

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

JOÃO VITOR MANEIRA

**ANÁLISE DA TÉCNICA DE SOBREPOSIÇÃO DE PASSES DA FERRAMENTA NA
MODIFICAÇÃO DA SUPERFÍCIE NA LIGA AL-14%SI PELO PROCESSO DE
FRICÇÃO AGITAÇÃO**

**GUARAPUAVA
2022**

JOÃO VITOR MANEIRA

**ANÁLISE DA TÉCNICA DE SOBREPOSIÇÃO DE PASSES DA FERRAMENTA NA
MODIFICAÇÃO DA SUPERFÍCIE NA LIGA AL-14%SI PELO PROCESSO DE
FRICÇÃO AGITAÇÃO**

***Analysis of overlaying the tool's passes technique in the modification of the Al-
14%Si alloy surface by friction stir process***

Trabalho de conclusão de curso de graduação
apresentada como requisito para obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica da Universidade
Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Orientador: Prof. Dr^a. Sílvia do Nascimento Rosa
Coorientador: Prof. Dr. Hipólito Domingo Carvajal Fals

**GUARAPUAVA
2022**



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/)

Esta licença permite remixe, adaptação e criação a partir do trabalho, para fins não comerciais, desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es) e que licenciem as novas criações sob termos idênticos. Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.

JOÃO VITOR MANEIRA

**ANÁLISE DA TÉCNICA DE SOBREPOSIÇÃO DE PASSES DA FERRAMENTA NA
MODIFICAÇÃO DA SUPERFÍCIE NA LIGA AL-14%SI PELO PROCESSO DE
FRICÇÃO AGITAÇÃO**

***Analysis of overlaying the tool's passes technique in the modification of the Al-
14%Si alloy surface by friction stir process***

Trabalho de conclusão de curso de graduação
apresentada como requisito para obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica da Universidade
Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Data de aprovação: 08/12/2022

Sílvia do Nascimento Rosa

Doutora

Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Campus Guarapuava

Aldo Przybysz

Doutor

Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Campus Guarapuava

Armando Ítalo Sette Antoniali

Doutor

Universidade Federal de São Carlos

**GUARAPUAVA
2022**

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus. Sem ele não teria conseguido chegar até aqui, pois foi quem me deu forças para superar e suportar todos os desafios da graduação, de um ensino de excelência e comprometimento, que a Universidade Tecnológica Federal do Paraná campus Guarapuava oferece.

Agradeço a minha orientadora Dra. Sílvia do Nascimento Rosa, que ao aceitar entrar nesta jornada, tivemos o andar de um trabalho incrível e minucioso, através da sua importante contribuição no desenvolvimento e refinamento deste trabalho. Ao técnico Lucas Franco Wrege, que esteve presente e me auxiliando nas dificuldades experimentais encontradas no caminho. E ao meu coorientador Dr. Hipólito Domingo Carvajal Fals, ao mestrando Denner Traiano pelo trabalho em conjunto, seus tempos e contribuições, pelas lições, aprendizado e conhecimento adquirido, pois foram fundamentais para que eu melhorasse ainda mais este trabalho.

Para os meus pais, Roseli Bernadete Camilo Maneira e João Maneira, meus irmãos, Tany e Rafael, e a minha namorada Maiara Marinsk. Não há palavras para descrever o quanto sou grato por vocês, por tudo o que vocês me proporcionam. Muito obrigado por me apoiarem e me darem forças, para eu alcançar um dos meus maiores sonhos.

Aos meus amigos da faculdade, em especial os de 2018/1 da XV turma de Engenharia Mecânica da UTFPR campus Guarapuava. Agradeço pelos momentos, resenhas e a parceria envolvida, que dentro e fora da faculdade não me deixaram desanimar, sempre dando o apoio necessário para que este ciclo fosse mais tranquilo e natural.

Resumo

Com a demanda mundial pela busca de materiais mais acessíveis e de melhor qualidade, os processos de tratamento e modificação superficial têm se destacado, atuando como uma alternativa na melhoria das propriedades de diversos materiais. Uma tecnologia emergente nesta área é o processamento por fricção e agitação, que é uma técnica no estado sólido da matéria, utilizado para produzir materiais com granulometria ultrafina e obter melhoria nas propriedades mecânicas e tribológicas. Através da indústria aeronáutica, esse processamento tem sido explorado, principalmente em ligas de alumínio. Diante disso, o objetivo deste trabalho é avaliar a técnica de sobreposição de passes da ferramenta em duas estratégias distintas, a primeira estratégia com dois passes totalmente sobrepostos no mesmo sentido, segunda estratégia com o segundo passe no sentido inverso em comparação com a primeira, foi utilizado a liga fundida alumínio-14%silício, ferramenta de aço inoxidável, velocidade de avanço de 16 mm/min e rotação de 700 rpm, tendo como resposta análise microestrutural, microdureza, coeficiente de atrito, e taxa de corrosão em ambiente ácido de H₂SO₄. As superfícies modificadas apresentaram zona termomecanicamente afetadas diferentes, impactando na disposição da região recristalizada. Houve um aumento de 1,57% na microdureza para a primeira estratégia, e na segunda aumentou de 3,27%. O atrito estático diminuiu 20,46% na primeira estratégia, já na segunda estratégia diminuiu 22,78%. A primeira estratégia apresentou melhor taxa de corrosão com diminuição de 57,96% em relação ao metal base, e a segunda diminuição de 34,78%.

Palavras-chave: Engenharia de Superfície; Microdureza; Atrito; Corrosão.

ABSTRACT

There is a worldwide demand for more accessible and better quality materials, hence the processes of treatment and surface modification have been highlighted, acting as an alternative in the improvement of the several material properties. An emerging technology in this area is friction and agitation processing, which is a solid state of matter technique applied to produce ultrafine granulometry materials and to achieve improvements in mechanical and tribological properties. In the aeronautical industry, such a process has been explored, mainly in aluminum alloys. Therefore, the objective of this work is to evaluate the technique of overlapping tool passes in two strategies, the first strategy with two completely overlapping passes in the same direction, the second strategy with the second pass in the opposite direction compared to the first, the cast alloy used was aluminum-14%silicon, stainless steel tool, feed speed of 16 mm/min and rotation of 700 rpm, having in response to microstructural analysis, microhardness, friction coefficient, and corrosion rate in acid environment of H₂SO₄. The modified surfaces presented thermomechanically different zones, impacting the disposition of the recrystallized region. There was 1.57% increase in microhardness for the first strategy, and for the second 3.27%. Static friction decreased by 20.46% in the first strategy, while in the second strategy it decreased by 22.78%. The first strategy revealed a better corrosion rate with a decrease of 57.96% compared to the base metal, and the second a decrease of 34.78%.

Keywords: Surface Engineering; Microhardness; Friction; Corrosion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Tipos de juntas para FSW.	16
Figura 2 - Esquemático do processo FSW.....	16
Figura 3 - Estágios do FSW.....	17
Figura 4 - Terceiro Corpo.....	18
Figura 5 - Tipos de trajetória com múltiplas passadas.....	19
Figura 6 - Exemplos de aplicações industriais FSW e FSP.....	20
Figura 7 - Zonas microestruturais da liga AA6063 processado por FSW.	21
Figura 8 - Microestrutura nanocompósito Al-Mg-Grafeno.....	22
Figura 9 - Parâmetros do FSP.	22
Figura 10 - Influência do diâmetro do ombro na temperatura.....	24
Figura 11 - Geometrias do ombro.....	25
Figura 12 - Geometrias do <i>pin</i>	26
Figura 13 - Influência mecânica do perfil do pino.	27
Figura 14 - Relação velocidade de avanço e temperatura.....	29
Figura 15 - Relação v_f e rpm na liga A319.....	30
Figura 16 – Exemplos para caracterização da razão de sobreposição. a) Um passe com razão igual a 1; b) Quatro passes com razão igual a 1; c) Três passes com razão de 0,5; d) Três passes com razão igual a 0; e) Dois passes com razão igual a - 2.	31
Figura 17 - Influência do teor de Si nas propriedades das ligas Al-Si.....	35
Figura 18 - Diagrama de equilíbrio de fases da liga Al-Si.....	36
Figura 19 - Microestrutura de diferentes ligas Al-Si.....	37
Figura 20 - Formas de corrosão superficial.....	39
Figura 21 - Célula eletrolítica.....	41
Figura 22 - Eletrodos da célula eletrolítica.....	42
Figura 23 - Ensaio Potencial de Corrosão.....	43
Figura 24 - Resultado gráfico da micropolarização.	44
Figura 25 - Gráfico de macropolarização.	44
Figura 26 – Esquema de um ensaio de riscamento.	46
Figura 27 - Configuração dos equipamentos do ensaio de riscamento.....	46
Figura 28 - Modelos de identadores com representação da área de carga projetada.	47
Figura 29 - <i>Scratch Test</i> do AlSi12/SiCp.	48
Figura 30 - Geometria da ferramenta que será utilizada.....	49
Figura 31 - Ferramenta FSP utilizada no experimento.....	49
Figura 32 - Corpo de prova utilizado.	50
Figura 33 - Eletroerosão a fio.....	50
Figura 34 - Preparação do corpo de prova para garantir planicidade.....	51
Figura 35 - Planejamento estratégico para realização da superfície modificada.	52
Figura 36 - Ensaio de corrosão.....	54
Figura 37 - Pré teste e primeiro ensaio FSP.....	55
Figura 38 - Ensaio concluído da 1ª estratégia.	56
Figura 39 - Superfícies modificadas de cada ensaio, a) Primeira estratégia; b)Segunda estratégia.....	56
Figura 40 - Microestrutura da liga Al-14%Si.....	58
Figura 41 - Macrografia da zona processada da 1ª estratégia.	58

Figura 42 - Micrografias da zona processada da 1ª estratégia. a) Lado de retrocesso; b) Base da superfície modificada; c) Lado de avanço; d) Nugget..	59
Figura 43 - Macrografia da zona processada da 2ª estratégia.	60
Figura 44 - Micrografias da zona processada da 2ª estratégia. h) Lado de retrocesso; g) Base da superfície modificada; f) Lado de avanço; e) Bandas acima do nugget; i) Nugget.	61
Figura 45 - Micrografia do metal base e das estratégias FSP.	62
Figura 46 - Microdureza Vickers na amostra da 1ª estratégia.	63
Figura 47 - Dureza vickers na amostra da 2ª estratégia.....	64
Figura 48 - Coeficiente de atrito estático e dinâmico.....	65
Figura 49 - Corrosão da região processada da 2ª estratégia.	67
Figura 50 - Curva de macropolarização obtido pelos ensaios.	68

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Série de ligas fundidas em Alumínio.....	33
Quadro 2 - Série de ligas fundidas em Alumínio.....	34

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Materiais utilizados nas ferramentas do processo FSW/FSP.	28
Tabela 2 - Resultado do ensaio de corrosão.	67

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Abal	Associação Brasileira do alumínio
Al	alumínio
BM	Material base
CNC	Comando numérico computadorizado
Cu	Cobre
Fe	Ferro
FSP	Processamento por fricção agitação
FSW	Soldagem por fricção agitação
HAZ	Zona termicamente afetada
Hg	Mercúrio
LE	Limite de escoamento
LRT	Limite de resistência a tração
MAG	<i>metal active gas</i>
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
Mg	Magnésio
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
OR	<i>Overlap ratio</i>
PCBN	Nitreto cúbico de boro policristalino
rpm	Rotações por minuto
Si	Silício
Sn	Estanho
SZ	<i>Stir zone</i>
Ti	Titânio
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TMAZ	Zona termomecânica afetada
vf	Velocidade de avanço
Zn	Zinco
α	Alpha
β	Beta

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	Objetivo	14
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	15
2.1	Soldagem por Fricção Agitação	15
2.2	Processamento por Fricção Agitação	19
2.3	Procedimento para FSP	22
2.3.1	Geometria e material da ferramenta	23
2.3.2	Velocidade de rotação e de avanço	28
2.3.3	Efeito de sobreposição	30
2.4	Ligas de alumínio	32
2.4.1	Ligas de Alumínio Silício	34
2.5	Corrosão	39
2.5.1	Cálculos para taxa de corrosão	39
2.6	Teste de riscamento	45
3	MATERIAIS E MÉTODOS	49
3.1	Ferramenta	49
3.2	Processamento por Fricção agitação	50
3.2.1	Material para o ensaio	50
3.2.2	Estratégias adotadas para a modificação de superfície	51
3.3	Ensaio para caracterização da superfície	53
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	55
4.1	Ensaio FSP	55
4.2	Microscopia Ótica	57
4.3	Ensaio de Dureza	63
4.4	Ensaio de riscamento	65
4.5	Ensaio de Corrosão	67
5	CONCLUSÃO	71
6	REFERÊNCIAS	72
	APÊNDICE A – CÓDIGO G DA 1ª ESTRATÉGIA DE SOBREPOSIÇÃO DE PASSES.	78
	APÊNDICE B – CÓDIGO G DA 1ª ESTRATÉGIA DE SOBREPOSIÇÃO DE PASSES.	79

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento tecnológico tem papel fundamental no âmbito de satisfazer as necessidades da humanidade. Na área de materiais, observa-se uma constância na substituição de produtos comumente utilizados por outros mais eficazes, gerando uma busca contínua pelos acessíveis e de melhor qualidade. A engenharia de superfície atua neste âmbito, através dos seus processos de tratamento e modificação superficial, a fim de adaptar as propriedades das superfícies dos componentes de engenharia para que sua aplicabilidade, função e manutenibilidade possam ser aperfeiçoadas. Para que isto seja possível, tratamentos mecânicos, metalúrgicos, químicos ou adição de um revestimento podem acontecer na superfície do material. Essas modificações superficiais são capazes de alterar as propriedades químicas, mecânicas, elétricas, tribológicas e magnéticas (DAVIS, 2001).

Melhorar a resistência à corrosão, a resistência ao desgaste, reduzir perdas energéticas devido ao atrito superficial e melhorar propriedades mecânicas como dureza e ductilidade, são algumas propriedades e características desejáveis para componentes de engenharia de superfície. O processamento por fricção agitação (FSP – do inglês *friction stir processing*), derivado da soldagem por fricção agitação (FSW – do inglês *friction stir welding*), é uma tecnologia emergente na área de engenharia de superfície, que pode ser utilizada para alcançar uma ou mais propriedades anteriormente citadas. Ambas tecnologias foram inicialmente apoiadas pela indústria de ponta aeroespacial em busca de alta resistência em ligas de alumínio (MISHRA, 2008).

As ligas de alumínio são amplamente utilizadas em diversos ramos do setor de metalurgia, como a indústria naval, aeronáutica e automotiva, a fim de tornar os projetos mais leves, menos poluentes e com melhor desempenho (ABAL, 2022). Destacam-se dentre suas ligas as ligas de alumínio-silício fundidas, amplamente utilizadas devido às suas características principais de resistência à corrosão, resistência à tração e ductilidade. Estas ligas são aplicadas, por exemplo em pistões automotivos, devido ao silício diminuir o coeficiente de expansão térmico e aumentar a resistência ao desgaste do material. Porém problemas devido ao alto teor de silício dificultam, por exemplo, a usinabilidade e anodização desta liga, além de possíveis defeitos advindos do processo de fundição (DAVIS, 2001b; ZHU *et al.*, 2017).

Uma das alternativas para eliminar defeitos advindos do processo de fundição (como inclusões, poros e espaçamentos intergranulares) e refinar a microestrutura superficial do material, melhorando assim suas propriedades mecânica e tribológicas, além de aumentar a sua conformabilidade, tem sido a utilização do processo FSP (MA; MISHRA; MAHONEY, 2004). A técnica é realizada através de uma intensa deformação plástica na região, agregado ao calor gerado através da interface da ferramenta do processo e da superfície em tratamento, que proporciona melhoria nas superfícies tratadas, pela obtenção de estruturas refinadas com grãos equiaxiais, com aumento significativo de dureza e resistência à corrosão (COLAÇO, 2019).

Nesse contexto, este trabalho visa avaliar, baseando-se em resultados de corrosão, riscamento e microdureza as estratégias de processamento FSP na liga alumínio-14%silício, a fim de obter respostas quanto à melhora de suas propriedades.

1.1 Objetivo

O objetivo do trabalho é avaliar a sobreposição de passes e sentido de rotação da ferramenta na modificação estrutural da liga fundida de Alumínio-14%Silício, através do processamento por fricção agitação, a fim de obter melhoria no refinamento da estrutura, propriedades mecânicas e tribológicas.

Para alcançar este objetivo, serão analisados:

- a metalografia da liga;
- a microdureza das regiões da superfície modificada;
- a taxa de corrosão anual das superfícies modificadas e não modificadas;
- o coeficiente de atrito das superfícies modificadas e não modificadas.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo serão abordados os aspectos e definições gerais do processo de soldagem por fricção agitação e de uma de suas técnicas variantes, chamada de processamento por fricção agitação, além de suas aplicações e parâmetros de processo. A classe das ligas de alumínio (em específico as ligas fundidas de alumínio silício, material que é utilizado no presente trabalho), taxa de corrosão e teste de riscamento serão outros tópicos discutidos no capítulo.

2.1 Soldagem por Fricção Agitação

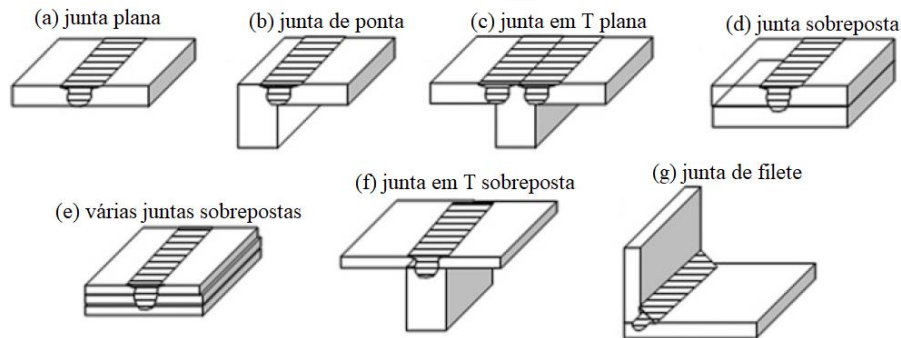
Os três métodos mais utilizados e conhecidos no mundo de soldagem pelo estado líquido, que envolvem a adição de metal ou junção do material pelo estado líquido, são os processos de eletrodo revestido, TIG (do inglês *tungsten Inert Gas*) e MIG/MAG (do inglês *metal Inert Gas/metal active Gas*). Porém há um outro processo, caracterizado como soldagem no estado sólido da matéria, que apresenta melhores propriedades mecânicas e tribológicas do que os métodos convencionais. Esse processo é o de soldagem por fricção agitação, do inglês *friction stir welding* - FSW, originalmente criada no *The Welding Institute* do Reino Unido em 1991 (THOMAS, 1991; PRATAP KUMAR, 2021).

O FSW, diferentemente dos processos convencionais de soldagem, é considerado como o método de desenvolvimento mais significativo das últimas décadas para técnicas de soldagem e união de materiais. Isso se deve ao fato do processo tratar de uma tecnologia sustentável e eficiente, por não apresentar nenhum tipo de emissão de fumos poluentes e consumíveis excedentes como gases de cobertura, que são características e consequências dos processos convencionais de soldagem (MISHRA; KUMAR, 2014). O FSW tem sido utilizado na indústria aeronáutica, aeroespacial e de transportes, e como exemplo pode-se citar a sua participação na construção da nave espacial Orion da NASA e na fabricação de placas metálicas para o corpo de vagões de trens chineses de alta velocidade (MISHRA; KUMAR, 2014).

O processo FSW pode ser aplicado para diferentes tipos de junções mecânicas e estruturas geométricas convenientemente utilizadas. Algumas destas configurações de junções podem ser evidenciadas pela Figura 1. Essas junções podem ser aplicadas a uma gama de metais ferrosos e não-ferrosos, além do

processo FSW ter compatibilidade na união de metais com características químicas diferentes, possuindo eficácia particular e comprovada para as ligas de alumínio comercial, que é o material com maior gama de aplicações e pesquisa deste tipo de processamento. (KUNDURTI, 2022).

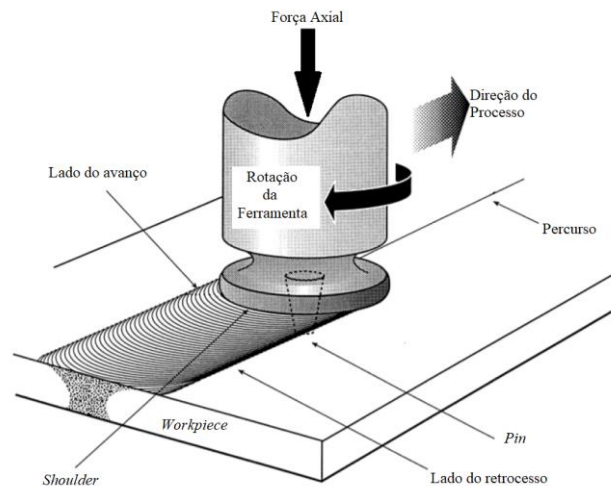
Figura 1 - Tipos de juntas para FSW.



Fonte: Adaptado de Mishra e Kumar (2014).

A soldagem por fricção e agitação possui uma certa simplicidade em seu modo de operação, como pode ser observado na Figura 2. Esta mostra as características básicas da técnica, como a ferramenta que não é consumível, componente chave do processo (PADHY; WU; GAO, 2018).

Figura 2 - Esquemático do processo FSW.



Fonte: Adaptado de Thomas e Nicholas (1997).

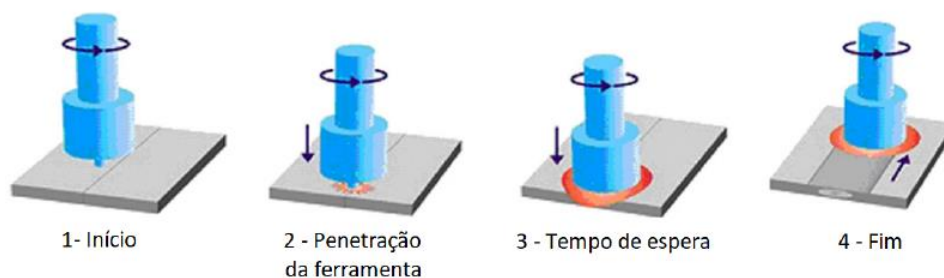
A junção entre duas superfícies se dá pelo translado da ferramenta, com uma geometria específica e rotação. A ferramenta possui duas partes importantes em sua geometria, constituídos pelo ombro, do inglês *Shoulder*, e pelo pino, do inglês *Pin*. Como em vários processos de fabricação alguns parâmetros são considerados essenciais, como por exemplo, a geometria e material da ferramenta do processo, a

rotação da ferramenta no seu próprio eixo de rotação, em rpm, o movimento de translação da ferramenta na direção do percurso, v_f (mm/min), a força axial e o ângulo de inclinação da ferramenta, sob a peça de trabalho, designada no inglês de *workpiece*.

O percurso é propriamente onde será realizado a junção do material que depende da configuração e exigência para a junta proposta. A união dos materiais na junta ocorre pelo cordão processado, gerado após transladar a ferramenta girante na direção do processo que foi atribuído a ela. Pela Figura 2, percebe-se que, há dois lados distintos do cordão processado, um na região que coincide o sentido de rotação da ferramenta com a direção do processo, denominado lado de avanço, e outra região que está no sentido inverso, conhecida como lado de retrocesso.

O processo FSW estará completo após a execução de quatro estágios, como ilustrado na Figura 3, que exemplifica a soldagem de uma junta plana. Inicialmente a ferramenta se aproxima das superfícies, e ocorre a penetração da ferramenta, pressionando o *shoulder* sob a superfície. Antes de iniciar efetivamente a translação da ferramenta há um tempo de espera, e esse tempo de espera serve para atingir a temperatura de fricção. Por fim, a ferramenta é transladada sob a interface consolidando um cordão processado no percurso atrás do *pin* da ferramenta, pela configuração da junta plana.

Figura 3 - Estágios do FSW.

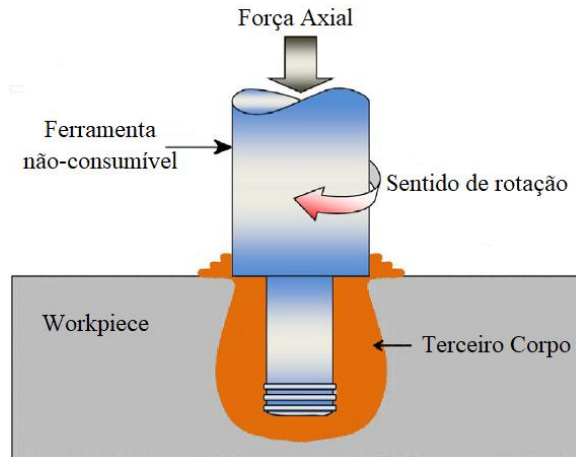


Fonte: Adaptado de Guerdoux Fourment (2009).

A etapa 3 do estágio é de suma importância pois cria condições favoráveis ao surgimento do estado do terceiro corpo, que é um estado sólido da matéria que permite realizar a translação da ferramenta no percurso da junta a ser soldada, como ilustrado na Figura 4. A fricção causada entre o ombro e a superfície da peça gera calor, e esse aumento de calor na região de trabalho permite que o material entre em um regime visco-plástico ao redor do pino. Esse regime visco-plástico aparece quando a temperatura de fricção atinge faixas entre a temperatura de cristalização e ponto de

fusão do material que será soldado. A caracterização da região gerada no material se dá pela alta viscosidade e baixa tensão de fluxo, que é necessária para conseguir deformar o material plasticamente de forma contínua (PADHY; WU; GAO, 2018). Por isso, o objetivo precursor das tecnologias baseadas no processo FSW, é conseguir atingir esse estado da matéria, conhecido como terceiro corpo, permitindo a soldagem do material que é deformado plasticamente.

Figura 4 - Terceiro Corpo.



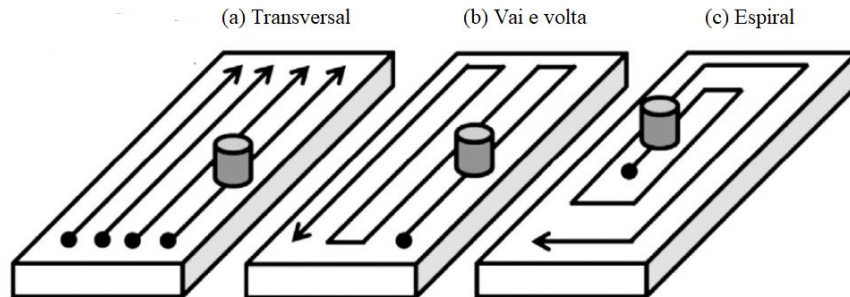
Fonte: Adaptado de Padhy, Wu e Gao (2018).

Ao atingir as condições da região do terceiro corpo, a formação do cordão processado ocorre com o movimento de translação da ferramenta na direção do processo no percurso de soldagem. Isso porque, o material é forçado a ter um fluxo da frente do pino para trás, e o ombro aplica uma força de forjamento no material atrás do pino, preenchendo efetivamente a cavidade que é originada pelo movimento do mesmo, causando deformações plásticas e mistura (*intermix*) no material na forma de ligação ou difusão atômica (PADHY; WU; GAO, 2018).

O cordão pode ser processado em um único passe (*single-pass*), porém tem sua região processada com largura limitada pelo ombro da ferramenta. Para aumentar a área da região processada, adota-se uma sobreposição parcial de cordões pelo método de múltiplas passadas (*multi-pass*). Essa sobreposição tem relação direta com a quantidade de passes da ferramenta na peça, e essa técnica chama-se no inglês de *overlapping*. Além disso é utilizando tipos diferentes de trajetórias a fim de alcançar as propriedades requeridas no cordão, como pode ser visto na Figura 5. Esta traz três modelos de múltiplas passadas: transversal, vai e volta e espiral. Para passes transversais o percurso da ferramenta é linear, sendo necessário sua retirada ao fim do percurso e recomeço dos estágios no mesmo ponto de partida para completar os

próximos percursos em paralelo. Para os modelos em espiral e vai e volta não é necessário a volta da ferramenta no ponto inicial pois sua trajetória permite englobar maior área processada sem a retirada da ferramenta.

Figura 5 - Tipos de trajetória com múltiplas passadas.



Fonte: Adaptado de Mirzadeh (2021).

Pelo processo FSW tratar de uma técnica sustentável, ambientalmente amigável e muito versátil, Mishra (2003) criou o processamento por fricção agitação, do inglês *friction stir processing* (FSP), utilizando dos mesmos equipamentos e procedimentos do FSW. A técnica, porém, não era para unir componentes metálicos, mas sim para atingir modificações microestruturais bem refinadas, com objetivo de melhorar localmente as propriedades mecânicas e tribológicas dos materiais (KUNDURTI, 2022; SAINI, 2015). Devido às intensas deformações plásticas do processo FSW, o processo FSP pode atingir grande refinamento microestrutural, homogeneização, densificação e eliminação de defeitos na microestrutura na superfície da peça, além do excelente ganho com as propriedades mecânicas comprovados para materiais com superplasticidade (MIRZADEH, 2021).

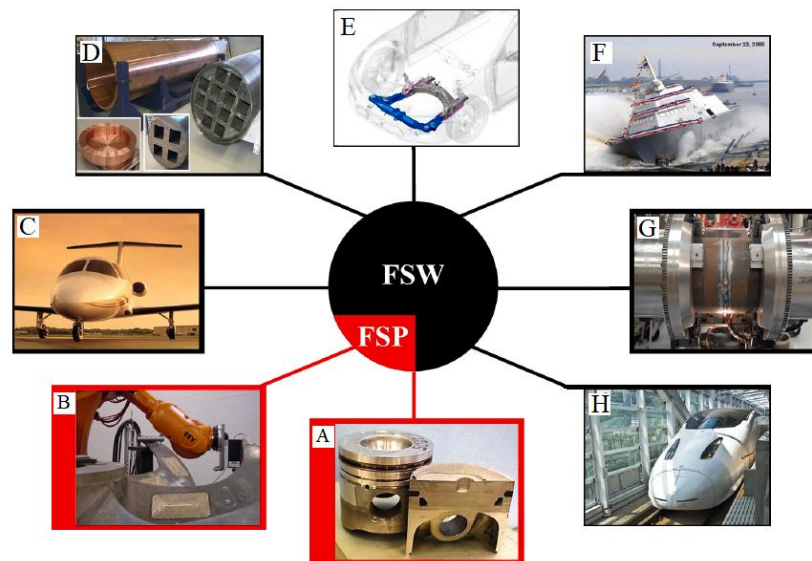
2.2 Processamento por Fricção Agitação

O processamento por fricção agitação (FSP) é uma tecnologia emergente e avançada de modificação microestrutural e de propriedades superficiais de um material metálico. Esse ramo de estudo e de processamento traz inúmeras oportunidades de pesquisa quando se volta atenção para tecnologias emergentes de fabricação de diferentes ligas metálicas. Isso se deve ao fato de que o FSP atua como uma boa alternativa para superar as desvantagens de outros métodos de processamento de alta qualidade, como pulverização a plasma, fusão a laser, implantação iônica, dentre outros métodos. Zykova (2020) abordou algumas desvantagens dos outros métodos de processamento, como por exemplo, a necessidade de equipamentos sofisticados, aglomeração de partículas aditivas e sua

não uniformidade na matriz do material processado, formação de fases indesejadas e reações interfaciais devido às altas temperaturas de processamento, formação de defeitos, necessidade de tratamento posterior, baixa eficiência, etc..

Apesar de possíveis defeitos o processo tem sido utilizado em alguns ramos industriais, como exemplificado na Figura 6, com ênfase ao processo FSP que possui aplicações no tratamento superficial em pistões de motores a combustão e hélices, mostrados pela Figura 6A e 6B, respectivamente.

Figura 6 - Exemplos de aplicações industriais FSW e FSP.

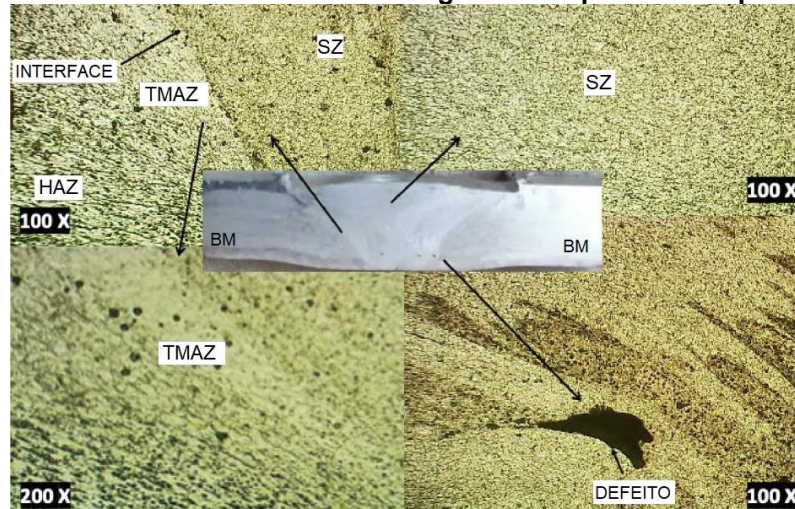


Fonte: Adaptado de Heidarzadeh (2021).

Já o processo FSW está sendo utilizado na fabricação da aeronave eclipse 500, primeira do segmento a utilizar esta tecnologia, evidenciada pela Figura 6C. Há também aplicações da soldagem FSW em recipientes de armazenamento de resíduo nuclear, subchassi de automóveis, estrutura do convés de navios, soldagem orbital de tubos de aço e estrutura do *Shinkansen Train* (trem bala japonês), evidenciados pelas Figuras 6D, 6E, 6F, 6G e 6H respectivamente.

A região do cordão processado por FSP passa por intensas deformações plásticas pelo fluxo do material através do pino, além da exposição da região sobre altas temperaturas, que mesmo estando abaixo do ponto de fusão, é cerca de 0,6 a 0,9 da temperatura de fusão (ZYKOVA, 2020). Dessa forma, origina-se quatro zonas de microestrutura não homogênea e distintas evidenciadas pela Figura 7.

Figura 7 - Zonas microestruturais da liga AA6063 processado por FSW.



Fonte: Adaptado de Yadav (2022).

Como identificado na figura, as quatro zonas são denominadas de:

- SZ: do inglês *stir zone*, é a zona de agitação, conhecido como zona de recristalização dinâmica ou *nugget*. Essa região possui maior processamento obtendo microestrutura bem refinada, com dissolução, fragmentação e redistribuição de precipitados (MIRZADEH, 2021).
- TMAZ: do inglês *thermo mechanically affected zone*, é a zona termo mecanicamente afetada, caracterizado como uma região deformada, tanto pelo aquecimento como pela deformação gerada pelo processo. Nesta região não foi possível haver recristalização da região, devido à alta densidade dos deslocamentos provocados e sublimes de deformação plástica. A zona TMAZ possui dureza maior quando comparada com a zona HAZ (MISHRA; DE; KUMAR, 2014).
- HAZ: do inglês *heat-affected zone*, é a zona afetada termicamente, próxima à região deformada (TMAZ e SZ) que não sofre com nenhuma deformação plástica, e passa apenas por ciclo térmico. Dependendo da liga do material utilizado pode haver mudanças na microestrutura, alterando as suas propriedades mecânicas (MISHRA; DE; KUMAR, 2014).
- BM: do inglês *base metal*, é a zona a qual não é afetada pelo processo.

Vale ressaltar que, o processo FSP não se limita apenas a modificação da própria microestrutura e refinamento do grão da matriz do metal puro. Para algumas ligas metálicas uma das alternativas utilizadas para melhorar as propriedades mecânicas e tribológicas é pela adição ou refinamento das próprias partículas de

reforço constituintes no material (NASIRI, 2021). A exemplo disso, Khodabakhshi (2017) utilizou o processo FSP para obter a dispersão de grafeno na matriz da liga alumínio-magnésio, identificado pela Figura 8.

Figura 8 - Microestrutura nanocompósito Al-Mg-Grafeno.



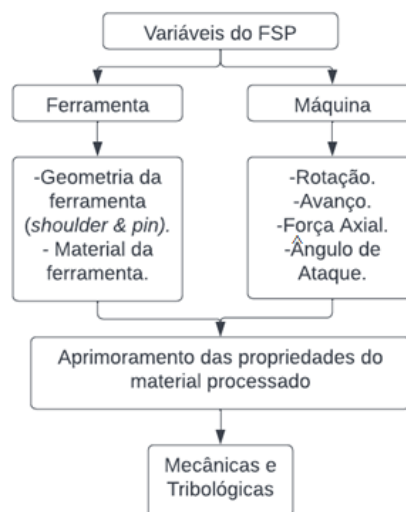
Fonte: Khodabakhshi (2017).

O compósito gerado pela dispersão de grafeno apresentou, um aumento na dureza na região da zona processada, melhorou a resistência ao escoamento com resultado superior à 300% sem apresentar redução considerável no alongamento, destacando o efeito do reforço e mudança das propriedades.

2.3 Procedimento para FSP

As deformações plásticas e difusão uniforme das partículas do material, são alcançadas pelo controle das variáveis de processo FSP. A Figura 9 mostra como os parâmetros se correlacionam para atingir o aprimoramento das propriedades do material.

Figura 9 - Parâmetros do FSP.



Fonte: Adaptado de Kundurti (2022).

Os parâmetros do processo são variáveis mecânicas e a otimização destes gera o sucesso do processo resultando em estruturas livres de defeitos e com melhoria superior nas propriedades mecânicas e tribológicas (HEIDARZADEH; JABBARI; ESMAILY, 2015).

Todas essas variáveis do FSP referente a máquina e ferramenta, que darão o suporte e condições necessárias ao processo, têm total influencia no calor que é gerado na SZ. Essas mudanças atribuem impacto sobre o novo material posteriormente formado pela superfície modificada. A velocidade de avanço e rotação da ferramenta são as principais variáveis para o calor gerado (SINGARAPU; ADEPU; ARUMALLE, 2015), tendo impacto direto sob a microestrutura e características do material formado. Quando o aporte térmico é menor gera-se maior refinamento dos grãos no material e vice-versa. Porém, o calor deve ser necessário para adentrar ao regime visco-plástico, caracterizado como uma condição necessária do processo, caso contrário o material posteriormente formado não será perfeitamente plastificado pelo processo FSP e não terá bons resultados (WADEKAR, 2017).

Parâmetros como força axial, ângulo de ataque e quantidade de passes da ferramenta também influenciam no processo e nas propriedades do material formado (PADHY; WU; GAO, 2018). A força axial é um parâmetro que atua diretamente sob a ferramenta, e esta aumenta de acordo com a dureza do material a ser processado e com os parâmetros geométricos construtivos da ferramenta. Ramamoorthi (2021) mostrou a influência deste parâmetro para a liga de alumínio AA5058, e concluiu que ao utilizar uma força axial de 7 kN o cordão apresentou maiores valores de resistência a tração.

O ângulo de ataque consiste em aplicar uma inclinação sob a ferramenta e a peça, aumentando diretamente a força axial exercida, melhorando o fluxo do material. Consequentemente, o calor gerado também melhora defeito de caráter visual na superfície da região processada, além de gerar a SZ com menos defeitos (KUNDURTI, 2022).

Os parâmetros que serão considerados no procedimento experimental serão estudados nos próximos tópicos.

2.3.1 Geometria e material da ferramenta

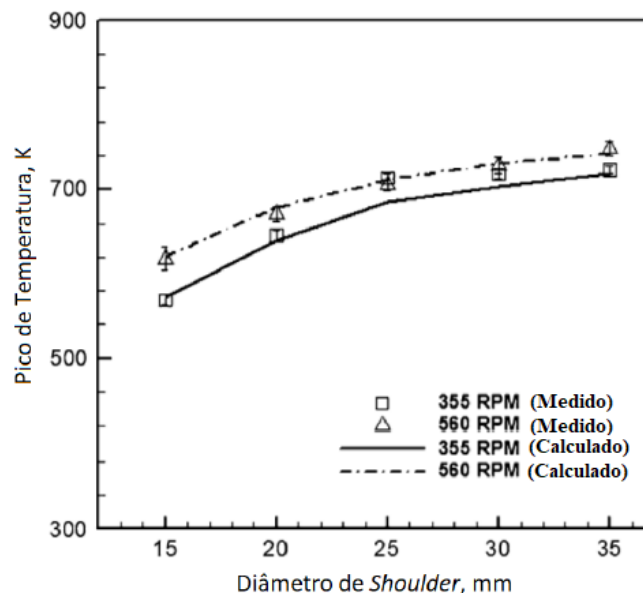
Como vimos anteriormente, a geometria da ferramenta é a chave para o processo FSP, constituída pelos componentes geométricos principais ombro e pino.

Suas principais funções são de promover calor localizado pela fricção sob a interface ferramenta-superfície e o fluxo de material, causando difusão atômica (*intermix*) no cordão posteriormente formado.

O diâmetro do ombro tem influência direta no calor gerado pela fricção agitação (THOMAS; NICHOLAS, 1997). Se o diâmetro for grande, o calor gerado também será maior pela área de contato e vice-versa. Estudos de Elangovan e Balasubramanian (2008) mostraram que, ombro com grandes diâmetros em comparação com o pino, implicava em uma área de contato na região mais ampla do TMAZ e HAZ, por conta do alto calor gerado, em comparação com a região processada SZ, que depende da geometria do pino, acarreta em propriedades como resistência a tração deterioradas. De modo análogo, para diâmetros menores a consolidação da superfície modificada também não apresentou bons resultados, sendo necessário uma otimização do diâmetro do ombro para que o processo FSP tivesse bons resultados e a região TMAZ e HAZ fossem estreitadas.

A Figura 10 mostra a relação entre o pico de temperatura do processo com relação ao diâmetro do ombro, para diferentes parâmetros de rotação da ferramenta.

Figura 10 - Influência do diâmetro do ombro na temperatura.



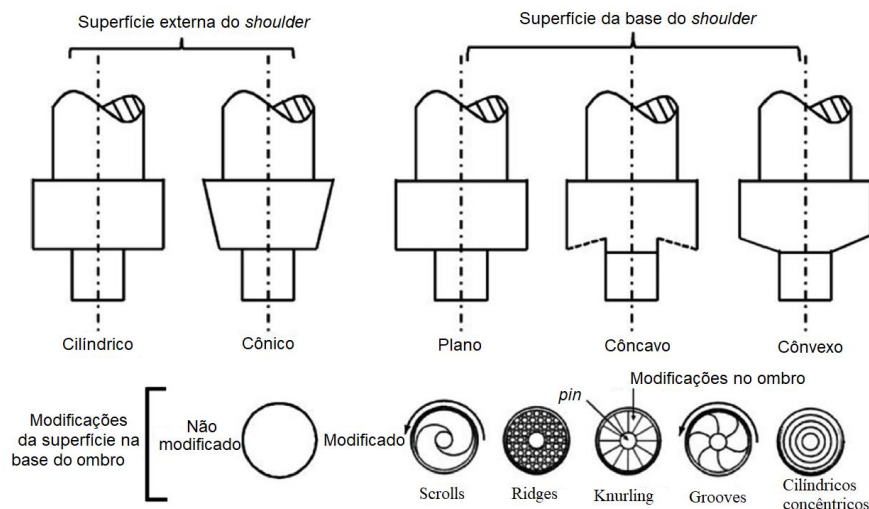
Fonte: Adaptado de Mehta (2011).

Evidencia-se que para os parâmetros de 355 e 560 rpm, o maior pico de temperatura acontece para o maior valor de rpm, com aumento proporcional à medida que o diâmetro do ombro aumenta. Como material de estudo o autor utilizou a liga de alumínio AA7075-T6 com espessura de 3,5 mm, de modo a realizar uma junta plana, o material da ferramenta era o aço ferramenta EN24, cinco ferramentas foram

confeccionadas com diâmetros do ombro de 15, 20, 25, 30 e 35 mm, ambas com as mesmas dimensões do pino cilíndrico cônico, cujo diâmetro na raiz é de 6 mm, diâmetro de ponta de 4,66 mm e 3,325 mm de comprimento. A velocidade de avanço utilizada é de 0,67 mm/s, força axial de 30 MPa e ângulo de inclinação de 2°, para a ferramenta utilizou-se 355, 450, 560 e 710 rpm. A temperatura transitória foi medida em três locais posicionados a uma distância transversal de 8,5 mm da junta e profundidade de 0,75 mm a partir do topo, dois termopares foram posicionados no lado de avanço e um no lado de retrocesso. Os dois termopares utilizados no lado de avanço foram afastados em 50 mm, para examinar a precisão do perfil de temperatura medido. Os termopares utilizados eram do tipo K.

O ombro possui vários tipos de geometrias para se adequar aos diferentes tipos de materiais e parâmetros do processo, sendo caracterizado pelo formato de sua superfície externa e da base. A base pode ter algumas modificações para melhorar o fluxo e a mistura do material na superfície por conseqüências do aumento do atrito, cisalhamento e deformação na superfície (MAJI, 2022). A Figura 11 mostra algumas geometrias do ombro da ferramenta.

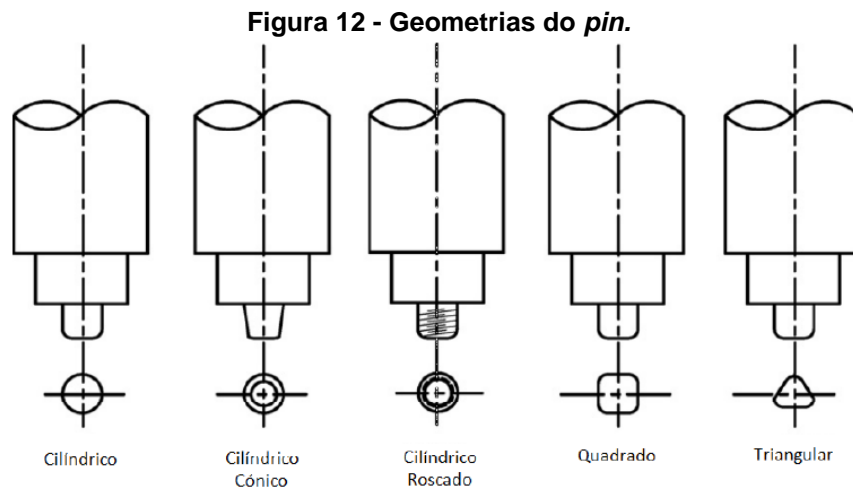
Figura 11 - Geometrias do ombro.



Fonte: Adaptado de Mishra e Ma (2005).

O pino tem a função de proporcionar efetivamente a deformação plástica pelo fluxo e mistura do material que se encontra no regime visco-plástico. De modo análogo ao ombro, o pino possui perfis variáveis em sua superfície externa e na base. Porém, as modificações neste caso encontram-se na sua superfície externa, como pino roscado de perfil cilíndrico, pino ranhado de perfil triangular, dentre outros ilustrados na Figura 12. A proporção do diâmetro do ombro e do pino também tem influência no

processo, e depende de parâmetros como espessura da superfície e condutividade térmica do material (MAJI, 2020).



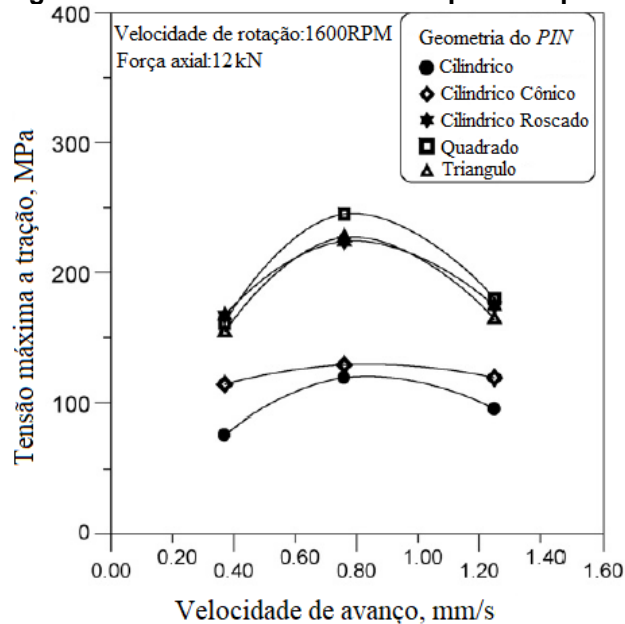
Fonte: Adaptado de Elangovan Ebalasubramanian (2008).

Como resultado da diferença do processamento entre os variados tipos de pino, dependendo da geometria adotada no processo, a região processada terá microestrutura e características mecânicas diferentes. Estudos realizados por Elangovan e Balasubramanian (2008) compararam a influência da geometria do pino, e concluíram que perfil quadrado origina uma microestrutura com granulometria mais fina, melhorando assim aspectos de dureza e propriedades mecânicas.

Esta afirmação pode ser vista pela Figura 13, que aborda a influência do perfil do pino com relação a tensão máxima a tração do material, através da variação da velocidade de avanço, fixando os parâmetros de força axial e rotação. Nota-se que para um avanço médio de 0,8 mm/s, conseguiu-se os maiores valores de tensão máxima a tração, para o perfil quadrado e um pouco menor para o perfil cilíndrico roscado e triangular. Neste experimento, o autor utilizou a liga AA2219-T87 para quantificar os resultados através da soldagem de uma junta plana, com procedimento de soldagem em passagem única para cada velocidade de avanço. Foram cinco ferramentas utilizadas, com geometrias de pino cilíndrico, cilíndrico cônico, cilíndrico roscado, quadrado e triangular, confeccionadas em aço alto teor de carbono, contemplando diâmetros do ombro de 18 mm e pino com aproximadamente 6 mm, o comprimento do pino foi de 5,7 mm. Os experimentos foram realizados através de uma máquina projetada e desenvolvida de forma nativa, com potência de 15 HP, velocidade máxima de 3000 rpm e 25 kN de força axial, os parâmetros de avanço foram alterados entre 0,37, 0,76 e 1,25 mm/s, enquanto que a força axial de 12 kN e

rotação da ferramenta de 1600 rpm foram mantidos. As amostras de teste foram preparadas segundo as diretrizes na norma ASTM E8M (2022). Para o teste de tração, utilizou-se uma máquina de teste universal eletromecânica controlada de 100 kN, os corpos de prova foram carregados à uma taxa de 1,5 kN/min de acordo com as especificações da ASTM.

Figura 13 - Influência mecânica do perfil do pino.



Fonte: Adaptado de Elangovan Balasubramanian (2008).

Como explicado anteriormente o primeiro estágio do processo FSW é a aproximação da ferramenta na superfície. Nesse estágio a ferramenta que está em temperatura ambiente, penetra na superfície, que também se encontra na mesma temperatura, e este é o período mais exigente para a ferramenta. Nesse momento a ferramenta está sujeita aos maiores esforços de todo o processo, o que depende também da resistência do material da superfície (WADEKAR, 2017).

Dessa forma, a escolha do material da ferramenta depende da força axial (necessária para penetração) e também das características operacionais de temperatura do processo.

A Tabela 1 apresenta alguns materiais utilizados para a ferramenta e suas respectivas aplicações.

Tabela 1 - Materiais utilizados nas ferramentas do processo FSW/FSP.

Material	Limitações	Aplicações
Ferramenta de aço (H13, aço inox etc.)	Desgaste severo da ferramenta	Liga e compósito de Al, Mg, Cu, etc.(materiais macios)
Ligas de Ni-Co (Inconel, Nimonic etc.)	Operação abaixo de 600°C	Liga e compósito de Al, Cu.
Materiais Refratários (Ligas de Mo e W, Ta, Nb)	Baixa disponibilidade e alto custo	Materiais com alto ponto de fusão como aço, Ti etc.
Carbetos e Compostos de matriz metálica (TiC, WC, WC-Co etc.)	Não é aplicável para todos os materiais	Mg, ligas de Ti e aço
PCBN	Muito caro e extremamente difícil de usinar a ferramenta	Materiais com alta dureza e resistência ao desgaste

Fonte: Adaptado de Maji (2022).

A escolha da ferramenta deve obedecer seis características básicas, que são resistência e vida a fadiga na temperatura de processamento, tenacidade a fratura, resistência ao desgaste, estabilidade térmica a longo prazo e estabilidade química (MISHRA; DE; KUMAR, 2014). Se a superfície é constituída de material macio, utiliza-se de ferramentas a base de aço, enquanto para materiais mais duros necessita-se de ferramentas a base de carboneto ou PCBN. A microestrutura do cordão processado também pode ter influência do desgaste da ferramenta (MAJI, 2022).

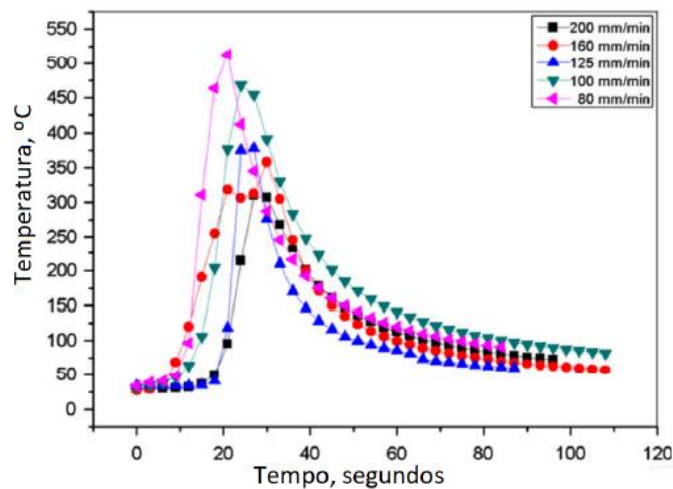
2.3.2 Velocidade de rotação e de avanço

A velocidade de rotação da ferramenta está diretamente correlacionada com o calor gerado pela fricção do ombro na superfície, sendo o que permite o fluxo e difusão do material ao redor do pino da ferramenta. A velocidade de rotação também tem efeito sobre a velocidade de avanço, e esses dois parâmetros se complementam como resultado de um resfriamento rápido ou lento da região processada,

influenciando diretamente nas características e propriedades mecânicas do material (KUMAR MAURYA, 2022).

A velocidade de avanço da ferramenta tem efeito sobre o tempo de exposição ao calor atribuída a superfície. A Figura 14 representa uma análise que relaciona várias velocidades de avanço e o tempo de exposição a temperatura atingida pelo cordão soldado, medido no lado oposto ao cordão do corpo de prova. Para o procedimento experimental, utilizou-se como material da ferramenta carboneto de tungstênio, com diâmetro do ombro de 20 mm e pino com aproximadamente 5,7 mm, de perfil triangular, a fim de realizar uma junta de topo, através da soldagem de duas chapas do aço inoxidável ferrítico. Os experimentos foram realizados com uma fresadora vertical automática para serviços pesados com potência do motor de 13,5 kW, os parâmetros de avanço foram alterados entre 80, 100, 120, 160 e 200 mm/min, enquanto que a força axial de 3.5 kN, ângulo de inclinação de 0° e rotação da ferramenta de 1120 rpm foram mantidos.

Figura 14 - Relação velocidade de avanço e temperatura.

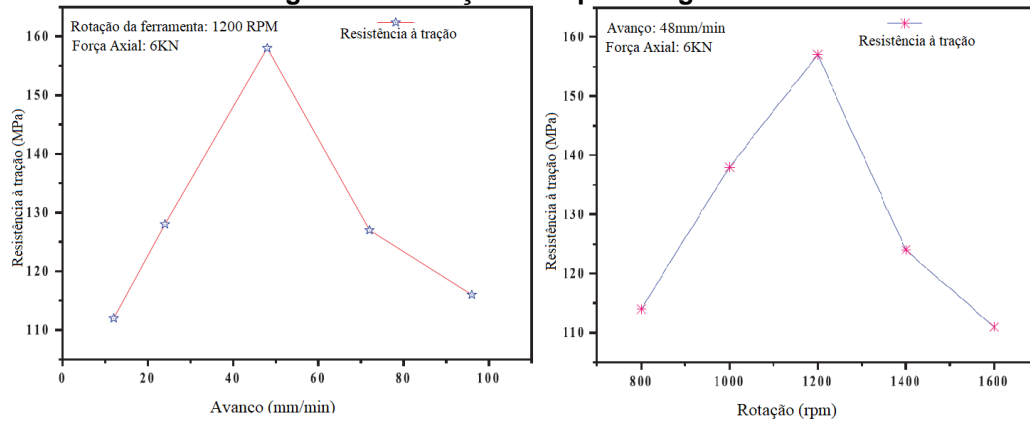


Fonte: Adaptado de Bilgin e Meran (2012).

Percebe-se pela Figura 14 que o tempo de exposição dependente da velocidade de avanço impacta no resfriamento do cordão e otimização dos parâmetros para atingir as características desejadas no material. Percebe-se pela figura que o pico de temperatura atingida para diferentes tipos de avanço ocorre entre 20 a 30 segundos durante o processo. Isso ocorre porque para avanços menores a temperatura é maior, devido à fricção da ferramenta por unidade de tempo, ou seja, ao diminuir o avanço maior será o atrito será gerado pela interface ferramenta-superfície, e conseqüentemente maior temperatura. E o inverso também ocorre.

Estudos realizados por Kumar Maurya (2022) demonstraram o efeito da rotação e avanço da ferramenta, tendo como parâmetro de estudo e comparação a liga de alumínio A319. Os resultados do experimento, mostrados na Figura 15, indica que com velocidade de avanço de 50 mm/min e rotação de 1200 rpm, obteve-se os maiores valores de resistência à tração, seja fixando a rotação, ou o avanço da ferramenta. Para estes valores também foi possível obter microestrutura mais refinada e equiaxial na região processada.

Figura 15 - Relação vf e rpm na liga A319.



Fonte: Adaptado de Kumar Maurya (2022).

Pela velocidade de avanço e rotação estarem correlacionadas também pelas características geométricas da ferramenta, assim como o material utilizado no aspecto construtivo e aplicação desejada para o processo FSP, estudos devem ser realizados para obter otimização nos parâmetros do processo, a fim de atingir as características microestruturais e mecânicas desejadas. Como se nota, o processo FSW/FSP é dependente de todos estes parâmetros até então mencionados, o que dá a entender sobre a complexidade do que é trabalhar com diferentes materiais e aplicações para achar os parâmetros que oferecem os melhores resultados.

2.3.3 Efeito de sobreposição

O efeito de sobreposição (do inglês *overlapping*) tem resultado sobre a distância entre o cordão ou cordões processados (superfície modificada para FSP), a partir de um ou múltiplos passes. Esse procedimento é utilizado para aumentar a área da região processada ou melhorar as características microestruturais do material, diminuir a quantidade de defeitos na estrutura, e melhorando as propriedades mecânicas e tribológicas do material (LEAL; LOUREIRO, 2008). Para isso foi definido

um parâmetro entre passes chamado razão de sobreposição (em inglês, *overlap ratio*) definido pela Equação 1.

$$OR = 1 - \left(\frac{l}{D_{pin}}\right) \quad (\text{Eq. 1})$$

Sendo que:

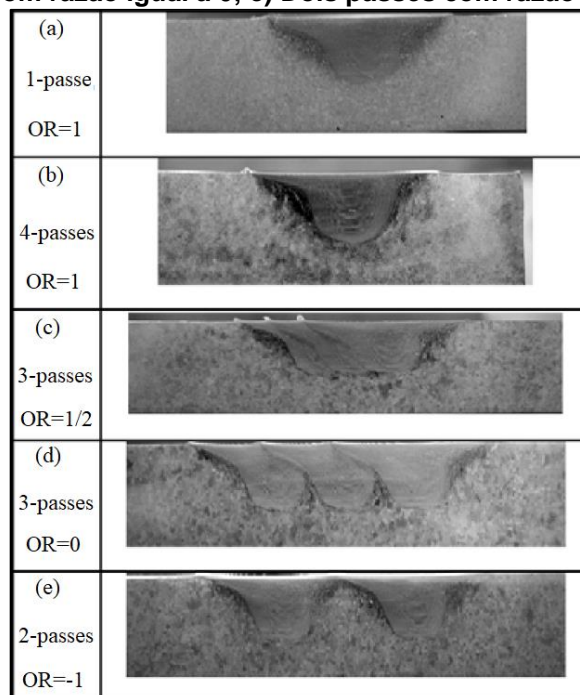
l é a distância entre centros de cada passe,

D_{pin} é o diâmetro máximo do pino.

Para sobreposições com passes totalmente coincidentes tem-se que $OR = 1$ mas não há aumento da região processada SZ. Quanto maior a distância entre os centros de cada passada da ferramenta, o valor de OR diminui, havendo sobreposição parcial das SZ de cada cordão, para $OR = 0$ ou valores negativos, não há sobreposição da SZ, isolando as regiões da SZ de cada passe.

A Figura 16 mostra como acontece a sobreposição da SZ para diferentes tipos de OR e quantidades de passes adotados, através de uma trajetória transversal.

Figura 16 – Exemplos para caracterização da razão de sobreposição. a) Um passe com razão igual a 1; b) Quatro passes com razão igual a 1; c) Três passes com razão de 0,5; d) Três passes com razão igual a 0; e) Dois passes com razão igual a - 2.



Fonte: Adaptado de Nascimento (2009).

Observa-se uma grande diferença microestrutural alterando apenas o número de passes, de 1 para 4, com $OR = 1$ indicado na Figura 16a e Figura 16b. Também há distinção de quando ocorre a sobreposição parcial da SZ quando $OR = 1/2$, e deixa de existir a partir de $OR = 0$, com 3 passadas indicada pela Figura 16c e Figura 16d.

Além disso a Figura 16e traz $OR = -1$ com 2 passadas, que produz dois cordões totalmente distintos com nenhuma região de influência sobre a outra.

Estudos de Venkateswarlu (2013) mostraram que tanto um ou múltiplos passes melhoram as propriedades mecânicas em relação ao BM. O autor utilizou uma ferramenta de aço H13 com três diâmetros de ombro 15, 18 e 21 mm, com pino de perfil cônico roscado, com 6 mm de diâmetro e 3 mm de comprimento, para comparar os efeitos da sobreposição pelo processo FSP. Adotou-se OR igual a 0, 0.5 e 1 na liga de Mg AZ31B, e foi utilizado uma fresadora vertical, velocidade de avanço de 31 mm/min e rotação de 1150 rpm. Amostras comparadas com a de passe único apresentaram maior alongamento, resistência a tração e ao escoamento, devido à maior homogeneização e refinamento da microestrutura. O aumento da deformação plástica na mesma região do cordão, subentende-se como um processo de pós processamento ou aprimoramento de propriedades pelo maior refinamento da microestrutura.

2.4 Ligas de alumínio

O alumínio é líder na metalurgia dos materiais não ferrosos, e as combinações e singularidades de suas ligas tornam o material muito versátil e competitivo no mercado, com uma variada gama de aplicações que depende exclusivamente da liga que será utilizada. As características e singularidades das ligas de alumínio se dão pelos elementos de liga utilizados, com objetivo de melhorar as propriedades mecânicas e tribológicas do alumínio puro (VARGEL, 2004).

Os principais elementos de liga comumente utilizados são o cobre (Cu), magnésio (Mg), silício (Si), zinco (Zn) e titânio (Ti). Estes elementos de liga são atribuídos em diferentes porcentagens mássicas no alumínio (Al), atuando como um soluto em sua matriz. Sabe-se que a composição do soluto majoritário varia de 1 a 7% da porcentagem mássica na maior parte das ligas de alumínio, mas pode atingir valores superiores a 23%, como por exemplo, para as ligas de alumínio silício fundidas (VARGEL, 2004; WARMUZEK, 2004). Em uma liga de alumínio pode-se também adicionar outros elementos de liga ao elemento majoritário, com objetivo de atingir propriedades comuns às ligas, seja pela fungibilidade, boas propriedades mecânicas, extrudabilidade, resistência a corrosão, etc.. Além disso alguns aditivos podem ser adicionados à liga para melhorar algumas propriedades específicas como o tamanho

de grão após a fundição, temperabilidade e soldabilidade. Estes são adicionados em quantidade menores à 1% do percentual mássico da liga (VARGEL, 2004).

Uma das principais vantagens das ligas de alumínio é que podem apresentar uma alta relação de resistência mecânica pelo seu peso específico, sendo muito leves em comparação a materiais que também são resistentes, porém possuem um peso maior. Esse é um dos principais motivos pelo qual o alumínio puro não é utilizado, pois não apresenta boa resistência mecânica. As ligas de alumínio são economicamente viáveis em várias aplicações, desde utensílios em geral, projetos estruturais e até produtos sob os mais rígidos controles de qualidade. Como por exemplo pode-se citar sua utilização na indústria automotiva e de transportes, que vem substituindo a utilização do aço com objetivo de otimizar o desempenho por meio da diminuição do peso, oferecendo economia de combustível e conseqüentemente a redução de emissão de poluentes (ABAL, 2022).

As ligas de alumínio possuem uma classificação e essa se refere às ligas trabalhadas ou ligas fundidas. As ligas trabalhadas passam por um processo mecânico durante sua fabricação, por exemplo, processo de laminação, extrusão, forjamento e estiramento. Já as ligas fundidas passam pelo processo convencional de fundição, seja por fundição em molde de areia, sob pressão ou em molde permanente. Devido à esses processamentos, a classificação das ligas está dois grandes grupos, que também possui diferenciação das composições químicas envolvidas e mecanismos que levam às propriedades desenvolvidas no material (GOMES; BRESCIANI, 1987).

Para classificar as diversas ligas de alumínio, o sistema desenvolvido pela *Aluminum Association* e pela ASTM, do inglês *American Society for Testing Materials*, possui uma racionalidade de classificação satisfatória e é reconhecido mundialmente. As séries classificadas para as ligas fundidas é dada pelo Quadro 1.

Quadro 1 - Série de ligas fundidas em Alumínio.

(Continua)

Ligas	Elementos de liga	Algumas aplicações
1XX.X	Mínimo de 99% de alumínio (Al puro).	Rotores elétricos.
2XX.X	Cobre (Cu).	Pistões em geral, corpo de válvulas, rolamentos, cabeçotes.
3XX.X	Silício (Si), com adições de cobre (Cu) e magnésio (Mg).	Cárter e algumas peças do motor, caixas de transmissão, rodas e carcaça de aeronaves.

Fonte: Adaptado de Davis (2001).

Quadro 2 - Série de ligas fundidas em Alumínio.**(Conclusão)**

Ligas	Elementos de liga	Algumas aplicações
4XX.X	Silício (Si).	Pistões em motores de polpa, corpos de carburador, equipamentos odontológicos, equipamentos arquitetônicos; marítimos e alimentícios.
5XX.X	Magnésio (Mg).	Acessórios para uso químico; arquitetônico; ferragens ornamentais e ferroviários.
6XX.X	Não é utilizada.	-
7XX.X	Zinco (Zn), com adições de cobre e magnésio.	Partes automotivas, bombas, peças de reboque, equipamento de mineração.
8XX.X	Estanho (Sn)	Rolamentos para laminadores, bucha e mancais para ferrovias.
9XX.X	Não é utilizada.	-

Fonte: Adaptado de Davis (2001).

As ligas fundidas são representadas por uma série de três dígitos seguidos por valores decimais. O primeiro dígito corresponde ao elemento de liga majoritário utilizado, o segundo e terceiro dígito refere-se a família da liga. Já o valor decimal representado por XXX.0 e XXX.1 corresponde respectivamente aos limites de composição para fundidos e para lingotes. Pode-se também antes da série de quatro dígitos proceder letras maiúsculas, que restringem a tolerância de algumas impurezas, caracterizado como elementos intersticiais não desejáveis na liga. Por exemplo, as A380.1 e B380.1 se diferenciam pela tolerância do zinco, para a liga A380.1 tem-se uma tolerância menor igual a 2.9% para Zn, enquanto B380.1 apresenta 0,9% de Zn respectivamente (DAVIS, 2001).

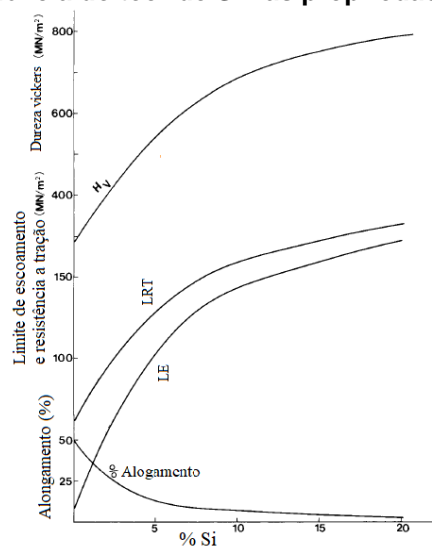
2.4.1 Ligas de Alumínio Silício

Dentro das ligas de alumínio fundidas, há uma série (3XX.X e 4XX.X) que tem se destacado. Essas séries são uma das famílias mais importantes deste grupo, devido às suas excelentes características de fundição e boas propriedades mecânicas, principalmente por sua alta fluidez, baixa concentração nos fundidos, elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade e baixo coeficiente de expansão térmico. Além disso podem ser fabricadas por quase todos os processos de fundição existentes (ZHU, 2017).

Pelo silício ser um material mais duro e abrasivo, se utilizado em teores altos tem característica de diminuir o coeficiente de expansão térmica e a porosidade do material. Também torna a liga mais resistente à abrasão, o que dificulta a usinagem e fragiliza a liga, limitando a utilização deste material em teores de silício superior à 13%. O silício é mais utilizado em teores próximos à 12% do percentual mássico da liga, pois além das características negativas apresentadas, a liga se aproxima de seu ponto eutético, que é o menor ponto de fusão para formar as duas fases sólidas da liga binária Al-Si simultaneamente (VARGEL, 2004; ZHU, 2017). A Figura 17 apresenta a influência de algumas propriedades da liga pela variação do teor de silício.

As ligas de série 4XX.X não são comumente utilizadas, pois as ligas fundidas em silício são preferíveis com outros elementos de liga, como o Cu e Mg, que compreende a série 3XX.X e abrange cerca de 90% dos produtos provenientes da fundição (VARGEL, 2004). Isto porque a composição eutética da liga binária Al-Si gera cristais de silício em forma de placas finas no meio da matriz da liga fundida, que contribui fortemente para o decréscimo da ductilidade do material, para melhorar esta dentre outras propriedades, os cristais de silício devem estar preferencialmente dispersos e em formato esferoidal na matriz liga. Desse modo as composições Al-Si-Mg e Al-Si-Cu melhoram essas propriedades, e permitem, por exemplo, com que a liga fundida consiga ser tratada termicamente pelo processo de precipitação ou envelhecimento, para correção deste efeito dos cristais de silício, além da busca por outras propriedades específicas na liga.

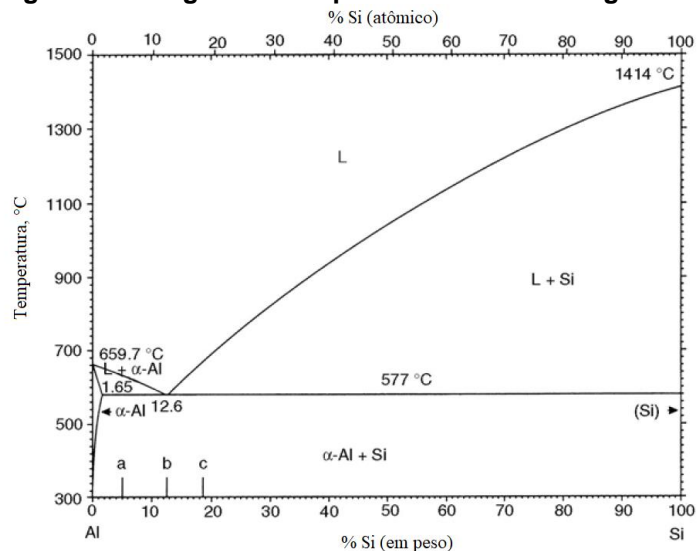
Figura 17 - Influência do teor de Si nas propriedades das ligas Al-Si.



Fonte: Adaptado de Mondolfo (2013).

O diagrama de fases da liga binária Al-Si é evidenciada pela Figura 18, que traz informações pertinentes ao percentual mássico de silício da liga (%Si), atuando em paralelo à faixa de temperatura na qual a mesma se encontra.

Figura 18 - Diagrama de equilíbrio de fases da liga Al-Si.



Fonte: Adaptado de Warmuzek (2004).

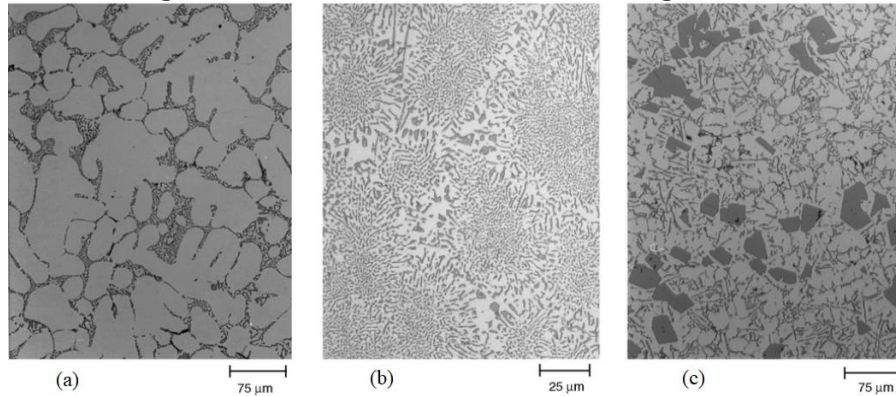
Como indicado na Figura 18, dependendo da composição, pode apresentar uma fase Líquida (L), fase líquida + alpha ($L + \alpha\text{-Al}$), fase líquida + beta ($\beta\text{-Si}$) e $\alpha\text{-Al} + \beta\text{-Si}$, para isto necessita-se da composição e temperatura conhecida da liga em equilíbrio (CALLISTER, 2020).

A microestrutura das ligas fundidas de Al-Si é binária, ou seja, possui duas fases. A fase primária é o alumínio (α), constituída de quase alumínio puro, porém contém uma quantidade de outros elementos como o Si. A fase secundária é o eutético (β), constituída majoritariamente por partículas de Si, e formam a microestrutura $\alpha\text{-Al} + \beta\text{-Si}$ (ZHU, 2017). As ligas de Al-Si geram microestruturas características que podem ser distinguíveis em três grupos, sendo elas, as ligas hipoeutéticas com até 12% de Si em porcentagem mássica, ligas eutéticas entre 12 a 13% de Si (próximo a 12,6% Si) e ligas hipereutéticas com valores superiores a 13% de Si.

As três microestruturas características dessas ligas de Al-Si, hipoeutética, eutética e hipereutéticas são identificadas na Figura 19a, 19b e 19c, respectivamente. A estrutura formada pela liga hipoeutética é predominantemente dendrítica de α , evidenciada pela região mais clara, e a fase beta forma-se na sua região interdendrítica, parte escura. Para a liga hipereutética, acontece o inverso, pois a

estrutura é predominantemente formada por cristais de Si, e a fase α também é formado na região entre os grãos. Para a liga eutética, as fases α e β formam-se simultaneamente, gerando uma estrutura característica.

Figura 19 - Microestrutura de diferentes ligas Al-Si.



Fonte: Adaptado de Warmuzek (2004).

A formação microestrutural da liga Al-Si depende da sua composição, porém o processo de solidificação e resfriamento da liga tem influência significativa e envolve essencialmente fenômenos de nucleação e crescimento de grão. O aumento da taxa de resfriamento leva a formação de uma microestrutura mais fina da fase eutética com braços dendríticos secundários menores. Por outro lado, uma baixa taxa de resfriamento gera-se uma microestrutura mais grosseira com partículas de Si grandes (ZHU, 2017).

Em ligas de Al-Si hipoeutéticas a estrutura predominantemente formada é dendrítica, pois a fase primária do alumínio- (α) que está se solidificando possui essa característica de nucleação e crescimento. O líquido contido na região interdendrítica depende que o resfriamento atinja a curva da fase sólida, formando a fase secundária eutético Al-Si, e dependendo das condições de resfriamento, as dendritas podem ser colunares ou equiaxiais (MOHANTY, 1996).

As ligas hipereutéticas, por outro lado, terão o Si como fase primária. Este irá crescer durante a solidificação e o líquido contido na região se transformará no eutético Al-Si. Apesar da liga apresentar excelentes características, há maior exigência de controle da microestrutura devido à grande quantidade de Si primário, dificultando a ductibilidade e usinabilidade, necessitando de um controle, através, por exemplo, de um tratamento de refinamento (HATCHI, 1984).

As ligas advindas de processos de fundição convencionais podem haver vários tipos de defeitos, definido como descontinuidades no material. Estes são influenciáveis pelas diversas variáveis envolvidas no processo, e uma destas variáveis refere-se ao modo de solidificação, gerando defeitos como porosidades, inclusões, trincas de repuxe (MARQUES, 2008; NUNES, 2013).

Além da dificuldade no processo de usinagem para se trabalhar com estas ligas de Al-Si, outra dificuldade se refere ao processo de anodização. Esse é um processo eletroquímico que oxida a superfície do material em seu óxido, e é muito utilizado ligas de alumínio. O óxido de alumínio, chamado de alumina, tem a capacidade de proteger o material contra a corrosão e melhorar as suas propriedades estéticas e mecânicas. O processo é utilizado em diversas aplicações devido ao seu baixo custo e, para a anodização das diferentes ligas de alumínio, é preferível as ligas de maior pureza por conseguirem atingir uma boa anodização (ARAUJO, 2021).

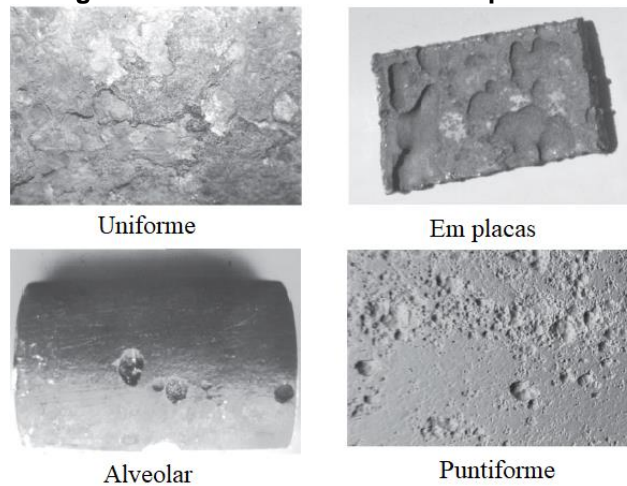
Em geral a anodização das ligas de Al-Si enfrentam dois problemas. O primeiro problema refere-se ao processo de fundição e seus tipos de defeitos, principalmente devido à tendência em haver porosidades e inclusões. Nestes casos não é possível obter uma boa camada anodizada. Já o segundo problema está relacionado com os altos elementos de liga, neste caso o Si, que precipita na forma do eutético na matriz. Nesta situação o silício não pode ser totalmente anodizado ou dissolvido durante a anodização, deixando vazios microscópicos no filme de óxido, podendo afetar o acabamento da superfície, causando redução da resistência à corrosão e ao desgaste (LABISZ, 2018; ZHU, 2017).

Estudos realizados por Konieczny (2004) relatam que, para uma liga Al-Si12%, o refinamento de sua composição e da fase eutética surte em uma melhor uniformidade à camada anodizada. Sabe-se que pelo processo FSP consegue-se realizar o refinamento de grão em sua SZ, quebrando partículas grandes de Si e intermetálicos na matriz do alumínio, homogeneizando as estruturas e retirando defeitos advindos do processo de fundição (ZHU, 2017). Esse resultado são as características fundamentais para superar os problemas enfrentados com a anodização das ligas Al-Si. Sendo assim, o processo FSP para as ligas de Al-Si fundidas pode dar condições necessárias para que o processo de anodização ocorra nessas ligas.

2.5 Corrosão

Corrosão pode ser definido como um processo lento, progressivo ou rápido da deterioração das propriedades de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente circundante, aliado ou não a esforços mecânicos. A corrosão atua como um modo de destruição que progride através da superfície do material, mostrando alterações indesejáveis, como desgastes e variações químicas, comprometendo a estrutura do material e tornando-o inadequado para o uso (GENTIL, 2022; VARGEL, 2004). Quando se trata de diferentes formas de corrosão superficial, Gentil (2022) cita quatro tipos, evidenciados pela Figura 20.

Figura 20 - Formas de corrosão superficial.



Fonte: Adaptado de Gentil (2022).

A corrosão pode ocorrer sob diferentes formas, e pode-se ter corrosão segundo a morfologia, mecanismos, fatores mecânicos, meio corrosivo e a localização do ataque (GENTIL, 2022). Para Callister (2020) a corrosão metálica pode ser classificada em diferentes formas, como corrosão uniforme, galvânica, em frestas, por pites, intergranular, por por lixívia seletiva, erosão-corrosão e sob tensão. Cada forma possui suas características e singularidades que devem ser consideradas, por exemplo, em questões de projeto e escolha do material.

2.5.1 Cálculos para taxa de corrosão

No passado, o termo “oxidação” era empregado para designar hoje o que comumente é chamado de corrosão, que é o termo correto. Sabe-se que a corrosão também é uma reação eletroquímica, onde o material que é oxidado age como um redutor, cedendo seus elétrons, que são recebidos por uma substância oxidante

existente no meio corrosivo, transformando a região do material quimicamente ativo em seu próprio óxido (VARGEL, 2004).

As reações eletroquímicas tanto consomem quanto produzem elétrons, o que depende da natureza da sua reação. Essa medida do fluxo de elétrons é dada por corrente elétrica (I), em ampères, equivalente à 1 Coulomb de carga ($6,2 \cdot 10^{18}$ elétrons) por segundo. A lei de Faraday dá a proporcionalidade entre a corrente (I) e a massa (m) que é reagida em uma reação eletroquímica, dada pela Equação 2.

$$m = \frac{I \cdot t \cdot a}{n \cdot F} \quad (\text{Eq. 2})$$

Sendo que:

t é o tempo em segundos,

a é o peso atômico do elemento metálico,

n é o número de elétrons envolvidos no processo,

F é a constante de Faraday ($96847 \text{ Coulomb/mol}$).

Quando se divide a Equação 2 pelo tempo, t , e pela área superficial, A , chega-se à formulação da taxa de corrosão, r .

$$r = \frac{m}{t \cdot A} = \frac{i \cdot a}{n \cdot F} \quad (\text{Eq. 3})$$

Sendo que i é definido como densidade de corrente, I/A , medido em corrente por unidade de área, por exemplo $\mu A/cm^2$, sendo diretamente proporcional à taxa de corrosão. Já a Equação 3 mostra uma proporcionalidade entre a perda de massa por unidade de área por tempo, dados por exemplo em mg/dm^2 por dia (GOGOLA, 2014).

De acordo com JONES (1992), a densidade de corrente pode ser precisamente medida tanto em magnitudes de amperagem alta quanto baixa. Por exemplo, pode ser medido tanto em valores extremamente baixos $\mu A/cm^2$ até vários A/cm^2 , que tornam as medições eletroquímicas algo muito sensível e conveniente para o estudo da corrosão.

Diferentes técnicas eletroquímicas podem ser aplicadas para análise do comportamento corrosivo dos materiais para se chegar à taxa de corrosão, neste âmbito, a partir das técnicas de polarização anódica e catódica, é possível desenvolver um método gráfico que possibilite o cálculo da taxa de corrosão com uma pequena margem de erro, pela extrapolação das retas de Tafel (JAMBO; FÓFANO, 2007).

Para chegar ao valor da taxa de corrosão, T_x , deve-se calcular a densidade da corrente de corrosão, i_{cor} , dado pela Equação 4.

$$i_{cor} = \frac{|\beta_c||\beta_a|}{2,3 \cdot R_p \cdot (\beta_c \cdot \beta_a)} \quad (\text{Eq. 4})$$

Sendo que:

β_c e β_a são as inclinações de Tafel catódicas e anódicas,

R_p é a resistência à polarização.

A partir das Equações 4 e 3 pode-se determinar a taxa de corrosão, T_x , em perda dimensional por tempo, por exemplo, em (mm/ano) , dado pela Equação 5.

$$T_x = \frac{10 \cdot i_{cor} \cdot a \cdot t}{n \cdot F \cdot d \cdot A} \quad (\text{Eq. 5})$$

Sendo que:

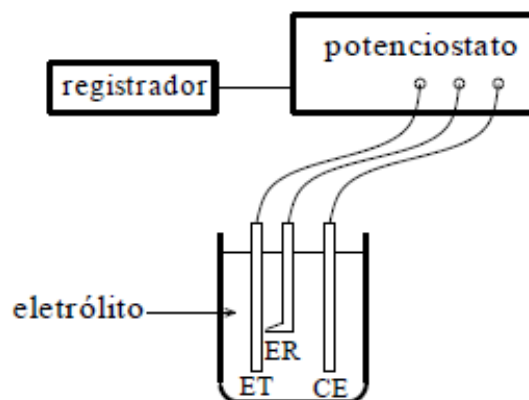
A é a área do material ensaiado (cm^2) ,

d é a densidade do material que sofre a corrosão (g/cm^3) ,

t é o tempo em segundos, considerando 362,25 dias (31.557.600 s).

Para quantificar efetivamente a T_x , deve-se determinar os coeficientes β_c , β_a e R_p . Para isso pode se utilizar diferentes técnicas eletroquímicas, sendo uma delas a utilização de uma célula eletrolítica. A célula eletrolítica utilizada para quantificação é exemplificada pela Figura 21, e é constituída por três eletrodos imersos em uma cuba eletrolítica, onde o eletrólito líquido é colocado. Para impor experimentalmente ao eletrodo um potencial diferente do de corrosão é preciso utilizar uma fonte externa, nesse caso utiliza-se um potenciostato ((WOLYNEC, 2003).

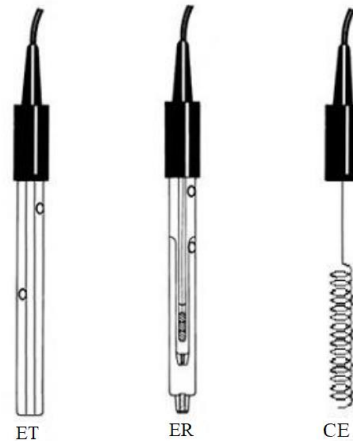
Figura 21 - Célula eletrolítica.



Fonte: Adaptado de Wolyneec (2003).

Os eletrodos utilizados para medição da taxa de corrosão, mostrados na Figura 22, são:

Figura 22 - Eletrodos da célula eletrolítica.



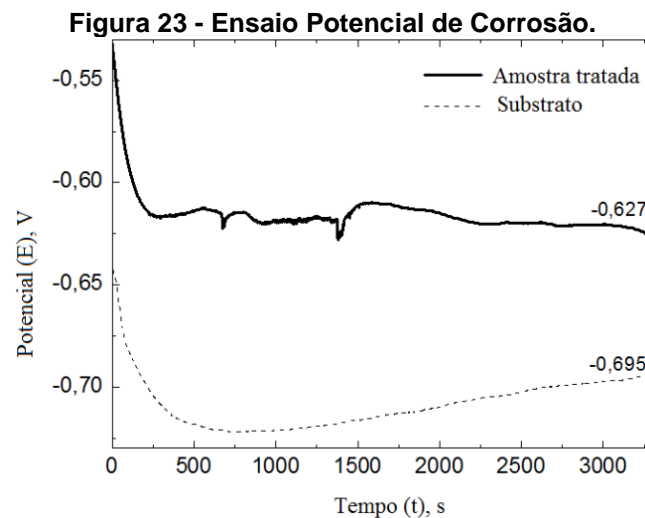
Fonte: Adaptado de Nascimento (2013).

- ET: é o eletrodo de trabalho, ou seja, amostra a ser analisada, com área superficial conhecida, necessário para a parte de cálculo da T_x .
- ER: é o eletrodo de referência, definido pelo eletrodo padrão de hidrogênio. Normalmente utiliza-se eletrodos de referência secundários, devido a complexidades em se trabalhar com o eletrodo padrão. De acordo com Wolyneec (2003), os mais importantes eletrodos de referência secundários utilizados nas medições eletroquímicas são os eletrodos de calomelano, de prata cloreto e cobre-sulfato de cobre.
- CE: é o contra eletrodo, normalmente de platina, metal que é inerte quimicamente e mais nobre.

Quando um metal corrói em uma determinada solução eletrolítica, ele desenvolve um potencial chamado potencial de circuito aberto ou potencial de corrosão (E_{cor}). E_{cor} é um parâmetro eletroquímico facilmente determinado experimentalmente, pois é o potencial que o metal assume medindo-o diretamente contra um eletrodo de referência (WOLYNEEC, 2003). A norma ASTM G59-97 (2020) determina que o E_{corr} é aquele assumido pelo metal após 3300 segundos de imersão na solução.

A Figura 23 apresenta um ensaio de potencial de corrosão para duas amostras da liga Al-1,5% Fe. Uma das amostras foi tratada pelo processo de refusão superficial a laser, que consiste em aplicar restritamente uma alta densidade de potência da radiação laser, a fim de haver um rápido aquecimento e fusão do material irradiado. Para fins de comparação, outra amostra atuou como substrato, sem passar por nenhum processo de tratamento, sendo apenas polida para realização dos

ensaios. A amostra tratada apresentou E_{corr} inicial de -0,532 V e se estabilizou a -0,628 V, para o substrato o potencial foi inicialmente de -0,642 V, permaneceu a -0,721 V por 420 segundos e aumentou gradualmente até -0,695 V. A variação entre o E_{corr} da amostra tratada e do substrato é devido a presença do óxido de alumínio na superfície, já a queda inicial do potencial de corrosão está relacionado a estabilidade da superfície, que para a amostra tratada, apresentou um comportamento mais catódico, demonstrando que a resistência a corrosão foi melhorada. Para o ensaio de potencial de corrosão, micro e macro polarizações, utilizou-se um eletrodo de calomelano saturado em meio aerado de ácido sulfúrico, seguindo como base a norma ASTM G59-97 (2020).

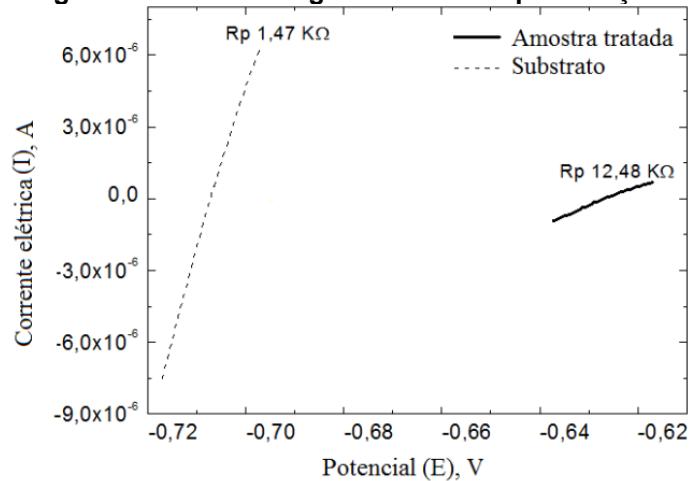


Fonte: Teleginski (2012).

A polarização é um processo necessário durante o processo de análise da taxa de corrosão e consiste em oscilar o potencial do eletrodo, a partir de um estado inicial, atingindo um potencial final com uma velocidade de varredura uniforme. Este potencial é aplicado por um instrumento chamado potenciostato, e a mudança na corrente de polarização em relação ao eletrodo de referência é registrada graficamente (WOLYNEC, 2003).

A micropolarização consiste em aplicar uma pequena variação de potencial em torno do E_{cor} . A norma ASTM G59-97 (2020) recomenda utilizar valores entre ± 10 e ± 20 mV. A Figura 24 mostra os resultados provenientes de uma bateria de varredura de micropolarização.

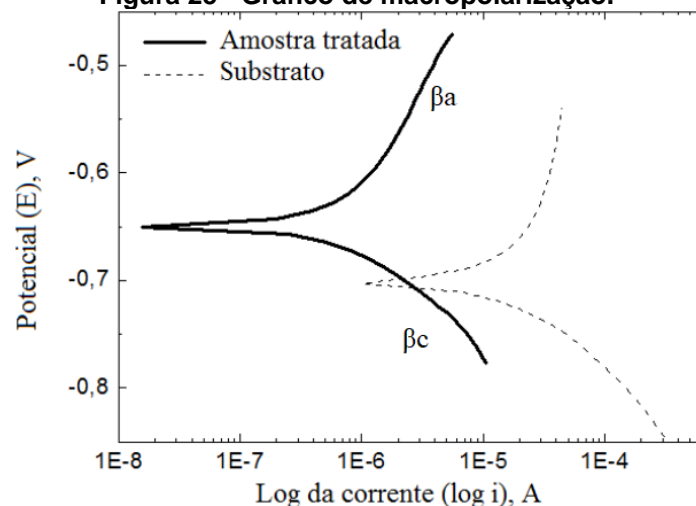
Figura 24 - Resultado gráfico da micropolarização.



Fonte: Teleginski (2012).

No experimento foi utilizada uma variação do potencial em $\pm 10 \text{ mV}$ em torno do E_{cor} e velocidade de varredura de potenciais de 1 mV/s . É possível observar que o substrato apresenta uma maior variação de corrente elétrica para o potencial aplicado, indicando um menor R_p . Ser resistente à polarização significa, ter maior dificuldade de transferência de carga na interface eletrodo e solução eletrolítica, devido às diferentes fases na superfície tratada. A macropolarização possui os mesmos princípios da micropolarização, porém utiliza-se de potenciais entre ± 100 e $\pm 150 \text{ mV}$. A Figura 25 mostra os resultados provenientes da macropolarização, para o substrato e amostra.

Figura 25 - Gráfico de macropolarização.



Fonte: Adaptado de Teleginski (2012).

Percebe-se pela Figura 25 que a curva da amostra está deslocada para correntes menores em comparação com a curva do substrato. Segundo a autora, isso

deve-se ao fato de que na superfície tratada da amostra, ocorre formação de óxidos e outras fases metaestáveis, o que dificulta a transferência de elétrons.

Pelo gráfico gerado a partir da micropolarização, é possível obter o coeficiente R_p , medido em ohms (Ω), através do inverso do coeficiente angular da reta formada. Para determinação dos coeficientes β_c e β_a , é necessário gerar o gráfico log da corrente versus o potencial aplicado obtido pela macropolarização. Essas inclinações são denominadas inclinações de Tafél, e a partir delas são calculados os coeficientes angulares da reta, medidos em $V/década$, sendo finalmente possível calcular a taxa de corrosão dimensional pela Equação 5. (WOLYNEC, 2003).

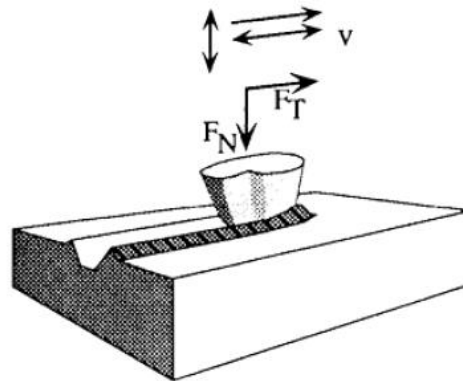
2.6 Teste de riscamento

O teste de riscamento, conhecido do inglês como *Scratch Test*, é um ensaio largamente utilizado para atingir dois propósitos principais, conseguir medir a adesão de revestimentos de uma determinada superfície ou medir a resistência ao riscamento de um material (HOWARD; DANA, 2000).

Através de um identador, elemento mais duro que a superfície da peça a ser analisada, é possível gerar um sulco, deslizando o identador sob a superfície da peça, onde é aplicado uma carga e penetração constante em seu percurso, a fim de avaliar a resistência ao riscamento. Pode-se obter a resistência através da área do sulco e do coeficiente de atrito experimental durante o ensaio. O tamanho da área pode se correlacionar com a quantidade de material desgastado, mas essa correlação nem sempre é direta, pois em materiais moles, o volume deformado não é arrancado da superfície, ele escoia para as laterais, todavia em materiais mais duros, pode ocorrer o desprendimento de lascas de volume significativo, afetando o resultado. (BERNS; FISCHER; KLEFF, 1993).

A Figura 26 ilustra um ensaio de riscamento. Os parâmetros de ensaio, como a velocidade de avanço (v) e a força normal (F_n), são definidos em função do material ensaiado. A força tangencial ou de fricção (F_t), é um parâmetro obtido após realizar o ensaio.

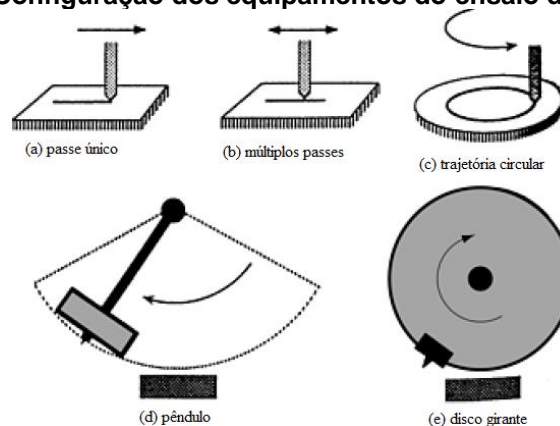
Figura 26 – Esquema de um ensaio de riscamento.



Fonte: Adaptado de Howard e Dana (2000).

O teste deve ser realizado em condições padrões e controladas, e é dividido em três categorias. A primeira categoria é de baixa velocidade, em que o indentador, geralmente é montado para se mover sob o percurso linear com velocidade de poucos milímetros por segundo. Neste tipo de ensaio gera-se um sulco de passe único, ou também gerar sulco de múltiplos passes, pelo formato linear ou de trajetória circular. A segunda categoria é de alta velocidade, em que o indentador é montado na extremidade de um pêndulo ou na periferia de um disco de metal, a fim de gerar altas velocidades. Pode ser tanto simples passes quanto múltiplos passes (HOWARD; DANA, 2000). As configurações destas categorias são exemplificadas pela Figura 27.

Figura 27 - Configuração dos equipamentos do ensaio de riscamento.



Fonte: Adaptado de Howard e Dana (2000).

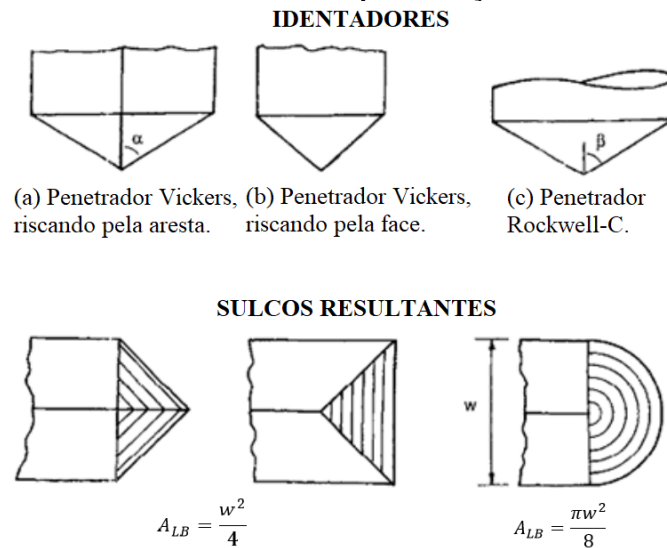
A terceira categoria é uma aplicação de baixa velocidade *in situ*, pois a formação do sulco pode ser observada por um microscópio óptico ou um microscópio eletrônico de varredura (MEV), para estudar com mais detalhes a formação do risco (HOWARD; DANA, 2000).

A determinação da resistência ao riscamento, é realizada pela dureza, do inglês *Scratch Hardness*, obtida conforme a Equação 6.

$$H_s = \frac{F_n}{A_{LB}} \quad (\text{Eq. 6})$$

Onde a área de suporte de carga projetada (A_{LB}), é estimado através da largura (w), do sulco resultante do ensaio, e é determinado através do modelo de indentador utilizado no ensaio. De modo a padronizar os ensaios, são comumente utilizados indentadores de ensaios de dureza, como é o caso do penetrador Vickers e Rockwell-C. A Figura 28 correlaciona o tipo de indentador com sua respectiva A_{LB} .

Figura 28 - Modelos de indentadores com representação da área de carga projetada.



Fonte: Adaptado de Williams (1996).

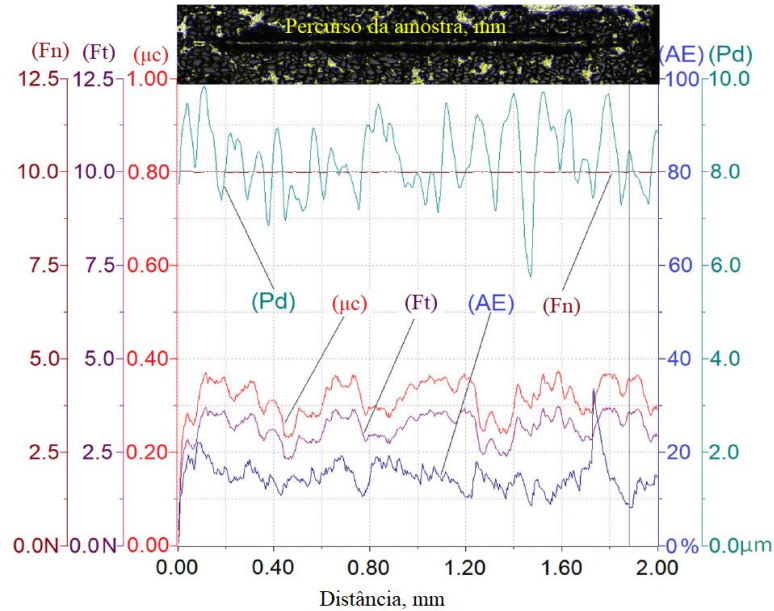
Outro dado obtido pelo teste de riscamento é o coeficiente de atrito cinemático experimental (μ_c), a qual possui relação direta com a força de deslocamento e a força normal, proposto por Da Vinci no séc. XV. O coeficiente μ_c é apresentado pela Equação 7.

$$\mu_c = \frac{F_t}{F_n} \quad (\text{Eq. 7})$$

Utiliza-se a norma padrão ASTM G171-03 (2017) como parâmetro para determinação do ensaio de riscamento, quando utilizado um indentador de diamante cônico com ponta hemisférica. O coeficiente μ_c , pela norma chamado no inglês de *Stylus Drag Coefficient (DSc)*, é obtido durante a movimentação do indentador na superfície do material, obtendo valores e traçando os resultados a cada 0,001 segundos decorridos do ensaio. Fatores relacionados ao encruamento, dureza ou formação de óxidos na superfície da peça, assim como a geometria do indentador faz com que os valores obtidos no ensaio se diferencie, por exemplo, de coeficientes de atrito tabelados em livros (BLAU, 2001).

A Figura 29 apresenta um teste de riscamento de um compósito de AlSi12 reforçado com carboneto de silício particulado (SiCp). A força normal é constante com valor de 10 N, a velocidade do ensaio é de 5 mm/min, e o indentador segue a norma G171-03 (2017).

Figura 29 - Scratch Test do AlSi12/SiCp.



Fonte: Adaptado de Dolata (2020).

Alguns parâmetros tribológicos obtidos durante o ensaio variam no decorrer da distância ensaiada. Observa-se que a força tangencial e de atrito cinético possuem uma relação direta. Alguns parâmetros adicionais como emissão acústica (AE) e profundidade de penetração (Pd), também foram considerados.

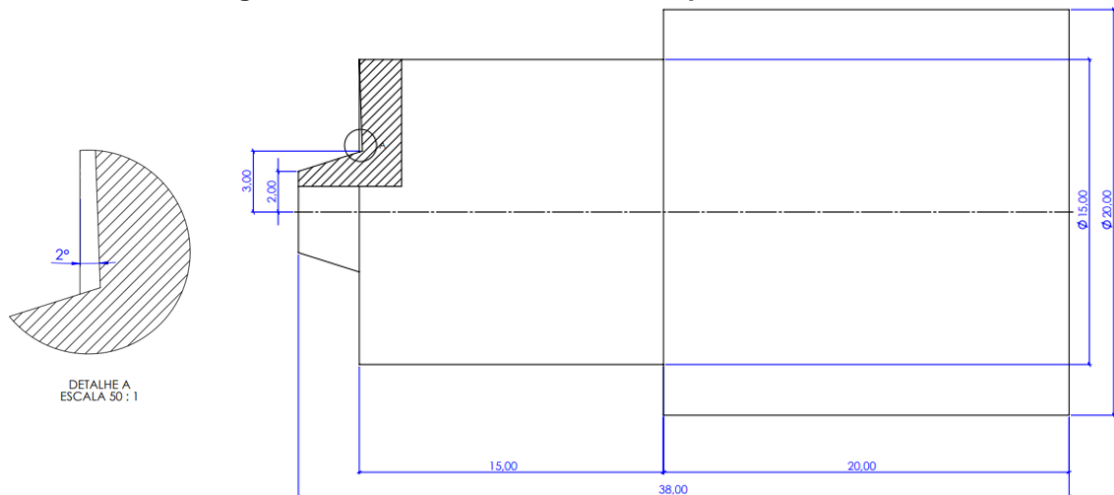
3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, será abordada a metodologia adotada para realização dos experimentos do trabalho. Nele está contemplado dados da ferramenta, preparação do corpo de prova, estratégias de sobreposição de passes utilizado, e ensaios para caracterização da superfície modificada pelo processo de fricção e agitação mecânica.

3.1 Ferramenta

A ferramenta para o processo FSP foi fabricada pelo processo de usinagem convencional, e sua geometria e dimensões nominais estão inseridas na Figura 30.

Figura 30 - Geometria da ferramenta que será utilizada.



Fonte: Autoria própria (2022).

O material da ferramenta é um aço inoxidável ferrítico, e foi usinado em um torno convencional da marca Nardini modelo Mascote MS205 x 1000, com rotação máxima de 2500 *rpm*. A ferramenta utilizada para a usinagem foi a WNMG 080408 de metal duro, suporte externo de torno MWLNR 2020K08.

Figura 31 - Ferramenta FSP utilizada no experimento.



Fonte: Autoria própria (2022).

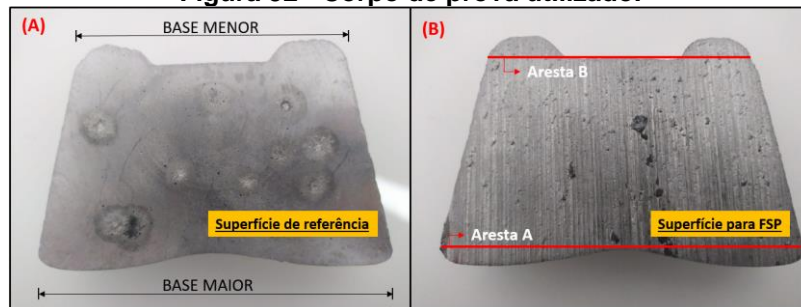
A Figura 31 mostra a ferramenta fabricada. Apesar do rebaixo do ombro da ferramenta ser de 2° , a geometria formada também contempla sobressalência de cilindros concêntricos ondulados, devido ao processo manual de fabricação em torno convencional.

3.2 Processamento por Fricção agitação

3.2.1 Material para o ensaio

A liga de alumínio fundida Al-14%Si em formato de lingote foi fornecida pela empresa Metalúrgica Frenobras, com dimensões da base maior 91 mm, base menor 77 mm, 60 mm de altura e 12 mm de profundidade foi utilizado, como indicado na Figura 32A.

Figura 32 - Corpo de prova utilizado.



Fonte: Autoria própria (2022).

A preparação da superfície para realização do FSP consistiu na retirada de material, por eletroerosão, das arestas A e B, mostrado na Figura 32 (b) para melhor fixação na morsa do CNC.

Figura 33 - Eletroerosão a fio.

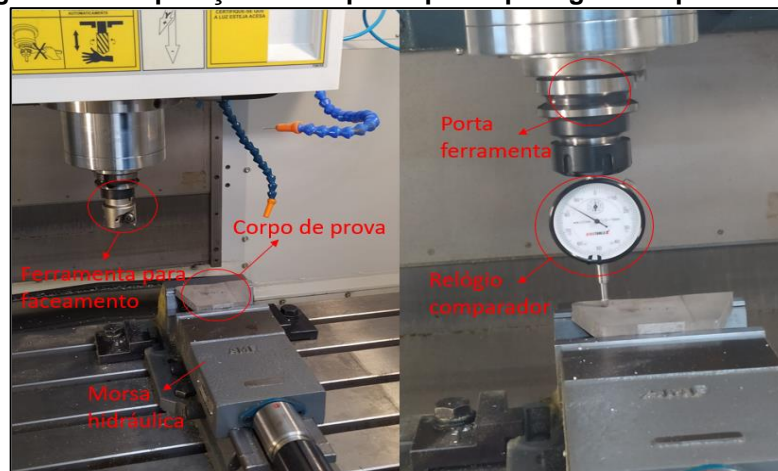


Fonte: Autoria própria (2022).

O processo na eletroerosão foi realizado na empresa Millpar, utilizando a máquina EURO FW3, mostrada na Figura 33. Para finalizar a preparação, a superfície mostrada na Figura 32 (a) (esta superfície veio usinada da empresa doadora do material) serviu de referência para o faceamento da superfície que recebeu o processo FSP. O faceamento foi realizado no centro de usinagem vertical ROMI D600 utilizando uma pastilha de metal duro TPKN 1603 PDTR LT30 da lamina Technologies, o cabeçote utilizado tem 50 mm de diâmetro com três cortes para inserto TPKR 16.

A finalidade do faceamento foi garantir que o ombro e o pino da ferramenta trabalhassem praticamente com a mesma profundidade durante o processo FSP. A superfície de referência do corpo de prova serviu como uma base apoiada sob a sapata de formato em “L”, fixas pela base maior e pela base menor do corpo de prova na morsa hidráulica. A Figura 34 traz a disposição da preparação do corpo de prova.

Figura 34 - Preparação do corpo de prova para garantir planicidade.



Fonte: Autoria própria (2022).

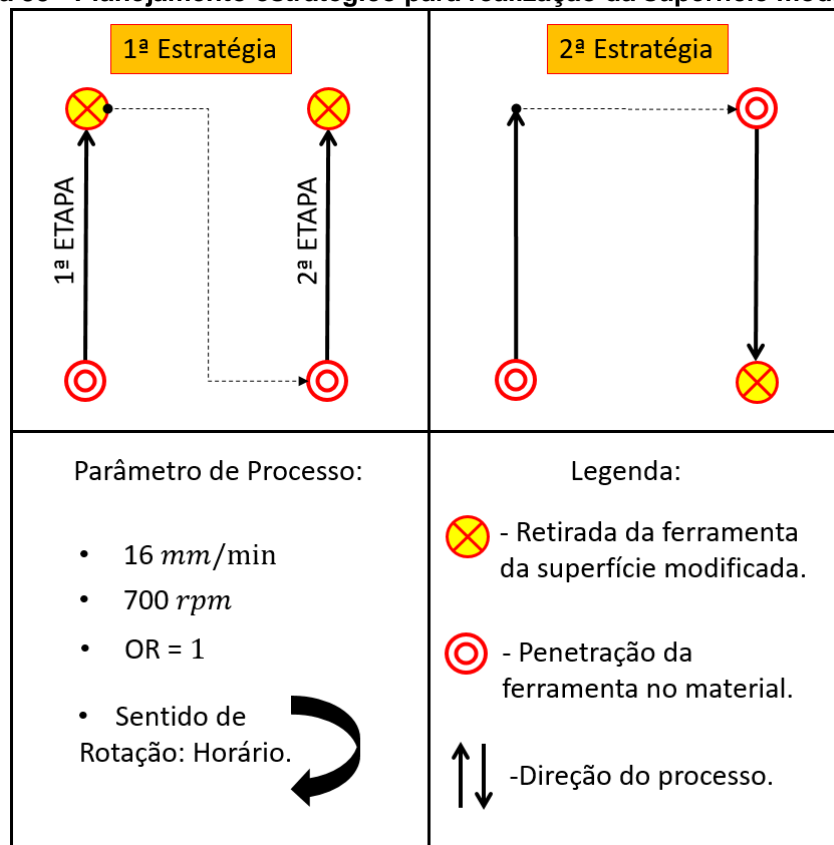
O processo FSP foi realizado no mesmo centro de usinagem citado anteriormente.

3.2.2 Estratégias adotadas para a modificação de superfície

No experimento foram utilizadas dois tipos de estratégia para gerar a superfície modificada, como ilustrado na Figura 35. O percurso das duas estratégias para a realização da superfície modificada foi retilíneo, com sobreposição entre seus passes, ou seja, OR constante igual a 1. A velocidade de avanço da mesa utilizada nas duas estratégias foi de 16 mm/min , enquanto que a rotação da ferramenta manteve-se em 700 rpm. A geometria e material da ferramenta, bem como os parâmetros do processo foram baseados no trabalho de TRAIANO *et al.* (2021).

A 1ª estratégia ocorre em duas etapas distintas. Na 1ª etapa a ferramenta penetra 3,2 mm no material (Z-3.2) com velocidade de avanço fixa de 2 mm/min (F2), e um tempo de espera de 3 s ao atingir a coordenada Z final. Neste momento a ferramenta percorreu uma distância de 40 mm, e ao final deste percurso há um tempo de espera de 3 s e a ferramenta foi retirada da peça. Para a 2ª etapa, ocorre os mesmos princípios da primeira etapa, porém a ferramenta penetra 3,35 mm no material (Z-3.35) no mesmo ponto do início do ensaio.

Figura 35 - Planejamento estratégico para realização da superfície modificada.



Fonte: Autoria própria (2022).

Na 2ª estratégia, a ferramenta executa os mesmos passos da etapa 1 da primeira estratégia, porém ao final do deslocamento, há um tempo de espera de 1 s e a ferramenta penetra mais 0,15 mm no material (Z-3.35), e um tempo de espera de 3 s. Após este tempo a ferramenta percorreu o seu deslocamento linear inverso, voltando ao seu ponto de origem, e foi retirada após 3 s de espera.

Os códigos G, do inglês G-Code, para a execução das duas estratégias foram programadas manualmente e se encontram nos Apêndices A e B.

3.3 Ensaios para caracterização da superfície

A preparação dos corpos de prova, ensaio de dureza e metalografia foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da UTFPR, Campus Guarapuava.

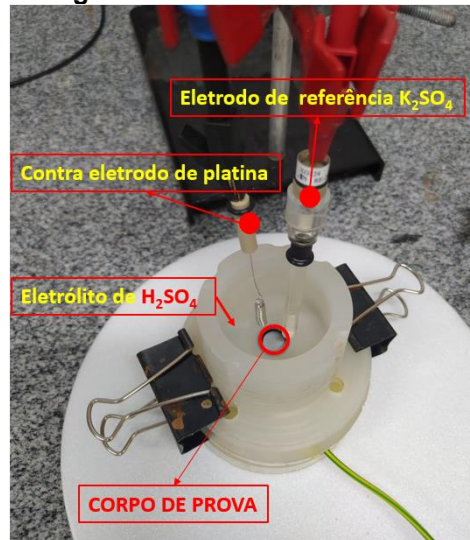
As amostras foram cortadas em uma cortadora metalográfica da marca Teclago CM60, embutidas em uma embutidora Teclago EM30D e lixadas com lixas de 220, 320, 600 e 1200 mesh. Na sequência as amostras foram polidas em uma politriz manual utilizando uma solução de alumina, e atacadas quimicamente com o reagente *Osmond*, por aproximadamente seis segundos.

Para a realização do ensaio de dureza foi utilizado um microdurômetro da marca Digimess, modelo HV-1000. O perfil de dureza da região internamente processada foi obtido, definindo por padrão uma altura de mapeamento 1 mm abaixo do topo da superfície, de modo que os pontos de início e fim correspondessem ao diâmetro do ombro da ferramenta. Foram realizadas 46 identificações em cada amostra, com uma carga de 0,5 kgf e um espaçamento de 320 μm entre centros de identificações, respeitando a norma ASTM E384 (2022).

Para o teste de corrosão e riscamento foi utilizado o Laboratório de Química da própria Universidade. Para o teste de riscamento foi utilizado o tribômetro Tribo 1, da marca TTP, a fim de obter o coeficiente de atrito. Para obtenção de uma média de valores, três trilhas/regiões da superfície modificada foram ensaiadas e para cada ensaio foi utilizado uma esfera de aço SAE 52100. A força normal utilizada foi de 5 N, o comprimento da trilha 2 mm, a frequência de 5 Hz e duração do ensaio de 5 minutos. Os dados do experimento foram tratados no software Octave utilizando um programa fornecido pelo fabricante do equipamento.

Para os testes de corrosão, foi utilizado o potenciostato/galvanostato PGSTAT204 da AutoLab. A célula eletrolítica foi montada utilizando um contra eletrodo de platina, o eletrodo de referência de sulfato de potássio (K_2SO_4) e eletrólito em solução aquosa de H_2SO_4 , como mostrado na Figura 36. Para medição do potencial de circuito aberto (E_{cor}), foi seguido o padrão especificado pela norma ASTM G59-97 (2020). A polarização ocorreu em duas etapas através da variação de tensão em torno do E_{cor} . Na primeira etapa realizou-se uma micropolarização, variando a tensão em $\pm 10\text{mV}$. Na segunda, variou-se a tensão em $\pm 100\text{mV}$ para realizar a macropolarização.

Figura 36 - Ensaio de corrosão.



Fonte: Autoria própria (2022).

A taxa de corrosão (mm/ano) e a densidade da corrente de corrosão (i_{cor}) foram obtidas através de tratamento de dados, utilizando o software Origin.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, serão apresentados e discutidos os resultados de dureza, corrosão, riscamento e metalografia obtidos pelo experimento de fricção e agitação mecânica, utilizando duas estratégias.

4.1 Ensaio FSP

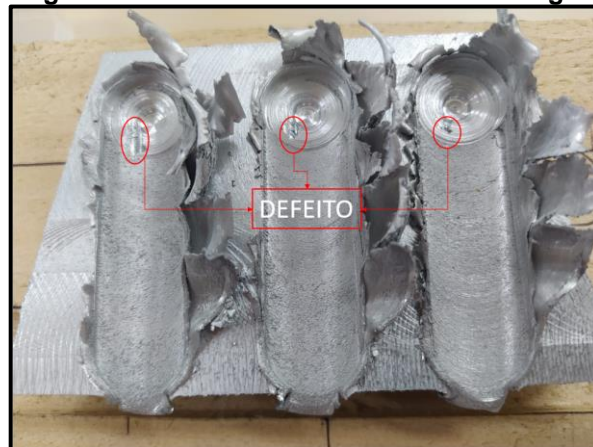
A primeira imagem da Figura 37 (a) apresenta como ocorreu a etapa de penetração da ferramenta em um dos pré-testes realizados, para a primeira estratégia. A Figura 37 (b) mostra o deslocamento linear da ferramenta na segunda etapa da 1ª estratégia.



Fonte: Autoria própria (2022).

Após a conclusão da primeira trilha da superfície modificada da 1ª estratégia, foi realizada mais duas trilhas subsequentes ao lado da mesma. A Figura 38 mostra as três trilhas formadas. Percebe-se que a formação das rebarbas são muito parecidas e ocorre na região de avanço e retrocesso da superfície modificada, porém no lado do retrocesso possui maior quantidade em área e volume de rebarba. Também ocorre em menor quantidade, formação de rebarba na extensão do cordão da superfície modificada. Houve a formação de um defeito, com característica de falha de preenchimento na região de retirada da ferramenta, porém não comprometeu o cordão da superfície modificada, ou seja, não houve distorções no decorrer da raiz do cordão modificado, conhecido como “wormholes”, buracos de minhoca (SOUZA, 2019).

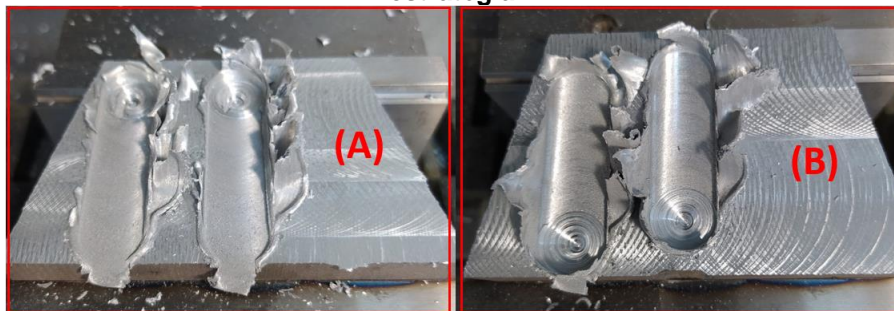
Figura 38 - Ensaio concluído da 1ª estratégia.



Fonte: Autoria própria (2022).

A Figura 39 (a) refere-se às duas primeiras trilhas da primeira estratégia, e a Figura 39 (b) é a segunda estratégia. Nenhum defeito visual que comprometesse a macroestrutura foi identificado nas superfícies modificadas.

Figura 39 - Superfícies modificadas de cada ensaio, a) Primeira estratégia; b) Segunda estratégia.



Fonte: Autoria própria (2022).

Nota-se diferenças entre as estratégias em relação ao mecanismo de formação de rebarba e preenchimento sem defeitos da região modificada. A 1ª estratégia não possui defeito no interior do cordão gerado, porém apresentou um defeito na região do ombro, na 2ª etapa da estratégia, ao final do processo, durante a retirada da ferramenta, como pode ser observado na Figura 38. Este defeito foi contornado pela 2ª estratégia Figura 39 (b), pois possivelmente o aporte térmico e o fluxo de material devido à inversão do lado de avanço e retrocesso, contribuiu para preencher a falta de material.

Souza (2019) avaliou os aspectos macro e micro estruturais de uma chapa de liga de alumínio 1050. Concluiu que o mecanismo da formação de rebarba depende do aporte térmico correto, atrelado aos parâmetros de processo, para obter uma deformação plástica severa pelo escoamento correto do material, sem resultar em

muita rebarba, que também pode provocar falta interna de metal. Pode-se citar duas principais hipóteses que podem influenciar diretamente na formação da rebarba nas duas estratégias abordadas.

A primeira hipótese leva-se em consideração os parâmetros de processo que foram utilizados, como avanço e rotação, e à geometria do ombro da ferramenta, que também influencia no fluxo de saída de material. Nem todo fluxo de material durante o processo de fricção e agitação mecânica consegue ser recristalizado e formar a microestrutura da superfície modificada após ser forjado pelo ombro da ferramenta, e a rebarba que sai na trilha da superfície modificada é devido à alta deformação plástica, decorrente do baixo aporte térmico na região.

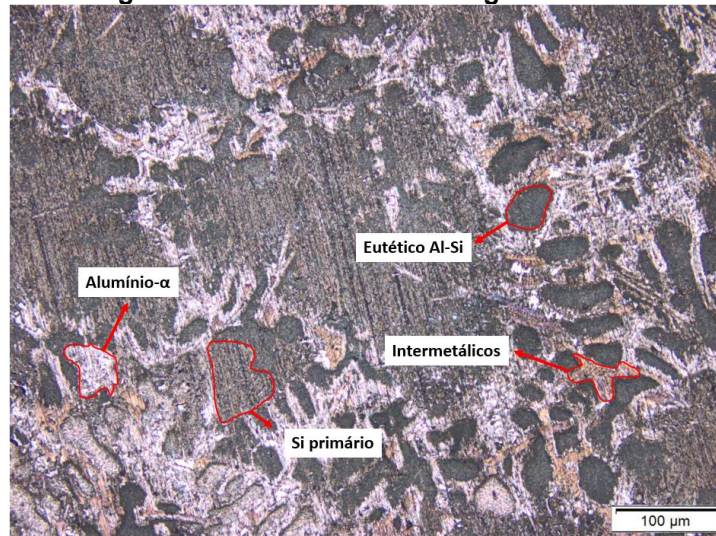
A diferença entre a rebarba da primeira e a segunda estratégia depende do mecanismo de formação da mesma, pois durante o segundo passe da ferramenta ocorre o reprocessamento de uma região que já foi pré-modificada. E para a segunda estratégia, soma-se a inversão do lado de avanço e retrocesso, que também impacta na formação da rebarba.

A segunda hipótese leva-se em consideração à formação das rebarbas laterais na região do avanço e retrocesso, que devido a penetração do ombro da ferramenta na superfície, ocorre um arrancamento de material que está na região frontal do ombro da ferramenta durante o processo FSP, que aumenta ou diminui dependendo da angulação e planicidade do material.

4.2 Microscopia Ótica

Através da micrografia da liga Al-14%Si mostrada na Figura 40, nota-se a estrutura hipereutética do metal base. Essa formação é caracterizada pela presença do silício primário e da fase intersticial eutética (β), que formam a microestrutura α -Al+ β -Si. As regiões negras, cinza escuro e cinza claro refere-se a fase Al-Si eutético, silício primário e alumínio- α respectivamente (ZHENG, 2017).

Figura 40 - Microestrutura da liga Al-14%Si.

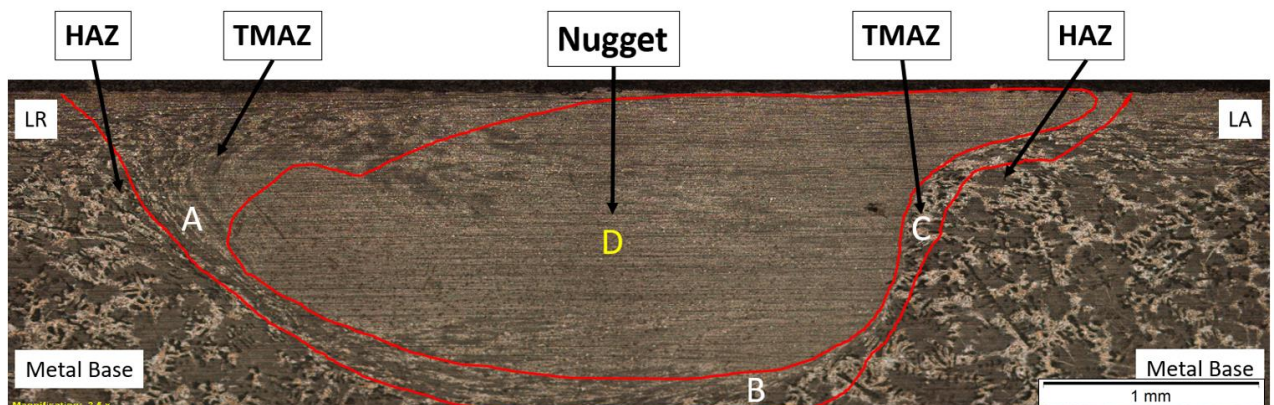


Fonte: Autoria própria (2022).

Outros intermetálicos presentes na liga, além do silício, também estarão condensados na região. As regiões com formação dos demais intermetálicos pode ser visto na Figura 40, que possui algumas regiões alaranjadas. Nestas regiões podem conter elementos comuns presentes em ligas fundidas, como o ferro, manganês, zinco, cobre e titânio. Como o metal também advém de um processo de fundição, a presença de defeitos como repuxe, vazios e micro poros intersticiais são bastante comuns.

Nas Figura 41 a 42, encontra-se a macrografia e a micrografia da região processada da 1ª estratégia. Percebe-se que quatro regiões na superfície modificada foram formadas, identificadas por zona não afetada (metal base), TMAZ, HAZ, nugget ou zona de recristalização dinâmica.

Figura 41 - Macrografia da zona processada da 1ª estratégia.

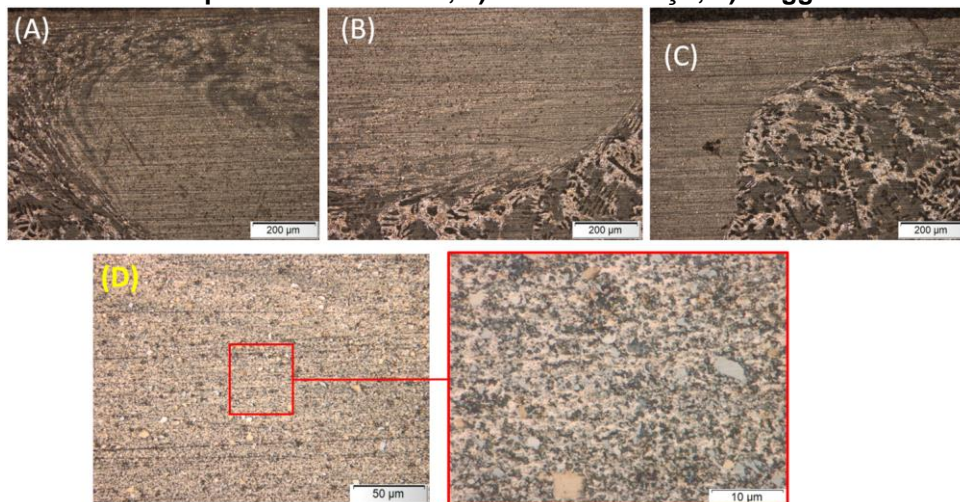


Fonte: Autoria própria (2022).

Também se nota que a região do nugget de recristalização dinâmica possui um lado que segue a geometria do pino da ferramenta, porém é retraído no lado do retrocesso (LR) e que se estende para lado do avanço (LA).

A Figura 42 (a) e (b) mostram algumas formações de bandas no lado de retrocesso e da base do pino da ferramenta respectivamente, que possui influência maior da formação da TMAZ.

Figura 42 - Micrografias da zona processada da 1ª estratégia. a) Lado de retrocesso; b) Base da superfície modificada; c) Lado de avanço; d) Nugget.



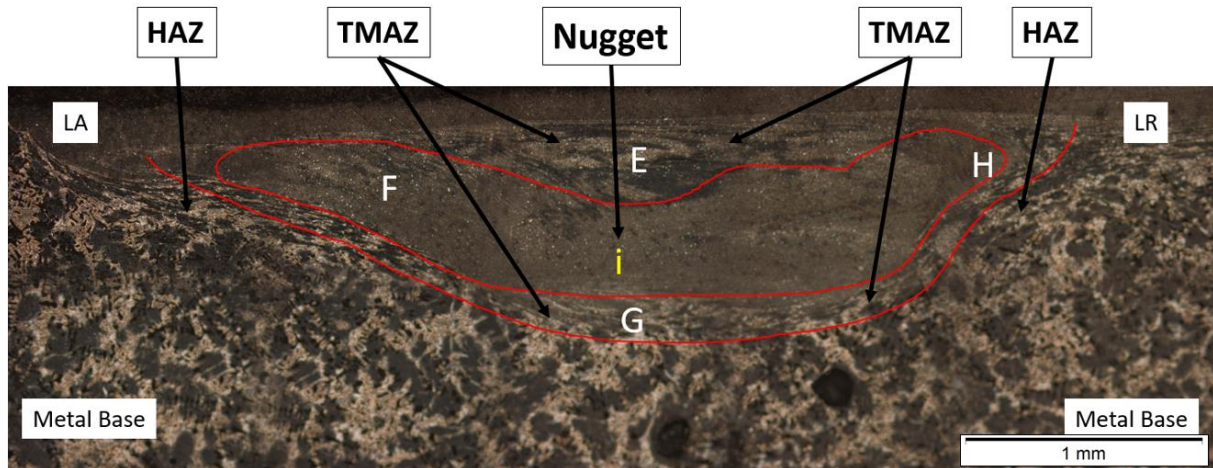
Fonte: Autoria própria (2022).

Analisando a TMAZ da 1ª estratégia, observa-se uma formação característica para processamentos com apenas 1 passe da ferramenta, sem inversão entre a zona de avanço e retrocesso. As principais características é a formação de bandas no lado de retrocesso da TMAZ, definida até a extensão final da base da região modificada, visto pelas Figura 42 (a) e 42 (b). A formação das bandas está correlacionada com a dinâmica dos padrões de fluxo do material, juntamente com tensão envolvida na região. Já no lado de avanço, visto na Figura 42 (c), a interface TMAZ é mais limitada e de fácil visualização, também devido às características do processo, como tensão, temperatura e fluxo de material.

A Figura 42 (d) mostra a região recristalizada que a estratégia formou, nota-se que houve a quebra das partículas em relação ao metal base, com recristalização total da região, formada por grãos finos e equiaxiais, homogeneizando a região como um todo.

Nas figuras 43 a 44, tem-se a macrografia e a micrografia da região processada da 2ª estratégia adotada.

Figura 43 - Macrografia da zona processada da 2ª estratégia.



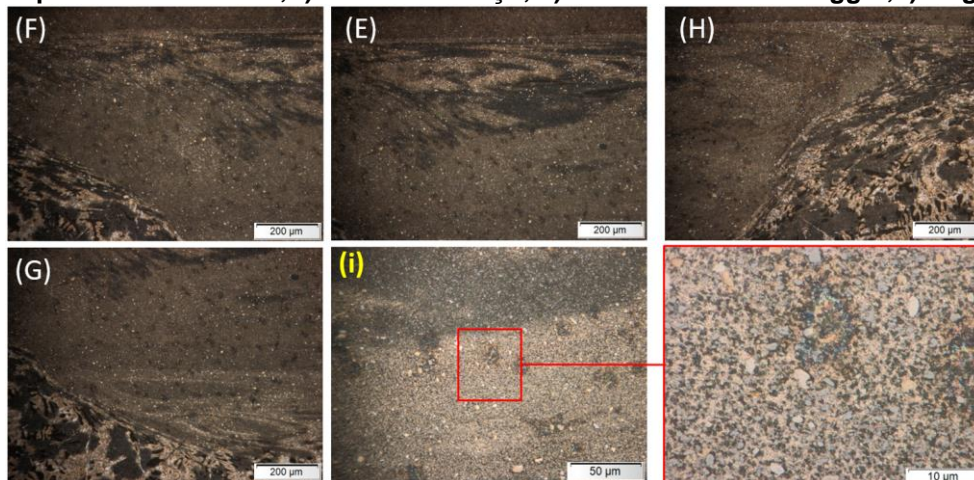
Fonte: Autoria própria (2022).

Para a 2ª estratégia, ocorreu uma inversão do lado de avanço (LA) com o lado do retrocesso (LR) no segundo passe da ferramenta, onde originou uma região abaulada que se estendeu entre os dois lados da superfície modificada. A grande diferença atribuída às regiões processadas dependeu do mecanismo de formação da TMAZ de cada estratégia.

Na TMAZ, especificamente numa região adjacente e próxima à zona de recristalização dinâmica, é visível as elevadas deformações plásticas que ocorrem na estrutura do grão, caracterizado pelo alongamentos atenuados e característica da formação de uma estrutura de bandas, esta exibe a alternância entre as regiões de alta e baixa densidade do particulado de silício. Bandas com uma região mais escura, evidenciado pela Figura 41 (a) e a Figura 43 (e), refere-se à uma maior densidade de silício.

As Figura 44 (f), (e), (h) e (g) mostram em detalhes as regiões formadas pela segunda estratégia, com formação de TMAZ ao longo de todo contorno do nugget. A Figura 44 (i) também apresenta a formação da região recristalizada. A principal diferença observada através de uma análise minuciosa, também constatada nos resultados posteriores, mostram que a primeira estratégia teve quebra maior de grãos, mesmo a Figura 42 (d) apresentando a formação de alguns grãos visivelmente maiores.

Figura 44 - Micrografias da zona processada da 2ª estratégia. h) Lado de retrocesso; g) Base da superfície modificada; f) Lado de avanço; e) Bandas acima do nugget; i) Nugget.



Fonte: Autoria própria (2022).

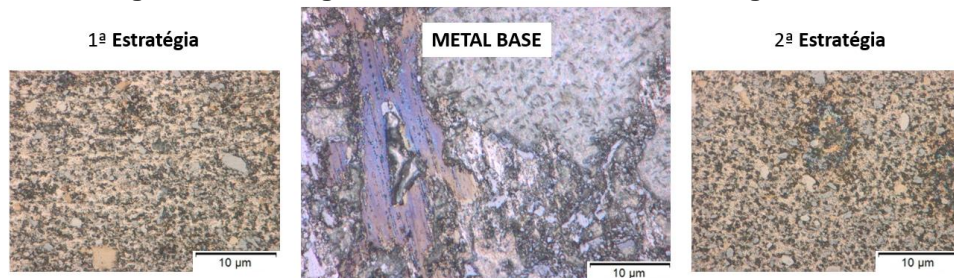
A análise pertinente à formação da TMAZ da 2ª estratégia, através da inversão entre o lado de avanço e retrocesso que ocorre na estratégia, observa-se um efeito diferente de formação da TMAZ, com uma região maior em comparação com a 1ª estratégia. É possível descrever, que por meio dessa 2ª estratégia que o processo de mistura e fricção mecânica, formou bandas de TMAZ, com maior extensão e em direção ao centro do nugget, homogeneizando toda a extensão entre a TMAZ e o nugget. A formação da HAZ entre a TMAZ e o metal base, possui uma microestrutura parecida com a metal base, porque a região HAZ pode ter experimentado temperaturas acima dos 250° (MEENIA, 2016), mantendo a região com a mesma estrutura do seu material de origem, não sendo possível aferir distinção por microscopia ótica.

Zolghadr (2019) explica a dinâmica de formação complexa da região TMAZ, na liga AZ91. A tensão e calor produzido pelo lado de avanço da ferramenta é muito maior que no lado de recuo, a probabilidade de recristalização do LA é alta e a região mesmo distante do pino acabará por entrar dentro da região do nugget. Por outro lado, a combinação de deformação, fluxo e temperatura não foi adequada para ocorrer uma completa recristalização na região de retrocesso. A base do pino da ferramenta possui um tempo de contato maior em relação ao seu corpo, que atua por um contato linear e momentâneo com a região processada. Sendo assim as deformações mecânicas na base do pino da ferramenta resulta em uma TMAZ ampla com grãos espremidos e alongados.

Na zona do nugget, em ambas estratégias multipasse adotada, apresenta uma geometria de granulometria recristalizada homogeneizada, comprovando a melhoria da microestrutura em comparação com o metal base pelo processamento

por fricção agitação. O processo FSP fragmentou as partículas grosseiras do silício primário do metal base, fornecendo uma distribuição uniforme de particulados de Si dispersas na matriz do Al, evidenciados pela Figura 42 (d) e 44 (i). Isto porque, devido à alta exposição térmica e deformação plástica, o processo FSP resulta na formação de grãos finos e equiaxiais devido à sua dinâmica de recristalização. A Figura 45 mostra a diferença entre o metal base e as regiões dinamicamente recristalizadas das duas estratégias.

Figura 45 - Micrografia do metal base e das estratégias FSP.



Fonte: Autoria própria (2022).

É necessária uma análise mais aprofundada para determinar o mecanismo de recristalização em FSP, de acordo com Alidokht (2012). Alguns fatores como, a alta densidade e distribuição uniforme de partículas de Si, têm um grande efeito nessa formação, pois o silício atua como um sítio de formação e nucleação para grãos recristalizados. Maior quebra das partículas de silício resulta na formação de mais sítios de nucleação, resultando em uma microestrutura de granulometria mais fina.

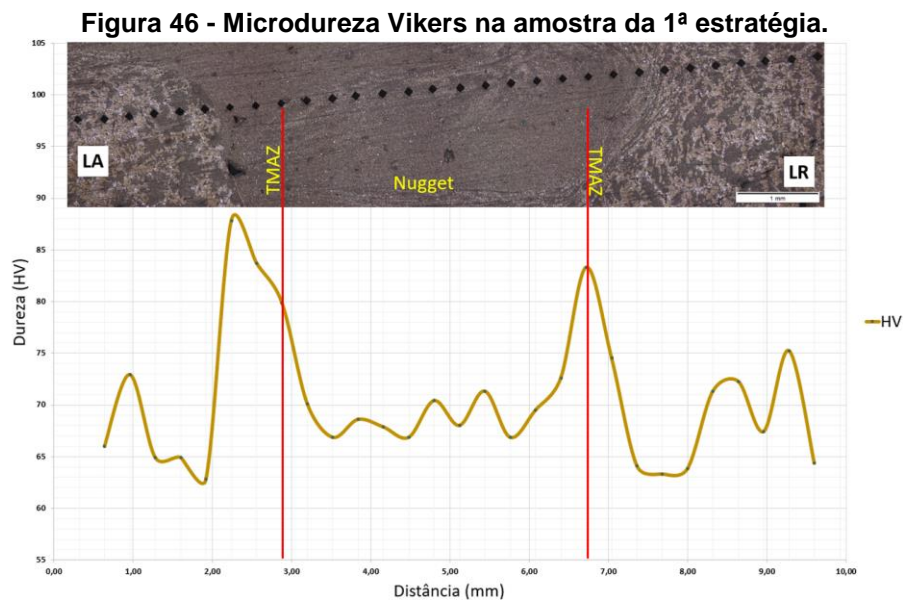
Meenia (2016) abordou alguns efeitos da técnica multipasse nas partículas de silício, com o aumento dos passes, acreditava-se que as partículas de silício seriam refinadas ainda mais com redução da porosidade e defeitos provenientes da fundição. Estratégias utilizando 2 a 3 passes mostraram menos efeito no tamanho das partículas de Si. Cui (2014) em seu trabalho mostrou um refinamento máximo com 2 passes da ferramenta.

Observando estes casos citados com as duas estratégias do experimento, os particulados na região do nugget sofreram um refinamento que pode não mostrar grandes efeitos se fossem reprocessados novamente. Olhando para a região do nugget da primeira estratégia, mostrou uma recristalização maior da região em comparação com apenas um passe da ferramenta, também maior homogeneização em comparação com a segunda estratégia, que apresentou algumas formações de bandas no interior do nugget, abaixo da TMAZ formada.

Analisando as duas estratégias estudadas na liga Al-14%Si, provou-se inicialmente o refino dos grãos da estrutura do metal, essencial para que melhorias nas propriedades ocorram. A principal diferença refere-se à formação e mecanismo da TMAZ em ambas as estratégias.

4.3 Ensaio de Dureza

A Figura 46 mostra os resultados da microdureza da 1ª estratégia.



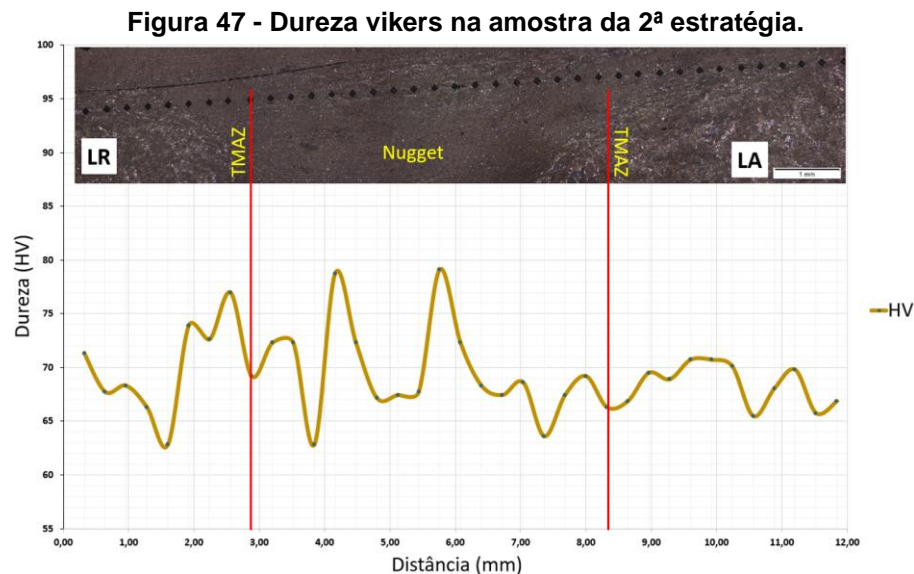
Fonte: Autoria própria (2022).

Na zona não afetada (metal base), os valores de microdureza não se mantêm constantes, apresentando um valor médio de $67 \pm 4 HV$. O mecanismo do processo de fundição utilizado, nucleação de grãos, e as características microestruturais do metal base mostram que, as regiões mais endurecidas, evidenciado na Figura 40, apresentam picos de dureza, com maior parcela de silício primário, constituinte com maior dureza da liga.

A TMAZ, zona afetada pelo calor, pela deformação e pelo fluxo de material, assume um valor médio de $75 \pm 9 HV$. Para a região dinamicamente recristalizada, o valor da dureza diminuiu com relação a TMAZ e se manteve constante, com valor superior ao do metal base, com $68 \pm 2 HV$.

Através dos resultados obtidos, observa-se que uma distinção visível entre as zonas formadas, sendo elas a TMAZ e o nugget. A Figura 46 divide estas regiões, em que a TMAZ ocorre na região com um aumento de dureza até um pico máximo observado. Depois há um decréscimo que caracteriza a região do nugget.

Os valores de microdureza obtidos na 2ª estratégia estão mostrados na Figura 47.



Fonte: Autoria própria (2022).

Para a 2ª estratégia, a zona TMAZ apresentou valores mais estáveis e menores em comparação com a 1ª estratégia, com uma dureza de $71 \pm 2 HV$. Em geral, as dimensões das zonas de TMAZ aumentaram ligeiramente nas regiões de avanço e retrocesso, e esse aumento pode ser atribuído à dissociação e aumento do particulado da região, causada por condições termomecânicas (UZUN, 2007).

A dureza da região dinamicamente recristalizada da 2ª estratégia manteve-se com uma média de $69 \pm 4 HV$, porém não manteve-se constante como ocorreu na análise da 1ª estratégia. O desvio padrão, devidos aos picos de dureza também é um pouco maior em comparação com a primeira estratégia.

Uma hipótese para a variação da microdureza, pode ser atribuída à menor homogeneização do refinamento microestrutural do nugget da segunda estratégia, agregado também por regiões e bandas estendidas provenientes da TMAZ formada acima do nugget. Para valores mais estáveis, com baixos picos de alternância de dureza na região, significa possivelmente que há um maior refinamento e homogeneização microestrutural. Alguns mecanismos envolvidos de temperatura, fluxo, recristalização, nucleação e quebra de grãos do processo são diferentes para cada estratégia. É possível que a primeira estratégia tenha acontecido um amolecimento maior desta região, pelo seu valor de dureza da região recristalizada ser um pouco menor que a segunda estratégia, devido a estes mecanismos envolvidos.

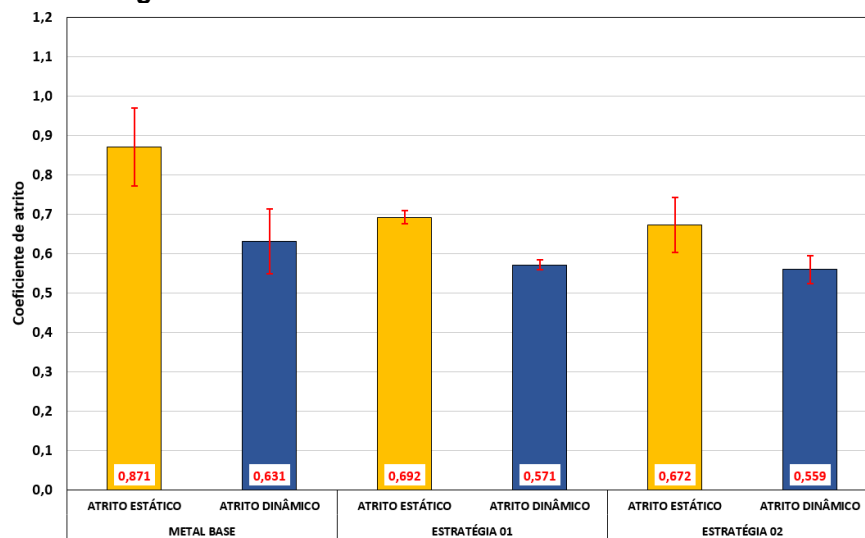
Rao (2013) avaliou a influência da técnica multipasse em uma liga hipereutética de Al-30%Si. A estratégia utilizada resultou no refino do Si primário, sua redistribuição e eliminação das porosidades na zona processada. Para um e dois passes da ferramenta, atingiu-se uma dureza de 68 HV e 92 HV, o particulado grosseiro de silício do metal base, com diâmetro médio de 188 μm , passou a 2,5 μm e 1,8 μm para o primeiro passe e segundo passe, respectivamente.

O resultado se assemelha ao trabalho de Rao (2013), observa-se que a dureza da primeira estratégia (um passe) do autor foi equivalente ao das estratégias adotada neste trabalho. Nota-se, pois, a influência da quebra e refinamento do particulado primário de Si quando uma liga apresenta maior teor do intermetálico.

4.4 Ensaio de riscamento

A Figura 48 nos mostra os valores médios do coeficiente de atrito estático e dinâmico do metal base, e da primeira e segunda estratégia. Os valores foram gerados através da média dos dados coletados, resultado proveniente das três trilhas de riscamento em cada amostra, na superfície modificada.

Figura 48 - Coeficiente de atrito estático e dinâmico.



Fonte: Autoria própria (2022).

Percebeu-se anteriormente que houve diferenças entre a microestrutura do metal base e a região modificada gerada pelas duas estratégias, e esta diferença teve influência no comportamento tribológico da superfície. Como indicado na Figura 48, houve uma diminuição no atrito estático do metal base para a primeira e segunda estratégia, passando de $0,871 \pm 0,099$ para $0,692 \pm 0,017$ e $0,672 \pm 0,070$

respectivamente. Também diminuiu tenuamente os valores de atrito dinâmico, passando de $0,631 \pm 0,082$ do metal base para $0,571 \pm 0,012$ e $0,559 \pm 0,036$ referente a primeira e segunda estratégia, respectivamente.

Kumar (2020), ao analisar o comportamento tribológico de um compósito da liga fundida A356, obteve um aumento significativo de resistência ao desgaste, que foi diretamente proporcional ao aumento de dureza da região modificada. Esse incremento da resistência ao desgaste pode ser atribuída ao aumento de dureza que o processo de fricção e agitação mecânica proporcionou, de acordo com a lei de Archard, qual diz que a dureza é diretamente proporcional à resistência ao desgaste dos materiais (KUMAR, 2020).

Esse efeito também acontece nas duas estratégias utilizadas, por mais que o ganho de dureza não tenha sido expressivo no nugget, foi o suficiente para melhorar o coeficiente de atrito estático. Ambos os resultados são estaticamente iguais, o desvio atenuado da segunda estratégia em comparação com a segunda estratégia é atrelado à onde o teste foi realizado, ou seja, na superfície da trilha modificada. Como vimos a segunda estratégia foi caracterizada pela formação da TMAZ acontecer na superfície da região, que apresenta regiões com alta e baixa densidade do silício e intermetálicos, estes afetam a dureza e o mecanismo de desgaste, cujo depende da região onde o teste foi realizado.

Savaşkan (2004), estudou os efeitos do teor de silício nas propriedades mecânicas e tribológicas das ligas de Zn-Al-Si e constatou que, até 2% de teor de Si a microestrutura apresentou uma distribuição homogênea, e para teores acima formou-se agrupamentos grosseiros em determinadas áreas, resultando em áreas livres de Si na matriz, que reduz o efeito de reforço do intermetálico de silício. Isso pode se relacionar com a distribuição das partículas de silício na liga, pois à medida que o espaçamento médio das partículas diminui, a dureza aumenta, e esta diminui à medida que o espaçamento médio aumenta (ASHBY; JONES, 1980). Comprova-se, portanto a veracidade da má distribuição do particulado de Si e intermetálicos na superfície da região modificada da segunda estratégia.

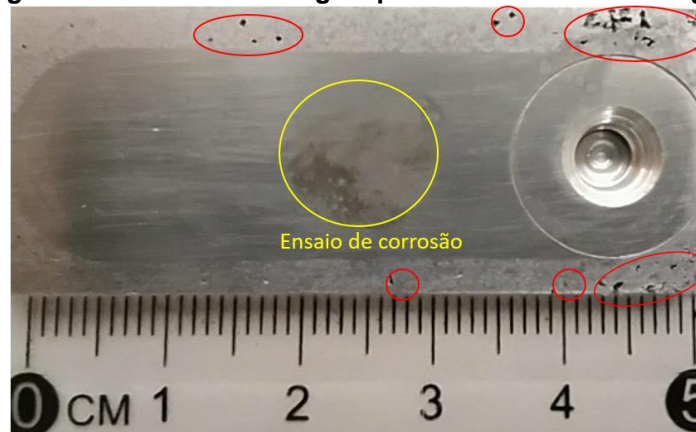
Portanto, o processamento de fricção e agitação mecânica na liga Al-14%Si, utilizando de duas estratégias multipasse, conseguiu atingir o refinamento e homogeneização microestrutural, melhorando principalmente o coeficiente de atrito estático.

4.5 Ensaio de Corrosão

As análises para determinação da taxa de corrosão foram realizadas na superfície do metal base, e nas superfícies da trilha formada pelo processo de fricção e agitação mecânica na primeira e segunda estratégia. As trilhas foram cortadas, lixadas e submetidas ao ensaio.

A Figura 49 mostra a região formada pelo ensaio de corrosão da segunda estratégia. Nesta figura é possível observar os poros da liga fundida, identificados em vermelho, e que são reduzidos através do FSP, a trilha formada não apresenta tais defeitos.

Figura 49 - Corrosão da região processada da 2ª estratégia.



Fonte: Autoria própria (2022).

A Tabela 2 indica os valores obtidos do ensaio de corrosão. Obteve-se uma redução da taxa de corrosão anual das estratégias utilizadas em comparação com o metal base, sendo que a primeira estratégia teve maior desempenho em comparação com a segunda. Em relação ao metal base, a 1ª estratégia apresentou diminuição de 57,96% na taxa de corrosão, e a 2ª estratégia uma diminuição de 34,78% na taxa de corrosão.

Tabela 2 - Resultado do ensaio de corrosão.

Material:	Potencial de corrosão (V)	Resistência de polarização (kΩ)	Corrente de corrosão (nA)	Taxa de corrosão (mm/ano)
Metal Base Al-14%Si	-0,837	222,058	27,870	0,0003864
1ª Estratégia FSP Al-14%Si	-1,072	405,832	11,715	0,0001624
2ª Estratégia FSP Al-14%Si	-0,988	379,224	18,174	0,0002520

Fonte: Autoria própria (2022).

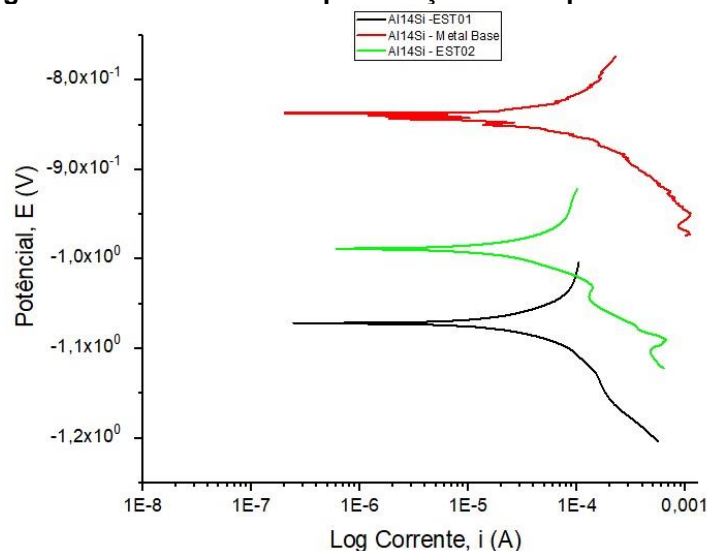
O potencial de corrosão é um parâmetro eletroquímico que nos mostra a resistência do material à corrosão no início do processo. Quanto maior o seu valor, menor é a suscetibilidade do material a sofrer corrosão. Para esse parâmetro, a 1ª estratégia mostrou o melhor resultado de potencial de corrosão de -1,072 V.

A resistência a polarização, por sua vez, é inversamente proporcional à taxa de corrosão, obtido através do ensaio de micropolarização. Este dado auxilia na estimativa da vida útil do material, levando em consideração a resistência à corrosão. Novamente a 1ª estratégia apresentou melhor desempenho, indicando valor de resistência à polarização, que foi de 405,832 k Ω .

Por fim, a corrente de corrosão que representa o fluxo de elétrons, indica que quanto maior o seu valor mais rápido ocorre a corrosão do material, de acordo com a lei de Faraday. Nesse parâmetro, mais uma vez a 1ª estratégia apresentou melhor desempenho, com valor de 11,71 nA.

Através dos dados obtidos pela Tabela 2, observa-se que a primeira estratégia apresentou as melhores variáveis que contribuem para a diminuição da taxa de corrosão do material em relação ao metal base. A segunda estratégia ficou numa média entre os resultados obtidos entre a 1ª estratégia e o metal base, que também apresentou melhoria na taxa de corrosão. A Figura 50 mostra a curva de macropolarização das amostras ensaiadas.

Figura 50 - Curva de macropolarização obtido pelos ensaios.



Fonte: Autoria própria (2022).

O gráfico apresenta o logaritmo da corrente de corrosão pelo potencial de corrosão, de onde é possível obter as inclinações de Tafel. Pode-se analisar as curvas geradas com os resultados já abordados. A curva do metal base indica o menor potencial de corrosão, mostrando sua maior suscetibilidade à corrosão, enquanto que a 1ª estratégia apresentou maior valor de potencial de corrosão, que representa uma diminuição de 57,96% na taxa de corrosão em relação ao metal base.

Uma das explicações do aumento na resistência à corrosão da liga Al-14%Si refere-se à redução dos poros e trincas na região modificada, em comparação com o metal base, que diminuiu os efeitos da corrosão por pitting e sob tensão. Estudos realizados por Rao (2014), que estudou o efeito de multipasse na resistência à corrosão da liga de Al-30Si, avaliou o efeito sob a liga puramente fundida. Foi constatado que a corrosão se origina na interface do entre silício primário e a matriz do α -Al, sendo que estas partículas maciças de silício agem como uma célula galvânica, promovendo a corrosão localizada, que é a formação do pitting. O mesmo resultado pode ser estendido para a liga hipereutética utilizada neste trabalho, em que as partículas de Si e Al atuam como cátodo e anodo respectivamente (ABELLE, 2000). Com o processo FSP as partículas de silício diminuem e distribuem-se uniformemente na matriz, aumentando a área catódica. Em contrapartida a área anódica diminuiu devido à cobertura das partículas de silício. Essa redução da área anódica, e as características de contorno de grão aumentam a difusão de moléculas de oxigênio na superfície da liga modificada por FSP. Devido a isso a formação do filme passivo, bem como a sua espessura aumenta em decorrência do processo FSP, diminuindo assim a taxa de corrosão (RAO, 2014).

Sendo assim, tem-se uma diferença na distribuição e refino dos intermetálicos na região de recristalização dinâmica, para a primeira e segunda estratégia, que reflete o menor valor de taxa de corrosão, com $0,0001624 \text{ mm/ano}$ para 1ª estratégia, e $0,0002520 \text{ mm/ano}$ para 2ª estratégia. Portanto, nota-se que a 1ª estratégia conseguiu uma melhor homogeneização e distribuição das partículas de silício e intermetálicos na matriz. A região de dureza do nugget da Figura 46 comprova esse comportamento em comparação com a segunda estratégia, visto na Figura 47. A zona do nugget da primeira estratégia é linear sem grandes picos de dureza, em comparação com a distribuição não uniforme na segunda estratégia, que por mais que apresente uma média de dureza maior, não é mais refinada e uniformemente distribuída em comparação com a primeira estratégia.

Com os parâmetros utilizados nesse trabalho, mostrou-se que ambas estratégias de sobreposição de passes da ferramenta apresentaram progresso nas propriedades mecânicas e tribológicas em relação ao metal base. A técnica de sobreposição da primeira estratégia foi destaque em relação à taxa de corrosão. A segunda técnica de sobreposição da ferramenta, em contrapartida, conseguiu atingir melhor propriedade mecânica e tribológica, com resultados promissores em relação à diminuição da taxa de corrosão.

Sendo assim, comprova-se que a utilização do processo FSP utilizando as estratégias de sobreposição de passes adotadas neste trabalho, oferece crescimento nas propriedades relatadas e elimina os defeitos advindos do processo de fundição, sendo um processo de modificação de superfície que pode ser explorado em outras pesquisas e em novos materiais, afim de contribuir ainda mais com os resultados desse trabalho.

5 CONCLUSÃO

A partir das análises e discussões realizadas sobre as duas estratégias utilizadas, chegou-se às seguintes conclusões:

- As estratégias adotadas produziram superfícies livres de defeitos, sendo que na segunda estratégia não houve defeito na saída da ferramenta;
- Com a segunda estratégia houve formação da TMAZ em ambos os lados de avanço e retrocesso;
- Com a primeira estratégia houve um aumento de 1,57% na microdureza, já na segunda um aumento de 3,27%;
- Em comparação com o metal base o coeficiente de atrito estático na primeira estratégia diminuiu 20,46% e na segunda estratégia 22,78%;
- A primeira estratégia apresentou melhor resultado, com diminuição de 57,96% na taxa de corrosão, em relação ao metal base, e para a segunda estratégia uma diminuição de 34,78% na taxa de corrosão.

6 REFERÊNCIAS

- ABAL - Associação Brasileira do Alumínio.** Disponível em: <<http://abal.org.br/aluminio/vantagens-do-aluminio/>>. Acesso em: 26 abr. 2022.
- ABELLE, A. *et al.* **ENM study on the influence of surface polishing on Al–Mg alloy corrosion behavior.** Proceedings Eurocorr, 2000.
- ALIDOKHT, S. A. *et al.* **Evaluation of microstructure and wear behavior of friction stir processed cast aluminum alloy.** Materials Characterization, v. 63, p. 90–97, 1 jan. 2012.
- ARAUJO, J. **O processo de anodização do alumínio e suas ligas: uma abordagem histórica e eletroquímica.** Química Nova, 2021.
- ASHBY, M. F.; JONES, D. R. H. **Engineering materials / 1, An introduction to their properties and applications.** 1st ed ed. Oxford: Pergamon Press, 1980.
- ASTM E0384. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials,** 2022.
- ASTM G59-97. **Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements,** 2022.
- ASTM G171-03. **Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus,** 2017.
- BERNS, H.; FISCHER, A.; KLEFF, J. **Scratch tests on iron-, nickel- and cobalt-based alloys at elevated temperatures,** 1993.
- BILGIN, M. B.; MERAN, C. **The effect of tool rotational and traverse speed on friction stir weldability of AISI 430 ferritic stainless steels.** Materials & Design, v. 33, p. 376–383, 1 jan. 2012.
- BLAU, P. **The Significance and Use of the Friction Coefficient.** Tribology International, v. 34, p. 585–591, 1 set. 2001.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução.** [s.l.] GRUPO GEN, 2020.
- COLAÇO, D. B. **CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS EM JUNTAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA 5083-O SOLDADAS PELO PROCESSO FSW.** Orientador: Dr. Theophilo Moura Maciel. 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade federal de campina grande, Centro de ciências e tecnologia, Programa de pós-graduação em engenharia mecânica, Campina Grande, 2019. Disponível em: <http://dspace.sti.ufcg.edu.br:8080/xmlui/bitstream/handle/riufcg/10302/D%c3%89BO RAH%20BRITO%20COLA%c3%87O%20->

%20DISSERTA%c3%87%c3%83O%20PPGEM%202019.pdf?sequence=3&isAllowed=y.
Acesso em: 15 dez. 2022.

CUI, G. R. *et al.* **Effects of Friction Stir Processing Parameters and In Situ Passes on Microstructure and Tensile Properties of Al-Si-Mg Casting.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 45, n. 12, p. 5318–5331, 1 nov. 2014.

DAVIS, J. R. **Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance.** [s.l.] ASM International, 2001a.

DAVIS, J. R. Aluminum and Aluminum Alloys. Em: [s.l.] **ASM International**, 2001b. p. 351–416.

DOLATA, A. J. *et al.* **Scratch Testing of AlSi12/SiCp Composite Layer with High Share of Reinforcing Phase Formed in the Centrifugal Casting Process.** Materials, v. 13, n. 7, p. 1685, 4 abr. 2020.

ELANGO VAN, K.; BALASUBRAMANIAN, V. **Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy.** Materials & Design, v. 29, n. 2, p. 362–373, 1 jan. 2008.

GENTIL, V. **Corrosão.** [s.l.] GRUPO GEN, 2022.

GOGOLA, Eliane Engel. **Estudo da corrosão dos aços AISI 1020, 304L, 316L e duplex SAF 2205 em planta do tratamento de efluentes em indústria de celulose e papel.** 2014. 143 f. Dissertação (Mestrado em Desenvolvimento e Caracterização de Materiais) - UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA, Ponta Grossa, 2014..

GUERDOUX, S.; FOURMENT, L. **A 3D numerical simulation of different phases of friction stir welding.** Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, v. 17, n. 7, p. 075001, 1 out. 2009.

HEIDARZADEH, A. *et al.* **Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution.** Progress in Materials Science, v. 117, p. 100752, 1 abr. 2021.

HEIDARZADEH, A.; JABBARI, M.; ESMAILY, M. **Prediction of grain size and mechanical properties in friction stir welded pure copper joints using a thermal model.** The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 77, n. 9, p. 1819–1829, 1 abr. 2015.

HOWARD, K.; DANA, M. **Mechanical Testing and Evaluation.** [s.l.] ASM International, 2000. v. 8

JAMBO, H. C. M.; FÓFANO, S. **Corrosão: fundamentos, monitoração e controle.** Rio de Janeiro: Ciência Moderna, 2007.

JONES, D. A. **Principles and Prevention of Corrosion.** New York: MacMillan, 1992.

KHODABAKHSHI, F. *et al.* **Fabrication of a new Al-Mg/graphene nanocomposite by multi-pass friction-stir processing: Dispersion, microstructure, stability, and strengthening.** *Materials Characterization*, v. 132, p. 92–107, 1 out. 2017.

KONIECZNY, J. *et al.* **The influence of cast method and anodizing parameters on structure and layer thickness of aluminium alloys.** *Journal of Materials Processing Technology, Achievements in Mechanical and Materials Engineering Conference*. v. 157–158, p. 718–723, 20 dez. 2004.

KUMAR, H. *et al.* **Mechanical and tribological characterization of industrial wastes reinforced aluminum alloy composites fabricated via friction stir processing.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 831, p. 154832, 5 ago. 2020.

KUMAR MAURYA, S. *et al.* **Friction stir welding of cast aluminum alloy (A319): Effect of process parameters.** *Materials Today: Proceedings*, 24 mar. 2022.

KUNDURTI, S. C. *et al.* **Fabrication of surface metal matrix composites for structural applications using friction stir processing – A review.** *Materials Today: Proceedings*, 13 jan. 2022.

LABISZ, K. *et al.* **Influence of primary silicon precipitates on anodized aluminum alloys surface layer properties.** *Transport Problems*, v. 13, p. 111–120, 1 jun. 2018.

LEAL, R. M.; LOUREIRO, A. **Effect of overlapping friction stir welding passes in the quality of welds of aluminium alloys.** *Materials & Design*, v. 29, n. 5, p. 982–991, 1 jan. 2008.

MA, Z. Y.; MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W. **Superplasticity in cast A356 induced via friction stir processing.** *Scripta Materialia*, v. 50, n. 7, p. 931–935, 1 abr. 2004.

MAJI, P. *et al.* **Microstructural, mechanical and wear characteristics of aluminum matrix composites fabricated by friction stir processing.** *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v. 42, n. 4, 2020.

MAJI, P. *et al.* **An overview on friction stir welding/processing tools.** *Materials Today: Proceedings*, 13 jan. 2022.

MARQUES, A. I. G. C. **Diagnóstico de um defeito de fundição : aplicabilidade da simulação numérica em FLOWCast para previsão e resolução de defeitos**, 2008.

MEENIA, S. *et al.* **Particle refinement and fine-grain formation leading to enhanced mechanical behaviour in a hypo-eutectic Al–Si alloy subjected to multi-pass friction stir processing.** *Materials Characterization*, v. 113, p. 134–143, 1 mar. 2016.

MEHTA, M. *et al.* **Tool geometry for friction stir welding - Optimum shoulder diameter.** *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 42, n. 9, p. 2716–2722, set. 2011.

MIRZADEH, H. **High strain rate superplasticity via friction stir processing (FSP): A review**. *Materials Science and Engineering: A*, v. 819, p. 141499, 5 jul. 2021.

MISHRA, R.; DE, P.; KUMAR, N. **Friction Stir Welding and Processing: Science and Engineering**. [s.l: s.n.].

MISHRA, R. S. **Preface to the Viewpoint Set on friction stir processing**. *Scripta Materialia*, Viewpoint set no. 43 “Friction stir processing”. v. 58, n. 5, p. 325–326, 1 mar. 2008.

MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. **Friction stir welding and processing**. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, v. 50, n. 1, p. 1–78, 31 ago. 2005.

MISHRA, R. S.; MA, Z. Y.; CHARIT, I. **Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite**. *Materials Science and Engineering: A*, v. 341, n. 1, p. 307–310, 20 jan. 2003.

MONDOLFO, L. F. **Aluminum Alloys: Structure and Properties**. [s.l.] Elsevier, 2013.

NASCIMENTO, C. L. DO. **Diagnóstico de corrosividade em eletrodo de aterramento elétrico cobreado**. 2013.

NASCIMENTO, F. *et al.* **Microstructural modification and ductility enhancement of surfaces modified by FSP in aluminium alloys**. *Materials Science & Engineering A*, v. 1–2, n. 506, p. 16–22, 2009.

NASIRI, Z. *et al.* **Enhanced mechanical properties of as-cast Mg-Al-Ca magnesium alloys by friction stir processing**. *Materials Letters*, v. 296, p. 129880, 1 ago. 2021.

NUNES, Mayron Saminez Araújo. **Análise de falha da grelha dupla de descarga do moinho semi-autógeno (SAG) da Mina do Sossego**. 2013. 61 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade Federal do Pará, Campus Universitário de Marabá, Faculdade de Engenharia de Materiais, Marabá, 2013. Disponível em: <<http://repositorio.unifesspa.edu.br/handle/123456789/274>>. Acesso em: 15/12/2022.

PADHY, G. K.; WU, C. S.; GAO, S. **Friction stir based welding and processing technologies - processes, parameters, microstructures and applications: A review**. *Journal of Materials Science & Technology*, v. 34, n. 1, p. 1–38, 1 jan. 2018.

PRATAP KUMAR, J. *et al.* A literature review on friction stir welding of dissimilar materials. **Materials Today: Proceedings**, NCRABE. v. 47, p. 286–291, 1 jan. 2021.

RAMAMOORTHY, R. *et al.* **An investigation of the impact of axial force on friction stir-welded AA5086/AA6063 on microstructure and mechanical properties butt joints**. *Materials Today: Proceedings*, International Conference on Newer Trends and Innovation in Mechanical Engineering: Materials Science. v. 37, p. 3159–3163, 1 jan. 2021.

RAO, A. G. *et al.* **Recrystallization Phenomena During Friction Stir Processing of Hypereutectic Aluminum-Silicon Alloy.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 44, n. 3, p. 1519–1529, 1 mar. 2013.

RAO, A. G. *et al.* **Effect of multipass friction stir processing on corrosion resistance of hypereutectic Al–30Si alloy.** Corrosion Science, v. 83, p. 198–208, 1 jun. 2014.

SAINI, N. *et al.* **Surface Modification of Cast Al-17%Si Alloys Using Friction Stir Processing.** Procedia Engineering, 25th DAAAM International Symposium on Intelligent Manufacturing and Automation, 2014. v. 100, p. 1522–1531, 1 jan. 2015.

SANTOS, F. L. DOS; CRISTO, F. D.; BORODIAK, M. **APLICAÇÃO DE FRICTION STIR WELDING (FSW) NA UNIÃO DE CHAPAS FINAS DE ALUMÍNIO.** Anais do Seminário de Laminação e Conformação. Anais... Em: 52º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO. Rio de Janeiro: Editora Blucher, set. 2017. Disponível em: <<http://abmproceedings.com.br/ptbr/article/aplicacao-de-friction-stir-welding-fsw-na-uniao-de-chapas-finas-de-aluminio>>. Acesso em: 7 nov. 2022

SAVAŞKAN, T.; AYDINER, A. **Effects of silicon content on the mechanical and tribological properties of monotectoid-based zinc–aluminium–silicon alloys.** Wear, v. 257, n. 3, p. 377–388, 1 ago. 2004.

SINGARAPU, U.; ADEPU, K.; ARUMALLE, S. R. **Influence of tool material and rotational speed on mechanical properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy.** Journal of Magnesium and Alloys, v. 3, n. 4, p. 335–344, 1 dez. 2015.

SOUZA, C. A. C. DE *et al.* **INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE FRICTION STIR PROCESSING (FSP) NOS ASPÉCTOS MACRO E MICRO DE UMA CHAPA DE ALUMÍNIO 1050 COM 3 MM DE ESPESSURA.** ABM Proceedings. Anais... Em: 74º CONGRESSO ANUAL DA ABM. São Paulo: Editora Blucher, out. 2019. Disponível em: <<http://abmproceedings.com.br/ptbr/article/influncia-dos-parmetros-de-friction-stir-processing-fsp-nos-aspctos-macro-e-micro-de-uma-chapa-de-alumnio-1050-com-3-mm-de-espessura>>. Acesso em: 2 nov. 2022

TELEGINSKI, VIVIANE. **RESISTÊNCIA À CORROSÃO E SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA TEMPERATURA E TENSÕES INDUZIDAS NA REFUSÃO SUPERFICIAL A LASER DA LIGA AEROESPACIAL Al–1,5% Fe.** Orientador: Dr. Moisés Meza Pariona. 2012. 93 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) - Universidade Estadual de Ponta Grossa, Setor de Ciências Agrárias e de Tecnologia, Departamento de Engenharia de Materiais, Ponta Grossa, 2012. Disponível em: <https://tede2.uepg.br/jspui/bitstream/prefix/1418/1/VIVIANE%20TELEGINSKI.pdf>. Acesso em: 15 dez. 2022.

THOMAS, W. M.; NICHOLAS, E. D. **Friction stir welding for the transportation industries.** Materials & Design, v. 18, n. 4, p. 269–273, 1 dez. 1997.

TRAIANO, D. *et al.* **INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO POR FRICÇÃO AGITAÇÃO NA MICRODUREZA E RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO AA1040.** 1 jan. 2021.

UZUN, H. **Friction stir welding of SiC particulate reinforced AA2124 aluminium alloy matrix composite.** *Materials & Design*, v. 28, n. 5, p. 1440–1446, 1 jan. 2007.

VARGEL, C. **Corrosion of Aluminium.** [s.l.] Elsevier, 2004.

VENKATESWARLU, G. *et al.* **Effect of overlapping ratio on mechanical properties and formability of friction stir processed Mg AZ31B alloy.** *Materials & Design*, v. 45, p. 480–486, 1 mar. 2013.

WADEKAR, S. *et al.* **A Review on Friction Stir Technology.** v. 5, n. 6, p. 8, 2017.

WILLIAMS, J. A. **Analytical models of scratch hardness.** *Tribology International, Theoretical and Computational Methods in Friction, Lubrication and Wear*. v. 29, n. 8, p. 675–694, 1 dez. 1996.

WOLYNEC, S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão.** 2003.

YADAV, J. *et al.* **Microstructural investigation on friction stir welded AA6063 pipe.** *Materials Today: Proceedings*, 26 mar. 2022.

ZHENG, Z. *et al.* **Influence of rheo-diecasting processing parameters on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–30%Si alloy.** *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 27, n. 6, p. 1264–1272, jun. 2017.

ZHU, B. *et al.* **Effect of Si Content and Morphology on Corrosion Resistance of Anodized Cast Al-Si Alloys.** *Journal of The Electrochemical Society*, v. 164, n. 7, p. C435, 8 jun. 2017.

ZOLGHADR, P.; AKBARI, M.; ASADI, P. **Formation of thermo-mechanically affected zone in friction stir welding.** *Materials Research Express*, v. 6, n. 8, p. 086558, maio 2019.

ZYKOVA, A. P. *et al.* **A Review of Friction Stir Processing of Structural Metallic Materials: Process, Properties, and Methods.** *Metals*, v. 10, n. 6, p. 772, jun. 2020.

APÊNDICE A – Código G da 1ª estratégia de sobreposição de passes.

O 0022 (ESTRATÉGIA01)
N10 G17 G21 G90 G94;
N15 G53 G00 Z0 H0 M05;
N20 T02;
N25 M06;
N30 G54 S700 M03;
N35 G00 X0 Y0;
N40 G43 Z2 H2 D2;
N45 G01 Z-3.2 F2 (ENTRADA DA FERRAMENTA);
N50 G04 X3(PAUSA);
N55 G01 Y40 F16 (DESLOCAMENTO);
N60 G04 X3 (PAUSA);
N65 G01 Z2 F50 (SAIDA DA FERRAMENTA);
N70 G01 Y0 F1500 (RETORNO DA FERRAMENTA);
N75 G01 Z-3.35 F2 (ENTRADA DA FERRAMENTA);
N80 G04 X3 (PAUSA);
N85 G01 Y40 F16 (DESLOCAMENTO);
N90 G04 X3 (PAUSA);
N95 G01 Z2 F50 (SAIDA DA FERRAMENTA);
N100 G40;
N105 G53 G00 Z0 H0 M05;
N110 M30;
%

APÊNDICE B – Código G da 1ª estratégia de sobreposição de passes.

O 0021 (ESTRATÉGIA02)
N10 G17 G21 G90 G94;
N15 G53 G00 Z0 H0 M05;
N20 T02;
N25 M06;
N30 G54 S700 M03;
N35 G00 X0 Y0;
N40 G43 Z2 H2 D2;
N45 G01 Z-3.2 F2 (ENTRADA DA FERRAMENTA);
N50 G04 X3 (PAUSA);
N55 G01 Y40 F16 (DESLOCAMENTO);
N60 G04 X1 (PAUSA);
N61 G01 Z-3.35 F2 (ENTRADA DA FERRAMENTA);
N62 G04 X3 (PAUSA);
N65 G01 Y0 F16 (DESLOCAMENTO);
N66 G04 X3 (PAUSA);
N70 G01 Z2 F50 (SAIDA FERRAMENTA);
N75 G40;
N80 G53 G00 Z0 H0 M05;
N85 M30;
%