes condições de deformação. Diversas abordagens têm sido propostas para simular a recristalização dinâmica e evolução microestrutural, como os métodos de Monte Carlo (MC) e o *Cellular Automaton* (CA) [161]–[163]. Ambos os métodos são probabilísticos, sendo o método dos autômatos celulares (CA) relativamente flexível na simulação de diferentes sistemas físicos e mais eficaz no cálculo [162]. O método CA baseia-se na relação entre os locais de nucleação e a distribuição da densidade de discordâncias. A densidade de discordâncias desempenha um papel muito importante na nucleação e na evolução microestrutural durante a deformação a quente [162]. No entanto, os parâmetros dos materiais necessários para desenvolver esses métodos, por exemplo, taxa de nucleação; densidade de discordâncias crítica, mobilidade de contornos de grão não se encontram facilmente disponíveis. A avaliação industrial desses parâmetros é complexa, pouco prática para diversos tipos de materiais e demorada para aplicações industriais diárias.

Existe uma forte correlação entre a evolução da microestrutura e as propriedades mecânicas, durante um processo de conformação de materiais metálicos [62]. Pode-se dizer que as curvas tensão-deformação refletem o estado microestrutural nas condições de deformação aplicadas.

Portanto, torna-se coerente modelar a evolução microestrutural durante recristalização dinâmica (DRX) analisando as curvas tensão-deformação do material.

Por exemplo, Ryan e McQueen [164] e Poliak e Jonas [165] sugeriram que o início da recristalização dinâmica (DRX) pode ser identificado a partir de mudanças na inclinação da curva de variação da taxa de encruamento em função da tensão de escoamento do material.

Além destes, outros trabalhos contribuíram para o modelamento de fenômenos metalúrgicos baseados nos resultados de deformação em metais.

Xu et al. [166], estudando o comportamento mecânico da liga AZ91D, propuseram um modelo cinético de recristalização consistente com os dados experimentais de tensão-deformação. Quan et al. [167] indicam que a evolução da recristalização pode ser caracterizada por curvas convencionais de deformação e taxa de encruamento. Liu et al. [88] analisando a liga AZ31B revelaram que um modelo cinético de recristalização baseado nas curvas tensão-deformação de testes de compressão estava de acordo com a observação microscópica.

Estas informações auxiliadas por simulação numérica podem ser utilizadas para melhorar a seleção de parâmetros de deformação de maneira rápida e mais acessível.

No presente trabalho, curvas tensão-deformação obtidas em ensaios de compressão isotérmica e análises microestruturais foram utilizados para se construir um modelo do comportamento termomecânico e microestrutural da liga AZ31B. Os modelos construídos foram então aplicados no simulador numérico DEFORM-3D e comparados com os dados experimentais. Os resultados visam fornecer orientações para técnicas de modelagem de deformação a quente na liga AZ31B, descrevendo etapas para desenvolver o modelo para outros materiais metálicos.

6.3 Resultados e discussão

6.3.1 Curvas tensão-deformação

A Figura 42 mostra as curvas tensão-deformação para todas as condições experimentais analisadas. Em 100 °C, o material apresentou comportamento frágil e não foi incluído nas análises. Condição semelhante foi observada no ensaio a 200 °C e 10 s⁻¹, visto na Figura 42 (a), onde houve fratura do corpo de prova antes de atingir um estado de deformação estacionário. Este fenômeno se deve à baixa mobilidade das discordâncias somado ao baixo número de sistemas ativos de escorregamento na célula HCP em temperaturas inferiores à 225 °C [81], conferindo ao material comportamento frágil.

As demais curvas mostraram características típicas de encruamento e amolecimento devido à recristalização dinâmica, incluindo um pico de tensão único seguido de um estado estacionário. Ensaaios em liga AZ31 relatados por Spigarelli et al. [168] e Liu et al. [88] também exibiram comportamento semelhante. Conforme observado na Figura 42, a liga AZ31 apresenta comportamento mecânico sensível à temperatura e à taxa de deformação, reduzindo os valores de tensão de escoamento com o aumento da temperatura e redução da taxa de deformação.

Padilha et al. [61], analisando o efeito da taxa de deformação e da temperatura de deformação em metais relata que o aumento da taxa de deformação é comparável ao efeito da redução da temperatura. Isso é explicado pela movimentação e rearranjo de defeitos cristalinos durante a deformação. Taxas de deformação impedem ou inibem esse rearranjo, reduzindo a plasticidade do material.

Figura 42: Curvas de tensão-deformação da liga AZ31 obtidas por ensaios de compressão a quente. Ensaio realizados em (a) 200 °C, (b) 300 °C, (c) 350 °C, (d) 400 °C, (e) 450 °C e (f) 500 °C com taxas de deformação variando entre 0,01 s⁻¹ a 10 s⁻¹. Pontos utilizados para auxílio na visualização das curvas

6.3.2 Modelo de tensão de escoamento

Para simular o comportamento do material durante a deformação a quente é crucial determinar a dependência da tensão de escoamento com a temperatura e taxa de deformação. Até a data, várias equações empíricas foram propostas para estabelecer a energia de ativação da deformação e o comportamento de deformação quente de metais. A mais utilizada e referenciada ([146], [169]–[172]) é a equação de Arrhenius com base nas relações de Sellars e McTegart [153] que relacionam taxa de deformação, tensão de escoamento e temperatura. Assim, a Equação (15) foi aplicada ao modelo:

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp \left[\frac{-Q}{RT} \right] \quad (15)$$

Onde Q é a energia de ativação (kJ/mol), parâmetro físico importante que atua como um indicador de resistência mecânica e plasticidade do material, A e α ($\alpha = \beta/n$) (MPa^{-1}) são constantes materiais, σ é a tensão de escoamento (MPa), n é o expoente de encruamento; R é a constante universal dos gases e, finalmente, T é a temperatura (K). Os valores das constantes do material serão obtidos através do tratamento analítico das curvas de deformação obtidas nos testes de compressão.

De acordo com a Equação (16) e Equação (17), n_1 e β podem ser obtidos a partir das relações: $n_1 = d \ln \dot{\varepsilon} / d \ln |\sigma|$ and $\beta = d \ln \dot{\varepsilon} / d |\sigma|$. Com o objetivo de garantir resultados de tensão sempre superiores à média, foram utilizados os maiores valores de tensão adquiridos nos testes. O valor médio do coeficiente angular das curvas da Figura 43 (a), referentes à constante de material n , é de 5,34. O valor médio do coeficiente angular das curvas da Figura 43 (b), referentes à constante de material β , é de 0,078. Assim, podemos obter o valor de $\alpha = \beta/n$ igual a $0,014 \text{ MPa}^{-1}$. O valor encontrado mostra-se semelhante a valores encontrados na literatura por Xu et al. [173] e Aliakbari Sani et al. [174] processando AZ91, e Liu et al. [88] processando AZ31.

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A + \beta |\sigma| - \frac{Q}{RT} \quad (16)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A + n \ln |\sigma| - \frac{Q}{RT} \quad (17)$$

Figura 43: Relação entre (a) $\ln \dot{\varepsilon}$ e $\ln \sigma_p$; (b) $\ln \dot{\varepsilon}$ e σ_p .

A Equação (15) pode ser reescrita como mostrado a seguir:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \frac{n(\ln[\sinh(\alpha\sigma)]) + \ln A - Q}{RT} \quad (18)$$

Se $\dot{\varepsilon}$ for uma constante, a Equação (18) pode ser reescrita como:

$$Q = Rn' \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]_T} \left| \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\varepsilon}} \quad (19)$$

As relações de $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ e $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ em diferentes taxas de deformação e temperaturas foram ajustadas. O valor médio de todos coeficientes angulares das curvas da Figura 44 (a) é n' , cujo valor é de 3,88. Por fim, substituindo n' na Equação (19), pode-se calcular o valor de Q médio, neste trabalho, igual a 128 kJ.mol⁻¹.

Figura 44: Relação entre (a) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ e $\ln \dot{\epsilon}$ (b) $1/T$ e $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

O último parâmetro A é encontrado substituindo os valores encontrados na Equação (15), resultando no valor de $4,79 \cdot 10^9 \text{ s}^{-1}$. A equação final é definida na Equação (20)

$$\dot{\epsilon} = 4,79 \cdot 10^9 [\sinh(0,014\sigma)]^{3,88} \exp \left[\frac{-128000}{RT} \right] \quad (20)$$

A equação em forma gráfica pode ser vista na Figura 45. Nota-se pela figura a relação entre tensão de escoamento e temperatura para determinada taxa de deformação. O modelo não fornece todas características presentes nas curvas originais tais como o aumento da tensão devido ao encruamento, mas fornece estimativa para tensão de escoamento em estado estacionário.

Figura 45: Relação entre tensão de escoamento, temperatura e taxa de deformação fornecida pela Equação 20

A Tabela 7 resume as constantes do material estudado e as constantes encontradas na literatura para testes de compressão a quente em AZ31.

Tabela 7: Comparativo das constantes da equação de Sellars-Taggart [153] encontradas na literatura

Parâmetros	n	Q (kJ.mol ⁻¹)
McQueen et al. [175]	1,8	130
Liao et al. [176]	5,23	145
Nourollahi et al. [146]	3,5	145
Bhattacharya et al. [147]	5,5	127
Este trabalho	5.34	128

A distinção entre as constantes materiais entre os autores pode ser devido às variações nas faces do contato deslizante durante os testes de compressão. A lubrificação entre a amostra e a matriz, geralmente não informada em artigos, leva a diferentes respostas de plasticidade material.

6.3.3 Curvas de encruamento

A tensão máxima, crítica e estacionária são importantes parâmetros na determinação da ocorrência da recristalização dinâmica e para o cálculo da fração recristalizada. Observações microestruturais geralmente são empregadas para determinar a tensão crítica para início do processo de recristalização, no entanto, exige-se um grande número de amostras examinadas, tornando o método pouco atrativo.

Neste trabalho, as curvas de encruamento (σ - ϵ) foram aplicadas para rastrear os estágios críticos de recristalização dinâmica e a fração recristalizada. A taxa de encruamento (θ') é definida pela derivada da tensão pela deformação ($d\sigma/d\epsilon$). Uma curva θ' - σ típica é mostrada na Figura 46.

Figura 46: Curva típica de taxa de encruamento ($\theta' = d\sigma/d\epsilon$)

Fonte: Autor

De acordo com Padilha et al. [61] e Shaban et al. [177] as curvas de encruamento mostram tipicamente quatro estágios: o estágio I onde a tensão se eleva até seu valor crítico (σ_c), θ diminui drasticamente e o ponto de inflexão na curva θ - σ demonstra o início do fenômeno de recristalização. O estágio II indica a transição entre o início da DRX (correspondente a σ_c) até a tensão máxima, onde θ diminui para zero. O estágio III começa em σ_p e termina em σ^* onde θ' atinge o valor mais baixo indicando a região de máximo amolecimento, sendo a recristalização o mecanismo predominante de microestrutura. A tensão no estado estacionário ($\theta' = 0$) no estágio

IV indica que o equilíbrio entre o encruamento e o amolecimento proporcionado pela DRX foi alcançado [61], [177].

A relação entre a taxa de encruamento ($\theta' = d\sigma/d\varepsilon$) e a tensão de escoamento (σ) foi obtida para todas as condições analisadas, como se observa na Figura 47.

Figura 47: Curvas de taxa de encruamento ($\theta' = d\sigma/d\varepsilon$) da liga obtida por ensaios de compressão a quente. Testes realizados de 200 °C a 500 °C e a taxas de deformação de 0,01s⁻¹ a 10s⁻¹. Pontos utilizados para auxílio na visualização das curvas

Utilizando os dados da Figura 47, foram calculados os seguintes parâmetros: tensão máxima (σ_p), tensão crítica (σ_c), tensão de amaciamento máximo (σ^*), tensão no estado estacionário (σ_{ss}), deformação para tensão máxima (ϵ_p), deformação para tensão crítica (ϵ_c), deformação para tensão máxima de amaciamento (ϵ^*) e deformação para tensão no estado estacionário (ϵ_{ss}), como mostra a Tabela 8 e Tabela 9.

Tabela 8: Parâmetros obtidos nos testes isotérmicos a diferentes temperaturas e taxas de deformação – Parte 1

T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	σ_c (MPa)	σ_p (MPa)	σ^* (MPa)	σ_{ss} (MPa)	ϵ_c	ϵ_p	ϵ^*	ϵ_{ss}	ϵ_c / ϵ_p
200	0,01	87,7	182,64	158,56	125,8	0,01	0,21	0,35	0,61	0,05
200	0,1	105,74	202,01	177,29	134,48	0,04	0,24	0,4	0,62	0,17
200	1	116,78	220,74	210,11	-	0,05	0,22	0,3	-	0,23
200	10	162,58	249,19	-	-	0,06	0,19	-	-	0,32
300	0,01	72,06	73,12	65,22	54,34	0,04	0,07	0,22	0,42	0,57
300	0,1	91,2	108,55	95,8	76,72	0,05	0,15	0,27	0,45	0,33
300	1	105,4	153,48	133,5	99,02	0,05	0,17	0,31	0,55	0,29
300	10	124,88	201,82	174,59	134,48	0,06	0,24	0,41	0,66	0,25
350	0,01	41,55	45,88	45,57	37,45	0,06	0,14	0,2	0,52	0,43
350	0,1	58,01	72,22	66,6	51,88	0,05	0,13	0,25	0,5	0,38
350	1	60,88	94,37	80,97	66,37	0,04	0,13	0,25	0,45	0,31
350	10	81,66	141,85	134,13	86,09	0,05	0,24	0,31	0,6	0,21

Tabela 9: Parâmetros obtidos nos testes isotérmicos a diferentes temperaturas e taxas de deformação – Parte 2

T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	σ_c (MPa)	σ_p (MPa)	σ^* (MPa)	σ_{ss} (MPa)	ϵ_c	ϵ_p	ϵ^*	ϵ_{ss}	ϵ_c/ϵ_p
400	0,01	25,84	27,21	26,64	25,85	0,07	0,16	0,25	0,43	0,44
400	0,1	41,95	52,55	48,29	42,08	0,05	0,17	0,29	0,54	0,29
400	1	66,6	81,42	70,97	56,29	0,08	0,18	0,29	0,59	0,44
400	10	103,73	117,75	97,7	75,34	0,13	0,24	0,42	0,59	0,54
450	0,01	13,54	16,28	16,04	15,84	0,05	0,17	0,23	0,51	0,29
450	0,1	19,45	28,51	24,21	21,76	0,04	0,14	0,26	0,45	0,29
450	1	35,32	53,64	46,73	45,64	0,04	0,09	0,21	0,59	0,44
450	10	58,53	91,39	75,64	39,26	0,04	0,14	0,35	0,6	0,29
500	0,01	5,11	9,87	7,48	7,44	0,08	0,15	0,26	0,48	0,53
500	0,1	8,77	16,44	15,38	15,56	0,02	0,17	0,28	0,4	0,12
500	1	22,15	35,5	30,16	28,11	0,03	0,09	0,14	0,56	0,33
500	10	40,27	78,44	62,15	52,12	0,04	0,16	0,3	0,51	0,25

A relação entre a tensão crítica e a tensão de pico calculada neste trabalho foi de 0,33. Os valores desta relação também foram relatados por outros autores: Xu et al. [166] relataram valores de 0,212 a 0,666 para liga AZ91D, Quan et al. [178] encontraram valores de 0,270-0,522 para liga de AZ80 e Liu et al. [88] determinou o valor de 0,81 para liga de AZ31.

A relação entre deformação crítica e deformação de pico obtida no presente estudo apresenta média inferior ao valor de 0,81 adotado por Liu et al. [88]. Deve se notar que a verificação dos valores de deformação crítica apresenta incertezas que podem resultar nas diferenças observadas, como discutido por Liu et al. [88].

O parâmetro Zener-Hollomon (Z) - Equação (21) - apresenta as influências combinadas de temperatura e taxa de deformação em uma equação do tipo exponencial. Desta forma, permite sua aplicação em modelos matemáticos de fenômenos que consideram os efeitos de temperatura e deformação.

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (21)$$

De acordo com Sellars et al. [179] e McQueen et al. [180], deformações, tensões e o tamanho de grão recristalizado podem ser escritos em função do parâmetro Zenner-Hollomon. Assim, a deformação de pico, deformação para 50% de fração recristalizada e tamanho de grão recristalizado foram expressos usando a relação adimensional (Z/A), como visto na Equação (22), Equação (23) e Equação (24). Este tipo de abordagem também foi aplicada por Quan et al. [178], Bin-Jiang et al. [170] e Xu et al. [166] em estudos constitutivos de ligas de magnésio.

$$\varepsilon_p = C_1 \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^{m_1} \quad (22)$$

$$\varepsilon_{0.5} = C_2 \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^{m_2} \quad (23)$$

$$d_{DRX} = C_3 \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^{m_3} \quad (24)$$

O parâmetro A , como anteriormente citado, é uma constante do material analisado. O valor de ε_p foi modelado como função da taxa de deformação e da temperatura, conforme observado na Equação (25):

$$\varepsilon_p = a_1 \cdot \dot{\varepsilon}^{m_1} \cdot \exp\left(\frac{Q_1}{RT}\right) \quad (25)$$

onde ε_p denota a tensão máxima; a_1 é o dado material; m_1 é expoente da taxa de deformação. Para obtenção dos parâmetros, foi estabelecido a relação logarítmica entre ε_p e $\left(\frac{Z}{A}\right)$, como mostra a Figura 48.

Figura 48: Relação logarítmica entre ε_p e $\left(\frac{Z}{A}\right)$

De acordo com os dados da Tabela 8 e Figura 48, os coeficientes da Equação (25) podem ser determinados, resultando na Equação (26):

$$\varepsilon_p = 0,0771 \cdot \dot{\varepsilon}^{0,031} \cdot \exp\left(\frac{3968}{RT}\right) \quad (26)$$

6.3.4 Fração volumétrica recristalizada

A evolução da microestrutura devido à recristalização pode ser calculada pela equação do tipo Avrami, conforme demonstrado por Liu et al.[88] e outros [173], [181]. Na equação de fração recristalizada, a uma taxa de deformação constante, o tempo pode ser substituído por tensão, conforme observado na Equação (27), onde, a_{10} , β_d e k_d são as constantes de material.

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[-\beta_d \left(\frac{\varepsilon - a_{10}\varepsilon_p}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{k_d} \right] \quad (27)$$

Para resolver as constantes β_d e k_d é essencial identificar as condições de deformação correspondentes a recristalização completa ($X_{DRX} = 1$), isto é, tensão de escoamento em um estado estacionário e os grãos completamente recristalizados. Para isso uma equação adicional foi utilizada. De acordo com Bergstrom [182], a fração recristalizada de um metal pode ser descrita como relação entre a tensões do material em uma deformação considerada (σ), tensões de pico (σ_p) e tensões no estado estacionário (σ_{ss}), como mostra a Equação (28).

$$X_{DRX} = \frac{\sigma - \sigma_p}{\sigma_{ss} - \sigma_p} \quad (28)$$

Assim, a fração recristalizada foi plotada utilizando a Equação (28) e dados de material da Tabela 8.

As curvas em forma de S mostram que a fração recristalizada na microestrutura aumenta com a temperatura e decresce com o aumento da taxa de deformação. Uma temperatura mais alta promove a aceleração dos mecanismos de ativação da recristalização, enquanto as maiores taxas de deformação proporcionam menos tempo à nucleação e ao crescimento de grão.

É possível observar na Figura 49 que, para a mesma temperatura, a fração recristalizada é alcançada tardiamente em taxas de deformação maiores. Um efeito

semelhante é notado para a mesma taxa de deformação, mas em temperaturas diferentes, demonstrando que temperaturas mais baixas também atrasam o fenômeno de recristalização. O aumento da taxa de deformação e a diminuição da temperatura de deformação promovem aumento da densidade de discordâncias e reduzem a mobilidade dos contornos de grão.

Figura 49: A fração volumétrica recristalizada calculada nos ensaios de compressão. Pontos utilizados para auxílio na visualização das curvas

Abaixo de 300 °C, o material não atinge 100% de fração recristalizada. Este efeito é atribuído à diminuição da mobilidade dos contornos com aumento da taxa de deformação e da diminuição da temperatura. Além disso, a estrutura cristalina HCP da liga de magnésio não possui muitos sistemas de escorregamento. Em baixas temperaturas de deformação, os sistemas piramidais e prismáticos podem não ser ativados, resultando em um material com características frágeis.

Utilizando os dados da fração recristalizada da Figura 49 e dados da Tabela 8 e Tabela 9, as constantes para a Equação (27) foram determinadas para as condições analisadas neste trabalho, como mostra a Equação (29).

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[-0,639 \left(\frac{\varepsilon - 0,005\varepsilon_p}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{4,39} \right] \quad (29)$$

As constantes encontradas na literatura para ligas semelhantes de magnésio têm resultados controversos, como se vê na Tabela 10.

Tabela 10: Parâmetros β_d e k_d encontrados na literatura para ligas de magnésio

Autor	β_d	k_d
Ding et al. [183] – AM50	0,693	1,95
Zhang et al. [85] – AZ31	0,209	1,06
Xu et al. [173] – AZ61	0,677	2,86
Autor	0,639	4,39

A diferença encontrada por Xu et al. [166] por exemplo possivelmente se deve a menor faixa de temperatura utilizada nos testes aplicados pelos autores (220 a 380 °C).

Utilizando as curvas da Figura 49, obteve-se também a deformação para 50% de volume recristalizado. Os dados foram ajustados em uma equação de tipo Arrhenius, como mostra a Equação (30).

$$\varepsilon_{0.5} = a_2 \cdot \dot{\varepsilon}^{m_2} \cdot \exp\left(\frac{Q_2}{RT}\right) \quad (30)$$

onde $\varepsilon_{0.5}$ denota a tensão para 50% de recristalização, a_5 , $\dot{\varepsilon}$, m_2 e Q_2 são constantes de material. Da mesma forma, para obtenção dos parâmetros, foi estabelecido a relação logarítmica entre $\ln \varepsilon_{50\%}$ e $\ln\left(\frac{Z}{A}\right)$, como mostra a Figura 50.

Figura 50: Relação logarítmica entre $\ln \varepsilon_{50\%}$ e $\ln\left(\frac{Z}{A}\right)$

A análise de regressão foi utilizada para definir as constantes, conforme observado na Equação (31).

$$\varepsilon_{50\%} = 0,098 \cdot \dot{\varepsilon}^{0,036} \cdot \exp\left(\frac{4608}{RT}\right) \quad (31)$$

6.3.5 Tamanho de grão recristalizado

O tamanho de grão recristalizado foi calculado por uma equação do tipo Arrhenius, conforme observado na Equação (32).

$$d_{DRX} = a_3 \cdot \dot{\varepsilon}^{m_3} \cdot \exp\left(\frac{Q_3}{RT}\right) \quad (32)$$

Para determinar as constantes de equação, foram utilizados os dados de tamanho de grão obtidos nas micrografias das amostras dos ensaios de compressão na seção transversal, paralela ao sentido de deformação. A microestrutura de amostras compactadas de AZ31 para taxas de deformação de 0,01 e 10 s⁻¹ em diferentes temperaturas são mostradas na Figura 51 e Figura 52.

Abaixo de 200 °C, para a taxa de deformação de 0,01 e 10 s⁻¹, não foi observada diferença significativa nas microestruturas. Ambas apresentam grãos de 20 µm com grande presença de maclas de deformação. Este efeito é devido à falta de planos de escorregamento ativados abaixo de 250 °C. Os planos facilmente ativados estão na direção de maior densidade atômica correspondente aos planos basais, representados por {0001} <1120> ou {0001} <a>. O baixo número de sistemas de escorregamento independentes limita a deformação plástica da estrutura hexagonal compacta durante a deformação a frio.

Acima de 300 °C, as microestruturas mostram uma tendência em ambas as taxas de deformação. Para uma temperatura fixa, à medida que a taxa de deformação aumenta, os grãos recristalizados não têm crescimento suficiente e a energia armazenada (ou seja, alta taxa de nucleação) aumenta, assim, obtém-se grãos mais refinados. Resultados semelhantes foram encontrados por Guo-zheng [184] processando aço 42CrMo e Fatemi-Varzaneh et al. [185] processando a liga AZ31.

Figura 51: Micrografias para as condições de (a) $0,01 \text{ s}^{-1}$ em 200°C ; (b) 10 s^{-1} em 200°C ; (c) $0,01 \text{ s}^{-1}$ em 300°C ; (d) 10 s^{-1} em 300°C ; (e) $0,01 \text{ s}^{-1}$ em 350°C e (f) 10 s^{-1} em 350°C

Figura 52: Micrografias para as condições (a) $0,01 \text{ s}^{-1}$ em $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) 10 s^{-1} em $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $0,01 \text{ s}^{-1}$ em $450 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) 10 s^{-1} em $450 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (e) $0,01 \text{ s}^{-1}$ em $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ e (f) 10 s^{-1} em $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Estimativa do tamanho de grão médio foi realizada de acordo com ASTM E112-12 [186] e com auxílio do software *Image J*, conforme indicado na Figura 53. Grãos não recristalizados foram observados na microestrutura para temperaturas mais baixas e não foram contabilizados no cálculo do tamanho de grão médio. Na mesma temperatura, foram obtidos tamanhos de grãos menores com maiores taxas de deformação, conforme discutido anteriormente. Grãos com 1,82 μm foram obtidos para condições de 300 $^{\circ}\text{C}/10\text{ s}^{-1}$. O aumento da temperatura resultou em grãos recristalizados mais grosseiros. Os maiores grãos foram obtidos na condição de 500 $^{\circ}\text{C}/0,01\text{ s}^{-1}$, com 24,07 μm . De acordo com os resultados, para altas taxas de deformação, o efeito da temperatura no tamanho dos grãos foi menos evidente.

Figura 53: Tamanho de grão das amostras de compressão isotérmica para as condições de 0,01 s^{-1} e 10 s^{-1}

Assim como aplicado anteriormente, as constantes da equação de tamanho de grão recristalizado foram obtidos pela análise das curvas logarítmicas entre $\ln d_{DRX}$ e $\ln \left(\frac{Z}{A} \right)$, como mostra a Figura 54.

Figura 54: Relação logarítmica entre $\ln d_{DRX}$ e $\ln \left(\frac{Z}{A} \right)$

Os valores de tamanho de grão foram utilizados para resolver as constantes da Equação (32). O resultando é mostrado na Equação (33)

$$d_{DRX} = 211,6 \cdot \dot{\epsilon}^{-0,16} \cdot \exp\left(\frac{-20480}{RT}\right) \quad (33)$$

A energia de ativação para o tamanho de grão recristalizado obtida difere de Lee et al. [187] que encontrou o valor de 17860 J. A variação se deve provavelmente a utilização de apenas uma temperatura (300 °C) por Lee et al. [187] para resolver as constantes da equação de tamanho de grão.

6.3.6 Simulação do processo de compressão a quente

A equação constitutiva, a equação de fração recristalizada e a equação de tamanho de grão recristalizado foram aplicadas na simulação de compressão a quente no software DEFORM 3D. O coeficiente de atrito entre a amostra e a matriz foi ajustado de acordo com as curvas de força experimentais. O valor de 0,3 promoveu bom ajuste entre as curvas de força da matriz para diferentes temperaturas e taxas de deformação utilizados. Exemplos das curvas de força experimental e simulada podem ser vistas na Figura 55.

Figura 55: Exemplos das forças da matriz de compressão experimental e simulada para as condições de (a) 400 °C, 0,01 s⁻¹ e (b) 300 °C, 1 s⁻¹

Após a conclusão das simulações para todas as temperaturas, foi analisado o tamanho dos grãos na seção transversal, como visto na Figura 56.

Figura 56: Resultados de tamanho de grão na seção transversal dos corpos de prova de compressão simulados para as condições de (a) 400 °C, 0,01 s⁻¹ e (b) 300 °C, 1 s⁻¹

Duas taxas de deformação foram avaliadas e os valores finais de tamanho de grão foram comparados com os valores experimentais para validação do modelo. O local para análise de tamanho de grão escolhida nas simulações foi a região central, mesma utilizada para obtenção das microestruturas visualizadas na Figura 51 e Figura 52.

Os resultados da simulação expostos na Figura 57 mostraram concordância com os dados experimentais em representar de forma adequada o fenômeno de recristalização para as diversas condições impostas. A concordância dos resultados mostra a confiabilidade de todos parâmetros utilizados na elaboração do modelo. Por esta razão, sugere-se a implantação destas equações em modelos com deformações e ciclos térmicos mais elaborados, como no caso da soldagem por atrito.

Figura 57: Comparativo de tamanho de grão para condições experimentais e simuladas.

6.4 Conclusões

Foram analisados analiticamente o comportamento da liga AZ31 durante ensaios de compressão a quente. Conclui-se nesta etapa do trabalho que:

- Os presentes resultados demonstram a robustez do método de modelagem para avaliação microestrutural e mecânica utilizando dados de compressão a quente e observações microestruturais, amplamente disponíveis em laboratórios e centros de pesquisa em materiais metálicos.
- As curvas tensão-deformação da liga de magnésio AZ31 mostraram características típicas de material suscetível ao fenômeno de recristalização dinâmica: crescimento da tensão até um valor máximo, seguido de amolecimento dinâmico seguido por um estado estacionário.
- O material apresentou reposta para alterações de temperatura e taxa de deformação. Quanto maior a temperatura, menores os valores de tensão. De maneira oposta, quanto maior a taxa de deformação, menores os valores de tensão.
- A energia de ativação determinada para deformação plástica no presente estudo, 128 kJ/ mol, calculada usando lei hiperbólica na equação de tipo Arrhenius, concorda com os resultados relatados na literatura, sugerindo que a recristalização dinâmica é o principal mecanismo de amaciamento para a deformação a quente de AZ31. A distinção entre as constantes do material entre autores pode ser devido a variações nas faces de contato durante os testes de compressão.
- Durante os testes de compressão, as temperaturas elevadas forneceram condições para a recristalização dinâmica, promovendo o refinamento de grãos. Para taxas de deformação mais lentas, o maior tempo em altas temperaturas promoveu crescimento de grão. Por outro lado, para temperaturas baixas ou altas taxas de deformação, menores grãos foram observados devido à menor energia inserida no material.
- Os resultados da simulação mostraram grande concordância com os dados experimentais. A observação da microestrutura mostra que o modelo de cinética e tamanho de grão proposto é consistente com os dados experimentais.

7 EFEITO DA GEOMETRIA DO PINO E DE PARÂMETROS NA SOLDAGEM POR ATRITO UTILIZANDO CHAPAS SOBREPOSTAS DE AZ31 E AA6061

7.1 Resumo

A relação entre a geometria da ferramenta e o fluxo de material na soldagem por atrito são considerados um dos fatores-chave para se compreender os resultados microestruturais e consequentemente as propriedades mecânicas da junta soldada. No entanto, uma explicação suficiente do fenômeno ainda não foi alcançada, em particular para geometrias de pinos complexas. Desta forma, as contribuições sobre o assunto têm sido de grande importância para o desenvolvimento da técnica. O efeito da geometria do pino e análise de fluxo foi realizado em soldagem por atrito de chapas da liga AZ31 e liga AA6061. Para avaliar o efeito da geometria do pino, utilizou-se um pino roscado e não roscado em três velocidades de rotação diferentes: 375, 750 e 1125 RPM. A análise macro e microestrutural foi realizada utilizando microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, avaliando a morfologia da zona de mistura, distribuição de material e formação de intermetálicos. Verificou-se que a geometria do pino roscado em velocidades de rotação mais altas proporciona maior deformação e mistura devido à maior aporte de calor advindo da deformação plástica e da dissipação por atrito. Para velocidades de rotação mais baixas, o material processado apresentou características de união mecânica e não-difusionais. Além disso, a técnica de *stop-action* foi aplicada para fornecer informações adicionais sobre o mecanismo de fluxo durante as soldagens por atrito. A técnica *stop-action* permitiu a visualização do fluxo em torno da ferramenta e a ação vertical dos filetes da ferramenta.

7.2 Introdução

O alumínio e o magnésio possuem características únicas associadas à baixa densidade e alta resistência mecânica. No entanto, o processo de união destes dois materiais provou-se ser uma atividade desafiadora. Técnicas convencionais de soldagem, como a soldagem por arco a gás com tungstênio (GTAW) [188], soldagem por laser [189], foram utilizadas para soldar as ligas de Al e Mg. Estas técnicas de soldagem convencionais resultaram em regiões de grãos grosseiros e regiões intermetálicas, seguidas de uma grande zona termicamente afetada (ZTA) a qual compromete a integridade da solda.

Uma alternativa para a obtenção de união sem defeitos de metais dissimilares como o alumínio e o magnésio são as técnicas de soldagem de estado sólido, tais como soldagem por atrito (SAPNC). Vários estudos [4][10][46][163]–[166] utilizaram com sucesso SAPNC para unir ligas dissimilares de magnésio e alumínio, analisando microestrutura e presença de intermetálicos juntamente com as propriedades mecânicas da região processada. Além da importância tecnológica, a utilização de soldagens dissimilares possibilita visualização dos efeitos de fluxo de material dificilmente vistos em soldagens com apenas um material.

É sabido que a formação da zona de mistura é afetada pelo comportamento do fluxo de materiais sob a ação da ferramenta. O comportamento do fluxo de material e a geração de calor são predominantemente influenciados pelos perfis e dimensões da ferramenta SAPNC. Até à data, alguns estudos sobre o efeito da geometria da ferramenta na evolução da microestrutura e propriedades mecânicas no SAPNC de ligas de alumínio foram relatados [39] [168]. Os estudos para melhor compreender os fenômenos termomecânicos envolvidos na soldagem por atrito são fundamentais para o progresso do processo da técnica.

Seidel e Reynolds [104] utilizando a técnica de inserção de marcadores analisaram o fluxo de material para diferentes parâmetros de soldagem. Os marcadores forneceram uma boa caracterização qualitativa do fluxo de material, evidenciando as diferenças de fluxos entre os lados de avanço e retrocesso. No entanto, esta técnica não reconstruiu fluxo real do material porque apenas mostrou as posições finais dos marcadores.

Guerra et al. [106] usando a técnica *stop-action* e seccionamento da soldagem procuraram explicar os fenômenos de movimentação do material durante a soldagem por atrito. O método permitiu preservar características dinâmicas da microestrutura e da posição do material desenvolvida durante SAPNC. Através desta análise foi proposto o efeito qualitativo da geometria roscada no material processado, como o fluxo de material e uma maior deformação no lado de avanço da solda. No entanto, devido ao uso de materiais similares, a visualização do movimento vertical do material ao longo de toda a peça foi dificultada.

Neste trabalho, soldagem dissimilar das ligas AZ31 e AA6061 foram realizadas utilizando um pino roscado e não roscado, com 3 valores de rotação: 375, 750 e 1125 RPM e velocidade de avanço fixa. Buscou-se utilizar das facilidades proporcionadas pelo uso de materiais visualmente diferentes aliado a técnica de *stop-action* para observar o fluxo/ escoamento durante o processo de soldagem por atrito. Macro e microestrutura da zona de mistura para cada condição foram analisadas evidenciando as consequências de ferramentas e parâmetros formação da zona de mistura. Foram propostos modelos para o escoamento do material devido ao efeito das roscas da ferramenta baseado nas observações realizadas.

7.3 Resultados e discussão

7.3.1 Aspecto macroestrutural

Na Figura 58 são apresentadas as seções transversais das soldagens realizadas pelo pino roscado e não roscado para as três condições de rotação. As seções transversais foram orientadas com o lado avançado para a direita.

A macroestrutura para a condição roscada é apresentada na Figura 58 (a), Figura 58 (c) e Figura 58 (d) evidenciando grande mistura entre os materiais. À medida que a velocidade de rotação aumenta, a agitação interna se intensifica, conforme também observado por Seidel et al. [104], Dickerson et al. [57] e Liechty e Webb [107]. Altas velocidades de rotação proporcionam maior entrada de calor durante o processo devido ao atrito e à deformação plástica, tornando o material facilmente deformável, favorecendo seu fluxo em torno da ferramenta e verticalmente pela ação da rosca. Devido à geometria plana do ombro da ferramenta, houve perda de material na forma de rebarbas na parte superior da junta.

À medida que a rotação assume valores mais baixos na condição roscada, defeitos surgem, com um grande vazio central no parâmetro de 375 RPM devido à falta de capacidade de movimentação do material. Como mostrado por Sevel et al. [195], Huang et al. [196] e Seidel et al. [104], o defeito de falta de preenchimento, conhecido como "*wormhole*", deve-se à baixa mobilidade do material ao ocupar os espaços após a passagem da ferramenta, consequência das temperaturas homólogas baixas atingidas durante o processo. Ramulu et al. [19] ressalta que estes defeitos são devido à geração insuficiente de calor durante o processo, tornando o material menos amolecido, dificultando seu escoamento. Além disso, a condição de 375 RPM apresentou resultados consistentes com as observações de Seidel e Reynolds [104], onde é mostrado que um passo (relação entre a velocidade de solda e a velocidade de rotação da ferramenta) próximo de $0,5 \text{ mm} \cdot \text{rot}^{-1}$. ($0,42 \text{ mm} \cdot \text{rot}^{-1}$ para 375 RPM), fornece menos energia para o material processado, gerando assim menor mistura na seção transversal.

Figura 58: Imagens obtidas por microscopia ótica das secções transversais soldadas nas seguintes condições: a) Pino roscado 1125 RPM; b) Pino não roscado 1125 RPM; c) Pino roscado 750 RPM; d) Pino não roscado de 750 RPM; e) Pino roscado 375 RPM; f) Pino não roscado 375 RPM

As Figura 58 (b), Figura 58 (d) e Figura 58 (f) mostram as secções transversais soldadas por pinos não roscados. Foi observada grande falta de material na zona de mistura para as velocidades de rotação mais elevadas. Sugere-se que todo o material nesta região tenha sido expulso pela ação da ferramenta. A ausência de roscas que forcem o material para baixo possibilita sua saída da zona de mistura durante o processamento. Para velocidades de rotação mais baixas, um pequeno volume de

magnésio permaneceu na junta, mas com um grande defeito de *wormhole* na região central. Ramesh-Babu et al. [95] em seu trabalho com soldagens de 6 mm de espessura observaram efeito semelhante. Os autores mostram que em soldagens de 600 e 800 RPM, houve formação de defeitos, fato que se mostrou independente da velocidade de avanço.

7.3.2 Resposta de forças e torque

As forças e torque envolvidos durante o processo foram analisadas para ambas as geometrias de ferramenta. Na Figura 59 é apresentado o valor médio obtido ao longo da soldagem para cada teste. Observou-se maior força vertical na condição roscada, atingindo quase o dobro dos valores observados na ferramenta plana. Em relação ao torque, a diferença é notável para pequenas rotações, atingindo valores semelhantes no parâmetro 1125 RPM.

A diferença nos valores é devido ao esforço encontrado pela ferramenta ao se mover durante do processo. A presença de roscas, que, como observado nas micrografias, proporciona fluxo vertical adicional ao longo da articulação, aumenta as forças e a resposta de torque em comparação à ferramenta plana. Os resultados são condizentes com o proposto por Arora et al. [197] e outros autores [198], [199] onde relatam em soldagens de alumínio o aumento da resposta da força em Z com a diminuição da rotação da ferramenta.

Figura 59: Força axial e torque das ferramentas para soldagens dissimilares

7.3.3 Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS)

Para verificar a mistura entre os metais e as fases formadas nas soldagens foram adquiridos mapas de EDS. Como nenhuma zona de mistura foi formada na condição de pino liso, a análise não foi realizada nestas amostras. Na análise EDS foram observadas três áreas representativas da junta soldada: lado de avanço (AS), lado de retrocesso (RS) e regiões de centro-raiz, como mostrado na Figura 60.

Na zona de mistura foi observada a presença de regiões escuras e porosas, com efeito de corrosão causado pelo ataque revelador de contorno. Um resultado semelhante foi encontrado por Liu et al. [200], onde sugerem fenômeno de corrosão galvânica devido ao par Mg/ Al formado em algumas áreas em soldagens entre AZ31 e 2024-T3. Nessas áreas, como observado por Mohammadi et al. [98] sugere-se a formação dos intermetálicos $Al_{12}Mg_{17}$, Al_3Mg_2 e Mg_2Si . Para confirmação seria necessário utilizar a técnica para identificar fases em locais pontuais, como por

exemplo transmissão associada a um feixe de íon focalizado. Sugere-se que esta abordagem seja feita em estudos futuros.

Figura 60: a) Seção transversal soldada pelo pino roscado a 1125 RPM; b) Lado de retrocesso; c) Centro-raiz; d) Lado de avanço

Análises de EDS pontuais indicaram que a difusão entre materiais ocorreu de forma heterogênea, com regiões com maior e menor grau de contaminação. Conforme mostrado na Figura 61, observam-se regiões em que a composição de alumínio variou de 0,7% a 14,4 % em massa. Além da composição, a forma globular das estruturas também sugere a formação de $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ intermetálico, como discutido por Firouzdor et al. [40].

Figura 61: Imagem de MEV na condição de 1125 RPM indicando três pontos de medição; (b), (c) e (d) mapeamento de composição para os elementos Mg, Al e Mn, respectivamente; (e), (f) e (g) composição química do ponto SP1, SP2 e SP3, respectivamente

Spot	Mg (wt%)	Al (wt%)
SP1	85.8	14.4
SP2	94.8	5.2
SP3	99.3	0.7

Conforme demonstrado anteriormente, foram adquiridos mapas de EDS para verificar a difusão entre os metais e observar o movimento do material do parâmetro 375 RPM, como mostrado na Figura 62.

Figura 62: a) Seção transversal produzido pelo pino roscado a 375 RPM; b) Raiz-lado de retrocesso; c) Centro da raiz; d) Raiz-lado de avanço

Na condição de 375 RPM, foram observadas linhas de fluxo semelhantes às da condição de 1125 RPM, mas sem interdifusão aparente entre materiais. Nesta condição, foram observadas características de mistura mecânica, devido à menor entrada de calor produzida pelo parâmetro.

Duas regiões de mistura entre os materiais foram analisadas, por análise química EDS semi-quantitativa ao longo de uma linha, conforme observado na Figura 63. Na Figura 63 (a), para o parâmetro 1125 RPM, dividiu-se a região em três áreas para análise. Na primeira região (1), observa-se que ocorre uma mistura de aparência homogênea das duas ligas após o processamento, apresentando uma gama de 20-60% em massa de Mg e 40-80% massa de Al. Nas regiões 2 e 3, a maior presença de Mg (80% em massa) sugere a mistura ϵ -Mg e γ -Mg₁₇Al₁₂. No entanto, na amostra de 375 RPM, Figura 63 (b), foram encontradas grandes áreas (regiões 5 e 6) com valores próximos a 90% para Mg e Al, sugerindo a presença de metais base (não-mistura) com pequeno grau de interdifusão.

Figura 63: EDS em linha das condições de (a) 1125 RPM e (b) 375 RPM para ferramenta roscada

7.3.4 Difração de raios X

A identificação de possíveis fases presentes na estrutura foi realizada por difração de raios X. Uma vez que a técnica de SAPNC ocorre em condições de não equilíbrio, além das fases de equilíbrio esperadas, outras fases intermetálicas podem ser encontradas nas amostras. Portanto, os intermetálicos provavelmente se formam em regiões de altas temperaturas, na interface entre alumínio e magnésio e em algumas áreas localizadas da zona de mistura.

Considerando este fato, é possível com o auxílio dos dados de raios X que o processo e as temperaturas promovidas em situação de não-equilíbrio possibilitem a geração da fase $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (104) como mostrado no diagrama de fases na Figura 64. Observa-se que a presença de $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (103) sofre um aumento considerado de acordo com o aumento da rotação (375 até 1125 RPM). Observou-se grande presença de picos $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ na condição 1125 RPM, indicando resultados consistentes com os observados por técnicas óticas. Nas condições 375 e 750, menor presença de picos $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ sugere características mecânicas e de não difusão.

A matriz $\epsilon\text{-Mg}$ (105) é indicada nos padrões como picos estreitos. Picos relacionados a $\alpha\text{-Al}$ (fase de cristal cúbico) (108) também são observados.

Figura 64: Resultados de difração de raios X para os parâmetros (a) 375 RPM, (b) 750 RPM e (c) 1125 RPM

7.3.5 Análise de fluxo por técnica de *stop-action*

A menor velocidade de rotação e uma menor entrada de energia possibilitaram a visualização do fluxo de material durante o processo, conforme visto na Figura 65. A descida de AZ31 na região de AA6061 causada pelo pino roscado pode ser claramente notada. Esses resultados concordam com os encontrados por Guerra et al. [106], que mostram que o material no lado de avanço, além de girar em torno da ferramenta, é movido para baixo pela ação das roscas dos pinos. O fluxo descendente não foi observado no lado de retrocesso. O refinamento do grão foi analisado em duas áreas: no centro da zona misturada e na região da raiz. No centro da zona misturada, grãos equiaxiais se desenvolveram com tamanhos próximos de 10 μm enquanto que na raiz, o tamanho médio registrado foi de 2 μm . De acordo com Guo et al. [201], o tamanho de grão no processo de recristalização é diretamente relacionado à temperatura. Desta forma, sugere-se que o material próximo da raiz sofre deformações em temperaturas inferiores às observadas no restante da região de mistura, além de ser submetido à altas quantidades de deformação.

Figura 65: Seção transversal da junta 375 RPM, (a) região central da zona misturada, (c) região da raiz da junta

Após 50 mm percorridos durante a soldagem do parâmetro 375 RPM, aplicou-se a técnica “*stop-action*”, alojando o pino da ferramenta dentro do cordão de solda. Para observar o fluxo do material, foram produzidas secções de 3 mm de espessura no lado de avanço, esquematizado na Figura 66. Além disso, no lado de retrocesso, a peça foi cortada no plano longitudinal ao longo do eixo de solda, permitindo uma visão lateral da ferramenta “congelada”.

Figura 66: Ilustração esquemática das secções analisadas após aplicação da técnica *stop-action*

A seção longitudinal é mostrada na Figura 67. Ao longo da direção de avanço, observa-se o efeito de elevação do material à frente da ferramenta. Na região posterior do pino, o material ascende para preencher o vazio causado pela ferramenta. De acordo com Colligan et al. [105], este fenômeno é semelhante ao fluxo de material observado em processos de extrusão, devido às semelhanças nos métodos de deformação e escoamento de material.

Figura 67: Seção longitudinal da soldagem AZ31/AA6061 a 375 RPM

Na Figura 68, as seções foram produzidas no lado de avanço seguindo a direção de avanço da ferramenta. Na Figura 68 (a) observa-se a elevação do material, como observado na observação longitudinal. À medida que a ferramenta adentra a região, o material à sua frente é dividido e as estruturas de *hooks* são formadas. A ascensão que ocorre quando o material encontra o pino é contida pela ação do ombro. As mesmas estruturas de *hooks* também foram encontradas por Lu et al. [150] processando chapas de AZ31 de 4 mm de espessura usando um pino de 3 mm de comprimento, o que sugere que esse fenômeno não depende dos parâmetros, mas está relacionado ao processo de extrusão imposto sobre o material. Além disso, a formação de *hooks*, conforme relatado pelos autores, é mais evidente no lado de avanço, provavelmente relacionado à maior deformação encontrado nesta região.

Na Figura 68 (b), observa-se a presença da AZ31 nos filetes da rosca e sua transferência para a região da liga AA6061. Esta é uma indicação da ação dos filetes da ferramenta conduzindo o material da parte superior para a parte inferior do cordão de solda. À medida que a ferramenta avança, a Figura 68 (c), (d) e (e) mostram a mistura dentro dos filetes entre os materiais. A Figura 68 (e) e (f) mostram o final do processo.

Figura 68: Secções transversais da junta com a ferramenta alojada mostrando a ação dos filetes da ferramenta no transporte vertical de material

Para observar indicações de deformação, analisou-se a microestrutura do material localizado no interior dos filetes da ferramenta. A Figura 69 indica a região de análise da ferramenta. O tamanho médio de grão medido na região foi de $4,4\text{ }\mu\text{m}$, conforme observado na Figura 69 (c). O refinamento de grão apresentado é devido à intensa deformação sofrida pelo material nesta região e ao curto ciclo térmico devido à parada da ferramenta.

Figura 69: Micrografias do material AZ31 no interior dos filetes da ferramenta

7.3.6 Modelo de fluxo proposto

Com o auxílio das observações acima, sugeriu-se um modelo de escoamento de material em conjunto com os filetes da ferramenta. Conforme mencionado anteriormente por Colligan et al. (88), a soldagem por atrito se assemelha em termos de deformação aos métodos de extrusão, de modo a possibilitar uma analogia onde a matriz, neste caso, é a ferramenta de soldagem por atrito. Os filetes extrudam o material de diferentes maneiras. Em lados de avanço e retrocesso, a velocidade da matriz é dada pela velocidade tangencial da ferramenta. A velocidade do material

nesta analogia é dada pela velocidade de avanço da ferramenta. No lado de avanço, a velocidade do material e da matriz são opostos resultando no deslocamento vertical devido aos efeitos de geometria e velocidade combinados. No lado de retrocesso, a velocidade da matriz e do material tem a mesma direção, resultando em um efeito de extrusão menor, deslocando o material verticalmente com menos intensidade.

7.4 Conclusões

O presente trabalho possibilitou a análise de alguns aspectos relativos à ação dos filetes do pino e efeito de parâmetro na soldagem por atrito. As conclusões deste estudo são as seguintes:

- Para condições de pino roscado, a maior velocidade de rotação proporcionou maior entrada de calor durante o processo devido ao atrito e deformação. Este efeito promoveu maior temperatura e um melhor fluxo de material, resultando em soldagens com boa consolidação. À medida que a rotação assume valores mais baixos em condição roscada, surgem os defeitos relacionados à falta de movimento do material.
- As soldagens realizadas por pinos não roscadas apresentaram falta de preenchimento para rotações elevadas (1125 RPM). A ausência de filetes na ferramenta reduziu a capacidade de geração de energia durante o processo, limitando a capacidade de escoamento do material. Mesmo em rotações menores (750 RPM) não foi possível corrigir o defeito de preenchimento.
- Observou-se maior força axial na condição roscada, atingindo quase o dobro dos valores observados na ferramenta lisa. A presença de filetes, forneceu fluxo vertical adicional ao longo do processo, aumenta as forças e a resposta de torque em comparação com condições não roscadas.
- Soldagens produzidas com velocidades menores de rotação apresentaram uniões com aspecto não-difusional. Para maiores velocidades de rotação, a análise sugere a formação de intermetálicos γ -Mg₁₇Al₁₂. Análises de difração de raios X contribuíram na observação dos picos de γ -Mg₁₇Al₁₂, indicando resultados consistentes com os observados pelas técnicas ópticas.
- A técnica de *stop-action* permitiu a visualização do fluxo posterior e anterior à ferramenta. Observou-se que a ferramenta causa a elevação do material à sua frente, dividindo o material após a passagem e gerando as estruturas chamadas *hooks* em ambos os lados da zona de mistura.
- Atrás da ferramenta, o material busca preencher o vazio causado pela ferramenta, lateralmente e de baixo para cima, como um processo de extrusão.
- O material sofre movimento vertical exclusivamente pela ação dos filetes do pino, não sendo observado este movimento em regiões onde a ferramenta não atua.

- O fluxo de material descendente observado no lado avançado é explicado utilizando uma analogia com um processo de extrusão de matriz móvel. Devido à ação combinada da geometria e das velocidades opostas, o material no lado de avanço é conduzido para baixo com maior intensidade do que o lado em retrocesso. Este fenômeno induz maior deformação do material no lado de avanço, reforçada pela observação de microestrutura mais refinada na região.

8 SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO POR PINO NÃO CONSUMÍVEL

8.1 Resumo

Soldagem por atrito é uma técnica de processamento em estado sólido baseada em uma combinação de fenômenos térmicos e mecânicos, que resulta em deformação plástica severa e aumento de temperatura ao redor e dentro da zona de mistura produzida pela ferramenta. Devido à agilidade e praticidade, métodos numéricos têm sido utilizados para se compreender e analisar aspectos metalúrgicos da soldagem por atrito para diferentes materiais e geometrias de ferramentas. Deste modo, nesse trabalho apresenta-se um modelo numérico baseado em mecânica computacional visando simular o processo de soldagem por atrito na liga AZ31 é apresentado. O modelo inclui características geométricas, temperatura, deformação e tamanho médio de grãos. Tanto nos modelos, como nos experimentos, foram estabelecidos parâmetros de 800, 1200 e 1600 RPM com velocidades de avanço de 100 mm.min^{-1} e 200 mm.min^{-1} com três geometrias diferentes de pinos. Temperatura, torque da ferramenta, aparência da seção transversal e tamanho de grão simulados tiveram boa concordância com as medidas experimentais. Os resultados da taxa de deformação mostram um grande efeito dos filetes da ferramenta roscada em deformar e gerar calor adicional durante o processo. Por fim, os modelos auxiliaram no entendimento da formação de textura preferencial basal após o processo devido ao fenômeno de compressão, visualizado com auxílio da técnica de rastreamento de pontos aplicada aos modelos.

8.2 Introdução

O processo de soldagem por atrito compreende uma forte combinação de fenômenos térmicos e mecânicos que resultam em deformação plástica severa e aumento de temperatura ao redor e dentro da zona de mistura. Deste modo, a ação da ferramenta proporciona uma complexa movimentação de material envolvendo distintos ciclos termomecânicos ao longo do processo. Uma compreensão dos fenômenos mecânicos e térmicos durante a soldagem por atrito é necessária para a otimização dos parâmetros do processo, controle da microestrutura e propriedades das uniões produzidas.

Apesar de sua importância crítica, o fluxo de material ao redor da ferramenta ainda é um dos fenômenos menos compreendidos em SAPNC. Como mencionado por Rai et al. [16], filetes/roscas são uma das características geométricas mais comuns e básicas para projetar pinos de ferramentas para SAPNC. No entanto, seu efeito no fluxo de material ainda não foi completamente entendido. O emprego de estruturas roscadas no pino foi considerado essencial para melhoraria efetivamente do fluxo de material ao redor da ferramenta de soldagem, a fim de evitar defeitos, conforme mostrado por Reza-E-Rabby et al. [17] em ligas de alumínio e Padmanaban et al. [18] para ligas de magnésio. Dessa forma, afim de aprimorar geometrias de ferramentas e otimizar o processo, maior conhecimento é necessário sobre a influência destas nos comportamentos do fluxo de material durante a SAPNC.

A simulação em elementos finitos do processo de soldagem por atrito promove de maneira rápida investigar a influência dos parâmetros de processamento nas juntas obtidas e otimizá-las de maneira fácil e com menor custo.

Um grande desafio referente a modelagem numérica de SAPNC se deve as altas tensões, altas taxas de deformação e altas temperaturas envolvidas simultaneamente no processo. Somado a isto, tem-se a geração de calor devido a duas fontes distintas: calor gerado pela deformação plástica e devido ao atrito entre material de trabalho e ferramenta [37].

A literatura apresenta avanços na modalam do processo de soldagem por atrito. Buffa et al. [136], [140] propuseram um modelo em mecânica dos sólidos para o processo de soldagem por atrito utilizando o software comercial DEFORM 3D. Nos resultado apresentados, as distribuições de tensões calculadas mostraram a capacidade do modelo para prever tensões residuais longitudinais, mas considerando apenas geometrias simples de pinos, isto é, sem roscas/ filetes.

Long et al. [128] apresentou um modelo termomecânico em que foi considerado o efeito da inclinação da ferramenta durante a soldagem. O modelo mostrou-se capaz de prever além das variáveis do processo, tais como temperatura e tensões, como também a morfologia do cordão de solda após o processo. Analisando os resultados do modelo o autor concluiu que uma inclinação de 2° da ferramenta contribui com a diminuição de defeitos no cordão, devido à maiores temperaturas alcançadas.

Com relação aos valores de deformação, Buffa et al. [127] calcularam deformações próximas a 50 mm.mm^{-1} e taxas de deformação variando entre 0 e 20 s^{-1} . Ammouri et al. [141] simulando soldagens em magnésio, calcularam taxas de deformação diferentes ao longo das regiões de avanço e retrocesso, fornecendo valores na ordem de 10^1 até 10^2 s^{-1} . Estes valores comparados aos demonstrados experimentalmente demonstram a confiabilidade dos modelos propostos. No entanto, o estudo foi aplicado apenas em pinos cilíndricos lisos, tornando difícil a compreensão de fenômenos envolvendo ferramentas de geometria mais complexas (ferramentas cônicas roscadas/filetadas).

Em termos de modelagem microestrutural, várias abordagens tais como o *cellular automaton* (CA), Monte Carlo e o modelo de campo de fase foram desenvolvidos para simular a evolução microestrutural durante o processo de SAPNC. Pesquisadores demonstraram que a CA oferece uma estrutura computacionalmente eficiente para a simulação da evolução microestrutural [202].

Asadi et al. [202] aplicou a abordagem de *cellular automaton* obtendo sucesso ao representar a microestrutura da zona misturada, além de densidade de discordâncias, nucleação e crescimento de grão. No entanto, o que dificulta a aplicabilidade do modelo são os parâmetros iniciais de nucleação, velocidade de movimentação de contornos, energias de discordâncias, entre outros. Desta forma, torna-se necessário a elaboração de um modelo que possa ser alimentado com parâmetros facilmente obtidos dos materiais de estudo.

O maior desafio na implementação de modelos em soldagem por atrito para ferramentas com geometrias complexas se deve ao dispendioso tempo de processamento devido à grande distorção de malha proporcionada, o que acarreta a necessidade de processadores mais poderosos e o desconhecimento do coeficiente de atrito típico do processo.

Grande parte da literatura que envolve modelagem matemática usa dados de atrito obtidos em condições experimentais diferentes daquelas aplicadas em SAPNC [28], [109]–[113] [22]–[28]. Alguns exemplos são vistos na Tabela 11.

Tabela 11: Coeficientes de atrito utilizados no modelamento matemático encontrados na literatura

Referência	Material	Modelo de atrito	Coeficiente de atrito
Buffa et al. [203]	Ti6Al4V	Cisalhamento	0,31
Asadi et al. [28]	AZ91	Cisalhamento	0,4
Tutunchilar et al. [109]	Al-Si	Cisalhamento	0,5
Shojaeefard et al. [204]	AA5083	Cisalhamento	0,46
Mandal et al. [205]	AA2024	Coulomb	0,3

Neste trabalho é apresentado estudo através de simulações numéricas do processo de soldagem por atrito utilizando o software DEFORM 3D baseado em mecânica dos sólidos computacional, analisando o efeito de parâmetros e geometria do pino. Buscou-se neste trabalho a proposta de um modelo de atrito que fosse próximo das reais condições de trabalho da ferramenta em soldagem por atrito. Os dados obtidos por Kumar et al. [115] na avaliação experimental do atrito em soldagem por atrito foi selecionado como base deste modelo.

Soldagens experimentais foram realizadas afim de se comparar os resultados de temperatura, torque da ferramenta e configuração da seção transversal da solda. As propriedades metalúrgicas tais como tensão de escoamento, fração recristalizada, tamanho de grão recristalizado e cinética de recristalização foram obtidos de curvas tensão-deformação realizadas no equipamento Gleeble 3800, disponíveis na primeira parte do trabalho.

8.3 Resultados e discussão

8.3.1 Avaliação das soldagens de AZ31

Soldagens foram realizadas em chapas de magnésio em seis condições com rotações de 800, 1200 e 1600 RPM e velocidades de avanço de $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ utilizando o pino A. Conforme mencionado na metodologia, foram medidos também torque, temperatura da ferramenta e das chapas durante o processo.

Após finalizadas as soldagens, foram retiradas imagens da vista superior, evidenciando o aspecto do cordão produzido, como mostra a Figura 70.

Figura 70: Aspecto superficial dos cordões de solda produzido por SAPNC em liga AZ31; (a) 800 RPM, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$; (b) 800 RPM, $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$; (c) 1200 RPM, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$; (d) 1200 RPM, $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$; (e) 1600 RPM, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e (f) 1600 RPM, $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$

De modo geral, todas as soldagens produziram superfícies consolidadas, sem defeito aparente. Nos testes com 800 RPM (menor velocidade rotação), Figura 70 (a) e Figura 70 (b), nota-se que a superfície apresentou pouca rebarba, mas com regiões exibindo aspecto de “farelo” quebradiço. Este fenômeno é consequência da deformação em baixas temperaturas da liga AZ31, que como o Mg hexagonal possui poucos planos de escorregamento abaixo de 225 °C [72]. Nas soldagens com rotação de 1200 RPM, Figura 70 (c) e Figura 70 (d), observou-se boa aparência superficial, pouca rebarba e superfície regular. Nas soldagens em 1600 RPM, Figura 70 (e) e Figura 70 (f), regiões escurecidas e maior volume de rebarbas foram observadas, consequência das maiores temperaturas alcançadas durante o processo. A qualidade da soldagem, como mencionado anteriormente, depende da otimização de parâmetros em conjunto com a ferramenta utilizada. Como mostrado por Gulati et al. [20], parâmetros com 1800 RPM de rotação em 5.45 mm de penetração produziram soldagens sem rebarbas, ao passo que no presente trabalho 1600 RPM já provoca plastificação excessiva no material.

A medida da temperatura foi realizada, tanto na ferramenta, como na chapa durante o processo. A temperatura da ferramenta medida por meio da inserção de termopar e por infravermelho pode ser vista na Figura 71.

Figura 71: (a) Variação da temperatura da ferramenta com o parâmetro utilizado. (b) Leitura térmica por infravermelho da ferramenta durante o processo de soldagem.

Nota-se aumento gradual da temperatura da ferramenta ao longo do processo. Diferença foi observada com relação ao avanço da ferramenta, onde em velocidades mais altas ($200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$) a ferramenta alcançou menores temperaturas. A maior temperatura observada na ferramenta foi de 348°C para o parâmetro 1600 RPM $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, devido à combinação de alta rotação e baixa velocidade de avanço.

No material soldado, as temperaturas foram medidas por termopares, de acordo com a Figura 72.

Figura 72: Temperaturas medidas por termopares posicionados a 15 mm (lado de avanço e retrocesso) do cordão de solda para os seguintes parâmetros: (a) 800 RPM , $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$; (b) 800 RPM , $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$; (c) 1600 RPM , $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e (d) 1600 RPM , $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$

Os resultados de temperatura mostraram-se concordantes com as relações já esperadas proporcionadas pela rotação e velocidade de avanço. Rotações maiores resultaram em temperaturas máximas maiores para uma mesma velocidade de avanço. Já o aumento da velocidade de avanço diminui a temperatura máxima atingida para uma mesma rotação.

A velocidade de avanço provocou diferenças na taxa de resfriamento do material soldado, aumentando de 2,34 °C/s para 5,75 °C/s para rotação de 800 RPM. Os resultados vão de acordo com afirmações na literatura que apontam a velocidade de avanço como importante recurso para controle microestrutural em soldagens, principalmente em aços, onde é possível inibir a formação de fases que prejudiquem a resistência mecânica do mesmo, como mostram Nelson et al. [206] e outros [207], [208].

O efeito da velocidade de rotação é evidenciado nas temperaturas máximas alcançadas. O parâmetro de 1600 RPM produziu temperaturas máximas de 375 °C, ~50 °C maiores que o parâmetro 800 RPM. Considerando que no centro da zona de mistura as temperaturas são ainda maiores, sugere-se que a plastificação excessiva do material proporcionou sua expulsão durante o processo na forma de rebarbas, como vista na Figura 70 (e) e Figura 70 (f).

Na próxima etapa foram realizados cortes para preparação transversal das soldagens, como vista na Figura 73. Como descrito na metodologia, foram retiradas amostras na metade do comprimento das chapas, evitando influências da etapa de entrada e saída da ferramenta nas análises.

Figura 73: Seção transversal dos cordões de solda produzido por SAPNC em liga AZ31; (a) 800 RPM, 100 mm.min⁻¹; (b) 800 RPM, 200 mm.min⁻¹; (c) 1200 RPM, 100 mm.min⁻¹; (d) 1200 RPM, 200 mm.min⁻¹; (e) 1600 RPM, 100 mm.min⁻¹ e (f) 1600 RPM, 200 mm.min⁻¹

Na Figura 73 (a) e Figura 73 (b), a baixa velocidade de rotação produziu cordões consolidados, no entanto, pequeno defeito no lado de avanço do parâmetro 800 RPM - 200 mm.min⁻¹ foi observado. Sugere-se que este defeito seja devido às baixas temperaturas alcançadas no processo, sendo este o parâmetro de menor aporte térmico, combinando baixa rotação e alta velocidade de avanço. Na Figura 73 (c) e Figura 73 (d), os parâmetros “intermediários” produziram cordões consolidados sem defeito aparente. Na Figura 73 (e) e Figura 73 (f), as maiores rotações também produziram cordões consolidados, mas com defeito na superfície do cordão conhecido como *underfill*, consequência da geração de rebarbas durante o processo. Resultado semelhante foi encontrado por Ratna et al. [209], sugerindo aquecimento excessivo durante o processo.

Com relação à deformação proporcionada pela ferramenta em cada parâmetro, nota-se na Figura 73 que para maiores velocidades de rotação, maior é a região modificada pela ferramenta.

Com relação à microestrutura, de maneira geral, foi observado refinamento de grão, provocado pela recristalização dinâmica. A Figura 74, mostra que houve redução do tamanho de grão e presença majoritária de grãos equiaxiais, como também observado por diversos autores na literatura [56], [92], [97], [209].

Figura 74: Microestruturas resultantes dos processo de soldange por atrito nos parâmetros (a) 800 RPM, 100 mm.min⁻¹; (b) 800 RPM, 200 mm.min⁻¹; (c) 1200 RPM, 100 mm.min⁻¹; (d) 1200 RPM, 200 mm.min⁻¹; (e) 1600 RPM, 100 mm.min⁻¹ e (f) 1600 RPM, 200 mm.min⁻¹. Micrografias retiradas da região central da zona misturada

Suhuddin et al. [210] discutem que o padrão microestrutural observado em soldagens de liga AZ31 apresentam mistura irregular de contornos de baixo e alto ângulo. A formação de tais microestruturas foi bem documentada para materiais deformados severamente [211], indicando indiretamente que o material nestas regiões experimentou uma deformação plástica significativa.

O tamanho de grão médio das regiões centrais das soldagens foi medido pela técnica de intercepto, de acordo com a norma ASTM E112 [157]. Os valores médios e desvio padrão são apresentados na Tabela 12.

Diferenças de tamanho de grão médio foram observadas entre as rotações de 800 RPM e 1200/1600 RPM. Isso se deve às diferentes temperaturas alcançadas por estes parâmetros, resultando em crescimento diferenciados de grão recristalizado. Comparando os resultados com os observado por Darras et al. [212], onde partindo de um tamanho de grão inicial de 8,9 μm obteve grãos de tamanho 3,8 μm para 1200 RPM – 700 $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e 9,1 μm para 1750 RPM – 300 $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$, sugere-se que o alterações na rotação provocam maiores mudanças microestruturais do que alterações na velocidade de avanço. No trabalho, a velocidade de avanço produziu mínima diferença microestrutural para a mesma velocidade de rotação. Comparando com os resultados de Darras et al. [212], sugere-se que as velocidades de avanço selecionadas no trabalho são relativamente próximas e portanto, não produzem diferenças microestruturais significativas.

Tabela 12: Tamanho médio de grãos da região central das soldas

Rotação/Avanço	100 $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$	200 $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$
800 RPM	7,1 $\pm$ 2,5 μm	6,8 $\pm$ 2,7 μm
1200 RPM	8,5 $\pm$ 1,8 μm	7,8 $\pm$ 1,9 μm
1600 RPM	9,2 $\pm$ 3,2 μm	8,8 $\pm$ 2,1 μm

8.3.2 Forças e torque

O torque e forças da ferramenta foram medidas e analisadas. Na Figura 75 observa-se o torque medido ao longo do processo para todos parâmetros estudados.

Figura 75: Torque da ferramenta ao longo da distância percorrida durante a soldagem.

Observa-se que a combinação de alta velocidade de avanço (200 mm.min⁻¹) e baixa velocidade de rotação (800 RPM) produziram o maior torque dentre os parâmetros analisados, e de maneira oposta, a maior rotação (1600 RPM) e menor avanço (100 mm.min⁻¹) promoveram o menor torque. Essa tendência de resposta do torque da ferramenta também foi observada por outros autores na literatura [49]–[51]. Conforme mencionado na revisão, o torque pode ser considerado medida indireta do estado do material processado. Para rotações baixas, menores temperaturas são alcançadas no material, consequentemente maiores tensões de escoamento estarão presentes, dificultando a movimentação da ferramenta.

Ademais, pelos resultados, observa-se que o torque é mais influenciado pela rotação do que a velocidade de soldagem, como também apresentado por Quintana e Silveira [213].

Outros indicativos da condição do material processado são as forças longitudinais e laterais na ferramenta registradas pelo equipamento (eixo Y e X). Estes

parâmetros costumam apresentar a mesma tendência para variação de parâmetros, como apontam Shahi et al. [49]. Assim como observado no torque, as forças máximas e mínimas foram observadas respectivamente nos parâmetros 800 RPM - 200 mm.min⁻¹ e 1600 RPM - 100 mm.min⁻¹, conforme mostra a Figura 76.

Figura 76: Forças longitudinais (Y) e laterais (X) ao longo da distância percorrida durante a soldagem.

As forças no eixo Z, conhecidas na literatura como forças axiais, não apresentaram variações significativas no experimento, permanecendo em valores próximos de 10 kN.

Como mencionado na metodologia, a força axial neste experimento é considerada parâmetro variável, uma vez que foi estabelecido o controle de posição para as soldagens. Na literatura pouco se encontra sobre soldagens de AZ31 com controle de posição, sendo mais presente soldagens com controle de força axial (Z). Ugender et al. [99] para soldar chapa de 6 mm necessitaram apenas de 5 kN e Padmanaban et al. [214] produziram cordões consolidados utilizando 2, 3 e 4 kN.

8.3.3 Efeito da geometria do pino

O efeito da geometria do pino foi avaliado por diversas frentes, incluindo seção transversal, valores de força, torque e temperatura. Na Figura 77 são observadas as seções transversais das soldagens realizadas pelo pino A, B e geometria plana C produzidas com o mesmo parâmetro 800 RPM – 200 mm.min⁻¹. Nota-se que a ausência de rosca (Pino C) provocou grande defeito de preenchimento central. Nota-se ainda a linha original de divisão das chapas. No caso da ferramenta com passe de 2,5 mm (Pino B), a junta apresentou defeito, mas com menor intensidade.

Figura 77: Macrografias das soldagens realizadas com os pinos (a) A, (b) B e (c) C.

O resultado, como anteriormente discutido, se relaciona às temperaturas atingidas as quais auxiliam no escoamento do material. Nos gráficos da Figura 78 são apresentadas as temperaturas da ferramenta e do lado de avanço, distante 15 mm da linha central de soldagem para um mesmo parâmetro, 800 RPM e 200 mm.min⁻¹. Primeiramente nota-se que a geometria afetou, mas de maneira sutil, a temperatura da ferramenta ao longo do processo. Efeito maior foi observado na temperatura

captada pelos termopares na chapa, onde se observaram diferenças de quase 100 °C entre o pino com passe 3,5 mm (A) e o pino sem rosca.

Os resultados permitem sugerir que alterações na geometria dos pinos em soldagem por atrito resultam em significativa alteração nas temperaturas do material processado, influenciando de maneira menor a temperatura da ferramenta. Este fato permite sugerir também que as alterações geométricas dos pinos na busca de otimização do processo acarretam em pouco reflexo nas temperaturas experimentadas pelas ferramentas, prolongando sua vida útil.

A diferença de temperatura, como discutido por Motalleb-nejad et al. [45] se deve as diferentes intensidades de deformação geradas pelas diferentes geometrias. Ferramentas com geometrias mais complexas, incluindo roscas e filetes, tendem a proporcionar movimentações adicionais de material (movimento vertical) produzindo mais energia e facilitando o escoamento do material.

Figura 78: (a) Temperatura medida na ferramenta durante a soldagem com geometrias de pinos diferentes; (b) Comparação da temperatura medida nas chapas durante a soldagem com pinos diferentes. Parâmetro: 800 RPM e 200 mm.min⁻¹

O efeito do ciclo térmico e deformações proporcionadas pelos pinos foram avaliadas pelo tamanho de grão medido no centro da zona misturada. Observa-se que, para o mesmo parâmetro, o pino plano (C) e o pino com passe de 2,5 mm (B) apresentaram tamanho de grão semelhante ao pino com 3.5 mm de passe (A), exposto na Tabela 13. Na Figura 78 (b), onde se observam diferenças máximas de temperatura de aproximadamente 80 °C, sugere-se que o aumento da temperatura máxima somente não é suficiente para resultar em diferenças microestruturais significativas.

Resultados semelhantes foram obtidos por Motalleb-nejad et al. [45] onde ferramentas com geometrias simples produziram menores tamanhos de grãos médios do que ferramentas roscadas.

Tabela 13: Tamanho de grão médio para as três geometrias de pino estudado.

Condição	Tamanho de grão médio
Pino Roscado Passe 3.5 (A)	$6,8 \pm 2,7 \mu\text{m}$
Pino Roscado Passe 2.5 (B)	$6,8 \pm 1,9 \mu\text{m}$
Pino Liso (C)	$6,2 \pm 1,1 \mu\text{m}$

8.3.4 Microdureza

Ensaio de microdureza foram realizados nas seções transversais das soldagens de 1600 RPM-100 mm.min⁻¹ e 800 RPM-200 mm.min⁻¹, como mostra a Figura 79.

Figura 79: Mapa de dureza da seção transversal de amostra produzido com parametro 800 RPM-200 mm.min⁻¹ e 1600 RPM e 100 mm.min⁻¹

As amostras apresentaram comportamento semelhantes com relação a distribuição de durezas: maiores valores na ZTMA, ou seja, no limite de ação da ferramenta, seguida de queda na zona misturada. São observados valores máximos de 95 HV, semelhantes aos encontrados por Ratna Sunil et al. [209] e Motalleb-nejad et al. [45] em soldagens de AZ31 e AZ91.

A dureza em ligas de magnésio soldadas por atrito, como discute Park et al. [215], é função do tamanho de grão e da densidade de discordâncias, sendo que intermetálicos contribuem pouco nesta propriedade mecânica por estarem bem dispersos na região deformada. De acordo com a Figura 80, nota-se que não há diferença expressiva de tamanho de grão entre os lados de avanço, retrocesso e centro da zona de mistura. Desta forma, sugere-se que o incremento de dureza obtido

nos ensaios se deva à maior densidade de discordâncias nos lados de avanço e retrocesso.

Figura 80: Microscopia ótica das regiões do (a) centro, (b) lado de retrocesso e (c) lado de avanço da soldagem 800 RPM – 200 mm.min⁻¹

Essa hipótese é confirmada pela relação de Hall-Patch, onde a redução do tamanho de grão não seria suficiente para promover o endurecimento observado na região de maior dureza, como mostra a Figura 81. Na figura é destacado o valor de dureza de ~68 HV para tamanho de grão igual a 6 μm.

Figura 81: Relação de Hall-Patch para a liga AZ31, indicando o valor de dureza para tamanho de grão igual a 6 µm [216]

Observações em microscopia eletrônica de transmissão revelam alta densidade de discordâncias no interior dos grãos após a soldagem por atrito, sugerindo que o efeito de endurecimento da região esteja associada também ao encruamento do material [215], [217], [218].

Autores na literatura sugerem mecanismos que atuam no surgimento de discordâncias após o processamento por atrito. Su et al. [219] analisando a zona misturada de soldagens da liga 7050-T6 observaram que mesmo após o processamento por atrito e consequente recristalização, há presença de grãos com alta densidade de discordâncias na zona misturada. Sugere que a formação das discordâncias se deva a ausência de recuperação e recristalização provocada pelo rápido resfriamento após o processo e deformações induzidas pela ferramenta mesmo após sua passagem.

Park et al. [215] e Esparza et al. [218] explicam que o processo dinâmico de recristalização envolve a migração das frentes de recristalização, iniciando assim que haja energia armazenada suficiente para impulsionar essa migração. Como o material ainda está se deformando à medida que a recristalização dinâmica progride, as discordâncias se acumulam no material não-recristalizado à frente da frente de

migração, e no material recristalizado atrás da frente de migração. Assim, verifica-se que os grãos recristalizados contêm uma elevada densidade de defeitos cristalinos na zona de mistura.

Observando a distribuição de durezas e os resultados de temperatura nas soldagens deste trabalho, sugere-se que o aumento da dureza esteja relacionado com a presença de diferentes densidades de defeitos cristalinos ao longo da zona misturada, visto que não há evidências de diferenças de tamanho de grão. Os resultados em simulação, vistos com mais detalhes posteriormente, indicam que o material sofre deformações antes, durante e depois da passagem da ferramenta, como também apontado por Su et al. [219] e outros [215] [218].

Desta forma, sugere-se que a diferença de dureza observada entre o centro e a ZTMA se deve ao ciclo térmico e consequentemente ao grau de redução da densidade de defeitos cristalinos que cada região sofre após o processo.

A Figura 82 mostra uma sugestão do processo de aumento de dureza observado nos cordões de solda. Todo material processado pela ferramenta e regiões adjacentes está susceptível ao encruamento devido à grande deformação provocada pela ferramenta. O processamento por atrito também gera elevação de temperatura que decai com a distância do centro de processamento [220]. Deste modo, nas regiões centrais da peça processada, apesar da grande geração de defeitos cristalinos, a elevação de temperatura propicia a ocorrência de recristalização, diminuindo a dureza da região. A menor temperatura em regiões distantes do centro da região processada promove menor eliminação de defeitos, obtendo nestas regiões dureza mais elevada.

Por fim, quanto mais tempo o material permanecer em temperaturas próximas a temperatura de fusão (625 °C), maior a quantidade recristalizada. Desta forma, como observado na Figura 79, a soldagem com maior aporte térmico e menor taxa de resfriamento (Figura 72) resulta em menor dureza na zona misturada. Para confirmação da atual proposta, análises de densidade de discordâncias em microscopia de transmissão são sugeridas para trabalhos futuros.

Figura 82: Esquematização do efeito da recrystalização na redução de dureza central nas amostras processadas por SPANC

8.3.5 Ensaio de ruptura

Foram realizados ensaios de ruptura nas seções transversais das amostras com o intuito de verificar a resistência e local de ruptura das mesmas. A Tabela 14 mostra os valores de força máxima registrados pelo equipamento. Algumas amostras romperam durante o corte e preparação para o ensaio de ruptura. Na Figura 83 é possível observar as amostras após ensaio de fratura, evidenciando o local de fratura.

Figura 83: Fotografias dos corpos de prova após o ensaio de ruptura

Tabela 14: Forças máximas obtidas no ensaio de ruptura das amostras transversais das soldagens produzidas

Força de ruptura	100 mm.min ⁻¹	200 mm.min ⁻¹
800 RPM	3,31 kN	2,27 kN
1200 RPM	2,95 kN	-*
1600 RPM	-*	-*

* Houve ruptura durante o corte da amostra

Os resultados indicam que houve um aumento de resistência para menores velocidades de avanço. Experimentos sobre soldagens sobrepostas de AZ31 são raramente reportados na literatura, deste modo, alguns exemplos de soldagens envolvendo ligas de magnésio e alumínio foram consideradas para comparação. Chen et al. [221] reportaram que menores velocidades de avanço produzem maiores resistências da junta soldada. Para velocidades de $20 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ foi alcançado a carga de 3,63 kN antes da falha. Os autores sugerem que menores velocidades de avanço diminuem a probabilidade de geração de trincas e defeitos, aumentando assim a resistência em ensaios de tração.

Sugere-se aqui que a grande contribuição para fragilização apresentada na região de interface entre a zona de mistura e a zona termomecanicamente afetada, como ilustra a Figura 84, se deve ao efeito combinado de dois fatores decorrentes do processamento por atrito: a elevação de dureza da região (apresentados anteriormente) e alinhamento de planos basais decorrentes do processamento (apresentados na próxima seção)

Figura 84: Ilustração do local de fratura das amostras nos testes de ruptura

O primeiro fator seria a elevada dureza conforme consta na Figura 79, a qual limita a deformação desta região, rompendo durante o ensaio de ruptura. Outro fator que contribui para fragilização da região se deve ao alinhamento de planos basais e abrupta alteração da textura provocada pela ferramenta. A evolução da textura e seu efeito na junta soldada será abordada com mais detalhes na próxima seção.

8.3.6 EBSD

Foram feitas análises de textura comparando-se o metal de base e os centros da zona misturada para os parâmetros com menor aporte térmico (800 RPM – 200 mm.min⁻¹) e maior aporte térmico (1600 RPM – 100 mm.min⁻¹). Foram utilizados mapas de textura orientados perpendicularmente ao plano de análise e figuras de pólos geradas para quatro planos cristalinos que correspondem aos planos basais (0002), prismáticos (1010), (1120) e piramidais (1011). Os mapas apresentados nas figuras a seguir foram obtidos de imagens de maior tamanho (400 x 400 µm). A apresentação em tamanho reduzido foi utilizada para melhor visualização de grãos e texturas.

Na Figura 85 é observado o mapa de textura do metal de base. Nota-se que não há textura preferencial, presença de maclas e heterogeneidade nos tamanhos de grão.

Figura 85: (a) Mapa de textura do metal de base como recebido; (b) Figura de pólo do metal de base. WD – Welding direction (direção de soldagem)

Conforme mencionado na literatura [222], a grande variação de textura observada nas amostras do metal base se deve ao tratamento térmico aplicado à chapa após laminação durante sua produção. Tratamentos de recozimento em ligas de magnésio após laminação têm o objetivo de melhorar suas propriedades mecânicas principalmente a ductilidade, como mostrado por Mishra et al. [222]. De acordo com o autor, o recozimento tende a alterar a textura basal formada após laminação, por mecanismos de recristalização e crescimento de grão. Desta forma, ocorre redução de intensidade de texturas preferenciais, resultando em distribuições de textura ao acaso.

A grande variação de tamanho de grão pode ser avaliada utilizando histogramas fornecidos pela análise EBSD, como mostra a Figura 86. O histograma mostra que o material possui desde grãos de 5 μm até cerca de 50 μm , sendo aproximadamente 70% destes concentrada nas faixas de 5 a 15 μm .

Figura 86: Histograma para tamanho grãos do metal de base

As figuras de polo observadas na Figura 87 ilustram a heterogeneidade de texturas conforme observado anteriormente no mapa da Figura 85. O plano basal (0002) apresenta pequena concentração de planos inclinados de 15° a 35° em relação à direção transversal ao sentido de soldagem. Além disso, observa-se também inclinações de 90° do plano basal em relação à direção transversal. No entanto, com exceção do plano basal, nenhum outro plano apresentou forte presença, conforme aponta as leituras de intensidade.

Figura 87: Figuras de pólo do metal de base

Em seguida, foi avaliada a soldagem com menor aporte térmico, 800 RPM - 200 mm.min⁻¹. De acordo com a Figura 88, nota-se no mapa de polo inverso (IPF), a presença da recristalização reduzindo o tamanho de grão do material e provocando forte texturização dos planos basais paralelos ao sentido de soldagem. A forte textura basal em soldagem por atrito de ligas de magnésio também foi observada por diversos autores na literatura [58], [101], [210], [215]. Além disso, Shang et al. [101] observaram forte texturização para soldagens em direções distintas à direção de laminação da chapa e com parâmetros diferentes dos utilizados neste trabalho.

Figura 88: (a) Mapa de textura teste 800 RPM-200 mm.min⁻¹; (b) Figura de pólo do teste 800 RPM-200 mm.min⁻¹. WD – Welding direction (direção de soldagem)

O processamento por soldagem por atrito gerou figuras de pólos consideravelmente diferentes do material recebido, como visto na Figura 89. Na figura de pólo dos planos basais, observou-se intensa textura centralizada em relação a direção normal e transversal do cordão. A intensa textura é comprovada pela intensidade de 19 quando comparada com o valor de 4,5 encontrado no metal de base.

Figura 89: Figuras de pólo do teste 800 RPM - 200 mm.min⁻¹ – Pino A

Em seguida, foi avaliada a soldagem com maior aporte térmico, 1600 RPM - 100 mm.min⁻¹. De acordo com a Figura 90, nota-se no mapa de polo inverso (IPF), também a presença da recristalização e forte texturização dos planos basais na região. Neste caso, no entanto, foi observado leve formação de fibra entre $(\bar{1}2\bar{1}0)$ e $(01\bar{1}0)$.

Figura 90: (a) Mapa de textura teste 1600 RPM- 100 mm.min⁻¹; (b) Figura de pólo do teste 1600 RPM-100 mm.min⁻¹. WD – Welding direction (direção de soldagem)

Comparando-se com o teste de menor aporte térmico, sugere-se que a maior rotação da ferramenta tenha possibilitado reorientação dos planos basais na região processada, apresentando inclinações de aproximadamente 10 a 30° tanto na direção longitudinal como na transversal, como mostra a Figura 91. Além disso, o maior aporte térmico, e consequente maior temperatura durante e após a passagem da ferramenta promoveu maior recristalização, crescimento de grão e por consequência, alterações na textura.

Chowdhury et al. [92] observaram que para maiores rotações da ferramenta e menores velocidades de avanço, fornece-se mais energia para o material, promovendo maior aleatoriedade de textura na zona misturada devido aos fenômenos anteriormente citados. Nota-se que este fenômeno também é observado em experimentos de recozimento de ligas de magnésio encontrados na literatura [223].

Figura 91: Figuras de pólo do teste 1600 RPM - 100 mm.min⁻¹ – Pino A

Texturização semelhante é observada em ensaios de compressão de ligas de magnésio. Park et al. [224] mostraram que após compressão, em ligas de magnésio tendem a ocorrer forte texturização basal paralela ao sentido de deformação. De acordo com Beausir et al. [225], a textura basal em conformação de magnésio é atribuída à prevalência de escorregamentos nos planos (0001) que se alinham ao plano de maior deformação. Em vista disso, os resultados de simulação podem auxiliar na compreensão da influência do processo na textura final do material. Tais resultados serão discutidos posteriormente.

Os histogramas para as duas soldagens anteriormente analisadas foram avaliados. Como relatado anteriormente por microscopia ótica, o menor aporte gerou maior frequência de grãos com tamanhos próximos a 5 μm . O maior aporte térmico, devido ao fenômeno de crescimento de grão, resultou no aumento da frequência de grãos superiores a 10 μm , como mostra a Figura 92.

Figura 92: Histogramas das amostras de (a) 800 RPM - 200 mm.min⁻¹ e (b) 1600 RPM - 100 mm.min⁻¹

Desta forma, sugere-se que, apesar das intensidades variarem com os parâmetros, a textura após o processamento por atrito em ligas de magnésio é uma fortemente basal, paralela à coluna do pino. A Figura 93 ilustra o processo de alteração da textura após o processamento de soldagem por atrito. O mecanismo de formação desta textura será abordado posteriormente.

Figura 93: Esquemática da modificação da textura promovida pelo processo de soldagem por atrito

Posteriormente, para observar os efeitos do processo nas regiões periféricas de ação da ferramenta foi realizado um mapeamento em EBSD da região de mistura e regiões adjacentes, como mostra a Figura 94. Nota-se, como anteriormente apresentado, a intensa texturização característica da zona de mistura com presença dos planos basais paralelos ao sentido de soldagem. Prosseguindo em direção ao metal de base é possível observar a gradual transição da textura produzida pelo processo.

Figura 94: Mapa de textura ao longo da região de mistura, zona termomecanicamente afetada e zona termicamente afetada para condição 1600 RPM - 100 mm.min⁻¹

Com auxílio de figuras de pólo foi observado o efeito de rotação dos planos basais gerada pelo processo nas regiões periféricas da zona de mistura. Como mostra a Figura 95, os planos basais rodam à medida que se afastam do centro da zona misturada. Na região R1, que representa região à direita do centro da zona misturada observa-se a rotação em relação à figura de polo da região central apresentada na Figura 92. Na região R4, por exemplo, pode-se observar a semelhanças com a textura do metal de base, apresentada na Figura 88.

Como relatado por Park et al. [58] e Liu et al. [226], os planos basais organizam-se em uma distribuição com formato elipsoide ao longo da região de atuação da ferramenta. O formato deve-se à deposição radial e elipsoidal proporcionada pela ferramenta [58]. Com o avanço da ferramenta temos a formação das estruturas anelares (*Onion rings*) típicas da soldagem por atrito [5].

Figura 95: Mapa de textura ao longo da região de mistura e figuras de polo dos planos basais da zona de mistura em direção ao metal de base. Divisão em regiões realizada em função da textura

A Figura 96 compara a transição da zona misturada para o metal de base para o maior e o menor aporte térmico. O maior aporte térmico expande a zona misturada e apresenta, como anteriormente discutido, transição gradual de textura, indicado pela variação das posições dos planos basais. No entanto, no menor aporte térmico, tal transição não foi observada. Nesta condição observa-se abrupta mudança da estrutura basal característica da zona misturada para a distribuição heterogênea do metal de base.

Tal efeito se deve à ação combinada de maior velocidade de avanço e menor temperatura durante o processo. Estes fatores dificultam a deformação a quente do material nas regiões adjacentes a ferramenta proporcionando zona deformada restrita a região de passagem da ferramenta.

Figura 96: Comparativo dos mapas de textura no lado de avanço para condição (a) 1600 RPM- 100 mm.min⁻¹ e (b) 800 RPM- 200 mm.min⁻¹

8.3.7 Simulação

8.3.7.1 Coeficiente de atrito

Para o cálculo do coeficiente de atrito, foi utilizada a Equação (14) proposta na metodologia. Os coeficientes da equação foram obtidos analiticamente pela análise dos dados de Kumar et al. [115]. Deste modo, obteve-se a Equação (34) que fornece o coeficiente de atrito (μ) em função da pressão axial (P), torque (τ) e temperatura da interface entre o material e a ferramenta (T).

$$\mu = \frac{7,76*P+1,82*\tau+2,22*T}{1000} \quad (34)$$

Para avaliação dos resultados fornecidos pela Equação (34) foram aplicados valores de força, torque e temperatura referentes as soldagens realizadas na liga AZ31 do presente trabalho. O limite de temperatura superior foi o ponto de fusão da liga AZ31, que, como anteriormente apresentado, é a temperatura máxima alcançada pelo processamento no estado sólido de soldagem por atrito. Para visualização, os valores de atrito calculados foram separados em faixas de temperaturas como mostra a Figura 98. Como indica a Equação (34), o coeficiente de atrito é linearmente dependente da pressão, torque e temperatura, sendo o efeito da pressão de maior relevância no valor final calculado.

Figura 97: Coeficientes de atrito em função da temperatura, torque e pressão normal calculados pela Equação (34)

Além disso, os valores encontrados na Equação (34) superiores a 1 são confirmados pelas observações da ferramenta após o processo de soldagem. Na Figura 98, observa-se a adesão do AZ31 na ferramenta após o processo de soldagem.

Figura 98: (a) Ferramenta após o processamento das chapas de AZ31; (b) Comparação dos pinos antes e após a soldagem, indicando a aderência do material

É importante notar que o coeficiente de atrito adotado neste trabalho é resultado de análises em condições típicas de soldagem por atrito. Simulações encontrados na literatura buscam apenas a calibração do modelo por meio da variação do coeficiente de atrito, como apresentado por Long et al. [128] e outros autores que utilizaram valores em condições diferentes das encontradas no processo SAPNC [28], [109]–[113] [22]–[28]. A calibração do modelo via variação de coeficientes de atrito pode proporcionar conclusões errôneas e subestimar a importância do coeficiente de atrito no estudo do processo de SAPNC. Sugere-se que coeficientes utilizados por diversos autores na literatura ([28], [109]–[113] [22]–[28]) funcionem por serem utilizados em pinos pequenos, os quais provocam menor deslocamento de material. No caso do presente trabalho, o maior volume do pino requer o uso de um coeficiente de atrito adequado para este processo.

8.3.7.2 Validação da simulação

As simulações das soldagens foram realizadas, calculando-se temperaturas, deformações, taxas de deformação e microestrutura. Verificações das simulações foram realizadas comparações com dados obtidos experimentais. Os dados avaliados foram temperatura (chapa e ferramenta), torque e geometria da seção transversal.

Os resultados são apresentados em escala de cores ou por meio de gráficos em função do tempo ou deslocamento da ferramenta. Na Figura 99 (a) são apresentados os resultados de temperatura, no qual incluem as duas regiões consideradas de atuação e não atuação da ferramenta. Na Figura 99 (b) os resultados exclusivos das regiões de deformação, como por exemplo o tamanho de grão

Figura 99: (a) Visualização dos resultados de temperatura e (b) tamanho de grão no modelo

Na Figura 100 é feita a comparação entre os torques experimentais e simulados para as respectivas condições. Nota-se que as simulações mostraram boa coerência com os valores de torque obtidos nas soldagens reais, tanto para parâmetros como para geometrias distintas. Como não foram simulados a entrada da ferramenta na peça, o início das leituras de torque foi retirado da análise.

Figura 100: Comparativo de torques experimentais e simulados para os parâmetros e condições analisados

Como anteriormente mencionado, o torque é um parâmetro no processo importante SAPNC e está intimamente relacionado com a temperatura na zona de mistura e estado do material [50], [51]. Os resultados obtidos indicam boa representação dos esforços encontrados pela ferramenta e estado do material durante o processamento, reforçando a hipótese do coeficiente de atrito adotado para o modelo. Tais resultados não são apresentados maioria dos autores em trabalhos de simulação de processos de soldagem por atrito, utilizando mecânica dos sólidos [28], [127], [128], [139].

Na Figura 101, é apresentado a comparação do ciclo térmico da soldagem experimental e da soldagem simulada. Nota-se que a simulação apresentou boa concordância com o experimento. Nas duas curvas observa-se acentuado aumento da temperatura com a aproximação da ferramenta, atingindo a temperatura de pico para então ocorrer o resfriamento.

Figura 101: Comparação das temperaturas obtidas experimentalmente e pelo modelo em DEFORM 3D: (a) 800 RPM – 200 mm.min⁻¹ e (b) 1600 RPM – 100 mm.min⁻¹

Com relação à seção transversal produzida pelo modelo, foram comparadas soldagens experimentais com as simuladas, como mostra a Figura 102. Nota-se que o modelo mostrou capacidade em representar tanto as soldagens com boa consolidação como os defeitos encontrados. Tutunchilar et al. [109] e Long et al. [128] obtiveram da mesma forma a representação da zona misturada e de defeitos ocorridos durante a soldagem, no entanto, considerando apenas uma condição de parâmetro e geometria de ferramenta. Embora nos presentes resultados haja discrepância nas posições/morfologia dos defeitos, este modelo numérico foi capaz de prever a tendência de produção de defeitos.

Figura 102: Comparativo entre as seções transversais das soldagens experimentais e simuladas. Posição da ferramenta adicionada pelo autor.

Na Figura 103 é apresentada a seção simulada ilustrando em escala de cores o tamanho de grão médio calculado. Nota-se que a alteração microestrutural afetou também regiões adjacentes às regiões de atuação da ferramenta.

Figura 103: Comparativo do tamanho de grão entre as seções transversais produzidas experimentalmente e pelo modelo em DEFORM 3D. Posição da ferramenta em pontilhado adicionada pelo autor

Os exemplos apresentados a seguir mostram o refinamento de grãos no interior no cordão e aumento gradual do tamanho de grão à medida que se distancia da zona misturada, promovendo a chamada zona termomecanicamente afetada (ZTMA). Na ZTMA, a menor deformação imposta pela ferramenta sugere a formação de *necklaces* [66] promovendo a coexistência de grãos recristalizados e não-recristalizados, conforme mostrado na Figura 104.

Como o modelo fornece apenas o tamanho médio de grão, imprecisões maiores com relação aos resultados calculados podem ser encontradas nestas regiões de maior heterogeneidade microestrutural.

Figura 104: (a) Seção transversal para soldagem 800 RPM 200 mm.min⁻¹ com pino A, (b) zona termomecanicamente afetada

Por fim, os tamanhos de grão médio da zona de mistura para todos parâmetros e geometrias foram obtidos e comparados com os dados experimentais, como mostra a Tabela 15.

Tabela 15: Comparativo do tamanho de grão médio obtido nas soldagens experimentais e simuladas

Condição	Experimental	Simulado
800 RPM – 100 mm.min ⁻¹ Pino A	7,1 µm	7,4 µm
800 RPM – 200 mm.min ⁻¹ Pino A	6,8 µm	7,2 µm
1200 RPM – 100 mm.min ⁻¹ Pino A	8,5 µm	9,8 µm
1200 RPM – 200 mm.min ⁻¹ Pino A	7,8 µm	8,5 µm
1600 RPM – 100 mm.min ⁻¹ Pino A	9,2 µm	10,5 µm
1600 RPM – 200 mm.min ⁻¹ Pino A	8,8 µm	10,2 µm
800 RPM – 200 mm.min ⁻¹ Pino B	6,8 µm	7,3 µm
800 RPM – 200 mm.min ⁻¹ Pino C	6,2 µm	7,0 µm

As simulações mostraram boa concordância com a microestrutura obtida em condições experimentais, predizendo-a para diferentes parâmetros e geometrias de pinos.

8.3.7.3 Efeito da geometria da ferramenta no fluxo de material

A avaliação do efeito da geometria da ferramenta no fluxo de material foi feita usando cortes e vetores de velocidade tanto transversal quanto longitudinalmente nas simulações. Na Figura 105 (a) para o pino A observam-se as regiões posterior (PT) e anterior (AT) da ferramenta. Nota-se vetores verticais conduzindo o material para baixo próximo as roscas da ferramenta e vetores indicando a elevação do material a frente da ferramenta. Na região posterior (PT) os vetores indicam a formação de estruturas de vórtices na parte posterior da ferramenta vistas em seções transversais de soldagem por atrito [227].

Na Figura 105 (b) observam-se as regiões de lado de avanço (L.A) e retrocesso (L.R) para o pino A. Observa-se que os filetes provocam movimento vertical no material, conduzindo o material para baixo em ambos os lados, intensificando-se nas regiões próximas dos filetes no lado de avanço, reforçando as evidências encontradas nas soldagem com marcador do capítulo anterior.

Em destaque na Figura 105 (b) observam-se indícios do movimento descendente de material próximo à ferramenta e leve movimento ascendente na região adjacente. Esse fenômeno de movimentação ascendente também observado experimentalmente por Guerra et al. [106] se deve a ação de extrusão causado pela ferramenta.

De acordo com a intensidade dos vetores, são observados valores momentâneos de velocidade entre 15 e 50 mm.s⁻¹. Resultados encontrados na literatura apontam valores superiores quando realizados em CFD, como 3,43 m.s⁻¹ encontrado por Kadian et al. [135], entre 2 e 4 m.s⁻¹ por Ji et al. [134]. Aqui destaca-se a diferença em ordens de grandeza das velocidades encontradas. Sugere-se aqui que velocidades superiores a 1 m.s⁻¹ sejam muito elevadas para as condições de soldagem por atrito, visto que a superfície do pino alcança velocidades próximas de 0,5 m.s⁻¹ (considerando por exemplo 800 RPM).

Diversas técnicas são utilizadas para se estimar a taxa de deformação em soldagem por atrito. Através da visualização de marcadores com raios X, Morisada et al. [205] em soldas de alumínio a 1000 RPM estimaram taxas de deformação entre -15 e 15 s⁻¹, valores condizentes com os apresentados nas simulações.

Figura 105: (a) Seção transversal e (b) seção longitudinal para a simulação com Pino A - 800 RPM 200 mm.min⁻¹. L.A = Lado de avanço, L.R = Lado de retrocesso, AT = Seção anterior a ferramenta, PT = Seção posterior a ferramenta

Da mesma forma, foram realizadas as simulações da ferramenta não-roscada (Pino C). Na Figura 106 (a) para o pino C observam-se as regiões posterior (PT) e anterior (AT) da ferramenta. Aqui, de maneira diferente do caso anterior, não se observam os vetores verticais próximos a ferramenta. Nota-se que o material à frente da ferramenta é apenas empurrado e na parte posterior não consegue preencher o vazio deixado pela ferramenta. Lateralmente, na Figura 106 (b), não são observados também os vetores verticais, sugerindo menor deformação do material proporcionado pela ferramenta.

Figura 106: (a) Seção transversal e (b) seção longitudinal para a simulação com Pino A - 800 RPM 200 mm.min⁻¹. L.A = Lado de avanço, L.R = Lado de retrocesso, AT = Seção anterior a ferramenta, PT = Seção posterior a ferramenta

O movimento vertical proporcionado pelas roscas da ferramenta tem consequências diretas na temperatura e na deformação do material, conforme mostra a Figura 107. O movimento adicional fornecido pelas roscas aumenta a taxa de deformação e temperatura do material. Como mostra a Figura 107 (a) e Figura 107 (b), os filetes da ferramenta proporcionam regiões com taxas de deformação próximos a 50 s⁻¹. Para a ferramenta plana (Pino C), regiões próximas a 20 s⁻¹ são atingidas.

Com relação à temperatura, a ferramenta roscada promoveu temperaturas máximas em torno de 500 °C. Para a ferramenta plana (Pino C) a temperatura máxima alcançada foi próxima a 400 °C, utilizando os mesmos parâmetros.

Chen et al. [228] reporta diferenças de 300 s^{-1} entre pinos lisos e roscados e valores de velocidade distantes aos encontrados neste trabalho (220 mm.s^{-1}). No entanto, reportam diferenças de temperaturas entre as ferramentas roscadas e não roscadas de $0,7 \text{ }^{\circ}\text{C}$, mesmo, como mencionado, indicando diferenças na velocidade do material entre as duas geometrias de duas ordens de grandeza.

Os resultados mostrados na Figura 107 reforçam a hipótese de geração de energia adicional gerada pelos pinos roscados. Conforme discutido anteriormente, o uso de geometrias mais complexas em pinos pode proporcionar a utilização de parâmetros com aporte de energia menor e ainda assim obter soldagens consolidadas, sem defeitos de preenchimento.

Figura 107: Comparação de taxas de deformação e temperaturas instantâneas entre os pinos A e C

8.3.7.4 Efeito da geometria da ferramenta no ciclo termomecânico do material utilizando rastreamento de pontos

Para descrever de forma detalhada as características térmicas, mecânicas e microestruturais em soldagem por atrito, análise de rastreamento de pontos foi utilizada, como mostra a Figura 108. Nesta técnica obtém-se as leituras dos fenômenos térmicos, mecânicos e metalúrgicos que acometem um ponto selecionado no material enquanto este move-se durante o processo.

Figura 108: Exemplo de análise de rastreamento de ponto utilizada nos modelos

Um ponto escolhido está localizado no centro do cordão de solda e sua posição, deformação, velocidade e temperatura foram avaliadas durante o seu processamento. Na Figura 109, as posições X, Y e Z do ponto são mostradas para condições com rosca (Pino A) e não roscado (Pino C). Nas análises seguintes, considera-se Y positivo o sentido de soldagem.

Observando ambas as condições, nota-se elevação de material ao atingir o domínio da ferramenta. O fluxo ascendente anterior a ferramenta apresentado em ambas as condições é uma resposta do material à passagem da ferramenta, sendo retido no cordão de solda devido à ação do ombro da ferramenta.

Além disso, observando a curva para a posição no eixo X, nota-se o movimento em torno da ferramenta. As simulações revelam que o material realiza um semicírculo ao redor da ferramenta, retornando sua posição transversal inicial, concordando com os experimentos de Seidel e Reynolds [104].

Com relação ao eixo Y, paralelo ao sentido de soldagem, nota-se intenso deslocamento do material, novamente concordando com os experimentos de Seidel e Reynolds [104].

As condições apresentaram diferentes respostas no movimento vertical. Os filetes da ferramenta roscada proporcionaram movimento descendente do material. Observou-se uma amplitude vertical de 4 mm desde seu máximo até sua altura mínima na condição roscada. A descendência do material durou cerca de 0,5 segundos. O material então retorna à posição vertical inicial, sendo empurrado e preenchendo a região posterior à ferramenta. Na condição não roscada, um ligeiro movimento vertical foi observado sem posterior descida característica do caso roscado. Nenhum resultado semelhante em simulação é encontrado na literatura.

Figura 109: Rastreamento de ponto realizado nas simulações para as condições (a) Pino roscado A - 800 RPM 200 mm.min⁻¹ e (b) Pino liso C - 800 RPM 200 mm.min⁻¹. Posições dos pontos rastreados para a condição de pino roscado A: (c), (d), (e) e (f) e para condição de pino liso/plano (C): (g), (h), (i) e (j). Setas indicando direção adicionadas pelo autor para auxiliar a visualização

Após avaliar as posições dos pontos, analisou-se sua deformação e velocidade. A Figura 110 mostra a velocidade dos pontos e a taxa de deformação durante o processamento. Devido à intensa variação de velocidades durante o processo de soldagem por atrito foi proposto, para melhor visualização, a curva original e curva média dos dados. Nota-se que tanto a velocidade, quanto a taxa de deformação possuem maiores valores na condição roscada, atingindo valores máximos na região do domínio da ferramenta demarcada na figura. Os resultados são consistentes com o intenso deslocamento observado na Figura 109 induzido pelos filetes da ferramenta. Além disso, os valores máximos de velocidade da taxa de deformação ocorrem durante o movimento de descida do material.

Figura 110: Dados originais e tratados da velocidade e taxa de deformação de pontos nas condições (a) roscada e (b) não roscada

Os maiores valores de deformação também foram observados na deformação acumulada, como visto na Figura 111. Nota-se que a ferramenta roscada forneceu ao material um incremento de 50% na deformação total do material.

Figura 111: Comparação entre as deformações acumuladas na condição roscada e não-roscada

Os valores globais de taxa de deformação e velocidade são menores e mostram menores diferenças entre condições roscadas e não roscadas do que as encontradas nas simulações em CFD da literatura. Por exemplo, Chen et al. [207] calcula a velocidade do material dentro dos filetes da ferramenta entre 220 mm.s^{-1} ~ 260 mm.s^{-1} , o que é muito próximo da velocidade da superfície da ferramenta, enquanto que para a ferramenta não roscada a velocidade do material varia de 0 a 50 mm.s^{-1} , significativamente menor que a velocidade da ferramenta. Mesmo considerando o efeito de rosca no fluxo vertical, os autores não explicam a diferença de velocidade entre as condições com e sem rosca. No presente trabalho, os resultados da Figura 109 mostram que o efeito de fluxo vertical atua somente 0.5 segundos, fornecendo um aumento de aproximadamente 4 mm.s^{-1} , como visto na Figura 110.

O perfil de temperatura para ambos os pontos também foi avaliado na Figura 112 (a). A condição roscada apresentou temperaturas mais altas durante o processamento, a maioria durante a região do domínio da ferramenta. O ponto na condição roscada atingiu quase 500 °C, enquanto o ponto não roscado atingiu 425 °C. O resultado já era esperado devido às maiores velocidades de deformação aplicadas pelos filetes da ferramenta. O pico de temperatura na condição roscada coincide com o movimento de descendência do material, com a velocidade máxima e maior valor de taxa de deformação.

Dessa forma, é possível sugerir que os filetes da ferramenta aumentam as temperaturas de processamento de material em quase 75 °C. A diferença de temperatura de 75 °C também foi observada por medições de termopar a 15 mm do centro de solda. Kadian et al. [135] comparando ferramentas roscadas com lisas em simulação por CFD encontra diferenças menores de temperatura (~20 °C). Este resultado é devido às limitações anteriormente apresentadas dos modelos em CFD, os quais devem ser simulados em estado estacionário e não suportam grandes movimentações de malha e consequentemente o efeito das roscas da ferramenta.

Dessa forma, podemos sugerir que, para o mesmo parâmetro, as mudanças geométricas no perfil da ferramenta correspondem a quase 15% dos ganhos de temperatura máxima durante o processamento do material.

Figura 112: Perfil de temperatura dos pontos para a condição roscada e sem rosca

8.3.8 Avaliação do processo de soldagem por atrito na formação da textura final do material

Além de fornecer dados de deformação e temperatura, a técnica de rastreamento de pontos também possibilita a análise das direções de deformação no material. Este tipo de análise permite compreender as solicitações impostas no material e auxiliar na compreensão, por exemplo, da textura final após a soldagem por atrito.

Na Figura 113 (a) é mostrado, como visto anteriormente, as posições em X, Y e Z de um ponto durante a simulação de soldagem por atrito. Na Figura 113 (b) é observado os valores individualizados de deformação para os eixos X, Y e Z, e na Figura 113 (c) é apresentado os valores de temperatura, tamanho de grão e fração recristalizada. Nota-se que os três gráficos apresentam efeitos simultâneos que acometem o material.

Observa-se que ao atingir o domínio da ferramenta, o material sofre severa tração no eixo X, provocado pela ação rotativa da ferramenta. O incremento da deformação associado à elevação de temperatura fornece condições para início da

recristalização, como observado na Figura 113 (c). Após iniciar seu retorno à posição transversal inicial (eixo X), dá-se início a ação das roscas da ferramenta em promover a descida do material. Nota-se que durante esse movimento, o material sofre compressão seguido de tração no eixo Z e compressão no eixo X. Neste momento observa-se que o material atinge sua máxima temperatura durante o processo.

Com relação ao eixo Y, paralelo ao sentido de soldagem, nota-se intenso deslocamento do material, como observado na Figura 113 (a). O material inicialmente na posição 18 mm foi conduzido para a posição 11 mm, totalizando aproximadamente 7 mm de deslocamento de sua posição inicial. Nos estudos de Seidel e Reynolds [104], é possível observar com o auxílio de marcadores o fenômeno de deslocamento longitudinal do material durante seu processamento.

O material então é depositado na parte posterior da ferramenta e sofre, como indica a Figura 113 (b), intensa compressão no eixo Y, ou seja, na direção de soldagem. Ao mesmo tempo, de acordo com a Figura 113 (c) se dá início ao resfriamento, acomodação e cessão de grande parte das alterações microestruturais no material.

Figura 113: Resultado do rastreamento de pontos para simulação na condição Pino roscado A - 800 RPM 200 mm.min⁻¹ para (a) posição, (b) deformação e (c) temperatura, tamanho de grão e fração recristalizada

A intensa compressão aplicada ao material ao fim do processo sugere a formação de textura preferencial na liga de magnésio, como visto anteriormente nos resultados de EBSD e em ensaios de compressão de ligas de magnésio [224] [225]. Assim como em ensaios de compressão, ligas de magnésio tendem a uma forte texturização basal paralela ao sentido de deformação. Ademais, o ultimo esforço aplicado ao material é acompanhado do inicio do resfriamento e redução dos fenômenos de recristalização, garantindo que a última deformação aplicada determine a textura observada. Na Figura 114 é ilustrado o fenômeno de compressão que forma a forte textura basal observada.

Figura 114: Representação do processo de texturização ocorrido após a passagem da ferramenta

8.4 Conclusões

No presente estudo, o processo de soldagem por atrito foi simulado utilizando o software DEFORM 3D. A simulação apresentada pôde prever com sucesso a temperatura, a resposta da ferramenta, a geometria das seções transversais e a microestrutura.

Os resultados indicaram que:

- De modo geral, a escolha de parâmetros para ferramenta roscada (A) produziu superfícies consolidadas, sem defeito de preenchimento aparente. Nas soldagens de 800 RPM, notou-se que a superfície apresentou pouca rebarba. Nas soldagens com rotação de 1200 RPM, observou-se boa aparência superficial, pouca rebarba e superfície regular. Nas soldagens em 1600 RPM, regiões escurecidas e maior volume de rebarbas foram observadas, consequência das maiores temperaturas alcançadas durante o processo.
- Com relação à temperatura da ferramenta, diferença foi observada que velocidades de avanço mais elevadas (200 mm.min^{-1}) resultaram em temperaturas menores no fim do processo.
- Observou-se que a combinação de alta velocidade de avanço (200 mm.min^{-1}) e baixa velocidade de rotação (800 RPM) produziu o maior torque dentre os parâmetros analisados, e de maneira oposta, a maior rotação (1600 RPM) e menor avanço (100 mm.min^{-1}) promoveram o menor torque.
- O modelo de atrito aplicado na simulação proporcionou simulações coerentes com os valores de torque e temperatura obtidos nas soldagens reais, tanto para parâmetros como para geometrias distintas.
- Ensaio de dureza revelaram maiores valores nas regiões periféricas de atuação da ferramenta. Ademais, ensaios de ruptura indicaram maior fragilidade nestas regiões de alta dureza, em específico no lado de avanço. Sugere-se que o efeito combinado de encruamento e alinhamento de planos basais nestas regiões promoveram menor resistência local.
- Dados de EBSD indicam que o processo de soldagem por atrito proporciona intensa texturização do material. Para o maior aporte térmico (1600 RPM – 100 mm.min^{-1}) observou-se a reorientação dos planos basais na região processada, apresentando inclinações de aproximadamente $10\text{-}30^\circ$ tanto na direção longitudinal como na transversal. O maior aporte térmico, e consequente maior

temperatura durante e após a passagem da ferramenta promoveu maior recristalização, crescimento de grão e por consequência, alterações na textura.

- A simulação microestrutural foi aplicada com boa resposta no modelo de soldagem. Comparações com as soldagens reais indicaram que os cálculos de tamanho de grão e fração recristalizada apresentaram boa concordância.
- Os resultados obtidos utilizando a técnica de rastreio de pontos indicou o efeito das roscas em introduzir movimentos de descida de material durante o processo. Este movimento, não observado em ferramentas lisas, proporciona aumento na deformação e temperatura do material para um mesmo parâmetro.
- A técnica de rastreio de pontos permitiu observar que o material depositado na parte posterior da ferramenta sofre intensa compressão. Este efeito sugere a formação de textura preferencial na liga de magnésio, como visto nos resultados de EBSD.

9 TRABALHOS FUTUROS

O presente trabalho demonstrou o passo a passo para aquisição dos dados necessários para modelos de soldagem por atrito. Ademais, foi demonstrado que tais ferramentas foram adequadas em representar o comportamento termomecânico da liga AZ31 durante o processo de soldagem por atrito. Este trabalho abre frentes de trabalho que podem ser exploradas no futuro, tais como:

- Validade do modelo para materiais diferentes, tais como ligas de alumínio e aços
- Estudo do efeito do processo da textura final do material
- Comparação de diferentes tamanhos e geometrias de pinos e ombros
- Correlação da microestrutura formada pelo processo de soldagem por atrito com outros processos de conformação mecânica
- Reprodução do ciclo termomecânico calculado em equipamentos dedicados para verificação dos resultados fornecidos
- Uso dos modelos para melhor estimativa do atrito presente no processo

10 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] G. . W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Templesmith, C.J. Dawes, "Patent Application No.9125978.8," No.9125978.8, 1991.
- [2] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 50, no. 1–2, pp. 1–78, Aug. 2005.
- [3] M. F. T. Yasui, Y. Shimoda, M. Tsubaki, "Proceedings of the fifteenth (2005) International offshore and polar engineering conference," 2005, p. 39.
- [4] A. Kostka, R. S. Coelho, J. dos Santos, and A. R. Pyzalla, "Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy," *Scr. Mater.*, vol. 60, no. 11, pp. 953–956, 2009.
- [5] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 50, no. 1–2, pp. 1–78, 2005.
- [6] B. Y. J. Defalco and R. Steel, "Friction Stir Process Now Welds Steel Pipe," *Weld. J.*, no. May, pp. 44–48, 2009.
- [7] M. I. Costa, D. Verdera, C. Leitão, and D. M. Rodrigues, "Dissimilar friction stir lap welding of AA 5754-H22/AA 6082-T6 aluminium alloys: Influence of material properties and tool geometry on weld strength," *Mater. Des.*, vol. 87, pp. 721–731, 2015.
- [8] M. Ghosh, K. Kumar, S. V. Kailas, and A. K. Ray, "Optimization of friction stir welding parameters for dissimilar aluminum alloys," *Mater. Des.*, vol. 31, no. 6, pp. 3033–3037, 2010.
- [9] K. Kimapong and T. Watanabe, "Lap Joint of A5083 Aluminum Alloy and SS400 Steel by Friction Stir Welding," *Mater. Trans.*, vol. 46, no. 4, pp. 835–841, 2005.
- [10] B. Fu, G. Qin, F. Li, X. Meng, J. Zhang, and C. Wu, "Friction stir welding process of dissimilar metals of 6061-T6 aluminum alloy to AZ31B magnesium alloy," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 218, pp. 38–47, 2015.
- [11] S. A. Khodir and T. Shibayanagi, "Dissimilar Friction Stir Welded Joints between 2024-T3 Aluminum Alloy and AZ31 Magnesium Alloy," *Mater. Trans.*, vol. 48, no. 9, pp. 2501–2505, 2007.
- [12] H. Bhadeshia, "Friction Stir Welding," 2007. [Online]. Available: <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2003/FSW/aaa.html>.
- [13] R. A. R. Giorjão, V. F. Pereira, M. Terada, E. B. D. Fonseca, R. R. Marinho, D. M. Garcia, and A. P. Tschiptschin, "Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 8mm pipe SAF 2507 super duplex stainless steel," *J. Mater. Res. Technol.*, 2018.
- [14] P. Asadi, M. Akbari, and H. Karimi-Nemch, "Simulation of friction stir welding and processing," in *Advances in Friction-Stir Welding and Processing*, Elsevier, 2014, pp. 499–542.
- [15] A. Heidarzadeh, K. Kazemi-Choobi, H. Hanifian, and P. Asadi, "Microstructural evolution," in *Advances in Friction Stir Welding and Processing*, 2014.
- [16] R. Rai, H. K. D. H. Bhadeshia, and T. Debroy, "Review: friction stir welding

- tools,” *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 16, no. 4, pp. 325–342, 2011.
- [17] M. Reza-E-Rabby and A. P. Reynolds, “Effect of Tool Pin Thread Forms on Friction Stir Weldability of Different Aluminum Alloys,” *Procedia Eng.*, vol. 90, pp. 637–642, 2014.
 - [18] G. Padmanaban and V. Balasubramanian, “Selection of FSW tool pin profile, shoulder diameter and material for joining AZ31B magnesium alloy – An experimental approach,” *Mater. Des.*, vol. 30, no. 7, pp. 2647–2656, Aug. 2009.
 - [19] P. J. Ramulu and R. G. Narayanan, “Internal defect and process parameter analysis during friction stir welding of Al 6061 sheets,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, pp. 1515–1528, 2013.
 - [20] P. Gulati, D. K. Shukla, and A. Gupta, “Defect formation analysis of Friction Stir welded Magnesium AZ31B alloy,” *Mater. Today Proc.*, vol. 4, no. 2, pp. 1005–1012, 2017.
 - [21] H. Shirazi, S. Kheirandish, and M. A. Safarkhanian, “Effect of process parameters on the macrostructure and defect formation in friction stir lap welding of AA5456 aluminum alloy,” *Measurement*, vol. 76, pp. 62–69, 2015.
 - [22] P. a. Colegrove and H. R. Shercliff, “3-Dimensional CFD modelling of flow round a threaded friction stir welding tool profile,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 169, no. 2, pp. 320–327, 2005.
 - [23] R. Nandan, G. G. Roy, T. J. Lienert, and T. DebRoy, “Numerical modelling of 3D plastic flow and heat transfer during friction stir welding of stainless steel,” *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 11, no. 5, pp. 526–537, Sep. 2006.
 - [24] R. Nandan, G. G. Roy, T. J. Lienert, and T. Debroy, “Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel,” *Acta Mater.*, vol. 55, no. 3, pp. 883–895, Feb. 2007.
 - [25] D. Santiago, S. Urquiza, G. Lombera, L. De Vedia, and B. Aires, “3D Modeling of Material Flow and Temperature in Friction Stir Welding,” vol. 14, no. 3, pp. 248–256, 2009.
 - [26] D. G. Hattingh, D. L. H. Bulbring, a. Els-Botes, and M. N. James, “Process parameter influence on performance of friction taper stud welds in AISI 4140 steel,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 6, pp. 3421–3430, 2011.
 - [27] G. Buffa, J. Hua, R. Shivpuri, and L. Fratini, “A continuum based fem model for friction stir welding—model development,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 419, no. 1–2, pp. 389–396, Mar. 2006.
 - [28] P. Asadi, R. A. Mahdavinejad, and S. Tutunchilar, “Simulation and experimental investigation of FSP of AZ91 magnesium alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 21, pp. 6469–6477, Aug. 2011.
 - [29] A. Amini, P. Zolghadr, and P. Asadi, *Friction stir welding applications in industry*. Woodhead Publishing Limited, 2014.
 - [30] “Friction Stir Welding - the ESAB Way,” 2012.
 - [31] HONDA, “Honda Develops New Technology to Weld Together Steel and Aluminum and Achieves World’s First Application to the Frame of a Mass-

- production Vehicle,” <http://world.honda.com/news/2012/4120906beng.html>, 2012. .
- [32] P. L. Threadgill and E. M. Nunn, “A Review of Friction Stir Welding: Part 1 Process Overview,” *TWI Members Rep. MR760*, 2003.
 - [33] H. M. Rao, B. Ghaffari, W. Yuan, J. B. Jordon, and H. Badarinarayan, “Effect of Process Parameters on Microstructure and Mechanical Behaviors of Friction Stir Linear Welded Aluminum to Magnesium,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 651, pp. 27–36, 2015.
 - [34] A. Gupta, P. Singh, P. Gulati, and D. Kumar, “Effect of Tool rotation speed and feed rate on the formation of tunnel defect in Friction Stir Processing of AZ31 Magnesium alloy,” *Mater. Today Proc.*, vol. 2, no. 4–5, pp. 3463–3470, 2015.
 - [35] J. Shen, L. Wen, Y. Li, and D. Min, “Effects of welding speed on the microstructures and mechanical properties of laser welded AZ61 magnesium alloy joints,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 578, pp. 303–309, 2013.
 - [36] I. Singh, G. S. Cheema, and A. S. Kang, “An Experimental Approach to Study the Effect of Welding Parameters on Similar Friction Stir Welded Joints of AZ31B-O Mg Alloy,” *Procedia Eng.*, vol. 97, pp. 837–846, 2014.
 - [37] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, “Friction stir welding and processing,” *Reports A Rev. J.*, vol. 50, no. 1–2, pp. 1–78, 2005.
 - [38] W. Tang, X. Guo, J. C. McClURE, L. E. Murr, and a. Nunes, “Heat Input and Temperature Distribution in Friction Stir Welding,” *J. Mater. Process. Manuf. Sci.*, vol. 7, no. 2, pp. 163–172, 1998.
 - [39] A. Forcellese, M. Martarelli, and M. Simoncini, “Effect of process parameters on vertical forces and temperatures developed during friction stir welding of magnesium alloys,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 85, no. 1–4, pp. 595–604, 2016.
 - [40] V. Firouzdor and S. Kou, “Al-to-Mg friction stir welding: Effect of material position, travel speed, and rotation speed,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 41, no. 11, pp. 2914–2935, 2010.
 - [41] J. A. Avila, J. Rodriguez, P. R. Mei, and A. J. Ramirez, “Microstructure and fracture toughness of multipass friction stir welded joints of API-5L-X80 steel plates,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 673, no. xxx, pp. 257–265, Sep. 2016.
 - [42] V. Infante and C. Vidal, “Tool and welding design,” in *Advances in Friction Stir Welding and Processing*, Woodhead Publishing Limited, 2014, pp. 199–240.
 - [43] W. M. Thomas, E. D. Nicholas, and S. D. Smith, “Aluminum 2001—Proceedings of the TMS 2001 Aluminum Automotive and Joining Sessions,” 2001.
 - [44] Y. N. Zhang, X. Cao, S. Larose, and P. Wanjara, “Review of tools for friction stir welding and processing,” *Can. Metall. Q.*, vol. 51, no. 3, pp. 250–261, 2012.
 - [45] P. Motalleb-nejad, T. Saeid, A. Heidarzadeh, K. Darzi, and M. Ashjari, “Effect of tool pin profile on microstructure and mechanical properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy,” *Mater. Des.*, vol. 59, pp. 221–226, 2014.
 - [46] M. Ilangoan, S. Rajendra Boopathy, and V. Balasubramanian, “Effect of tool pin

- profile on microstructure and tensile properties of friction stir welded dissimilar AA 6061–AA 5086 aluminium alloy joints,” *Def. Technol.*, vol. 11, no. 2, pp. 174–184, Jun. 2015.
- [47] Y. C. Chen and K. Nakata, “Effect of tool geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir lap welded magnesium alloy and steel,” *Mater. Des.*, vol. 30, no. 9, pp. 3913–3919, 2009.
 - [48] S. K. Tiwari, D. K. Shukla, and R. Chandra, “Friction Stir Welding of Aluminum Alloys : A Review,” vol. 7, no. 12, pp. 1326–1331, 2013.
 - [49] P. Shahi, M. Barmouz, and P. Asadi, “Force and torque in friction stir welding,” in *Advances in Friction-Stir Welding and Processing*, no. April 2016, Elsevier, 2014, pp. 459–498.
 - [50] R. KUMAR, K. SINGH, and S. PANDEY, “Process forces and heat input as function of process parameters in AA5083 friction stir welds,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 22, no. 2, pp. 288–298, Feb. 2012.
 - [51] T. Long, W. Tang, and A. P. Reynolds, “Process response parameter relationships in aluminium alloy friction stir welds,” vol. 12, no. 4, pp. 311–317, 2007.
 - [52] J. Yan, M. A. Sutton, and A. P. Reynolds, “Process – structure – property relationships for nugget and heat affected zone regions of AA2524 – T351 friction stir welds,” vol. 10, no. 6, pp. 725–736, 2005.
 - [53] P. Upadhyay and A. P. Reynolds, “Effects of thermal boundary conditions in friction stir welded AA7050-T7 sheets,” vol. 527, pp. 1537–1543, 2010.
 - [54] K. J. Quintana and J. L. L. Silveira, “Mechanistic models and experimental analysis for the torque in FSW considering the tool geometry and the process velocities,” *J. Manuf. Process.*, vol. 30, pp. 406–417, Dec. 2017.
 - [55] A. Dorbane, B. Mansoor, G. Ayoub, V. C. Shunmugasamy, and A. Imad, “Mechanical, microstructural and fracture properties of dissimilar welds produced by friction stir welding of AZ31B and Al6061,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 651, pp. 720–733, 2016.
 - [56] A. H. Ammouri, H. Achdjian, A. Dorbane, G. Ayoub, G. T. Kridli, and R. F. Hamade, “Mechanical and microstructural characterization of optimized friction stir welded twin roll cast az31b sheets,” pp. 1–6, 2014.
 - [57] T. L. Dickerson, H. N. B. Schmidt, and J. H. Hattel, “Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3,” *Acta Mater.*, vol. 54, no. 4, pp. 1199–1209, 2006.
 - [58] S. H. C. Park, Y. S. Sato, and H. Kokawa, “Basal plane texture and flow pattern in friction stir weld of a magnesium alloy,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 34A, no. 4, pp. 987–994, 2003.
 - [59] R. Giorjão, V. Ferrinho, M. Terada, E. Bertoni, R. Reppold, D. Martins, and A. Tschiptschin, “Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 8 mm pipe SAF 2507 super duplex stainless steel,” *Integr. Med. Res.*, no. x x, pp. 2–8, 2018.
 - [60] D. Liu, R. Xin, Z. Li, Z. Liu, X. Zheng, and Q. Liu, “The activation of twinning and

- texture evolution during bending of friction stir welded magnesium alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 646, pp. 145–153, 2015.
- [61] F. PADILHA, A. F., SICILIANO Jr., *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. São Paulo: ABM, 2005.
 - [62] F. J. Humphreys and M. Hatherly, “Hot Deformation and Dynamic Restoration,” in *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2° Edition., Elsevier, 2004, p. 415–V.
 - [63] E. B. Filho, I. Bento, and D. A. Silva, *Conformação plástica dos metais*. 2011.
 - [64] H. J. McQUEEN and J. J. JONAS, *Recovery and Recrystallization during High Temperature Deformation*, vol. 6. ACADEMIC PRESS, INC., 1975.
 - [65] S. CM, “Recrystallization of metals during hot deformation,” *Philos Trans Roy Soc*.
 - [66] D. Ponge and G. Gottstein, “Necklace formation during dynamic recrystallization: Mechanisms and impact on flow behavior,” *Acta Mater.*, vol. 46, no. 1, pp. 69–80, 1998.
 - [67] P. L. Threadgill, “Friction stir welding - the state of the art,” *Publicação do TWI*, 1999.
 - [68] S. Kleiner and P. J. Uggowitzer, “Mechanical anisotropy of extruded Mg – 6 % Al – 1 % Zn alloy,” vol. 379, pp. 258–263, 2004.
 - [69] K. U. Kainer, *Magnesium Alloys and Technologies*. Deutsche Gesellschaft fur Materialkunde, 2003.
 - [70] ASM-International-Handbook-Committee, “ASM Handbook v. 2. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials,” in *Metals Handbook*, 10th Ed., vol. 2, 1990, p. 1328.
 - [71] G. Aggen, F. W. Akstens, C. M. Allen, and H. S. Avery, “ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys,” *J. Cell. Biochem.*, 2005.
 - [72] L. Liu, *Welding and joining of magnesium alloys*. Woodhead Publishing Limited, 2010.
 - [73] K. U. Kainer, *Magnesium: Proceedings of the 6th International Conference Magnesium Alloys and Their Applications*. .
 - [74] B. . Mordike and T. Ebert, “Magnesium,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 302, no. 1, pp. 37–45, Apr. 2001.
 - [75] S. Erickson, “Magnesium (Mg), properties and selection; non ferrous alloys and special-purpose materials,” in *Metals Handbook: ASM International*, 1990, pp. 1132–1135.
 - [76] J. Bohlen, D. Letzig, and K. U. Kainer, “New Perspectives for Wrought Magnesium Alloys,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 546–549, pp. 1–10, 2007.
 - [77] S. Balasubramanian and L. Anand, “Plasticity of initially textured hexagonal polycrystals at high homologous temperatures: application to titanium,” *Acta*

- Mater.*, vol. 50, no. 1, pp. 133–148, Jan. 2002.
- [78] J. Hazell and J. P. Escobedo, “The shock and spall response of three industrially important hexagonal close-packed metals : magnesium , titanium and zirconium The shock and spall response of three industrially important hexagonal close-packed metals : magnesium , titanium and zirconium,” *Philos. Trans. R. Soc.*, 2014.
 - [79] M. H. Yoo, J. R. Morris, K. M. Ho, and S. R. Agnew, “Nonbasal deformation modes of HCP metals and alloys: Role of dislocation source and mobility,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 33, no. 13, pp. 813–822, 2002.
 - [80] A. Jain and S. R. Agnew, “Modeling the temperature dependent effect of twinning on the behavior of magnesium alloy AZ31B sheet,” vol. 462, pp. 29–36, 2007.
 - [81] I. J. Polmear, *Light Alloys : Metallurgy of the Light Metals*, vol. 1. Hodder Arnold H& S, 1981.
 - [82] S. AGNEW and O. DUYGULU, “Plastic anisotropy and the role of non basal slip in magnesium alloy AZ31B,” *Int. J. Plast.*, vol. 21, pp. 1161–1193, 2005.
 - [83] Z. Wang, A. Chapuis, and Q. Liu, “Simulation of mechanical behavior of AZ31 magnesium alloy during twin-dominated large plastic deformation,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 25, no. 11, pp. 3595–3603, 2015.
 - [84] T. W. Wong, A. Hadadzadeh, and M. A. Wells, “High temperature deformation behavior of extruded AZ31B magnesium alloy,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 251, no. September 2017, pp. 360–368, Jan. 2018.
 - [85] D. ZHANG, H. HU, F. PAN, M. YANG, and J. ZHANG, “Numerical and physical simulation of new SPD method combining extrusion and equal channel angular pressing for AZ31 magnesium alloy,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 20, no. 3, pp. 478–483, 2010.
 - [86] R. Kawalla, M. Ullmann, C. Schmidt, J. Dembińska, and H. Vogt, “Properties of Magnesium Strips produced by Twin-Roll-Casting and Hot Rolling,” vol. 690, pp. 21–24, 2011.
 - [87] B. Tunca, E. E. Aşık, G. I. Nakaş, and Ş. Bor, “Recrystallization of AZ31 Alloy,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 783–786, no. July 2015, pp. 497–502, 2014.
 - [88] J. Liu, Z. Cui, and L. Ruan, “A new kinetics model of dynamic recrystallization for magnesium alloy AZ31B,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 529, no. 1, pp. 300–310, 2011.
 - [89] M. Wang, B. Y. Zong, and G. Wang, “Grain growth in AZ31 Mg alloy during recrystallization at different temperatures by phase field simulation,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 45, no. 2, pp. 217–222, 2009.
 - [90] R. Cheng, F. Pan, S. Jiang, C. Li, B. Jiang, and X. Jiang, “Effect of Sr addition on the grain refinement of AZ31 magnesium alloys,” *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.*, vol. 23, no. 1, pp. 7–12, 2013.
 - [91] D. S. Kumar, C. T. Sasanka, K. Ravindra, and K. N. S. Suman, “Magnesium and Its Alloys in Automotive Applications – A Review,” *Am. J. Mater. Sci. Technol.*, 2015.
 - [92] S. H. Chowdhury, D. L. Chen, S. D. Bhole, X. Cao, and P. Wanjara, “Friction Stir

- Welded AZ31 Magnesium Alloy: Microstructure, Texture, and Tensile Properties," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 44, no. 1, pp. 323–336, Jan. 2013.
- [93] U. Singarapu, K. Adepu, and S. Reddy, "Influence of tool material and rotational speed on mechanical properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy," *J. Magnes. Alloy.*, 2015.
 - [94] B. M. Darras, M. K. Khraisheh, and M. A. Omar, "Friction stir processing of commercial AZ31 magnesium alloy," vol. 191, pp. 77–81, 2007.
 - [95] S. R. Babu, S. Pavithran, M. Nithin, and B. Parameshwaran, "Effect of Tool Shoulder Diameter During Friction Stir Processing of AZ31B Alloy Sheets of various Thicknesses," *Procedia Eng.*, vol. 97, pp. 800–809, 2014.
 - [96] S. Mironov, T. Onuma, Y. S. Sato, and H. Kokawa, "Microstructure evolution during friction-stir welding of AZ31 magnesium alloy," *Acta Mater.*, vol. 100, pp. 301–312, Nov. 2015.
 - [97] W. Xunhong and W. Kuaishe, "Microstructure and properties of friction stir butt-welded AZ31 magnesium alloy," vol. 431, pp. 114–117, 2006.
 - [98] J. Mohammadi, Y. Behnamian, A. Mostafaei, H. Izadi, T. Saeid, A. H. Kokabi, and A. P. Gerlich, "Friction stir welding joint of dissimilar materials between AZ31B magnesium and 6061 aluminum alloys: Microstructure studies and mechanical characterizations," *Mater. Charact.*, vol. 101, pp. 189–207, Mar. 2015.
 - [99] S. Ugender, A. Kumar, and A. S. Reddy, "Microstructure and Mechanical Properties of AZ31B Magnesium Alloy by Friction Stir Welding," *Procedia Mater. Sci.*, vol. 6, no. 1cmpp, pp. 1600–1609, 2014.
 - [100] C. I. Chang, C. J. Lee, and J. C. Huang, "Relationship between grain size and Zener–Holloman parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys," *Scr. Mater.*, vol. 51, no. 6, pp. 509–514, Sep. 2004.
 - [101] Q. Shang, D. R. Ni, P. Xue, B. L. Xiao, and Z. Y. Ma, "Evolution of local texture and its effect on mechanical properties and fracture behavior of friction stir welded joint of extruded Mg-3Al-1Zn alloy," *Mater. Charact.*, vol. 128, pp. 14–22, 2017.
 - [102] S. Mironov, T. Onuma, Y. S. Sato, S. Yoneyama, and H. Kokawa, "Microstructural changes during tension of friction-stir welded AZ31 magnesium alloy," *Mater. Charact.*, vol. 130, pp. 1–8, 2017.
 - [103] R. S. Mishra, P. S. De, and N. Kumar, *Friction Stir Welding and Processing*. 2014.
 - [104] T. U. Seidel and a. P. Reynolds, "Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 32, no. 11, pp. 2879–2884, 2001.
 - [105] K. Colligan, "Material Flow Behavior during Friction Stir Welding of Aluminum," *Weld. J.*, vol. 78, no. July, pp. 229–237, 1999.
 - [106] M. Guerra, C. Schmidt, J. . McClure, L. . Murr, and A. . Nunes, "Flow patterns during friction stir welding," *Mater. Charact.*, vol. 49, no. 2, pp. 95–101, Sep.

2002.

- [107] B. C. Liechty and B. W. Webb, "The use of plasticine as an analog to explore material flow in friction stir welding," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 184, no. 1–3, pp. 240–250, 2007.
- [108] J. H. Beynon, "Tribology of hot metal forming," vol. 31, no. 98, pp. 73–77, 1998.
- [109] S. Tutunchilar, M. Haghpanahi, M. K. B. Givi, P. Asadi, and P. Bahemmat, "Simulation of material flow in friction stir processing of a cast Al – Si alloy," *J. Mater.*, vol. 40, pp. 415–426, 2012.
- [110] R. Jain, S. K. Pal, and S. B. Singh, "Finite Element Simulation of Temperature and Strain Distribution in Al2024 Aluminum Alloy by Friction Stir Welding," *5th Int. 26th All India Manuf. Technol. Des. Res. Conf. (AIMTDR 2014)*, no. Aimtdr, pp. 3–7, 2014.
- [111] J. Zhang, Y. Shen, B. Li, H. Xu, X. Yao, B. Kuang, and J. Gao, "Numerical simulation and experimental investigation on friction stir welding of 6061-T6 aluminum alloy," *Mater. Des.*, vol. 60, pp. 94–101, 2014.
- [112] C. S. Wu, W. Bin Zhang, L. Shi, and M. A. Chen, "Visualization and simulation of plastic material flow in friction stir welding of 2024 aluminium alloy plates," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 22, no. 6, pp. 1445–1451, 2012.
- [113] V. S. Gadakh and K. Adepu, "Heat generation model for taper cylindrical pin profile in FSW," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 2, no. 4, pp. 370–375, Oct. 2013.
- [114] F. D. Duffin and A. S. Bahrani, "Frictional behaviour in friction welding of mild steel," vol. 26, pp. 53–74, 1973.
- [115] K. Kumar, C. Kalyan, S. V. Kailas, and T. S. Srivatsan, "An investigation of friction during friction stir welding of metallic materials," *Mater. Manuf. Process.*, vol. 24, no. 4, pp. 438–445, 2009.
- [116] J. V Reid and J. A. Schey, "ADHESION OF COPPER ALLOYS," *WEAR*, vol. 104, pp. 1–20, 1985.
- [117] J. S. McFarlane and D. Tabor, "Relation between Friction and Adhesion," *Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 202, no. 1069, pp. 244–253, 1950.
- [118] K. Miyoshi, "Adhesion, friction, and wear behavior of clean metal-ceramic couples," *Int. Tribol. Conf.*, pp. 0–7, 1995.
- [119] D. Mahdi, A. Riches, M. Gester, J. Yeomans, and P. Smith, "Rolling and sliding: Separation of adhesion and deformation friction and their relative contribution to total friction," *Tribol. Int.*, vol. 89, pp. 128–134, 2015.
- [120] H. J. Butt and M. Kappl, *Surface and Interfacial Forces*. Berlin, 2018.
- [121] Q. Wang, "Seizure failure of journal-bearing conformal contacts," *Wear*, vol. 210, no. 1–2, pp. 8–16, 1997.
- [122] S. Mandal, J. Rice, and A. A. Elmustafa, "Experimental and numerical investigation of the plunge stage in friction stir welding," vol. 3, pp. 411–419, 2007.

- [123] Z. Zhang and H. W. Zhang, "Numerical studies on controlling of process parameters in friction stir welding," vol. 9, no. 2005, pp. 241–270, 2008.
- [124] C. M. Chen and R. Kovacevic, "Parametric finite element analysis of stress evolution during friction stir welding," vol. 220, pp. 1359–1371, 2015.
- [125] V. Soundararajan, S. Zekovic, and R. Kovacevic, "Thermo-mechanical model with adaptive boundary conditions for friction stir welding of Al 6061," vol. 45, pp. 1577–1587, 2005.
- [126] P. Asadi, M. K. Besharati Givi, and M. Akbari, "Microstructural simulation of friction stir welding using a cellular automaton method: a microstructure prediction of AZ91 magnesium alloy," *Int. J. Mech. Mater. Eng.*, vol. 10, no. 1, p. 20, Dec. 2015.
- [127] G. Buffa and L. Fratini, "Friction stir welding of steels: process design through continuum based FEM model," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 14, no. 3, pp. 239–246, 2009.
- [128] L. Long, G. Chen, S. Zhang, T. Liu, and Q. Shi, "Finite-element analysis of the tool tilt angle effect on the formation of friction stir welds," *J. Manuf. Process.*, vol. 30, pp. 562–569, 2017.
- [129] G. Chen, Q. Shi, Y. Li, Y. Sun, Q. Dai, J. Jia, Y. Zhu, and J. Wu, "Computational fluid dynamics studies on heat generation during friction stir welding of aluminum alloy," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 79, pp. 540–546, 2013.
- [130] S. Guerdoux, "Numerical Simulation of the Friction Stir Welding Process Using both Lagrangian and Arbitrary Lagrangian Eulerian Formulations," in *AIP Conference Proceedings*, 2004, vol. 712, pp. 1259–1264.
- [131] P. Heurtier, M. J. Jones, C. Desrayaud, J. H. Driver, F. Montheillet, and D. Allehaux, "Mechanical and thermal modelling of Friction Stir Welding," vol. 171, pp. 348–357, 2006.
- [132] H. Schmidt, J. Hattel, and J. Wert, "An analytical model for the heat generation in friction stir welding," *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 12, no. 1, pp. 143–157, 2004.
- [133] H. Schmidt and J. Hattel, "A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding," *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 13, no. 1, pp. 77–93, Jan. 2005.
- [134] S. D. Ji, Q. Y. Shi, L. G. Zhang, A. L. Zou, S. S. Gao, and L. V. Zan, "Numerical simulation of material flow behavior of friction stir welding influenced by rotational tool geometry," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 63, pp. 218–226, 2012.
- [135] A. K. Kadian and P. Biswas, "Effect of tool pin profile on the material flow characteristics of AA6061," *J. Manuf. Process.*, vol. 26, pp. 382–392, 2017.
- [136] G. Buffa, J. Hua, R. Shivpuri, and L. Fratini, "Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 419, no. 1–2, pp. 381–388, Mar. 2006.
- [137] P. Heurtier, C. Desrayaud, and F. Montheillet, "A Thermomechanical Analysis of the Friction Stir Welding Process," *Mater. Sci. Forum*, vol. 396–402, pp. 1537–

1542, 2002.

- [138] A. H. Ammouri, G. Kridli, G. Ayoub, and R. F. Hamade, "Relating grain size to the Zener–Hollomon parameter for twin-roll-cast AZ31B alloy refined by friction stir processing," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 222, pp. 301–306, Aug. 2015.
- [139] A. H. Ammouri, A. H. Kheireddine, and R. F. Hamade, "A numerical model for predicting the zener-hollomon parameter in the friction stir processing of AZ31B," *Adv. Mater. Res.*, vol. 783–786, pp. 93–99, 2014.
- [140] G. Buffa, A. Ducato, and L. Fratini, "Numerical procedure for residual stresses prediction in friction stir welding," *Finite Elem. Anal. Des.*, vol. 47, no. 4, pp. 470–476, Apr. 2011.
- [141] A. H. Ammouri, A. H. Kheireddine, G. T. Kridli, and R. F. Hamade, "FEM Optimization of process parameters and in-process cooling in the friction stir processing of magnesium alloy AZ31B," in *Proceedings of the ASME 2013 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*, 2013.
- [142] ASTM, "ASTM E92 Standard test methods for Vickers hardness of metallic materials," 1997.
- [143] L. Cederqvist and a P. Reynolds, "Factors Affecting the Properties of Friction Stir Welded Aluminum Lap Joints," *Weld. J.*, vol. 80, no. 12, pp. 281–287, 2001.
- [144] E. Salari, M. . Jahazi, A. . Khodabandeh, and H. G. . Nanesa, "Friction stir lap welding of 5456 aluminum alloy with different sheet thickness: process optimization and microstructure evolution," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2015.
- [145] W. Yuan, B. Carlson, R. Verma, and R. Szymanski, "Study of top sheet thinning during friction stir lap welding of AZ31 magnesium alloy," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 17, no. 5, pp. 375–380, 2012.
- [146] G. A. Nourollahi, M. Farahani, A. Babakhani, and S. S. Mirjavadi, "Compressive deformation behavior modeling of AZ31 magnesium alloy at elevated temperature considering the strain effect," *Mater. Res.*, vol. 16, no. 6, pp. 1309–1314, Dec. 2013.
- [147] R. Bhattacharya, Y. J. Lan, B. P. Wynne, B. Davis, and W. M. Rainforth, "Constitutive equations of flow stress of magnesium AZ31 under dynamically recrystallizing conditions," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 214, no. 7, pp. 1408–1417, Jul. 2014.
- [148] Q. Guo, H. G. Yan, H. Zhang, Z. H. Chen, and Z. F. Wang, "Behaviour of AZ31 magnesium alloy during compression at elevated temperatures," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 21, no. 11, pp. 1349–1354, Nov. 2005.
- [149] I. A. Maksoud, H. Ahmed, and J. Rödel, "Investigation of the effect of strain rate and temperature on the deformability and microstructure evolution of AZ31 magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 504, no. 1–2, pp. 40–48, 2009.
- [150] A. Lu, S. Lu, S. J. Chen, and D. L. Yang, "Study on the flow field of friction stir welding of AZ31 magnesium alloy based on the temperature variation," *Mater. Sci. Forum*, vol. 789, pp. 282–289, 2014.
- [151] S. Mukherjee and A. K. Ghosh, "Flow visualization and estimation of strain and

- strain-rate during friction stir process,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 20, pp. 5130–5135, 2010.
- [152] C. M. Sellars and W. J. M. Tegart, “Hot Workability,” *Int. Metall. Rev.*, vol. 17, no. 1, pp. 1–24, Jan. 1972.
- [153] C. M. Sellars and W. J. McTegart, “On the mechanism of hot deformation,” *Acta Metall.*, vol. 14, no. 9, pp. 1136–1138, Sep. 1966.
- [154] “Deform 3D - User ’ s Manual.” Scientific Formin Technologies Corporation, 2545 Farmers Drive, Suite 200 Columbus, Ohio, 43235, 2007.
- [155] G. C. Ren, X. J. Lin, and S. B. Xu, “Numerical simulation of microstructure evolution in AZ31 magnesium alloy during equal channel angular pressing,” *Key Eng. Mater.*, vol. 609, pp. 495–499, 2014.
- [156] R. Jain, S. K. Pal, and S. B. Singh, “Thermomechanical Simulation of Friction Stir Welding Process Using Lagrangian Method,” in *Simulations for Design and Manufacturing*, Springer Singapore, 2018, pp. 103–146.
- [157] ASTM-E112-12, *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. 2013, pp. 1–27.
- [158] R. Kawalla, M. Ullmann, C. Schmidt, J. Dembińska, and H. P. Vogt, “Properties of Magnesium Strips Produced by Twin-Roll-Casting and Hot Rolling,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 690, pp. 21–24, Jun. 2011.
- [159] T. Laser, M. R. Nürnberg, A. Janz, C. Hartig, D. Letzig, R. Schmid-Fetzer, and R. Bormann, “The influence of manganese on the microstructure and mechanical properties of AZ31 gravity die cast alloys,” *Acta Mater.*, vol. 54, no. 11, pp. 3033–3041, Jun. 2006.
- [160] D. Qiu, M.-X. Zhang, J. A. Taylor, H.-M. Fu, and P. M. Kelly, “A novel approach to the mechanism for the grain refining effect of melt superheating of Mg–Al alloys,” *Acta Mater.*, vol. 55, no. 6, pp. 1863–1871, Apr. 2007.
- [161] Y. He, H. Ding, L. Liu, and K. Shin, “Computer simulation of 2D grain growth using a cellular automata model based on the lowest energy principle,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 429, no. 1–2, pp. 236–246, Aug. 2006.
- [162] X. LIU, L. LI, F. HE, J. ZHOU, B. ZHU, and L. ZHANG, “Simulation on dynamic recrystallization behavior of AZ31 magnesium alloy using cellular automaton method coupling Laasraoui–Jonas model,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 23, no. 9, pp. 2692–2699, Sep. 2013.
- [163] S. H. Choi, D. W. Kim, B. S. Seong, and A. D. Rollett, “3-D simulation of spatial stress distribution in an AZ31 Mg alloy sheet under in-plane compression,” *Int. J. Plast.*, vol. 27, no. 10, pp. 1702–1720, 2011.
- [164] N. D. Ryan and H. J. McQueen, “Dynamic Softening Mechanisms in 304 Austenitic Stainless Steel,” *Can. Metall. Q.*, vol. 29, no. 2, pp. 147–162, Apr. 1990.
- [165] E. I. Poliak and J. J. Jonas, “A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization,” *Acta Mater.*, vol. 44, no. 1, pp. 127–136, 1996.

- [166] Y. Xu, L. X. Hu, and Y. Sun, "Dynamic recrystallization kinetics of as-cast AZ91D alloy," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 24, no. 6, pp. 1683–1689, 2014.
- [167] G. Z. Quan, Y. P. Mao, G. S. Li, W. Q. Lv, Y. Wang, and J. Zhou, "A characterization for the dynamic recrystallization kinetics of as-extruded 7075 aluminum alloy based on true stress-strain curves," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 55, pp. 65–72, 2012.
- [168] S. Spigarelli, M. El Mehtedi, M. Cabibbo, E. Evangelista, J. Kaneko, A. Jäger, and V. Gartnerova, "Analysis of high-temperature deformation and microstructure of an AZ31 magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 462, no. 1–2, pp. 197–201, Jul. 2007.
- [169] A. H. Ammouri and R. F. Hamade, "On the selection of constitutive equation for modeling the friction stir processes of twin roll cast wrought AZ31B," *Mater. Des.*, vol. 57, pp. 673–688, 2014.
- [170] B.-J. Lv, J. Peng, D.-W. Shi, A.-T. Tang, and F.-S. Pan, "Constitutive modeling of dynamic recrystallization kinetics and processing maps of Mg–2.0Zn–0.3Zr alloy based on true stress–strain curves," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 560, pp. 727–733, Jan. 2013.
- [171] S. F. Medina and C. A. Hernandez, "General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels," *Acta Mater.*, vol. 44, no. 1, pp. 137–148, 1996.
- [172] H. Wu, J. Yang, F. Zhu, and C. Wu, "A Hot compressive flow stress modeling of homogenized AZ61 Mg alloy using strain-dependent constitutive equations," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 574, pp. 17–24, 2013.
- [173] Y. Xu, L. Hu, and Y. Sun, "Deformation behaviour and dynamic recrystallization of AZ61 magnesium alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 580, pp. 262–269, Dec. 2013.
- [174] S. Aliakbari Sani, G. R. Ebrahimi, and A. R. Kiani Rashid, "Hot deformation behavior and dynamic recrystallization kinetics of AZ61 and AZ61 + Sr magnesium alloys," *J. Magnes. Alloy.*, vol. 4, no. 2, pp. 104–114, 2016.
- [175] H. J. McQueen, M. Myshlaev, M. Sauerborn, and A. Mwembela, "Flow stress microstructures and modeling in hot extrusion of magnesium alloys," *Miner. Met. Mater. Soc.*, pp. 1–8, 2000.
- [176] C. Liao, H. Wu, C. Wu, F. Zhu, and S. Lee, "Hot deformation behavior and flow stress modeling of annealed AZ61 Mg alloys," *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.*, vol. 24, no. 3, pp. 253–265, Jun. 2014.
- [177] M. Shaban and B. Eghbali, "Determination of critical conditions for dynamic recrystallization of a microalloyed steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 16–17, pp. 4320–4325, 2010.
- [178] G. Z. Quan, Y. Shi, Y. X. Wang, B. S. Kang, T. W. Ku, and W. J. Song, "Constitutive modeling for the dynamic recrystallization evolution of AZ80 magnesium alloy based on stress-strain data," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 28, pp. 8051–8059, 2011.
- [179] C. M. Sellars and J. A. Whiteman, "Recrystallization and grain growth in hot

- rolling," *Met. Sci.*, vol. 13, no. 3–4, pp. 187–194, Mar. 1979.
- [180] H. J. McQueen and J. J. Jonas, "Recent advances in hot working: Fundamental dynamic softening mechanisms," *J. Appl. Metalwork.*, vol. 3, no. 3, pp. 233–241, 1984.
- [181] Y. He, Q. Pan, Q. Chen, Z. Zhang, X. Liu, and W. Li, "Modeling of strain hardening and dynamic recrystallization of ZK60 magnesium alloy during hot deformation," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 22, no. 2, pp. 246–254, Feb. 2012.
- [182] Y. Bergström, "A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline α -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations," *Mater. Sci. Eng.*, vol. 5, no. 4, pp. 193–200, Mar. 1970.
- [183] H. L. Ding, T. Y. Wang, L. Yang, and S. Kamado, "FEM modeling of dynamical recrystallization during multi-pass hot rolling of AM50 alloy and experimental verification," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 23, no. 9, pp. 2678–2685, 2013.
- [184] Q. Guo-Zheng, W. Yang, L. Ying-Ying, and Z. Jie, "Effect of temperatures and strain rates on the average size of grains refined by dynamic recrystallization for as-extruded 42CrMo steel," *Mater. Res.*, vol. 16, no. 5, pp. 1092–1105, Oct. 2013.
- [185] S. M. Fatemi-Varzaneh, A. Zarei-Hanzaki, and H. Beladi, "Dynamic recrystallization in AZ31 magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 456, no. 1–2, pp. 52–57, 2007.
- [186] Astm Standard, "E112-12:Standard Test Methods for Determining Average Grain Size," *ASTM Int.*, vol. E112-12, pp. 1–27, 2012.
- [187] B. H. Lee, N. S. Reddy, J. T. Yeom, and C. S. Lee, "Flow softening behavior during high temperature deformation of AZ31Mg alloy," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 187–188, pp. 766–769, Jun. 2007.
- [188] P. Liu, Y. Li, H. Geng, and J. Wang, "Microstructure characteristics in TIG welded joint of Mg/Al dissimilar materials," *Mater. Lett.*, vol. 61, no. 6, pp. 1288–1291, Mar. 2007.
- [189] S. Bannour, K. Abderrazak, S. Mattei, J. E. Masse, M. Autric, and H. Mhiri, "The influence of position in overlap joints of Mg and Al alloys on microstructure and hardness of laser welds," *J. Laser Appl.*, vol. 25, no. 3, p. 032001, May 2013.
- [190] S. H. H. Chowdhury, D. L. L. Chen, S. D. D. Bhole, X. Cao, and P. Wanjara, "Lap shear strength and fatigue life of friction stir spot welded AZ31 magnesium and 5754 aluminum alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 556, pp. 500–509, 2012.
- [191] U. F. H. Suhuddin, V. Fischer, and J. F. Dos Santos, "The thermal cycle during the dissimilar friction spot welding of aluminum and magnesium alloy," *Scr. Mater.*, vol. 68, no. 1, pp. 87–90, 2013.
- [192] Y. S. Sato, S. H. C. Park, M. Michiuchi, and H. Kokawa, "Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys," *Scr. Mater.*, vol. 50, no. 9, pp. 1233–1236, 2004.

- [193] Y. J. Kwon, I. Shigematsu, and N. Saito, "Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminum alloys," *Mater. Lett.*, vol. 62, no. 23, pp. 3827–3829, Aug. 2008.
- [194] J. Mohammadi, Y. Behnamian, a. Mostafaei, and a. P. Gerlich, "Tool geometry, rotation and travel speeds effects on the properties of dissimilar magnesium/aluminum friction stir welded lap joints," *Mater. Des.*, vol. 75, pp. 95–112, 2015.
- [195] P. Sevvel and V. Jaiganesh, "Characterization of mechanical properties and microstructural analysis of friction stir welded AZ31B Mg alloy thorough optimized process parameters," *Procedia Eng.*, vol. 97, pp. 741–751, 2014.
- [196] Y. Huang, Y. Wang, L. Wan, H. Liu, J. Shen, J. F. dos Santos, L. Zhou, and J. Feng, "Material-flow behavior during friction-stir welding of 6082-T6 aluminum alloy," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2016.
- [197] K. S. Arora, S. Pandey, M. Schaper, and R. Kumar, "Effect of process parameters on friction stir welding of aluminum alloy 2219-T87," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 50, no. 9–12, pp. 941–952, 2010.
- [198] R. Jeffrey Ding and P. A. Oelgoetz, *Mechanical Property Analysis in the Retracted Pin-Tool (RPT) Region of Friction Stir Welded (FSW) Aluminum Lithium 2195*. 1999.
- [199] S. Muthukumaran and S. K. Mukherjee, "Multi-layered metal flow and formation of onion rings in friction stir welds," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 38, no. 1–2, pp. 68–73, 2008.
- [200] C. Liu, D. L. Chen, S. Bhole, X. Cao, and M. Jahazi, "Polishing-assisted galvanic corrosion in the dissimilar friction stir welded joint of AZ31 magnesium alloy to 2024 aluminum alloy," *Mater. Charact.*, vol. 60, no. 5, pp. 370–376, 2009.
- [201] G. Quan, G. Li, T. Chen, Y. Wang, Y. Zhang, and J. Zhou, "Dynamic recrystallization kinetics of 42CrMo steel during compression at different temperatures and strain rates," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 13–14, pp. 4643–4651, 2011.
- [202] P. Asadi, M. K. Besharati Givi, and M. Akbari, "Simulation of dynamic recrystallization process during friction stir welding of AZ91 magnesium alloy," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 83, no. 1–4, pp. 301–311, Mar. 2016.
- [203] G. Buffa, A. Ducato, and L. Fratini, "FEM Based Prediction of Phase Transformations during Friction Stir Welding of Ti6Al4V Titanium Alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, 2013.
- [204] M. H. Shojaeefard and A. Khalkhali, "Investigation of friction stir welding tool parameters using FEM and neural network," vol. 229, no. 3, pp. 209–217, 2015.
- [205] D. Mandal, S. K. Pal, and P. Saha, "Modeling of electrical discharge machining process using back propagation neural network and multi-objective optimization using non-dominating sorting genetic algorithm-II," vol. 186, pp. 154–162, 2007.
- [206] T. W. Nelson and S. a. Rose, "Controlling hard zone formation in friction stir processed HSLA steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 231, pp. 66–74, 2016.

- [207] M. M. Husain, R. Sarkar, T. K. Pal, N. Prabhu, and M. Ghosh, "Friction Stir Welding of Steel: Heat Input, Microstructure, and Mechanical Property Correlation," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 24, no. 9, pp. 3673–3683, 2015.
- [208] J. A. Avila, J. Rodriguez, P. R. Mei, and A. J. Ramirez, "Microstructure and fracture toughness of multipass friction stir welded joints of API-5L-X80 steel plates," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 673, pp. 257–265, 2016.
- [209] B. Ratna Sunil, G. Pradeep Kumar Reddy, A. S. N. Mounika, P. Navya Sree, P. Rama Pinneswari, I. Ambica, R. Ajay Babu, and P. Amarnadh, "Joining of AZ31 and AZ91 Mg alloys by friction stir welding," *J. Magnes. Alloy.*, vol. 3, no. 4, pp. 330–334, 2015.
- [210] U. F. H. R. Suhuddin, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa, and C. Lee, "Grain structure evolution during friction-stir welding of AZ31 magnesium alloy," *Acta Mater.*, vol. 57, no. 18, pp. 5406–5418, 2009.
- [211] P. B. Prangnell, J. R. Bowen, and P. J. Apps, "Ultra-fine grain structures in aluminium alloys by severe deformation processing," vol. 377, pp. 178–185, 2004.
- [212] B. M. Darras, "A model to predict the resulting grain size of friction-stir-processed AZ31 magnesium alloy," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 21, no. 7, pp. 1243–1248, 2012.
- [213] K. J. Quintana and J. L. L. Silveira, "Analysis of Torque in Friction Stir Welding of Aluminum Alloy 5052 by Inverse Problem Method," vol. 139, no. April, pp. 1–8, 2017.
- [214] G. Padmanaban and V. Balasubramanian, "An experimental investigation on friction stir welding of AZ31B magnesium alloy," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 49, no. 1–4, pp. 111–121, 2010.
- [215] S. H. C. Park, Y. S. Sato, and H. Kokawa, "Effect of micro-texture on fracture location in friction stir weld of Mg alloy AZ61 during tensile test," vol. 49, pp. 161–166, 2003.
- [216] N. Afrin, D. L. Chen, X. Cao, and M. Jahazi, "Microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 472, no. 1–2, pp. 179–186, Jan. 2008.
- [217] J. A. Esparza, W. C. Davis, and L. E. Murr, "Microstructure-property studies in friction-stir welded , Thixomolded magnesium alloy AM60," *J. Mater. Sci.*, vol. 8, pp. 941–952, 2003.
- [218] J. A. Esparza, W. C. Davis, E. A. Trillo, and L. E. Murr, "Friction-stir welding of magnesium alloy AZ31B," *J. Mater. Sci. Lett.*, vol. 21, no. 12, pp. 917–920, 2002.
- [219] J.-Q. Su, T. . Nelson, R. Mishra, and M. Mahoney, "Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium," *Acta Mater.*, vol. 51, no. 3, pp. 713–729, Feb. 2003.
- [220] M. Song and R. Kovacevic, "Thermal modeling of friction stir welding in a moving coordinate system and its validation," *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 43, no. 6, pp. 605–615, 2003.

- [221] Y. C. Chen and K. Nakata, "Friction stir lap joining aluminum and magnesium alloys," *Scr. Mater.*, vol. 58, no. 6, pp. 433–436, 2008.
- [222] S. K. Mishra, S. M. Tiwari, J. T. Carter, and A. Tewari, "Texture evolution during annealing of AZ31 Mg alloy rolled sheet and its effect on ductility," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 599, pp. 1–8, 2014.
- [223] L. L. C. Catorceno, "Estudo do encruamento, recristalização e crescimento de grão em chapa da liga de magnésio AZ31B (Mg – 3%Al – 1%Zn – 0,3%Mn)," Universidade de São Paulo, 2013.
- [224] M. Park, K. Okayasu, H. Fukutomi, and K. Kim, "Texture formation behaviors of Mg-9Al-1Zn alloy during high-temperature compression deformation," *Met. Mater. Int.*, vol. 22, no. 6, pp. 1129–1132, 2016.
- [225] B. Beausir, L. S. Tóth, and K. W. Neale, "Ideal orientations and persistence characteristics of hexagonal close packed crystals in simple shear," *Acta Mater.*, vol. 55, no. 8, pp. 2695–2705, May 2007.
- [226] Z. Liu, R. Xin, D. Li, L. Sun, and Q. Liu, "Comparative study on twinning characteristics during two post-weld compression paths and their effects on joint enhancement," *Sci. Rep.*, vol. 6, no. November, pp. 1–11, 2016.
- [227] Y. Li, L. . Murr, and J. . McClure, "Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminum to 6061 aluminum," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 271, no. 1–2, pp. 213–223, Nov. 1999.
- [228] G. Chen, H. Li, G. Wang, Z. Guo, S. Zhang, Q. Dai, X. Wang, G. Zhang, and Q. Shi, "Effects of pin thread on the in-process material flow behavior during friction stir welding: A computational fluid dynamics study," *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 124, no. September 2017, pp. 12–21, 2018.

11 ANEXOS

Anexo 1: Mapa de textura (IPF) metal de base

Anexo 2: Mapa de textura (IPF) teste 800 RPM-200 mm.min⁻¹;

Anexo 3: Mapa de textura (IPF) teste 1600 RPM-100 mm.min⁻¹;