




**INFLUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE  
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL  
NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE MICROABRASIVO DE  
LIGAS DE ALUMÍNIO 6201**

**Clayton Rovigatti Leiva**

Dissertação de Mestrado  
Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas



**FACULDADE DE TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**INFLUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE  
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL  
NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE MICROABRASIVO DE  
LIGAS DE ALUMÍNIO 6201**

Clayton Rovigatti Leiva

**Orientador: Dr. Cosme Roberto Moreira da Silva**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO**

**BRASÍLIA/DF: 12/2022**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**INFLUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE  
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL  
NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE MICROABRASIVO DE  
LIGAS DE ALUMÍNIO 6201**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas da Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, como parte dos requisitos necessários para obtenção do grau de Mestre em Ciências Mecânicas.

**APROVADA POR:**

---

**Cosme Roberto Moreira da Silva, D.Sc. (ENM-UnB)**  
(Orientador)

---

**Rodrigo Arbey Munoz Meneses, Ph.D. (FGA-UnB)**  
(Examinador Externo ao Programa)

---

**Vinicius André Rodrigues Henriques, Ph.D. (ITA)**  
(Examinador Externo à Instituição)

**BRASÍLIA/DF, DEZEMBRO DE 2022.**

## **FICHA CATALOGRÁFICA**

Leiva, Clayton Rovigatti

Influência dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial na resistência ao desgaste microabrasivo de ligas de alumínio 6201.

Distrito Federal, 2022.

134p.210x297mm (PCMEC/FT/UnB, Mestre, Ciências Mecânicas, 2022).

Dissertação de Mestrado – Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia.

Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas.

## **REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA**

LEIVA, Clayton Rovigatti, Influência dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial na resistência ao desgaste microabrasivo de ligas de alumínio 6201. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas. Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas, Universidade de Brasília – Faculdade de Tecnologia, Brasília, DF, 134p.

## **CESSÃO DE DIREITOS**

AUTOR: Clayton Rovigatti Leiva

TÍTULO: Influência dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial na resistência ao desgaste microabrasivo de ligas de alumínio 6201.

GRAU: Mestre ANO: 2022

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte dessa dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

---

Clayton Rovigatti Leiva

*Ao meu filho, Vicente Rovigatti Cotrim Leiva.  
Que trilhe sempre o caminho do conhecimento  
e da retidão de caráter.*

## **AGRADECIMENTOS**

Ao meu chefe, Carlos Eduardo Palhares Machado, por ser um entusiasta da ciência, por todo apoio, estímulo e ações concretas que tornaram essa jornada possível, e aos colegas do Setor de Perícias Externas pelo respaldo durante a minha ausência.

Ao Diretor Técnico-Científico da Polícia Federal, Nivaldo Poncio, ao Diretor do Instituto Nacional de Criminalística, Ricardo Guanaes Cosso e seu substituto, Júlio Coelho, ao Chefe do DPER, Daniel Russo, aos colegas do Setor de Desenvolvimento Institucional, Jesus Antonio Velho e Alderly Santos do Nascimento e à Petra Funke, em nome da Academia Nacional de Polícia, que viabilizaram a conclusão desse projeto.

À Universidade de Brasília, por mais essa oportunidade, em especial ao professor e orientador Dr. Cosme Roberto Moreira da Silva pela orientação, dedicação e ensinamentos transmitidos.

Aos técnicos Adriano Ricardo Lopes, Edson Lucas de Almeida, Ivan Banho de Andrade Reis e Wesley Silva Valadares por todo o apoio às atividades experimentais e ao assistente administrativo Rafael Lima Meireles de Queiroz pela eficiência na resolução das questões administrativas.

Aos funcionários do SG9, Reginaldo Luís, Raimunda Nogueira Melo e Lucelina Gomes de Sousa Barbosa pela costumaz presteza e cordialidade.

Ao colega Paul André, que foi um facilitador das atividades experimentais, transmitindo as orientações necessárias à operação dos equipamentos e diretrizes iniciais para realização dos ensaios.

À minha esposa, Paloma Nascimento Cotrim Leiva, por ouvir e acalmar minhas angústias, e ao meu filho, Vicente Rovigatti Cotrim Leiva, fonte de alegria e inspiração.

Aos meus pais, que nos inculcaram, desde o princípio, a consciência da necessidade do estudo.

## RESUMO

Os Cabos de Alumínio Liga 6201 (CAL) são uma das séries utilizadas em linhas aéreas de transmissão de energia elétrica, e caracterizam-se pelo encordoamento concêntrico de fios, tendo, entre as causas de falha, fadiga e desgaste, decorrentes de vibrações na linha causadas pelos regimes de vento, que provocam tensões multiaxiais e deslizamento parcial entre os fios. Trabalhos que relacionam resistência à tração, limite de escoamento e resistência à fadiga a tratamentos efetuados na liga 6201 são encontrados na literatura, mas a relação entre os tratamentos térmicos e a resistência ao desgaste é pouco estudada. O presente trabalho visa avaliar a resistência ao desgaste microabrasivo da liga de alumínio 6201 após os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial. A partir de um vergalhão de liga de alumínio 6201, utilizado como insumo na fabricação de fios para produção condutores CAL, foram retiradas amostras para realização dos ensaios. Foram comparadas as durezas das amostras submetidas aos parâmetros de solubilização de 550°C por 2, 4 e 6 horas, e de 535°C por 1 e 2 horas. Em todos os casos, a microdureza Vickers apresentou valores em torno de 34 HV(0.5) imediatamente após a têmpera. Assim, foi definida a temperatura de solubilização em 535°C pelo tempo de 1 hora para submissão às etapas subsequentes. No envelhecimento artificial, após a solubilização e têmpera, as amostras foram submetidas à 170°C por 24, 30, 36, 48 e 60 horas, buscando a condição que apresentasse maior dureza, alcançada no tempo de 30 horas, com valores em torno de 80 HV(0.5). Com um tribômetro de esfera livre, foram realizadas duas séries de ensaios microabrasivo, sob diferentes condições tribológicas, comparando amostras solubilizadas com amostras envelhecidas artificialmente. As amostras envelhecidas apresentaram média dos coeficientes de desgaste 21% e 36% menores nas diferentes séries de ensaios. Os resultados obtidos mostraram-se compatíveis com as etapas descritas na bibliografia, nas quais, a partir da solubilização e têmpera, as amostras atingem seus valores mínimos de resistência mecânica, associados à dissolução dos precipitados na matriz. O endurecimento máximo, alcançado no envelhecimento artificial, relaciona-se à restrição à movimentação das discordâncias decorrente do tamanho, distribuição e dos campos de deformação na matriz que circundam as partículas coerentes  $\beta''$ . Preponderou nas amostras o desgaste abrasivo por microrrolamento. Foram também identificadas regiões acometidas por riscamento e regiões de desgaste adesivo.

**Palavras-chave:** liga de alumínio, AA6201, tratamento térmico, desgaste, microdureza.

## ABSTRACT

Aluminum Alloy Conductor 6201 (AAC) are one of the series used in overhead power transmission lines, and are characterized by the concentric stranding of wires, having, among the causes of failure, fatigue and wear, resulting from shock in the line caused by the wind regime, which cause multiaxial stress and partial looseness between the wires. Works that relate tensile strength, yield strength and fatigue strength to treatments in alloy 6201 are found in the literature, but the relationship between heat treatments and wear resistance is little studied. The present work aims to evaluate the resistance to microabrasive wear of aluminum alloy 6201 after heat treatments of solubilization and artificial aging. From a rebar of aluminum alloy 6201, used as an input in the manufacture of wires for the production of AAC, samples were taken for carrying out the tests. The hardness of the samples maintained at the solubilization parameters of 550°C for 2, 4 and 6 hours, and 535°C for 1 and 2 hours were evaluated. In all cases, the Vickers microhardness presented values around 34 HV(0.5) immediately after quenching. Thus, the solubilization temperature was set at 535°C for 1 hour for submission to subsequent steps. In artificial aging, after solubilization and quenching, the samples were kept at 170°C for 24, 30, 36, 48 and 60 hours, seeking the condition that presented greater hardness, achieved at 30 hours, with values around 80 HV(0.5). With a free sphere tribometer, two series of microabrasive tests were carried out, under different tribological conditions, comparing solubilized samples with artificially aged samples. The aged samples showed average wear coefficients of 21% and 36% lower in the different series of tests. The results obtained were compatible with the steps described in the bibliography, in which, from solubilization and tempering, the samples reach their minimum values of mechanical resistance, associated with the dissolution of the precipitates in the matrix. The maximum hardening, achieved in artificial aging, is related to the restriction to the movement of dislocations due to the size and distribution of precipitates and the deformation fields in the matrix that surround the coherent  $\beta''$  particles. Abrasive wear by micro-rolling prevailed in the samples. Regions affected by scratching and regions of adhesive wear were also identified.

**Keywords:** aluminum alloy, AA6201, heat treatment, wear, microhardness.



# SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b>	<b>1</b>
<b>1.1 MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVA</b> .....	<b>1</b>
<b>1.2 OBJETIVO</b> .....	<b>4</b>
<b>1.2.1 Objetivos Gerais</b> .....	<b>4</b>
<b>1.2.2 Objetivos Específicos</b> .....	<b>4</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>5</b>
<b>2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS</b> .....	<b>5</b>
<b>2.1.1 Sistema de Classificação das Ligas de Alumínio</b> .....	<b>5</b>
<b>2.1.2 Classificação dos Tratamentos Mecânicos e Térmicos</b> .....	<b>7</b>
<b>2.1.3 Ligas de alumínio contendo a fase Mg<sub>2</sub>Si</b> .....	<b>10</b>
<b>2.2 RESISTÊNCIA EM METAIS</b> .....	<b>11</b>
<b>2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS</b> .....	<b>12</b>
<b>2.3.1 Difusão</b> .....	<b>13</b>
<b>2.3.2 Solubilização e têmpera</b> .....	<b>15</b>
<b>2.3.3 Envelhecimento natural e artificial</b> .....	<b>17</b>
<b>2.4 DESGASTE</b> .....	<b>25</b>
<b>2.4.1 Desgaste adesivo</b> .....	<b>26</b>
<b>2.4.2 Desgaste por fadiga</b> .....	<b>28</b>
<b>2.4.3 Desgaste corrosivo e oxidativo</b> .....	<b>29</b>
<b>2.4.4 Desgaste erosivo</b> .....	<b>30</b>
<b>2.4.5 Desgaste por fretting</b> .....	<b>31</b>
<b>2.4.6 Desgaste abrasivo</b> .....	<b>31</b>
<b>2.5 ENSAIO DE DESGASTE MICROABRASIVO</b> .....	<b>36</b>
<b>2.5.1 Intensidade carga aplicada</b> .....	<b>40</b>
<b>2.5.2 Velocidade de rotação da esfera</b> .....	<b>41</b>
<b>2.5.3 Dureza das partículas abrasivas</b> .....	<b>43</b>
<b>2.5.4 Tamanho das partículas abrasivas</b> .....	<b>44</b>
<b>2.5.5 Fração volumétrica</b> .....	<b>46</b>
<b>2.5.6 Relação entre dureza da amostra e desgaste</b> .....	<b>47</b>
<b>2.5.7 Relação entre a microestrutura e a resistência ao desgaste do sistema Al-Mg<sub>2</sub>Si</b> .....	<b>49</b>
<b>2.6 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO</b> .....	<b>50</b>

2.6.1	Dureza.....	50
2.6.2	Microscopia Óptica .....	52
2.6.3	Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV .....	53
2.6.4	Microscópio Eletrônico de Transmissão – MET .....	55
2.6.5	Microfluorescência de raios-X .....	58
<b>3.</b>	<b>METODOLOGIA</b>	<b>60</b>
3.1	OBTENÇÃO E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS .....	61
3.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	63
3.3	MICRODUREZA VICKERS.....	65
3.4	DESGASTE MICROABRASIVO POR CALOWEAR.....	66
3.4.1	Condições de ensaio.....	71
3.4.2	Medição das crateras de desgaste .....	73
3.4.3	Morfologia das crateras de desgaste .....	75
3.4.4	Composições elementares.....	76
3.4.5	Volume de desgaste adesivo .....	77
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>78</b>
4.1	MICRODUREZA VICKERS.....	78
4.1.1	Amostras solubilizadas.....	78
4.1.2	Amostras envelhecidas artificialmente .....	79
4.1.3	Envelhecimento natural .....	81
4.2	MICRODUREZA E A EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DA LIGA 82	
4.3	DESGASTE MICROABRASIVO.....	85
4.3.1	Volume, taxa e coeficiente de desgaste.....	85
4.3.2	Pressão de contato e severidade do ensaio.....	91
4.3.3	Modo de desgaste.....	94
4.3.4	Comparativo entre as duas séries de ensaio .....	103
4.3.5	Fatores contribuintes para os resultados dos ensaios de desgaste. ....	105
<b>5.</b>	<b>CONCLUSÕES</b>	<b>106</b>
<b>6.</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>108</b>

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS DISCORDÂNCIAS. (A) DISCORDÂNCIA EM ARESTA; (B) DISCORDÂNCIA EM ESPIRAL; (C) DISCORDÂNCIA MISTA [24] ADAPTADO. ....	12
FIGURA 2 – REARRANJOS ATÔMICOS QUE ACOMPANHAM O MOVIMENTO DE UMA DISCORDÂNCIA EM ARESTA CONFORME ELA SE MOVE EM RESPOSTA À APLICAÇÃO DE UMA TENSÃO CISALHANTE [24]. ....	12
FIGURA 3 – ETAPAS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS PARA ENDURECIMENTO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO [24] ADAPTADO. ....	13
FIGURA 4 - ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DE DIFUSÃO QUÍMICA: (A) DIFUSÃO POR VACÂNCIA, (B) DIFUSÃO INTERSTICIAL [27] ADAPTADO. ....	15
FIGURA 5 – DIAGRAMA PSEUDO-BINÁRIO AL-MG <sub>2</sub> SI [25]. ....	17
FIGURA 6 - SEQUÊNCIA DE PRECIPITAÇÃO EM LIGAS ALUMÍNIO-MAGNÉSIO-SILÍCIO [29]. ....	19
FIGURA 7 - VARIAÇÃO DA RESISTÊNCIA MECÂNICA E DUREZA AO LONGO DO ENVELHECIMENTO [26]. ....	21
FIGURA 8 - ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL DA LIGA 6061 PREVIAMENTE SOLUBILIZADA [3]. ....	22
FIGURA 9 - INTERAÇÃO DESLOCAMENTO-PRECIPITADO: (A) APROXIMAÇÃO DA DISCORDÂNCIA; (B) DISCORDÂNCIA ENCONTRA UM PRECIPITADO IMPENETRÁVEL E PASSA POR UM LOOPING; (C) DESLOCAMENTO ENCONTRA UM PRECIPITADO PENETRÁVEL E PASSA POR CISALHAMENTO [38]. ....	24
FIGURA 10 - LINHA DE DISCORDÂNCIA MOVENDO-SE ATRAVÉS DA MATRIZ COM DIFERENTES DENSIDADES DE PARTÍCULAS [30]. ....	24
FIGURA 11 - IMAGENS DE CAMPO CLARO MET DA EVOLUÇÃO DOS PRECIPITADOS EM LIGAS AL-MG-SI: (A) PRECIPITADOS B'' EM FORMA DE AGULHA; (B) MISTURA DE PARTÍCULAS GROSSEIRAS B' EM FORMA DE BASTONETE E PRECIPITADOS FINOS B'' EM FORMA DE AGULHA; (C) AMPLIAÇÃO DOS PRECIPITADOS MOSTRADOS EM (B); E (D) PARTÍCULAS GROSSEIRAS B' EM FORMA DE BASTONETE [39]. ....	25
FIGURA 12 - MICROGRAFIA DOS DIFERENTES TIPOS DE DESGASTE: (A) DESGASTE ADESIVO, (B) DESGASTE ABRASIVO, (C) DESGASTE POR CORROSÃO, (D) DESGASTE POR FADIGA SUPERFICIAL [45] ADAPTADO. ....	26
FIGURA 13 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO DESGASTE ADESIVO [43] ADAPTADO. ....	26
FIGURA 14 –DESGASTE ADESIVO EM COMPÓSITOS DE MATRIZ DE ALUMÍNIO [48]. ....	27
FIGURA 15 - SUPERFÍCIE DESGASTADA [49]. ....	28
FIGURA 16 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO PROCESSO DE INICIAÇÃO E PROPAGAÇÃO DA TRINCA. (A) INICIAÇÃO DA TRINCA COMO RESULTADO DO PROCESSO DE FADIGA. (B) PROPAGAÇÃO AO LONGO DO PLANO DE DESLIZAMENTO. (C) INICIAÇÃO DA TRINCA SECUNDÁRIA. (D) PROPAGAÇÃO DA TRINCA SECUNDÁRIA E FORMAÇÃO DA PARTÍCULA DE DESGASTE [43] ADAPTADO. ....	29
FIGURA 17 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO DESGASTE CORROSIVO. (A) DESGASTE PREVENIDO. (B) DESTRUIÇÃO DO FILME DE PROTEÇÃO. (C) INTENSA CORROSÃO PELA DISSOLUÇÃO ANÓDICA ENTRE AS FISSURAS E O FILME DESGASTADO. (D) CORROSÃO PELA EXPOSIÇÃO DA SUPERFÍCIE [43] ADAPTADO. ....	30
FIGURA 18 - POSSÍVEIS MECANISMOS DE EROSIÃO. (A) ABRASÃO EM ÂNGULOS DE BAIXO IMPACTO. (B) FADIGA SUPERFICIAL A BAIXA VELOCIDADE E ALTO ÂNGULO DE IMPACTO. (C) FRATURA FRÁGIL OU	

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA MÚLTIPLA A VELOCIDADE MÉDIA E GRANDE ÂNGULO DE IMPACTO [43] ADAPTADO.....	31
FIGURA 19 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO DESGASTE POR <i>FRETTING</i> [43] ADAPTADO.....	31
FIGURA 20 - MODOS DE DESGASTE ABRASIVO. (A) E (B) DOIS CORPOS. (C) TRÊS CORPOS [51] ADAPTADO..	32
FIGURA 21 - SUPERFÍCIE DE PROVA AÇO FERRAMENTA QUE SOFREU DESGASTE ABRASIVO POR RISCAMENTO POR ESFERA DE AÇO E ABRASIVO DE DIAMANTE [53] ADAPTADO. ....	33
FIGURA 22 - SUPERFÍCIE DE PROVA AÇO FERRAMENTA QUE SOFREU DESGASTE ABRASIVO POR ROLAMENTO POR ESFERA DE AÇO E ABRASIVO DE SiC [53] ADAPTADO.....	33
FIGURA 23 - MECANISMOS DE DESGASTE ABRASIVO PARA MATERIAIS DÚCTEIS POR DESLIZAMENTO DE PARTÍCULAS [46].....	34
FIGURA 24 – ESQUEMATIZAÇÃO DO PRINCÍPIO DA OCORRÊNCIA DA ABRASÃO POR MICRORROLAMENTO [55] ADAPTADO.....	34
FIGURA 25 – MECANISMOS DE DESGASTE POR MICRORROLAMENTO [57]. ....	35
FIGURA 26 - SISTEMAS DE ENSAIO MICROABRASIVO POR ESFERA ROTATIVA: (A) E (B) CONFIGURAÇÃO MECÂNICA ESFERA FIXA, (C) CONFIGURAÇÃO MECÂNICA ESFERA LIVRE [58] ADAPTADO .....	36
FIGURA 27 - VISÃO TRIDIMENSIONAL DE UMA CRATERA DE DESGASTE EM UM ENSAIO DE DESGASTE POR MICROABRASÃO POR ESFERA ROTATIVA [59] ADAPTADO. ....	37
FIGURA 28 - DESENHO ESQUEMÁTICO DO SISTEMA DE PRODUÇÃO DA CALOTA DE DESGASTE [60] ADAPTADO.....	37
FIGURA 29 – EFEITO DA CARGA NORMAL NO SISTEMA TRIBOLÓGICO [45]. ....	40
FIGURA 30 – CARGA DE CONTATO VS. TAXA DE DESGASTE PARA DIFERENTES PERCENTUAIS DE Si NA LIGA AL-Si [45] ADAPTADO. ....	40
FIGURA 31 - RELAÇÃO ENTRE A CARGA APLICADA E O QUOCIENTE DO VOLUME DE DESGASTE PELA DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO EM ENSAIOS REALIZADOS COM ALUMÍNIO [53] ADAPTADO. ....	41
FIGURA 32 – VOLUME DE DESGASTE EM FUNÇÃO DA VELOCIDADE DA ESFERA (AMOSTRA DE AÇO) [61]. ...	41
FIGURA 33 – VELOCIDADE DE DESLIZAMENTO VS. TAXA DE DESGASTE (LIGA AL-Si) [62].....	42
FIGURA 34 – VELOCIDADE DE DESLIZAMENTO VS. TAXA DE DESGASTE PARA AL-Si [45] ADAPTADO. ....	43
FIGURA 35 – RELAÇÃO ESQUEMÁTICA ENTRE A TAXA DE DESGASTE E O QUOCIENTE $H_A/H_S$ [56]. ....	44
FIGURA 36 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA RELAÇÃO ENTRE A TAXA DE DESGASTE E O TAMANHO DO ABRASIVO [64].....	45
FIGURA 37 – ENSAIO REALIZADO EM ALUMÍNIO. RELAÇÃO ENTRE O VOLUME DESGASTADO E O TAMANHO MÉDIO DAS PARTÍCULAS ABRASIVAS [65] ADAPTADO.....	45
FIGURA 38 – RELAÇÃO ENTRE A PERDA DE MASSA E O TAMANHO DE ABRASIVO PARA O ALUMÍNIO [64] ADAPTADO.....	46
FIGURA 39 – COEFICIENTE DE DESGASTE EM FUNÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DAS PARTÍCULAS ABRASIVAS [66]. ....	47
FIGURA 40 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO VS. DUREZA DO MATERIAL [44].....	48
FIGURA 41 - RELAÇÕES ENTRE A DUREZA VICKERS, TAXA DE DESGASTE E TEMPO DE ENVELHECIMENTO PARA ESTUDOS CONDUZIDOS EM ESPÉCIMES DA LIGA 6063 [70].....	49

FIGURA 42 - SUPERFÍCIES DESGASTADAS [49].....	49
FIGURA 43 – INDENTADOR E IMPRESSÃO VICKERS [74].....	51
FIGURA 44 – MICROESTRUTURA DA LIGA AA6201, SOB DIFERENTES PARÂMETROS DE SOLIDIFICAÇÃO, VISÍVEL POR MICROSCOPIA ÓPTICA.....	53
FIGURA 45 - MICROESTRUTURA DA LIGA AA6201. (A) TAMANHO DE GRÃO; (B) ARRANJO DENDRÍTICO.....	53
FIGURA 46 – MODOS DE DESGASTE EM ENSAIOS NA LIGA 6061 VISUALIZÁVEIS POR IMAGENS MEV [79] ..	55
FIGURA 47 - MICROGRAFIAS MET DAS DISPERSÕES DOS PRECIPITADOS EM DIFERENTES ESTÁGIOS DE ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL. (A) E (B), 10 MINUTOS A 175°C, (C) 0,5 H A 175°C, (D) 4 H A 175°C, (E) 72 H A 175°C, (F) 20 H A 200°C [81]. .....	56
FIGURA 48 - IMAGENS DE CAMPO CLARO POR MET, MOSTRANDO OS INTERMETÁLICOS DE FERRO (PRECIPITADOS MAIORES) E DO Mg-Si, OBSERVANDO-SE (A) AMOSTRA SOLUBILIZADA COM PEQUENO NÚMERO DE PRECIPITADOS Mg-Si. (B) AMOSTRA SOLUBILIZADA E ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE COM PRECIPITADOS EM MAIOR NÚMERO, MELHOR DISTRIBUIÇÃO E GEOMETRIAS COMPATÍVEIS COM GP B' (ESFÉRICOS), GP'' (AGULHAS) [34].....	57
FIGURA 49 - IMAGENS DE DIFRAÇÃO MOSTRANDO OS PRECIPITADOS DE Mg-Si E A MATRIZ DE ALUMÍNIO DA AMOSTRA SOLUBILIZADA E ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE [34].....	57
FIGURA 50 – MAPA EDS (MET). (A) PRECIPITADO (SETA); (B) Si; (C) Mg; E (D) AL.....	58
FIGURA 51 - MAPA EDS (MET). (A) PRECIPITADOS (SETAS); (B) Fe; E (C) Si [13]. .....	58
FIGURA 52 – FLUXOGRAMA DE TRABALHO.....	61
FIGURA 53 - DISPOSITIVOS CONFECCIONADOS PARA PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS. ....	62
FIGURA 54 – DISPOSITIVO CONFECCIONADO PARA PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS APÓS A REMOÇÃO DO SELO E ESPAÇADOR, DEPOIS DE CURADA A RESINA ACRÍLICA. DESTACAM-SE AS AMOSTRAS SALIENTES EM 2 MM.....	62
FIGURA 55 – FORNO NABERTHERM LHT08/18.....	63
FIGURA 56 – MICROHARDNESS EMCO TEST DURASCAN 20.....	65
FIGURA 57 – IMPRESSÕES E MEDIDAS REALIZADAS PELO EQUIPAMENTO MICROHARDNESS EMCO TEST DURASCAN 20. (A) AMOSTRA CONFORME RECEBIDA – SEM NECESSIDADE DE APLICAÇÃO DO LÍQUIDO PENETRANTE; (B) AMOSTRA SOLUBILIZADA – ASPECTO APÓS A APLICAÇÃO DO LÍQUIDO PENETRANTE. .....	66
FIGURA 58 - TRIBÔMETRO DE ESFERA LIVRE CSM CALOWEAR.....	66
FIGURA 59 – CARTÃO DE IDENTIFICAÇÃO DAS ESFERAS DE DESGASTE UTILIZADAS. ....	67
FIGURA 60 – DESENHO ESQUEMÁTICO PARA O CÁLCULO DA CARGA ESTÁTICA DE CONTATO ENTRE A ESFERA E A AMOSTRA [57].....	67
FIGURA 61 – AJUSTES DO TRIBÔMETRO DE ESFERA LIVRE CSM CALOWEAR. (A) AJUSTE DO ÂNGULO ENTRE A ESFERA E A AMOSTRA; (B) AJUSTE DO ÂNGULO ENTRE A ESFERA E O EIXO DO MOTOR. ....	68
FIGURA 62 - DESENHO ESQUEMÁTICO PARA CÁLCULO DAS RELAÇÕES DA VELOCIDADE E DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO ENTRE O EIXO DO MOTOR E A ESFERA DE DESGASTE [57, 46]. ....	69
FIGURA 63 – MEDIÇÃO DO ÂNGULO ENTRE A ESFERA E A AMOSTRA.....	70
FIGURA 64 – MEDIÇÃO DO ÂNGULO ENTRE A ESFERA E O EIXO DO MOTOR. DESTACA-SE A LINHA IMAGINÁRIA ENTRE O CENTRO DA ESFERA E O CENTRO DO EIXO DO MOTOR.....	70

FIGURA 65 – DISPOSITIVO PROJETADO PARA MEDIR A DISTÂNCIA HORIZONTAL ENTRE O CENTRO DO EIXO DO MOTOR E A EXTREMIDADE DA ESFERA. ....	72
FIGURA 66 – DESENHO ESQUEMÁTICO PARA CÁLCULO DO ÂNGULO ENTRE A ESFERA E O EIXO DO MOTOR COM A UTILIZAÇÃO DA FERRAMENTA PROJETADA. ....	72
FIGURA 67 – MICROSCÓPIO DIGITAL LEICA DVM6. ....	74
FIGURA 68 -EXEMPLO DE MEDIÇÃO DOS DIÂMETROS DAS CALOTAS. ....	74
FIGURA 69 - MEV PHENOM PRO-X, THERMO SCIENTIFIC. ....	75
FIGURA 70 - DETECTOR DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (BSD). ....	76
FIGURA 71 – MICRO XRF M4 TORNADO, BRUKER. ....	76
FIGURA 72 – (A) CALOTA DE DESGASTE; (B) MANIPULAÇÕES DA IMAGEM PARA CÁLCULO DOS PERCENTUAIS DE DESGASTE ADESIVO. ....	78
FIGURA 73 – MICRODUREZA VICKERS HV (0.5) EM FUNÇÃO DO TEMPO DE SOLUBILIZAÇÃO (HORAS).....	79
FIGURA 74 - MICRODUREZA VICKERS HV (0.5) EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL A 170°C (HORAS). ....	80
FIGURA 75- AMOSTRAS SOLUBILIZADAS - MICRODUREZA VICKERS HV (0.5) EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO NATURAL (DIAS). ....	81
FIGURA 76 – MICRODUREZA VICKERS HV (0.5) EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO NATURAL (DIAS). AMOSTRA SOLUBILIZADA (SOL - 535°C POR 1 HORA) E AMOSTRAS SOLUBILIZADAS E ENVELHECIDAS ARTIFICIALMENTE (170°C - A LEGENDA DAS SÉRIES INDICA O TEMPO DE ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL EM HORAS). ....	82
FIGURA 77 -DUREZA DE LIGAS AL-MG-SI EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO [87]. ....	83
FIGURA 78 – VOLUMES DE DESGASTE (MM <sup>3</sup> ) EM FUNÇÃO DAS DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO (M). ....	85
FIGURA 79 - COEFICIENTES DE DESGASTE (MM <sup>3</sup> /M.N) EM FUNÇÃO DAS DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO (M). ....	87
FIGURA 80 – MÉDIAS DAS MÉDIAS DOS COEFICIENTES DE DESGASTE (MM <sup>3</sup> /M.N) E DESVIOS-PADRÃO EM FUNÇÃO DAS DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO (M). ....	88
FIGURA 81– VOLUMES DE DESGASTE (MM <sup>3</sup> ) EM FUNÇÃO DAS DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO (M). ....	89
FIGURA 82 - COEFICIENTES DE DESGASTE (MM <sup>3</sup> /M.N) EM FUNÇÃO DAS DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO (M). ....	90
FIGURA 83 – MÉDIAS DAS MÉDIAS DOS COEFICIENTES DE DESGASTE (MM <sup>3</sup> /M.N) E DESVIOS-PADRÃO EM FUNÇÃO DA DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO (M). SEGUNDA SÉRIE DE ENSAIOS.....	91
FIGURA 84 – VOLUME DE DESGASTE EM FUNÇÃO DA PRESSÃO DE CONTATO. NAS LEGENDAS, S1 IDENTIFICA A PRIMEIRA SÉRIE DE ENSAIOS E S2 IDENTIFICA A SEGUNDA. ....	92
FIGURA 85 – SEVERIDADE DO ENSAIO EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENSAIO. ....	93
FIGURA 86 - DESGASTE POR MICRORROLAMENTO. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS - 1000X... 94	94
FIGURA 87 - DESGASTE POR MICRORROLAMENTO. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS -3000X. .. 94	94
FIGURA 88 - DESGASTE POR MICRORROLAMENTO. AS SETAS APONTAM DESTACAMENTOS DE PARTÍCULAS. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS COM MAGNIFICAÇÃO DE 2950X. CALOTA PRODUZIDA NA AMOSTRA SOLUBILIZADA E SUBMETIDA AO DESGASTE 247 METROS DE DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO. ....	95

FIGURA 89 – IMAGEM POR MICROSCOPIA ÓTICA DE UMA CALOTA CONTENDO CAVA DE DESGASTE. O QUADRADO TRACEJADO INDICA A REGIÃO DE AMPLIAÇÃO APRESENTADA NA FIGURA 91 E FIGURA 92. .....	96
FIGURA 90 – IMAGEM TRIDIMENSIONAL DA MORFOLOGIA DA CAVA, POR MICROSCOPIA ÓTICA.....	96
FIGURA 91 – IMAGEM DA TOPOGRAFIA DAS CAVAS, COM DESTAQUE PARA A DEFORMAÇÃO DA SUPERFÍCIE NO SENTIDO DE DESLIZAMENTO DA ESFERA. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS (TOPO) COM MAGNIFICAÇÃO DE 750X. ....	96
FIGURA 92 – CAVAS DE DESGASTE, COM DESTAQUE PARA O ASPECTO GRANULAR DO LEITO. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS (TOPO) COM MAGNIFICAÇÃO DE 1500X. ....	96
FIGURA 93 – CALOTA PRODUZIDA EM UMA AMOSTRA SOLUBILIZADA SUBMETIDA A 247 METROS DE DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO. ....	97
FIGURA 94 – DESTAQUE DA REGIÃO INDICADA NA FIGURA AO LADO. OS MARCADORES INDICAM OS PONTOS SUBMETIDOS À ANÁLISE EDS. ....	97
FIGURA 95 – ESPECTRO EDS – PONTO 1. ....	97
FIGURA 96 - ESPECTRO EDS - PONTO 2. ....	97
FIGURA 97 – MAPA DE INTENSIDADE DE PICOS NO ESPECTRO DO FERRO. ....	98
FIGURA 98 - MAPA DE INTENSIDADE DE PICOS NO ESPECTRO DO FERRO. ....	98
FIGURA 99 - CAVAS DE DESGASTE, COM DESTAQUE PARA TRINCAS QUE SE PROPAGAM A PARTIR DAS BORDAS. IMAGEM POR ELÉTRONS SECUNDÁRIOS COM MAGNIFICAÇÃO DE 7000X. ....	99
FIGURA 100 - CAVAS DE DESGASTE, COM DESTAQUE PARA TRINCAS QUE SE PROPAGAM A PARTIR DAS BORDAS. IMAGEM POR ELÉTRONS SECUNDÁRIOS COM MAGNIFICAÇÃO DE 8000X. ....	99
FIGURA 101 – PERCENTUAL DAS ÁREAS PROJETADAS DE DESGASTE ADESIVO EM RELAÇÃO À ÁREA PROJETADA DAS CALOTAS DE DESGASTE. ....	100
FIGURA 102 - DESGASTE POR MICRORROLAMENTO. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS - 500X. 101	
FIGURA 103 – DESGASTE POR MICRORROLAMENTO. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS - 3000X. .....	101
FIGURA 104 – DESGASTE POR MICRORROLAMENTO. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS COM MAGNIFICAÇÃO DE 5000X. ....	101
FIGURA 105 – RISCOS, DESTACADOS PELAS SETAS, NO INTERIOR DA CALOTA DE DESGASTE. AMOSTRA SOLUBILIZADA E ENVELHECIDA SUBMETIDA A 494 METROS DE DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS COM MAGNIFICAÇÃO DE 3000X. ....	102
FIGURA 106 – RISCOS, DESTACADOS PELAS SETAS, NO INTERIOR DA CALOTA DE DESGASTE. AMOSTRA SOLUBILIZADA SUBMETIDA A 124 METROS DE DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO. IMAGEM POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS COM MAGNIFICAÇÃO DE 3000X. ....	102
FIGURA 107 - RISCOS, DESTACADOS PELAS SETAS, NO INTERIOR DA CALOTA DE DESGASTE. AMOSTRA SOLUBILIZADA E ENVELHECIDA SUBMETIDA A 494 METROS DE DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO. IMAGEM POR ELÉTRONS SECUNDÁRIOS COM MAGNIFICAÇÃO DE 1000X. ....	102
FIGURA 108 - RISCOS, DESTACADOS PELAS SETAS, NO INTERIOR DA CALOTA DE DESGASTE. AMOSTRA SOLUBILIZADA E ENVELHECIDA SUBMETIDA A 494 METROS DE DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO. IMAGEM POR ELÉTRONS SECUNDÁRIOS COM MAGNIFICAÇÃO DE 2150X .....	102

FIGURA 109 – CONSOLIDADO DOS COEFICIENTES DE DESGASTE E PRINCIPAIS PARÂMETROS DE TESTE PARA AMBAS AS DAS SÉRIES DE ENSAIOS.....	103
FIGURA 110 - VOLUMES DE DESGASTE (MM <sup>3</sup> ) EM FUNÇÃO DO PRODUTO DAS DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO (M) PELA FORÇA NORMAL (N).....	104



## LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – SISTEMA DE CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO PARA TRABALHO MECÂNICO, PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA E APLICAÇÕES [15, 13].....	6
TABELA 2 – SISTEMA DE CLASSIFICAÇÃO PARA AS LIGAS DE ALUMÍNIO PARA FUNDIÇÃO E SEUS PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA.....	7
TABELA 3 – DUREZA VICKERS DOS ABRASIVOS COMUMENTE UTILIZADOS [56].....	43
TABELA 4 – REGIMES DE DESGASTE PARA A RAZÃO $H_S/H_A$ [56, 60].....	44
TABELA 5 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO CABO CAL900.....	61
TABELA 6 – TEMPOS DE ENSAIO E RESPECTIVAS DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO ESTABELECIDOS NA PRIMEIRA SÉRIE DE TESTES.....	71
TABELA 7 – TEMPOS DE ENSAIO E RESPECTIVAS DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO ESTABELECIDOS NA SEGUNDA SÉRIE DE TESTES.....	73
TABELA 8 – TAXA DE DESGASTE.....	86
TABELA 9 - MÉDIAS DOS COEFICIENTES DE DESGASTE ( $MM^3/M.N$ ) POR DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO.....	87
TABELA 10 – TAXA DE DESGASTE.....	90
TABELA 11 - MÉDIAS DOS COEFICIENTES DE DESGASTE ( $MM^3/M.N$ ) POR DISTÂNCIAS DE DESLIZAMENTO...	91
TABELA 12 - COMPOSIÇÃO ELEMENTAR – PONTO 1 (FIGURA 94).....	97
TABELA 13 - COMPOSIÇÃO ELEMENTAR - PONTO 2 (FIGURA 94).....	97

## LISTA DE SÍMBOLOS, NOMENCLATURAS E ABREVIACÕES

AA – Aluminium Alloy (liga de alumínio)  
ASTM - American Society for Testing and Materials  
ANSI - American National Standards Institute  
CAL – Cabo Alumínio Liga  
ISO – International Organization for Standardization  
FOV – Campo de visão  
TCA – Tamanho crítico do abrasivo  
MEV – Microscópio eletrônico de varredura  
MET – Microscópio eletrônico de transmissão  
XRF - Fluorescência de raios-X  
 $\mu$ XRF - Microfluorescência de raios-X  
EDS – Espectroscopia por energia dispersiva  
  
°C – Graus Celsius  
HV – Dureza Vickers  
g - Grama  
Kg - Quilograma  
 $\text{mm}^2$  - Milímetros quadrados  
 $\text{mm}^3$  – Milímetro cúbico  
m – Metro  
 $\text{m}^3$  – Metro cúbico  
m/s – Metros por segundo  
 $\text{mm}^3/\text{N.m}$  – milímetro cúbico por Newton metro  
N – Newton  
rpm – Rotações por minuto  
MPa - Mega Pascal  
GPa - Giga Pascal  
Ksi - Quilo-libra por polegada quadrada  
wt% - Porcentagem de peso  
nm - Nanômetro  
 $\mu\text{m}$  - Micrômetro  
HV - Dureza Vickers

S – Distância de deslizamento  
V – Volume  
k – Coeficiente de desgaste  
b - Diâmetro da calota de desgaste  
∅ - Diâmetro da esfera de ensaio  
H<sub>S</sub> - Dureza da superfície  
H<sub>A</sub> - Dureza do abrasivo  
F - Força  
A - Área  
W – Peso  
R – Raio da esfera  
h – Raio de transferência  
d – Largura da guia do eixo  
r – Raio do eixo do motor  
P – Pressão  
S1 – Primeira série de ensaios  
S2 – Segunda série de ensaios  
  
Al - Alumínio  
Fe - Ferro  
Mg - Magnésio  
Si – Silício  
Cu - Cobre  
Cr - Cromo  
Mn - Manganês  
Sn - Estanho  
Zr - Zircônia  
Li - Lítio  
Mg<sub>2</sub>Si - Siliceto de Magnésio  
Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – Alumina (óxido de alumínio)  
SiO<sub>2</sub> – Sílica  
SiC – Carbetto de Silício

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1 MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVA

O sistema de produção e transmissão de energia elétrica do Brasil é um sistema hidro-termo-eólico de grande porte, com predominância de usinas hidrelétricas e com múltiplos proprietários. O Sistema Interligado Nacional é constituído por quatro subsistemas: Sul, Sudeste/Centro-Oeste, Nordeste e a maior parte da região Norte. A interconexão dos sistemas elétricos, por meio da malha de transmissão, cuja extensão da rede básica soma cerca de 200.000 quilômetros, propicia a transferência de energia entre subsistemas, permite a obtenção de ganhos sinérgicos e explora a diversidade entre os regimes hidrológicos das bacias. A integração dos recursos de geração e transmissão permite o atendimento ao mercado com segurança e economicidade [1].

Os materiais utilizados para produção de cabos condutores aéreos de linhas de transmissão de energia elétrica têm evoluído no decorrer dos anos. Elementos mecanicamente resistentes foram combinados aos materiais condutores para melhorar o desempenho mecânico dos cabos suspensos, aumentando os vãos de suspensão [2]. A menor densidade do alumínio,  $2,703 \text{ g/cm}^3$ , frente ao cobre,  $8,89 \text{ g/cm}^3$  [3], favorece o primeiro em razão da boa relação entre o peso e condutividade elétrica.

A partir de 1920, os norte-americanos desenvolveram os cabos aéreos denominados ACSR (*Aluminum Conductor Steel Reinforced*), que até hoje têm sido usados com muito sucesso. O material clássico mecanicamente resistente é o aço que, na metalurgia física, é uma liga de ferro e cementita [2].

Atualmente dispõe-se de diversas séries de cabos, como, por exemplo, cabos com alma de aço, com alma de aço extraforte e com alma de liga de alumínio. Os cabos podem ser fornecidos em diversas classes de encordoamento e têmperas para melhor satisfazer as exigências de aplicação [4]. Além de propriedades elétricas convenientes, baixo custo de produção e baixo peso, é mandatória a resistência mecânica e à corrosão, devido às condições a que são submetidos em serviço.

Os Cabos de Alumínio Liga 6201 – CAL são uma das séries utilizadas em linhas aéreas de transmissão de energia. É um condutor com encordoamento concêntrico composto de uma ou mais camadas (coroas) de fios de liga de alumínio 6201-T81. Foi desenvolvido para preencher a necessidade de um condutor econômico para aplicação aérea, na qual é requerida uma maior resistência mecânica do que a obtida com o condutor

de alumínio CA, e maior resistência à corrosão que o cabo de alumínio com alma de aço. Condutores liga 6201-T81 são mais duros, portanto, têm maior resistência à abrasão que os condutores de alumínio 1350-H19 [5].

As propriedades mecânicas da liga 6201 utilizada nos condutores de energia elétrica possibilitam projetos de linhas de transmissão com características otimizadas de resistência mecânica e condutividade elétrica. Esse material proporciona maior versatilidade no projeto e apresenta boa resistência à corrosão, alta relação carga de ruptura/peso, alta resistência à fluência e possibilita a utilização de acessórios mais simples. Sua principal diferença em relação às outras ligas alternativas é responder ao tratamento térmico de solubilização que, realizado antes da trefilação, confere ao material um significativo aumento de resistência à corrosão intergranular. A condutividade elétrica da liga 6201 é menor que a da liga 1350, com cerca de 52,5% IACS. Essa desvantagem se reverte quando se comparam as características globais. Por não necessitarem da alma de aço, os condutores produzidos com a liga de 6201 podem ser até 25% mais leves, permitindo utilizar as mesmas flechas que os ACSR, mas a uma tensão mecânica mais baixa, resultando, conseqüentemente, numa fluência menor ao longo dos anos [4].

Junior *et al.* [6] realizaram um estudo comparativo de viabilidade técnica e econômica entre cabos de alumínio com alma de aço CAA 636,0 MCM e cabos de alumínio liga (CAL) 6201 747,8 MCM para composição da linha de transmissão Goianinha – Mussuré II. Os resultados apontaram para redução do número de estruturas na ordem de 11%, quando utilizado o CAL 6201, sendo que, do ponto de vista econômico, a redução de custos foi da ordem de 20%, considerando as estruturas e os cabos.

O rompimento de condutores elétricos pode gerar graves problemas para as companhias transmissoras de energia elétrica, pois causam efeitos negativos à imagem das concessionárias, além da interrupção do fornecimento e das elevadas multas aplicadas pelo órgão regulador.

A título de exemplo, o rompimento de um cabo na linha de transmissão que liga a hidrelétrica de Ilha Solteira (3.200 MW) à subestação de Araraquara (SP) causou, em 2002, blecaute nas regiões Sul, Sudeste e Centro-Oeste do país, afetando 10 Estados e o Distrito Federal. Com medo da onda de violência em São Paulo, sem energia elétrica, os bancos e o comércio fecharam as portas. As linhas do metrô e de trem pararam de funcionar por mais de duas horas. O blecaute interrompeu a distribuição de água em vários Estados. Houve congestionamentos em todas as grandes cidades atingidas [7].

Uma das causas de falha é a condição em que os regimes de vento produzem vibrações na linha, gerando tensões de flexão nos pontos de restrição de movimento, ou seja, nos grampos de suspensão, espaçadores e amortecedores. As falhas na linha ocorrem por fadiga ou por desgaste, iniciando com marcas que aparecem na zona de contato entre as camadas dos fios e entre os fios e os grampos de suspensão. As cargas de alongamento do cabo e as que atuam nas braçadeiras de suspensão criam tensões multiaxiais nos fios que, combinadas com o regime de deslizamento parcial entre as camadas trançadas, dão origem a fissuras, deformações e desgaste localizados na zona de contato [8, 9].

As características constitutivas do CAL, notadamente o encordoamento em fios para composição dos cabos, proporciona a flexibilidade necessária para aplicação. A flexibilidade, entretanto, traz como consequência o deslizamento entre as camadas de fios adjacentes quando os cabos ficam sujeitos às vibrações. Rompimentos em serviço experimentados por transmissoras de energia elétrica trouxeram a necessidade de investigação das causas. Nos estudos relacionados à fadiga, foi identificada a presença de óxido de alumínio entre os fios em atrito. Essas evidências indicaram a necessidade de aprofundamento nos estudos de desgaste desse material.

O mecanismo de *fretting* em fios de alumínio de cabos condutores tem seu início com a remoção, devido a fricção fio/fio e fio/grampo, do filme de óxido presente no alumínio. Em um primeiro momento, as superfícies atritadas tendem a se aderir. Com o tempo, porém, esses pontos de aderência são rompidos devido ao movimento relativo entre eles [10].

O dano superficial produzido pelo atrito pode assumir a forma de desgaste por atrito ou fadiga por atrito. Esse processo gera resíduos que consistem, principalmente, em óxido de alumínio, cuja dureza pode chegar a aproximadamente 2000 HV. O termo fadiga por atrito caracteriza a ação combinada do desgaste por atrito com as tensões de vibração induzidas mecanicamente, reduzindo drasticamente o limite de fadiga do componente. Entre as variáveis que influenciam o processo estão: amplitude de escorregamento; magnitude e distribuição da pressão de contato; combinação de material e condição das superfícies de contato; forças de atrito e tensões próximas à superfície; frequência cíclica (a rigidez à flexão do cabo muda com a frequência); temperatura e condições do ambiente [11].

O estudo do desgaste microabrasivo em ligas de alumínio 6201 pode contribuir para a melhor compreensão dos eventos que levam a falhas em serviço das linhas de transmissão de energia elétrica, notadamente aquelas relacionadas ao desgaste e aos tratamentos térmicos utilizados no processamento dos fios que compõem os cabos, e podem apontar melhorias nos processos produtivos.

## **1.2 OBJETIVO**

### **1.2.1 Objetivos Gerais**

O presente trabalho visa avaliar a resistência ao desgaste microabrasivo da liga de alumínio 6201 após os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sob duas condições tribológicas distintas.

Objetiva-se determinar os tempos e temperaturas adequados para a realização dos tratamentos térmicos de solubilização e de envelhecimento artificial de amostras da liga de alumínio 6201 extraídas de um vergalhão utilizado como insumo na fabricação de fios para produção de cabos condutores CAL 6201, bem como avaliar alterações na microdureza decorrentes do envelhecimento natural, visto que podem influenciar nos processamentos e fabricação do CAL.

Busca-se correlacionar as modificações causadas na microestrutura da liga às alterações das propriedades mecânicas, bem como, por meio da análise microscópica das regiões de desgaste, compreender o fenômeno que envolveu o sistema tribológico e discutir os parâmetros de ensaios que influenciam nos resultados do desgaste microabrasivo por esfera rotativa.

A compreensão de tais fenômenos são essenciais para a caracterização das causas e das falhas em serviço dos cabos de transmissão de energia elétrica, e podem apontar para adequações no processo produtivo e incremento da confiabilidade de sistemas elétricos.

### **1.2.2 Objetivos Específicos**

Avaliar a resistência ao desgaste microabrasivo de amostras da liga de alumínio 6201 após os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sob duas condições tribológicas distintas.

## **2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS**

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante na Terra e tornou-se um concorrente econômico em aplicações de engenharia ainda no final do século XIX [3].

Como exemplos dos muitos usos do alumínio, elenca-se o transporte (automóveis, aviões, caminhões, vagões, embarcações), embalagens (latas, papel alumínio), construção (janelas, portas), bens de consumo duráveis (eletrodomésticos, utensílios de cozinha), linhas de transmissão elétrica, máquinas e muitas outras aplicações [12]. É frequentemente selecionado por sua condutividade elétrica, que é quase o dobro do cobre em uma base de peso equivalente. [3].

Como todos os metais puros, alumínio apresenta pouca resistência mecânica, sendo assim, não é utilizado em aplicações onde a resistência à deformação e à fratura são essenciais. Desta forma, outros elementos devem ser adicionados ao alumínio puro para melhorar sua resistência [13].

O alumínio fundido dissolve outros metais e substâncias metaloides, como o silício. Quando o alumínio se resfria e se solidifica, alguns dos constituintes da liga podem ser retidos em solução sólida. Isto faz com que a estrutura atômica do metal se torne mais rígida. A principal função das ligas de alumínio é aumentar a resistência mecânica, sem prejudicar as outras propriedades. Assim, novas ligas têm sido desenvolvidas combinando as propriedades adequadas a aplicações específicas [14].

#### **2.1.1 Sistema de Classificação das Ligas de Alumínio**

As ligas de alumínio são convenientemente divididas em duas categorias principais: ligas para fundição e ligas para trabalho mecânico.

Uma diferenciação adicional para cada categoria é baseada no mecanismo primário de desenvolvimento da propriedade. Muitas respondem ao tratamento térmico com base nas solubilidades das fases, que incluem tratamento por solução, têmpera e precipitação (ou envelhecimento). Grande parte das composições para trabalho mecânico dependem do encruamento por meio de redução mecânica. O sistema de identificação da *Aluminum Association* emprega nomenclaturas diferentes para ligas para trabalho mecânico e ligas para fundição, e as subdivide em famílias [3].



### 2.1.1.1 Ligas para trabalho Mecânico

Um sistema de quatro dígitos é usado para produzir uma lista de famílias de composições das ligas para trabalho mecânico, cujos principais elementos de liga e aplicações são elencados a seguir (Tabela 1) [15]:

Tabela 1 – Sistema de classificação das ligas de alumínio para trabalho mecânico, principais elementos de liga e aplicações [15, 13].

Série	Principais elementos de liga	Principais aplicações
1xxx	Não ligadas (puras)	Indústria química, refletores, trocadores de calor, capacitores e condutores elétricos, embalagens (papel alumínio) e aplicações arquitetônicas.
2xxx	Cobre	Rodas de caminhões e aeronaves, peças de suspensão veicular, fuselagem de aeronaves e peças estruturais.
3xxx	Manganês	Latas de bebidas, utensílios de cozinha, trocadores de calor, tanques de armazenamento, toldos, móveis, sinalização rodoviária, coberturas e outras aplicações arquitetônicas.
4xxx	Silício	Aplicações arquitetônicas, pistões de motores forjados
5xxx	Magnésio	Aplicações arquitetônicas e decorativas, tampas de latas, eletrodomésticos, iluminação pública, barcos e navios, tanques criogênicos, peças de guindastes e estruturas automotivas.
6xxx	Magnésio e Silício	Aplicações arquitetônicas, quadros de bicicletas, equipamentos de transporte, guarnições de pontes e estruturas soldadas, cabos de transmissão de energia elétrica.
7xxx	Zinco	Estruturas de fuselagem, equipamentos móveis e peças sujeitas a estresses elevados.
8xxx	Estanho	Aeroespacial.
9xxx	Reservado para uso futuro	

Para as séries 2xxx a 7xxx, o grupo de liga é determinado pelo elemento de liga presente na maior porcentagem média. Uma exceção são as ligas da série 6xxx nas quais as proporções de magnésio e silício disponíveis para formar o siliceto de magnésio ( $Mg_2Si$ ) são predominantes [3].

Nos grupos de ligas 2xxx a 8xxx, o segundo dígito na designação indica modificação da liga. Se o segundo dígito for zero, indica a liga original; inteiros de 1 a 9, atribuídos consecutivamente, indicam modificações da liga original. Os dois últimos dígitos servem apenas para identificar as diferentes ligas de alumínio no grupo [3].

### 2.1.1.2 Ligas para Fundição

Um sistema de designações numéricas de quatro dígitos incorporando um ponto decimal é usado para identificar alumínio e ligas de alumínio na forma de peças fundidas ou lingotes de fundição. O primeiro dígito indica o grupo de liga: para as ligas 2xx.x até 8xx.x, o grupo de liga é determinado pelo elemento de liga presente em maior porcentagem média. O segundo e terceiro dígitos identificam a liga específica ou, para a série de alumínio (1xx.x), indicam pureza. O último dígito, à direita do ponto, indica a forma do produto: xxx.0 indica peças fundidas e xxx.1 indica lingotes com limites para elementos de liga iguais aos da liga na forma de peças fundidas [3].

Os principais elementos de liga das famílias das composições de fundição são (Tabela 2) [15]:

Tabela 2 – Sistema de classificação para as ligas de alumínio para fundição e seus principais elementos de liga.

Série	Principais elementos de liga
1xx.x	não ligadas (puras)
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silício e Cobre e/ou Magnésio
4xx.x	Silício
5xx.x	Magnésio
6xx.x	Não utilizado
7xx.x	Zinco
8xx.x	Estanho
9xx.x	Outros elementos

### 2.1.2 Classificação dos Tratamentos Mecânicos e Térmicos

Ainda que a resistência original das ligas de alumínio possa ser aumentada agregando-se certos elementos, as propriedades mecânicas, com exceção de algumas ligas de fundição, não dependem apenas da sua composição química. Semelhante a outros metais, o alumínio e suas ligas podem endurecer e aumentar sua resistência quando trabalhadas a frio, como por exemplo, uma chapa laminada a frio. Além disso, algumas ligas de alumínio respondem ao tratamento térmico, adquirindo resistências maiores do que as que podem ser obtidas apenas por trabalho a frio. As ligas tratáveis termicamente podem ser trabalhadas a frio e, posteriormente sofrer o tratamento térmico para o aumento da resistência mecânica. As ligas não tratáveis termicamente apenas podem ser submetidas a estabilização e recozidos plenos ou parciais [16].

Entre as ligas de alumínio para trabalho mecânico, as séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx não são tratáveis termicamente, ou seja, não possuem a capacidade de endurecer por precipitação de intermetálicos. Já as séries 2xxx, 6xxx e 7xxx endurecem pelo processo de precipitação, portanto, são ligas termicamente tratáveis [17, 13].

As ligas de fundição são reforçadas pelos mesmos mecanismos das ligas de alumínio para trabalho mecânico (com exceção do encruamento), e são classificadas, de forma semelhante, em tipos não tratáveis e tratáveis termicamente. A principal diferença é que as ligas de fundição usadas em maiores volumes contêm adições de silício muito superiores às encontradas na maioria das ligas forjadas, a fim de proporcionar a fluidez adequada [3]. Entre as ligas de alumínio para fundição, respondem ao tratamento térmico as séries 2xx.x, 3xx.x e 7xx.x [18].

O sistema de designação para tratamentos adotado pela *American National Standards Institute* dirigido ao alumínio e ligas de alumínio é utilizado tanto para ligas para trabalho mecânico como para ligas de fundição, com exceção dos lingotes [15, 3].

O sistema registrado na ANSI H35.1 [15] baseia-se nas sequências de tratamentos mecânicos ou térmicos, ou ambos, utilizados para produzir as diversas têmperas. A designação da têmpera segue a designação da liga e é separada dela por um hífen. As designações básicas de temperamento consistem em letras maiúsculas individuais. As principais subdivisões, quando necessárias, são indicadas por um ou mais dígitos após a letra

Esses dígitos designam sequências específicas de tratamentos que produzem combinações próprias de características no produto. As variações nas condições de tratamento dentro das principais subdivisões são identificadas por dígitos adicionais. As condições durante o tratamento térmico (como tempo, temperatura e taxa de têmpera) usadas para produzir um determinado temperamento em uma liga podem diferir daquelas empregadas para produzir o mesmo temperamento em outra liga [3].

As designações para os temperamentos comuns e as descrições das sequências de operações usadas para produzir esses temperamentos são fornecidas nos parágrafos seguintes [15].

- F – Como fabricado. É aplicado a produtos moldados por processos de trabalho a frio, trabalho a quente ou fundição, nos quais nenhum controle especial sobre as condições térmicas ou endurecimento é empregado.

- O – Recozido. O aplica-se a produtos forjados que são recozidos para obter têmpera de menor resistência e a produtos fundidos que são recozidos para melhorar a ductilidade e a estabilidade dimensional.

- H – Encruado (somente ligas para trabalho mecânico). Indica produtos que foram reforçados por encruamento, com ou sem tratamento térmico complementar para produzir alguma redução na resistência.

- W – Tratado termicamente por solução. É um temperamento instável, aplicável apenas para ligas cuja resistência muda naturalmente (espontaneamente), à temperatura ambiente, durante meses ou mesmo anos após o tratamento térmico de solução.

- T – Solução tratada termicamente. Se aplica a ligas cuja resistência é estável dentro de algumas semanas de tratamento térmico de solução.

O trabalho a frio aumenta fortemente o limite de resistência à tração das ligas não tratáveis termicamente. Por exemplo, o limite de resistência à tração da liga 3003 é aumentado de aproximadamente 110 MPa, no tratamento O (material recozido), para 200 MPa, no endurecimento por deformação H18 - material que sofreu deformação plástica a frio, para obtenção da resistência desejada, sem recozimento complementar e com um grau de encruamento de aproximadamente 75% de redução da seção transversal do material [19].

#### ***2.1.2.1 Sistema de Classificação para Ligas Tratáveis Termicamente***

O sistema de designação de têmpera para ligas para trabalho mecânico e ligas para fundição que são reforçados por tratamento térmico emprega as designações W e T. A designação W denota um temperamento instável, enquanto a designação T denota um temperamento estável diferente de F, O ou H [3].

O T é seguido por um número de 1 a 10, cada número indicando uma sequência específica de tratamentos básicos [15].

- T1 – Resfriado a partir de um processo de modelagem a temperatura elevada e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

- T2 – Resfriado a partir de um processo de modelagem a temperatura elevada, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

·T3 – Tratado termicamente por solução, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

·T4 – Tratado termicamente e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.

·T5 – Resfriado a partir de um processo de modelagem a temperatura elevada e envelhecido artificialmente.

·T6 – Tratado termicamente e envelhecido artificialmente.

·T7 – Tratado termicamente por solução e superenvelhecido ou estabilizado.

·T8 – Tratado termicamente, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente.

·T9 – Tratado termicamente por solução, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio.

·T10 – Resfriado a partir de um processo de modelagem à temperatura elevada, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente.

Os Cabos de Alumínio Liga (CAL) são condutores homogêneos, encordoados concêntricamente, formados por fios de alumínio da liga 6201, fornecidos com têmpera T81, e apresenta carga de ruptura nominal de 13.409 kgf [4].

### **2.1.3 Ligas de alumínio contendo a fase Mg<sub>2</sub>Si**

As ligas de alumínio contendo Mg e Si são muito utilizadas em aplicações de engenharia para produção de formas estruturais críticas porque têm super ductilidade com alta resistência. A série 6XXX são fundamentalmente ligas Al–Mg–Si. Além disso, a série 3XX.0, a série 4XX.0 de ligas fundidas e a série 4XXX de ligas forjadas também podem ser ligas Al–Mg–Si. As características da série 6XXX de ligas são a tratabilidade térmica, alta resistência à corrosão e excelente extrudabilidade. As propriedades mecânicas dessas ligas podem ser facilmente melhoradas pelo processamento termomecânico convencional, incluindo têmpera, trefilação a frio e envelhecimento artificial [20].

O nível necessário de resistência mecânica pode ser alcançado por meio do fortalecimento por encruamento e endurecimento por precipitação. A condutividade elétrica aumentada é alcançada por uma diminuição no conteúdo de átomos de Mg e Si do soluto na matriz de Al. As ligas de alumínio contendo uma fase Mg<sub>2</sub>Si são muito

usadas em aplicações aeroespaciais, marítimas e automotivas. A série 6XXX de ligas contém, por definição, magnésio e silício. Essas ligas são usadas para produzir formas arquitetônicas complexas porque têm a característica única de notável extrudabilidade [21].

Engler *et al.* relataram que as ligas da série 6XXX são usadas para fabricar chapas para aplicações de painéis de carroceria de automóveis para aumentar a eficiência de combustível e reduzir as emissões dos veículos (por exemplo, AA6009, AA6010, AA6016, AA6111 e AA6181). Os componentes do painel da carroceria automotiva, longarinas e travessas da estrutura, armações de assentos, armações de radiador e vigas de para-choques são fabricados com essas ligas. A liga de alumínio extrudado (série 6000) também é utilizada em componentes de ônibus e caminhões pesados, em eixos e peças de transmissão, coletores de admissão de ar, teto solar e módulos de airbag [22].

Murashkin *et al* relataram que as ligas Al–Mg–Si, como 6101 e 6201, são amplamente utilizadas para produzir condutores elétricos e de energia para linhas isoladas autoportantes e linhas aéreas de transmissão de energia. Essas ligas são usadas para formar fios de vários diâmetros, com limite de escoamento de 275 a 330 Mpa [20].

## 2.2 RESISTÊNCIA EM METAIS

Em metais, as discordâncias se movem sob a influência de tensões cisalhantes aplicadas e causam o escoamento plástico. As resistências são aumentadas se houver obstáculos ao movimento das discordâncias, tais como contornos de grãos, partículas de segunda fase, elementos de liga e emaranhados de discordâncias [23].

Os dois tipos fundamentais de discordâncias são a discordância aresta e a discordância espiral. Em uma discordância aresta existe uma distorção localizada da rede ao longo da extremidade de um semiplano extra de átomos, que também define a linha da discordância (Figura 1(a)). Uma discordância espiral pode ser considerada como resultante de uma distorção por cisalhamento: sua linha da discordância passa através do centro de uma rampa em espiral de planos atômicos (Figura 1(b)). Muitas discordâncias em materiais cristalinos possuem tanto componentes em aresta quanto em espiral; essas são as discordâncias mistas (Figura 1(c)) [24].

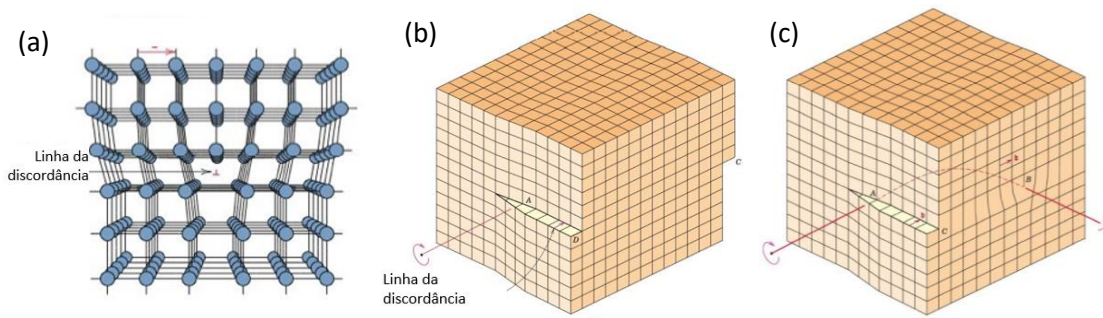


Figura 1 – Representação esquemática das discordâncias. (a) discordância em aresta; (b) discordância em espiral; (c) discordância mista [24] adaptado.

Com a movimentação de uma discordância através do cristal, a deformação plástica é realizada a cada átomo por vez, em vez de ocorrer simultaneamente sobre um plano atômico inteiro. Este processo incremental, com a movimentação da discordância, ocorre muito mais facilmente do que a ruptura simultânea de todas as ligações [23]. A mecânica do movimento de uma discordância está representada na Figura 2.

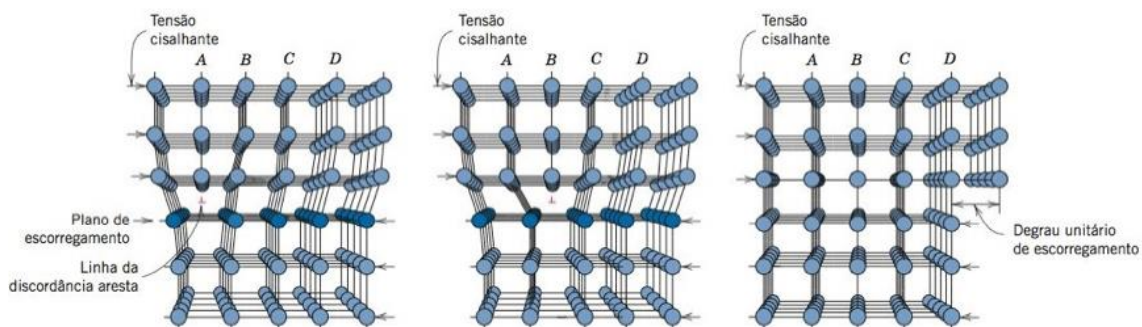


Figura 2 – Rearranjos atômicos que acompanham o movimento de uma discordância em aresta conforme ela se move em resposta à aplicação de uma tensão cisalhante [24].

### 2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Tratamento térmico em seu sentido mais amplo, refere-se a qualquer uma das operações de aquecimento e resfriamento que são realizadas com a finalidade de alterar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica ou o estado de tensão residual de um produto metálico. Quando o termo é aplicado a ligas de alumínio, seu uso frequentemente está restrito às operações específicas empregadas para aumentar a resistência e a dureza das ligas forjadas e fundidas endurecíveis por precipitação [25].

O tratamento térmico para aumentar a resistência das ligas de alumínio é um processo de três etapas (Figura 3) [25]:

- Tratamento térmico por solução: dissolução de fases solúveis;
- Têmpera: desenvolvimento de supersaturação;

· Endurecimento por envelhecimento: precipitação de átomos de soluto à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou à temperatura elevada (envelhecimento artificial).

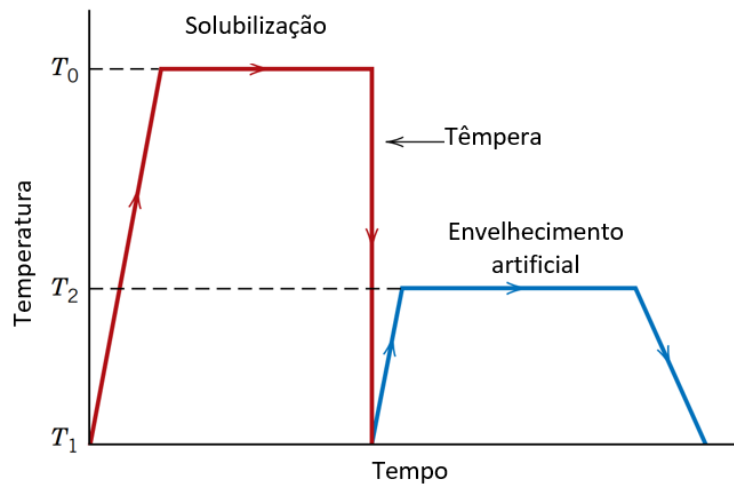


Figura 3 – Etapas dos tratamentos térmicos para endurecimento das ligas de alumínio [24] adaptado.

O endurecimento por precipitação é o método mais eficaz para aumentar a resistência das ligas de alumínio. Uma liga de alumínio tem potencial para ser endurecida por precipitação se a solubilidade de um ou mais elementos de liga na matriz do alumínio diminui com a diminuição da temperatura [26].

Embora esta condição seja atendida pela maioria dos sistemas binários de ligas de alumínio, muitos exibem pouco endurecimento por precipitação, e essas ligas normalmente não são consideradas termicamente tratáveis. As ligas comerciais de alumínio tratáveis termicamente são, com poucas exceções, baseadas em sistemas ternários ou quaternários em relação aos solutos envolvidos no desenvolvimento de resistência por precipitação. A maioria das ligas tratáveis termicamente contém combinações de magnésio com um ou mais dos elementos cobre, silício e zinco. Pequenas quantidades de magnésio, em conjunto com esses elementos, aceleram e acentuam o endurecimento por precipitação [25].

### 2.3.1 Difusão

No tratamento térmico de metais e ligas, a taxa de mudanças estruturais é geralmente controlada pela taxa na qual os átomos na rede mudam de posição. Assim, quando uma liga à base de alumínio é envelhecida, estamos interessados em como os



átomos se movem em relação uns aos outros, de modo a provocar as mudanças observadas nas propriedades. Esse fenômeno é chamado de difusão [25].

As estruturas cristalinas dos metais destacam-se pelo seu denso empacotamento. Difícil imaginar como os átomos podem trocar seus sítios de rede em uma rede densa. Parece ser natural, e foi confirmado por experimentos, que o transporte difusional em metais sólidos só pode aparecer por defeitos pontuais que atuam como veículos de transporte [27].

De uma perspectiva atômica, a difusão consiste simplesmente na migração, passo a passo, dos átomos de uma posição para outra na rede cristalina. Os átomos nos materiais sólidos estão em constante movimento, mudando rapidamente de posições. Para um átomo fazer esse movimento, duas condições devem ser atendidas: (1) deve existir uma posição adjacente vazia e (2) o átomo deve possuir energia suficiente para quebrar as ligações atômicas com seus átomos vizinhos e então causar alguma distorção da rede durante o seu deslocamento. Essa energia é de natureza vibracional. Em uma temperatura específica, uma pequena fração do número total de átomos é capaz de se mover por difusão em virtude das magnitudes de suas energias vibracionais. Essa fração aumenta com o aumento da temperatura [24].

A troca de sítios de átomos com vacâncias vizinhas representa o mecanismo mais comum de difusão (por vacância ou substitucional) de soluto em metais (Figura 4 (a)) [27]. Se o átomo do soluto, entretanto, for suficientemente pequeno, ele poderá se localizar em um interstício entre os átomos maiores do solvente, formando uma solução sólida intersticial (Figura 4 (b)). A difusão de átomos intersticiais ocorre não por um mecanismo de vacância, mas pelos átomos saltando de um local intersticial para outro. Em geral, a energia de ativação para difusão intersticial é menor do que para difusão substitucional [25].

Em comparação com pequenos intersticiais, a difusão mediada por vacâncias é bastante lenta, uma vez que os átomos precisam esperar que uma vacância apareça em sua vizinhança antes que um salto se torne possível. As vacâncias intrínsecas são formadas por ativação térmica, portanto, a dependência da temperatura deste tipo de difusão é bastante pronunciada [27].

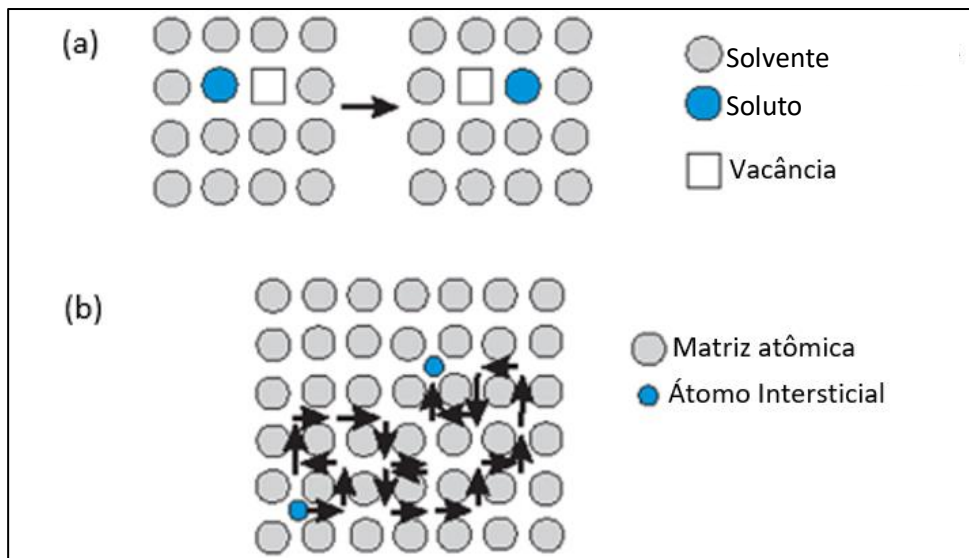


Figura 4 - Ilustração esquemática de difusão química: (a) difusão por vacância, (b) difusão intersticial [27] adaptado.

Uma solução sólida consiste em átomos de pelo menos dois tipos diferentes. Os átomos ocupam posições substitucionais ou intersticiais na rede do solvente, sem alterar sua estrutura cristalina. Para muitos sistemas de ligas e em alguma temperatura específica existe uma concentração máxima de átomos de soluto que pode se dissolver no solvente para formar uma solução sólida. Isso é chamado limite de solubilidade [24].

Quando quantidades suficientes de um metal difundir no outro para atingir uma concentração correspondente ao limite de solubilidade, ocorre a precipitação de uma segunda fase. [25].

### 2.3.2 Solubilização e têmpera

O endurecimento por precipitação requer, primeiro, a produção de uma solução sólida. O processo pelo qual isso é realizado é chamado de tratamento térmico de solubilização e seu objetivo é levar à solução sólida as quantidades máximas práticas dos elementos de endurecimento solúveis na liga [25].

O processo de solubilização consiste em aquecer o material a uma temperatura elevada, acima da linha *solvus*, de tal modo que, com o aumento dos coeficientes de difusão, devido à elevação da temperatura, as fases secundárias sejam dissolvidas, possibilitando assim, total dissolução dos elementos de liga na matriz [13].

A temperatura nominal de tratamento térmico da solução comercial é determinada pelos limites de composição da liga. Embora as faixas normalmente listadas

permitam variações de  $\pm 6$  °C, algumas ligas de alta resistência ou resistência controlada exigem que a temperatura seja mantida dentro de limites mais restritivos. Faixas mais amplas podem ser permitidas para ligas com maiores intervalos de temperatura entre suas temperaturas de fusão, *solvus* e eutética [25].

A total solubilização da liga é fundamental para garantir que o envelhecimento realizado posteriormente, a temperaturas mais baixas e durante tempos maiores, seja completamente controlado, de maneira que o tamanho, a forma dos precipitados e a sua distribuição na matriz de alumínio seja a mais adequada para obter a resistência máxima da liga [26].

Quando as temperaturas atingidas pelas partes ou peças que estão sendo tratadas termicamente estão consideravelmente abaixo da faixa normal, a solução é incompleta e é esperada uma resistência um pouco menor do que o normal. Por outro lado, deve-se ter cuidado para evitar exceder a temperatura de fusão eutética inicial. Se ocorrer fusão eutética apreciável como resultado do superaquecimento, propriedades como resistência à tração, ductilidade e tenacidade à fratura podem ser degradadas [25].

O tempo na temperatura nominal de tratamento térmico da solução necessário para efetuar um grau satisfatório de solução dos constituintes da fase solúvel não dissolvida ou precipitada e para alcançar uma boa homogeneidade da solução sólida é uma função da microestrutura antes do tratamento térmico. Esta necessidade de tempo pode variar de menos de um minuto para chapas finas até 20 h para grandes moldes de areia ou gesso [25].

Após a solubilização, a têmpera tem como objetivo fixar, à temperatura ambiente, a solução sólida obtida a elevada temperatura, obtendo-se uma solução sólida supersaturada. Para isso é necessário o rápido arrefecimento da liga solubilizada até a temperatura ambiente. Uma vez que durante o arrefecimento rápido não é dado tempo para que os processos de difusão dos elementos de liga na matriz do alumínio ocorram, a solução sólida supersaturada permanece à temperatura ambiente [26].

O  $Mg_2Si$  é um composto intermetálico com grande dureza (equivalente a  $4,5 \times 10^9$  N/m<sup>2</sup>), módulo de elasticidade (120 GPa) e baixa densidade (1,99 g/cm<sup>3</sup>). A forma, tamanho e distribuição das fases de  $Mg_2Si$  têm um efeito significativo nas propriedades mecânicas da liga. Nos sistemas Al-Si-Mg, as fases  $Mg_2Si$  são cristalizadas de acordo com a proporção da composição de Si e Mg [28].

No processo de solubilização, uma liga de 1,08% de  $Mg_2Si$  deve ser submetida a uma temperatura superior a 500°C, mas abaixo do *solidus*, de 595°C, para

evitar derretimento (Figura 5). No entanto, como alguns constituintes da liga podem formar eutéticos complexos que fundem em temperaturas abaixo da temperatura eutética de equilíbrio, o limite superior para o tratamento de solução de ligas de alumínio-magnésio-silício está na faixa de 515 a 540 °C. A 540°C, cerca de 0,6% de Mg pode ser colocado em solução [25].

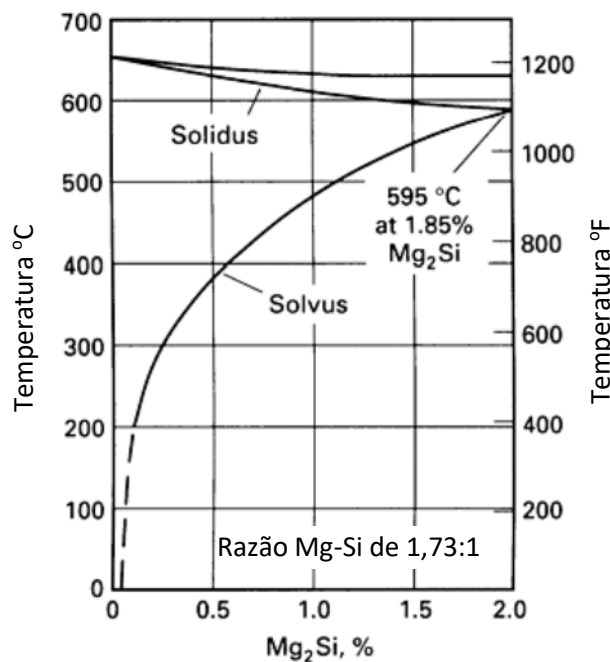


Figura 5 – Diagrama pseudo-binário Al-Mg<sub>2</sub>Si [25].

A taxa de resfriamento após o processo de solubilização é de extrema importância para ligas de alumínio da série 6xxx, pois um resfriamento realizado de maneira lenta dará início à nucleação e crescimento de precipitados ricos em Mg-Si nos contornos de grão e em partículas ricas em Fe. Uma taxa de resfriamento efetuada rapidamente após o processo de solubilização irá reter os elementos em solução sólida supersaturada e, com o subsequente processo, irá produzir precipitados finos e uniformemente distribuídos para que boas propriedades mecânicas sejam alcançadas (resistência mecânica, tenacidade, dureza, etc.) [13].

### 2.3.3 Envelhecimento natural e artificial

O tratamento de envelhecimento é realizado de forma a obter uma dispersão fina e densa de precipitados na matriz de alumínio, sendo este o objetivo principal de todo o processo de endurecimento por precipitação. A solução sólida obtida durante a têmpera é instável resultando na gradual precipitação dos seus constituintes.

Estes precipitados impedem o movimento das discordâncias durante a deformação, forçando as discordâncias a cortar ou a rodear as partículas precipitadas, resultando em um aumento da dureza e resistência mecânica das ligas de alumínio tratáveis termicamente [26].

O requisito geral para o fortalecimento da precipitação de soluções sólidas supersaturadas envolve a formação de precipitados finamente dispersos durante os tratamentos térmicos de envelhecimento (natural ou artificial). A supersaturação de vacâncias permite que a difusão e, portanto, a formação de zonas, ocorra muito mais rápido do que o esperado a partir dos coeficientes de difusão de equilíbrio [25].

Durante o processo de envelhecimento, a liga endurece progressiva e espontaneamente e a solução sólida se decompõe, dando origem à formação de pequenas zonas ou agrupamentos de átomos de soluto (zonas de *Guinier-Preston* ou zonas GP). Esses aglomerados são constituídos por pequenas porções da rede de alumínio enriquecidos em átomos de soluto e são coerentes com a matriz [29].

Quando a zona GP cresce até um certo tamanho, a partícula  $\beta''$  é criada. Esta partícula tem uma estrutura cristalina monoclina feita por agulhas de  $Mg_5Si_6$  quase totalmente coerentes com a matriz, precipitadas ao longo de direções  $\langle 100 \rangle$  na rede cristalina de alumínio. A partícula  $\beta''$ , por sua vez, se tornará a partícula  $\beta'$  maior. Esta partícula tem uma estrutura cristalina hexagonal em forma de bastões parcialmente coerentes (um tipo é  $Mg_5Si_3$ ). Por fim, a partícula  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ) de equilíbrio é criada. Esta é uma partícula com uma estrutura cristalina cúbica e incoerente. Quando a fase  $\beta$  é criada, a liga está em um estado superenvelhecido [30].

Precipitado coerente é um precipitado cristalino que se forma a partir de uma solução sólida com uma orientação que mantém a continuidade entre a rede cristalina do precipitado e a rede da matriz, geralmente acompanhada por alguma deformação em ambas as redes [3].

Uma sequência típica de precipitação da série AA6xxx é a seguinte: SSSS  $\rightarrow$  aglomerados de solutos  $\rightarrow$  zonas GP  $\rightarrow$   $\beta''$   $\rightarrow$   $\beta'$   $\rightarrow$   $\beta$ , onde a SSSS é a solução sólida supersaturada. Com o aumento do tempo de envelhecimento e/ou temperaturas mais elevadas, a fase  $\beta''$  é substituída pela fase  $\beta'$  metaestável e, eventualmente, pela fase estável fase  $\beta$   $Mg_2Si$ , que contribuem muito menos para a resistência [31].

A tensão de coerência é causada pela incompatibilidade entre a rede cristalina e o precipitado. Na Figura 6 ( $\beta''$ ) observam-se precipitados coerentes com a rede cristalina, onde é possível seguir as linhas da rede cristalina de um átomo dentro do

precipitado para um átomo da matriz. Na Figura 6 ( $\beta$ ) não é possível seguir a linha de um átomo do precipitado para a matriz, mostrando incoerência do precipitado com rede cristalina da matriz. Devido à tensão interna de um precipitado coerente, um campo de deformação surgirá na matriz ao redor do precipitado (Figura 6 ( $\beta''$ )). Tal campo de tensão – tensão de coerência – dificulta a movimentação das discordâncias e, portanto, apresenta um efeito de resistência [32].

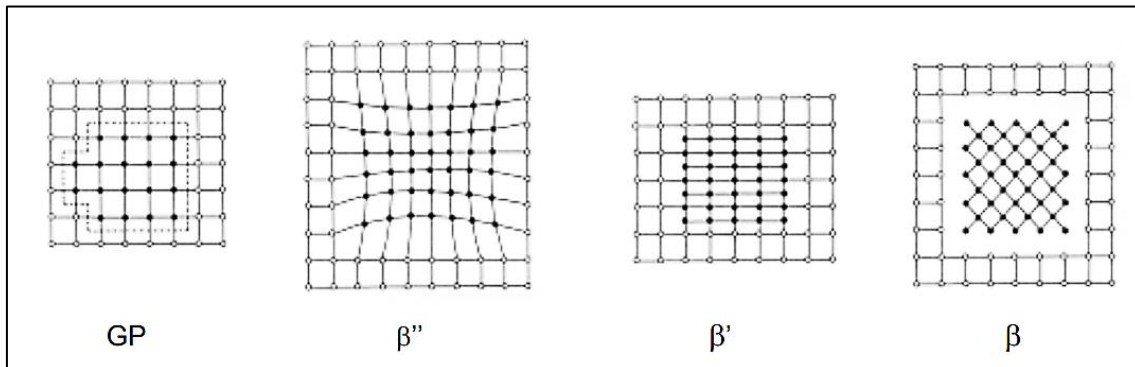


Figura 6 - Sequência de precipitação em ligas alumínio-magnésio-silício [29].

A sequência de precipitação foi textualmente descrita por Soares [26] da seguinte forma:

- Aglomerados de átomos de soluto: aparecem no início do tratamento térmico de envelhecimento. São conjuntos de átomos de magnésio e silício ou, mais provavelmente, coaglomerados de Mg-Si devido à dissolução dos aglomerados de Mg que se juntam aos aglomerados de Si.

- Zonas GP: são precipitados com tamanho muito reduzido de poucos nanômetros e com morfologia pouco definida ou esferoidal. A sua composição química geralmente depende da composição química da liga e a sua estrutura cristalina continua desconhecida, apesar de vários estudos já terem sido realizados. Estes precipitados são completamente coerentes com a matriz de alumínio.

- Precipitados  $\beta''$ : são os mais efetivos no endurecimento das ligas de alumínio da série 6xxx. Têm formas de agulhas com cerca de 4 nm de diâmetro e comprimentos desde alguns nanômetros até cerca de 300 nm. A razão de Mg:Si nestes precipitados varia com a composição da liga. São quase totalmente coerentes com a matriz.

- Precipitados  $\beta'$ : Têm formas de bastões e dimensões até cerca de 20x20x500 nm. São parcialmente coerentes com a matriz.

· Precipitados  $\beta$ : Aparecem na forma de plaquetas ou cubos e são precipitados da fase  $Mg_2Si$  de equilíbrio. Esta fase nucleia-se heterogeneamente e é incoerente com a matriz de alumínio.

Portanto, o mecanismo de fortalecimento por envelhecimento envolve a formação de aglomerados coerentes de átomos de soluto (ou seja, os átomos de soluto se reúnem em um aglomerado, mas ainda têm a mesma estrutura cristalina da fase solvente). Isso causa uma grande quantidade de distorções devido à incompatibilidade de tamanho entre os átomos do solvente e do soluto. Quando as discordâncias são ancoradas ou presas por aglomerados coerentes de solutos, a liga é consideravelmente reforçada e endurecida. No entanto, se os precipitados são semicoerentes ou incoerentes, uma discordância pode contornar as partículas apenas curvando-se em uma forma aproximadamente semicircular entre elas. Consequentemente, a presença das partículas precipitadas, e ainda mais importante, os campos de deformação na matriz que circundam as partículas coerentes, proporcionam maior resistência ao obstruir e retardar o movimento das discordâncias [3].

Na Figura 7 encontra-se uma representação esquemática de uma curva de envelhecimento na qual é possível associar as variações de resistência e dureza com as modificações de tamanho e distribuição que os precipitados sofrem ao longo do envelhecimento. Para o tempo zero, a resistência mecânica corresponde à da SSSS. À medida que o tempo de envelhecimento aumenta, formam-se precipitados cujo tamanho vai aumentando, ampliando também a resistência e a dureza da liga e diminuindo a sua ductilidade. A resistência mecânica máxima (ponto de envelhecimento máximo) é atingida se a temperatura de envelhecimento for suficientemente elevada, estando a resistência máxima, no caso das ligas Al-Mg-Si, associada à formação do precipitado metaestável  $\beta''$ . Se o envelhecimento continuar, os precipitados coalescem e crescem, e a liga sobre-envelhece. O superenvelhecimento corresponde à precipitação de uma quantidade acima da ideal ou crescimento exagerado dos elementos e compostos a partir da solução supersaturada. Tipicamente o resultado é a redução da resistência mecânica e da resistência à corrosão [26].

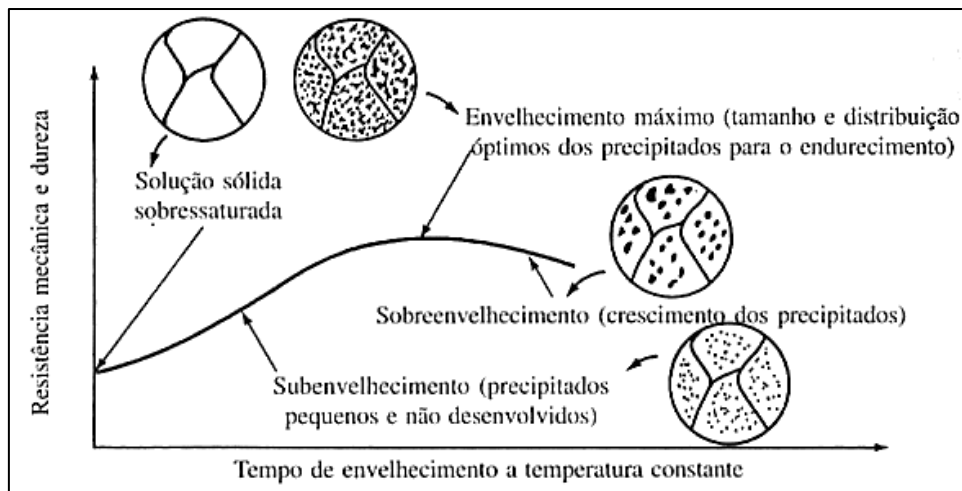


Figura 7 - Variação da resistência mecânica e dureza ao longo do envelhecimento [26].

Para as ligas da série 6xxx, a bibliografia reporta a presença de fases intermetálicas ricas em ferro e silício. Estas fases apresentam-se geralmente sob a forma  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ou  $\alpha$ -Al<sub>3</sub>Fe<sub>3</sub>Si, sendo que a formação destas é favorecida quando a solidificação ocorre lentamente. Contudo, a sua contribuição para o endurecimento da liga é praticamente nula. Os precipitados apresentam-se sob a forma de placas e com alguns micrômetros de comprimento [33].

Nos estudos conduzidos por Diniz [34] sobre a liga 6201, é reportada grande quantidade de precipitados de ferro, com tamanhos variados, característicos por apresentar formato de agulhas ou placas, pertencentes à fase  $\beta$ - Al<sub>5</sub>FeSi do intermetálico AlFeSi. Esses intermetálicos são incoerentes com a matriz de alumínio, suas arestas são concentradoras de tensões e são propensas a nucleação de trincas.

Os tratamentos térmicos por precipitação geralmente são processos de temperatura relativamente baixa e longo prazo. As temperaturas variam de 115 a 190 °C e os tempos variam de 5 a 48 h. A escolha dos ciclos de tempo-temperatura para tratamento térmico de precipitação deve ser cuidadosamente considerada. Partículas maiores de precipitado resultam de tempos mais longos e temperaturas mais altas, no entanto, as partículas maiores devem, necessariamente, ser em menor número com maiores distâncias entre elas. O objetivo é selecionar o ciclo que produza o tamanho ideal do precipitado e do padrão de distribuição [25].

As curvas de envelhecimento artificial para a liga forjada Al-Mg-Si 6061 são mostradas na Figura 8. Esta é uma família típica de curvas mostrando as mudanças na resistência à tração que se acumulam com aumento do tempo em cada série de



temperaturas. Em todos os casos, o material recebeu um tratamento térmico de solução seguido de uma têmpera imediatamente antes do início do tratamento térmico de precipitação [3].

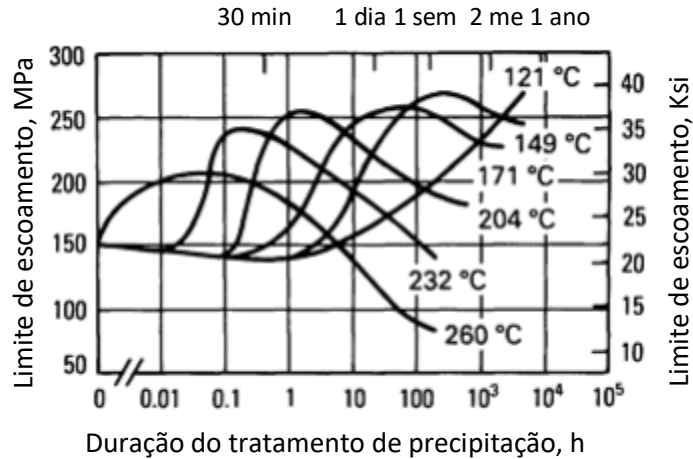


Figura 8 - Envelhecimento artificial da liga 6061 previamente solubilizada [3].

Diniz [34] realizou um estudo sobre o comportamento da microdureza de amostras da liga 6201 submetidas por 1 hora a temperaturas de solubilização a 470, 510 e 550°C. Após a solubilização, foi efetuado o envelhecimento artificial a 170°C com tempos de permanência de 4, 8, 16 e 20 horas. Os maiores valores de dureza foram alcançados para a maior temperatura de solubilização e o maior tempo de envelhecimento artificial, qual seja, a amostra solubilizada a 550° C e envelhecida por 20 horas a 170° C.

Em um estudo semelhante para a liga 6201, Reinke [13] expos amostras à solubilização por 2 horas a temperaturas de 510, 530 e 550°C, e então submeteu-as ao envelhecimento artificial a 170° C por 4, 8, 16, 20 e 24 horas. Os maiores resultados de durezas foram alcançados para as temperaturas de solubilização de 530 °C e 550 °C, durezas essas crescentes com o aumento dos tempos de envelhecimento.

Quadro et al [35] realizou um estudo sobre o comportamento da microdureza de amostras da liga 6201 submetidas por 40 minutos a temperaturas de solubilização de 450° C, 480° C, 520° C, 550° C e 580 °C. Durante 1 ano a microdureza foi acompanhada para amostras apenas solubilizadas e amostras solubilizadas e envelhecidas artificialmente por 2 horas a 170°C. Em todos os casos, as amostras endureceram após o envelhecimento artificial e, à exceção das amostras solubilizadas a 520°C e 550°C e submetidas o envelhecimento artificial, todas apresentaram tendência de crescimento da dureza com o aumento do tempo de envelhecimento natural.

Souza [36], em seu estudo sobre a liga 6061, submeteu amostras solubilizadas por 2 horas a 520°C e 550°C a temperaturas de envelhecimento artificial de 180°C e 350°C por tempos de 0,5, 1, 2, 4, 8, 16 e 24 horas. Para os dois parâmetros de solubilização, com o aumento do tempo de envelhecimento, a microdureza mostrou-se crescente para a temperatura de envelhecimento de 180 °C e decrescente para a temperatura de envelhecimento de 350 °C.

### ***2.3.3.1 Efeito endurecedor dos precipitados***

O efeito de endurecimento nas séries 6000 é obtido quando as discordâncias são impedidas de se mover na rede atômica. Os precipitados formados durante o envelhecimento artificial podem, por diversos efeitos, atuar como barreiras de deslocamentos e, assim, ser a causa do efeito de endurecimento. O efeito de endurecimento dessas partículas precipitadas é devido à combinação da densidade das partículas, coerência das partículas e resistência das partículas, o que tornará mais difícil para as discordâncias se moverem através da matriz [30].

Quando uma discordância encontra um precipitado, ela se curva de modo que a tensão de cisalhamento que a discordância exerce sobre um precipitado aumenta. Se esta tensão atingir um valor crítico, a discordância vai atravessar o precipitado. São duas as possibilidades de mecanismos envolvidos, a depender da resistência do precipitado, em função da mínima tensão de cisalhamento necessária para cortá-lo [37].

Quando a linha de discordância se move contra duas partículas fortes, a linha de discordância se curvará entre as partículas em vez de cortá-las. Quando a linha de discordância atingir uma curvatura crítica, ela se curvará em torno de cada partícula e deixará um loop de discordância (mecanismo de Orowan) (Figura 9 (b)). Esses loops de discordância exercem uma tensão na rede cristalina, que torna mais difícil para elas se moverem. O resultado é que as partículas rodeadas por discordâncias fazem com que a matriz endureça rapidamente [30].

Por outro lado, se a resistência do precipitado é menor do que o estresse induzido devido a flexão da discordância, ela corta os precipitados (Figura 9 (c)) [37]. Este processo de corte dificulta o movimento da discordância através da matriz e, portanto, aumenta de resistência do material [32].

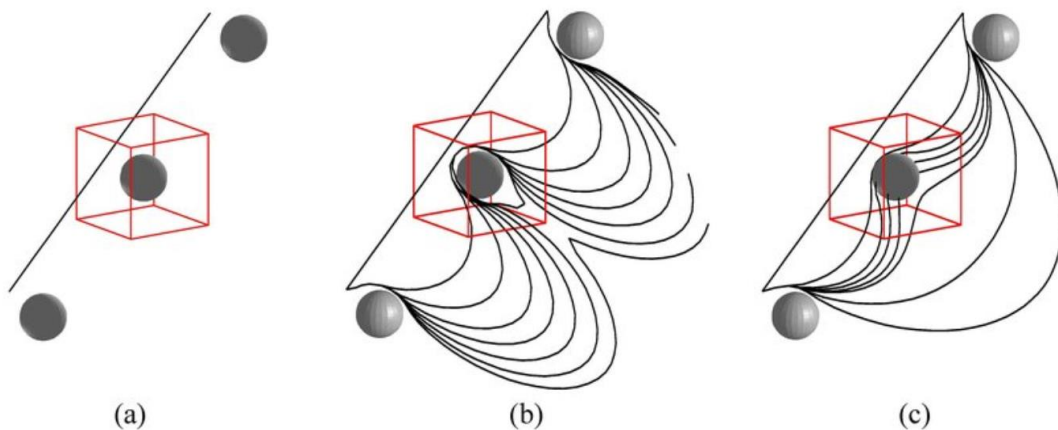


Figura 9 - Interação deslocamento-precipitado: (a) aproximação da discordância; (b) discordância encontra um precipitado impenetrável e passa por um looping; (c) deslocamento encontra um precipitado penetrável e passa por cisalhamento [38].

A densidade de partículas indica a quantidade de interações possíveis e, portanto, é importante para o aumento da resistência. Uma baixa densidade de partículas dará uma grande distância entre as partículas e, assim, o material será mais fraco devido ao fácil movimento das discordâncias e à diminuição da interação entre discordâncias e partículas [32] (Figura 10).

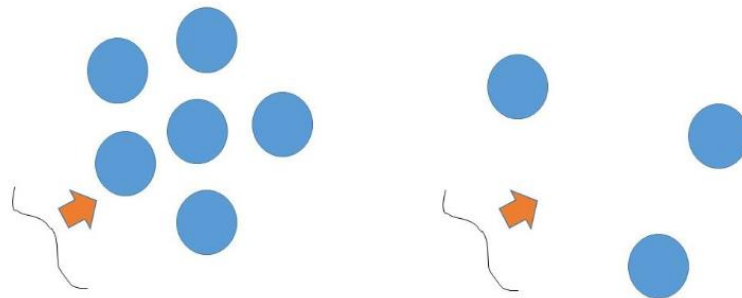


Figura 10 - Linha de discordância movendo-se através da matriz com diferentes densidades de partículas [30]

Em estudos sobre microestrutura e evolução da resistência em ligas Al-Mg-Si, Myhr et al. [39] capturaram micrografias MET dos precipitados de endurecimento obtidos após o envelhecimento artificial, revelando, na maioria, partículas  $\beta''$  (Figura 11 (a)). Atribuíram as sombras ao redor das agulhas aos reflexos das deformações de coerência presentes na matriz de alumínio adjacente.

Uma interface partícula/matriz parcialmente coerente sugere que as menores partículas são susceptíveis de serem cisalhadas por discordâncias durante a

deformação plástica, enquanto as maiores são contornadas, de acordo com as premissas do modelo de resistência utilizados por Myhr et al. [40]

Com a continuidade do processo de envelhecimento artificial, a microestrutura evoluiu para uma mistura de partículas  $\beta'$  grosseiras em forma de bastão e agulhas  $\beta''$  finas, conforme mostrado na Figura 11 (b) e (c). A transformação dos precipitados  $\beta''$  para  $\beta'$  ocorre de forma crescente com o aumento das temperaturas de envelhecimento e a fase  $\beta'$  passa a ser constituinte microestrutural dominante, conforme indicado na Figura 11 (d) [39].

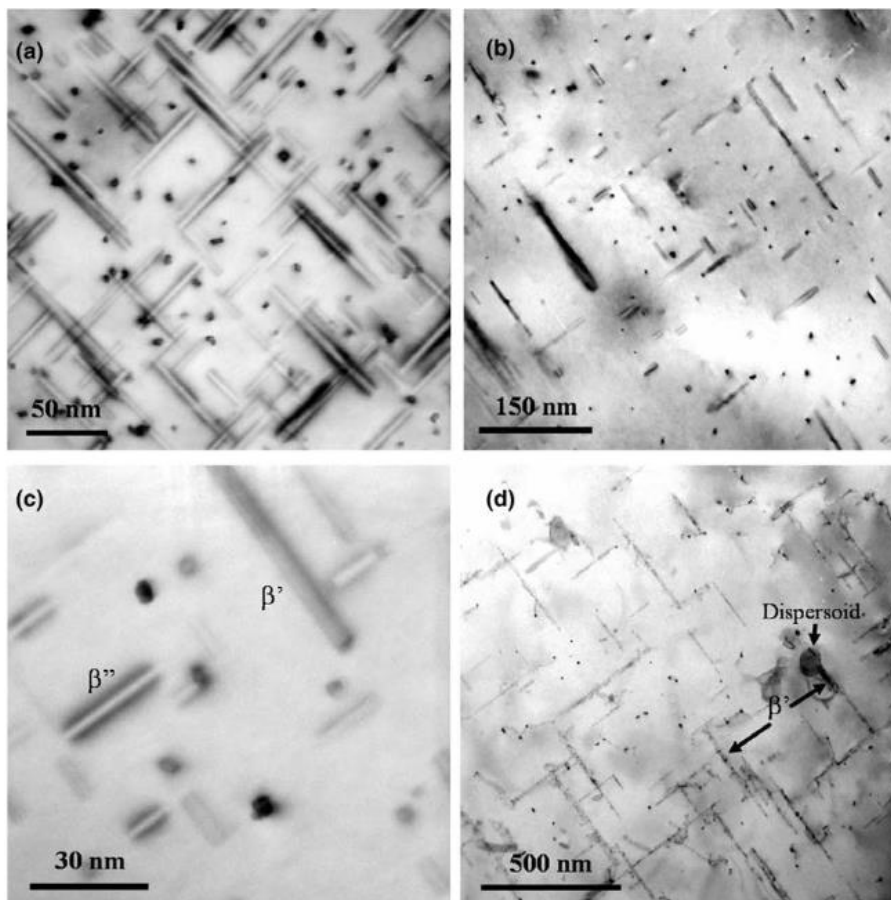


Figura 11 - Imagens de campo claro MET da evolução dos precipitados em ligas Al-Mg-Si: (a) precipitados  $\beta''$  em forma de agulha; (b) mistura de partículas grosseiras  $\beta'$  em forma de bastonete e precipitados finos  $\beta''$  em forma de agulha; (c) ampliação dos precipitados mostrados em (b); e (d) partículas grosseiras  $\beta'$  em forma de bastonete [39].

## 2.4 DESGASTE

O desgaste é definido como a perda de material, muitas vezes expressa em termos de perda de massa por unidade de distância percorrida [41]. Segundo a *American Society for Testing and Materials* [42], desgaste é definido como uma alteração de uma

superfície sólida por perda progressiva ou deslocamento progressivo de material devido ao movimento relativo entre essa superfície e uma substância ou substâncias em contato.

No que concerne aos mecanismos de desgaste, comumente são classificados em desgaste adesivo, desgaste por fadiga, desgaste corrosivo, desgaste erosivo, desgaste por fretting e desgaste abrasivo [43] (Figura 12), sendo que o último ainda pode ser subdividido segundo as configurações de contato, quais sejam, desgaste abrasivo a dois corpos e desgaste abrasivo a três corpos [44]. Trata-se de uma classificação não exaustiva, sendo que esses mecanismos podem atuar em conjunto, havendo preponderância de uns sobre os outros, conforme o caso.

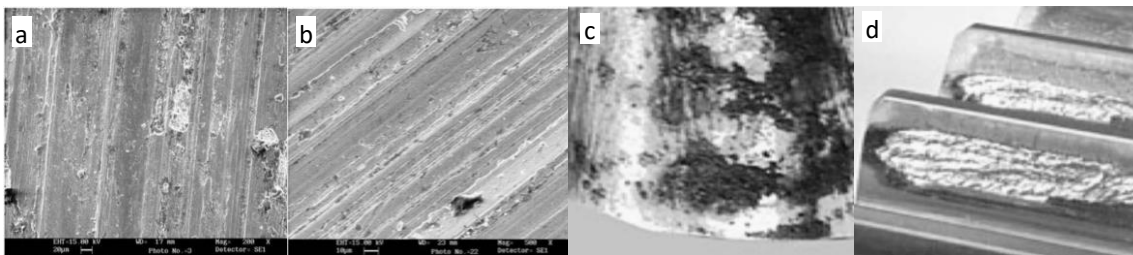


Figura 12 - Micrografia dos diferentes tipos de desgaste: (a) desgaste adesivo, (b) desgaste abrasivo, (c) desgaste por corrosão, (d) desgaste por fadiga superficial [45] adaptado.

### 2.4.1 Desgaste adesivo

Desgaste adesivo é devido à ligação localizada entre superfícies sólidas em contato, levando à transferência de material entre as duas superfícies ou perda de qualquer uma das superfícies [42]. Ocorre quando a pressão de contato é suficiente para causar deformação plástica local e adesão. O desgaste é causado pela união pontual entre as superfícies sólidas em contato, gerando material de transferência entre as superfícies ou perda de material em uma das superfícies [46] (Figura 13).

Este tipo de desgaste envolve a formação de soldas locais a frio entre superfícies que contatam sob uma carga. O material pode ser transferido de uma superfície para a outra durante o processo [43].

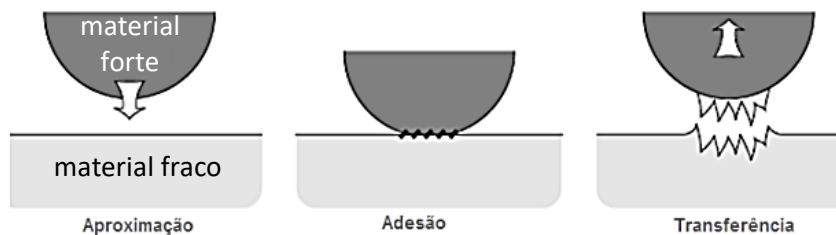


Figura 13 – Representação esquemática do desgaste adesivo [43] adaptado.

O desgaste adesivo está invariavelmente associado à formação de junções adesivas na interface. Para que uma junção adesiva seja formada, as superfícies de interação devem estar em contato íntimo. A força dessas junções depende em grande parte da natureza físico-química das superfícies de contato. Uma série de etapas bem definidas que levam à formação de partículas de desgaste adesivo podem ser identificadas: deformação das asperezas de contato; remoção dos filmes superficiais; formação da junção adesiva; falha das junções e transferência de material; modificação de fragmentos transferidos; remoção de fragmentos transferidos e criação de partículas soltas de desgaste [47].

Enquanto a formação da junção adesiva é resultado da adesão interfacial que ocorre nos pontos de contato íntimo entre as asperezas da superfície, o mecanismo de falha dessas junções não está bem definido. Há razões para pensar que a mecânica da fratura desempenha um papel importante no mecanismo de falha da junção adesiva. Sabe-se que tanto a adesão quanto a fratura são muito sensíveis à contaminação da superfície e do meio ambiente, portanto, é extremamente difícil encontrar uma relação entre o desgaste adesivo e as propriedades de volume de um material. Sabe-se, no entanto, que o desgaste adesivo é influenciado pelos seguintes parâmetros que caracterizam os corpos em contato: estrutura eletrônica; estrutura cristalina; orientação do cristal; força coesiva. Por exemplo, os metais hexagonais, em geral, são mais resistentes ao desgaste adesivo do que os metais cúbicos de corpo centrado ou cúbicos de face centrada [47].

Singh e Chauhan [48] identificaram o mecanismo de desgaste adesivo em seus estudos sobre compósitos de matriz de alumínio (Figura 14), e verificaram que o modo de desgaste alterou-se para abrasivo quando aumentada a carga de contato.

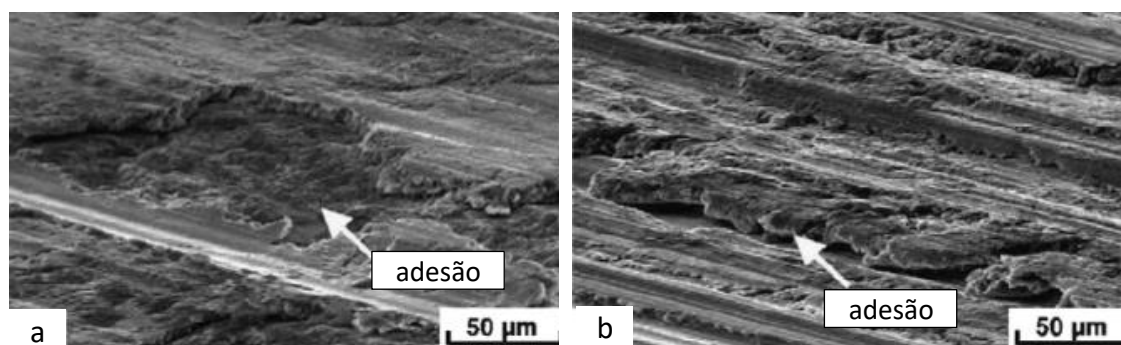


Figura 14 –Desgaste adesivo em compósitos de matriz de alumínio [48].

No estudo conduzido por Mohami et al. [49] envolvendo comportamentos de desgaste do compósito de liga AA6061-T6 / Al20%Mg<sub>2</sub>Si, a aparência rugosa da

superfície apresentada na Figura 15 é uma indicação da ocorrência de desgaste adesivo. Superfícies adesivas desgastadas normalmente têm buracos ou sulcos formados como resultado da fraca resistência ao movimento de discordâncias. Considera-se que os detritos soltos ou desgastados dessas regiões (como resultado do desgaste acelerado) formaram pilhas ou causaram o preenchimento das ranhuras durante o teste de desgaste para formar a aparência apresentada.

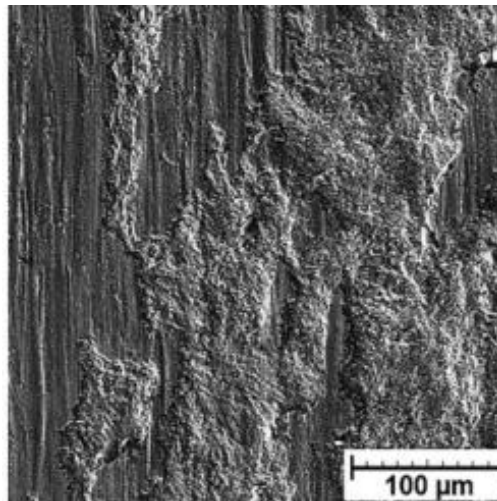


Figura 15 - Superfície desgastada [49].

#### 2.4.2 Desgaste por fadiga

Desgaste por fadiga é o desgaste de uma superfície sólida causado por fratura decorrente da fadiga do material [42]. A fadiga da superfície é causada pelo deslizamento ou rolamento repetidos sobre uma trilha. Os repetidos ciclos de carga e descarga experimentados pelo material podem induzir as fissuras superficiais ou subsuperficiais que eventualmente resultará na ruptura da superfície [45] (Figura 16).

Pode ser caracterizado pela formação de trincas e descamação do material causadas por ciclos de carga na superfície. Os contatos dos corpos sólidos por rolagem, escorregamento e impacto de sólidos ou líquidos podem resultar em ciclos alternados de tensão na superfície. A fadiga localizada pode ocorrer em escala microscópica devido a contatos entre as asperezas dos sólidos em movimento relativo [46].

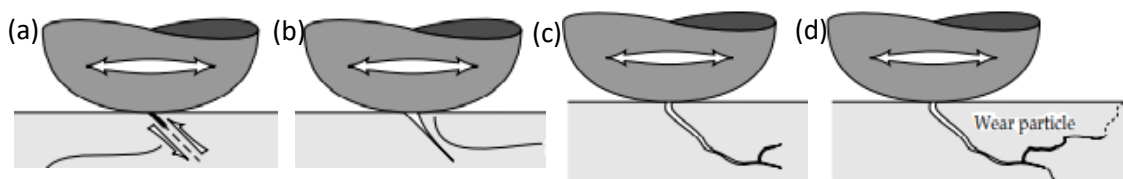


Figura 16 – Representação esquemática do processo de iniciação e propagação da trinca. (a) iniciação da trinca como resultado do processo de fadiga. (b) propagação ao longo do plano de deslizamento. (c) iniciação da trinca secundária. (d) propagação da trinca secundária e formação da partícula de desgaste [43] adaptado.

### 2.4.3 Desgaste corrosivo e oxidativo

Desgaste corrosivo é um termo geral relacionado a qualquer forma de desgaste dependente de um processo químico ou corrosivo, enquanto o desgaste oxidativo refere-se ao desgaste causado pelo oxigênio atmosférico [43].

Desgaste corrosivo é aquele em que a reação química ou eletroquímica com o ambiente é significativa [42]. É a degradação do material em que tanto desgaste e mecanismos de corrosão estão presentes [36].

O próprio processo de fricção pode iniciar uma reação química dentro da zona de contato. Ao contrário da fadiga superficial e abrasão, que são controladas principalmente por interações de tensão e propriedades de deformação, o desgaste resultante de reações químicas induzidas por atrito é influenciado principalmente pelo ambiente e sua interação ativa com os materiais em contato [47].

As reações químicas da superfície que são benéficas na prevenção do desgaste adesivo irão, se não forem controladas, levar a uma perda considerável do material subjacente. Se um material (metal) é corroído para produzir um filme em sua superfície enquanto é simultaneamente submetido a um contato deslizante, um dos quatro processos a seguir pode ocorrer: um filme lubrificante durável que inibe a corrosão e o desgaste pode ser formado; um filme fraco que tem uma vida útil curta sob contato deslizante pode ser produzido e uma alta taxa de desgaste pode ocorrer devido à formação regular e destruição dos filmes. O coeficiente de atrito pode ou não ser baixo neste caso; as películas protetoras da superfície podem estar desgastadas (por exemplo, por corrosão) e um acoplamento galvânico entre as películas remanescentes e o substrato subjacente pode resultar em corrosão rápida da área desgastada na superfície; os processos corrosivos e de desgaste podem agir de forma independente para causar uma perda de material que é simplesmente a soma desses dois processos juntos (Figura 17) [43].



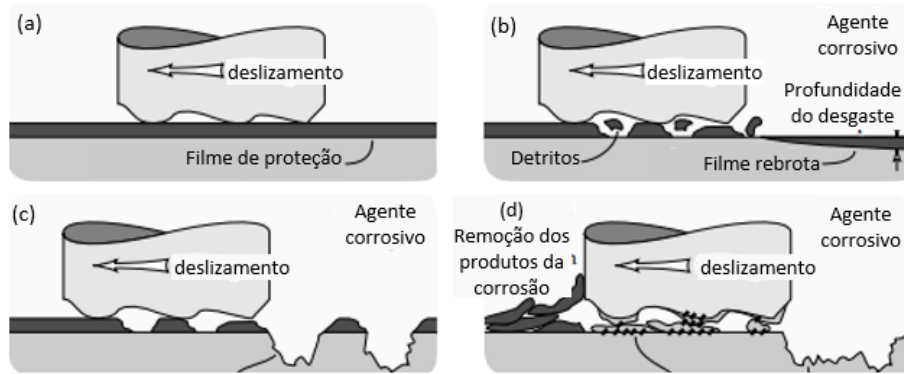


Figura 17 - Representação esquemática do desgaste corrosivo. (a) desgaste prevenido. (b) destruição do filme de proteção. (c) intensa corrosão pela dissolução anódica entre as fissuras e o filme desgastado. (d) corrosão pela exposição da superfície [43] adaptado.

#### 2.4.4 Desgaste erosivo

O desgaste por erosão é causado pelo impacto de partículas de sólido ou líquido contra a superfície de um objeto (Figura 18). Características superficiais das amostras, bem como porosidade, ângulo de incidência das partículas abrasivas e velocidade influenciam diretamente este tipo de desgaste [50].

A *American Society for Testing and Materials* [42] distingue o desgaste erosivo associado à dissipação da energia cinética de impacto decorrente do componente tangencial da velocidade das partículas impactantes - desgaste de corte, do desgaste erosivo de um material associado à dissipação de energia cinética de impacto decorrente da componente normal da velocidade das partículas impactantes - desgaste por deformação.

A velocidade da partícula erosiva tem um efeito determinante no processo de desgaste. Se a velocidade for muito baixa, as tensões no impacto são insuficientes para que ocorra deformação plástica e o desgaste ocorre por fadiga superficial [43].

Em comum com outras formas de desgaste, a resistência mecânica não garante resistência ao desgaste e é necessário um estudo detalhado das características do material para minimizá-lo. As propriedades da partícula erosiva também são significativas e cada vez mais são reconhecidas como um parâmetro relevante no controle desse tipo de desgaste [43].

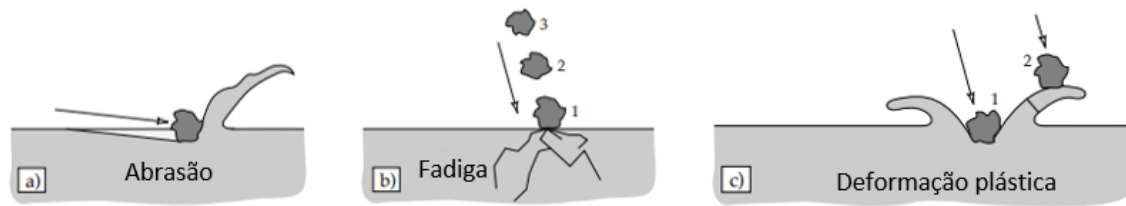


Figura 18 - Possíveis mecanismos de erosão. (a) abrasão em ângulos de baixo impacto. (b) fadiga superficial a baixa velocidade e alto ângulo de impacto. (c) fratura frágil ou deformação plástica múltipla a velocidade média e grande ângulo de impacto [43] adaptado.

#### 2.4.5 Desgaste por fretting

Em tribologia, fretting é o movimento oscilatório de pequena amplitude, geralmente tangencial, entre duas superfícies sólidas em contato [42].

A característica fundamental do desgaste por fretting é a amplitude muito pequena de deslizamento que dita as características únicas deste mecanismo. Sob certas condições de força normal e carga tangencial aplicada ao contato, ocorre um movimento microscópico interno ao contato, mesmo sem deslizamento grosseiro. O centro do contato pode permanecer estacionário enquanto as bordas podem oscilar com amplitude da ordem de  $1 \mu\text{m}$  e causar danos por atrito [43].

Uma das características do fretting é que os detritos do desgaste produzidos são frequentemente retidos no interior do contato devido ao deslizamento de pequena amplitude. Os detritos de desgaste acumulados gradualmente separam ambas as superfícies e, em alguns casos, podem contribuir para a aceleração do desgaste por processo de abrasão (Figura 19) [43].



Figura 19 – Representação esquemática do desgaste por *fretting* [43] adaptado.

#### 2.4.6 Desgaste abrasivo

Desgaste abrasivo é aquele devido a partículas duras ou protuberâncias duras forçadas contra e se movendo ao longo de uma superfície sólida [42].

Caracteriza-se pelo deslocamento de material causado pela presença de partículas duras, livres ou incrustadas em uma ou em ambas as superfícies em movimento

relativo ou pela presença de protuberâncias em uma ou nas duas superfícies em interação. As partículas duras livres podem ser abrasivos comerciais ou contaminantes que ocorrem naturalmente. Se são permitidas às partículas abrasivas rolares, a abrasão de rolamento ou abrasão a três corpos ocorre [44].

O desgaste abrasivo pode ser classificado como abrasão a dois corpos ou abrasão a três corpos (Figura 20).

A *American Society for Testing and Materials* [42] caracteriza:

- desgaste abrasivo a dois corpos: forma de desgaste abrasivo em que as partículas duras ou protuberâncias que produzem o desgaste de um corpo são fixadas na superfície do corpo oposto;

- desgaste abrasivo a três corpos: forma de desgaste abrasivo em que o desgaste é produzido por partículas soltas introduzidas ou geradas entre as superfícies de contato.

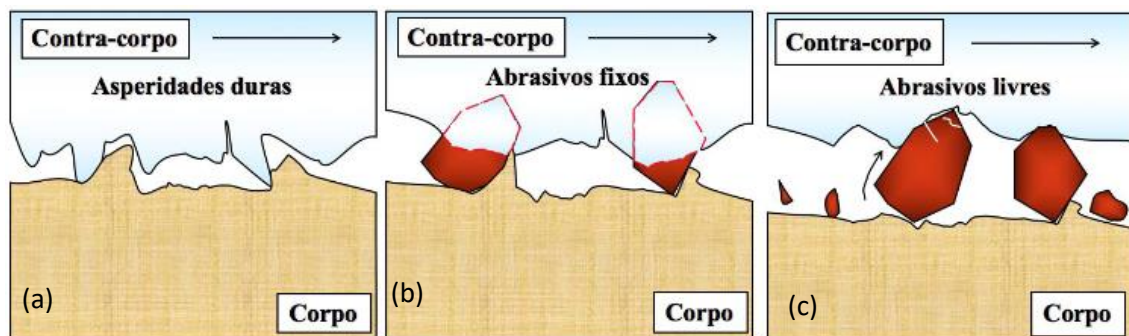


Figura 20 - Modos de desgaste abrasivo. (a) e (b) dois corpos. (c) três corpos [51] adaptado.

Os termos desgaste abrasivo a dois corpos e desgaste abrasivo a três corpos são mencionados na literatura na língua inglesa, respectivamente, como *two-body abrasive wear* ou *grooving abrasion* e *three-body abrasive wear* ou *rolling abrasion* [52].

Desgaste abrasivo por riscamento (*grooving abrasion*), portanto, é resultado do deslizamento das partículas abrasivas sobre a amostra, causando ranhuras ou riscos (*grooves*) e o desgaste abrasivo por rolamento (*rolling abrasion*) é observado quando as partículas abrasivas rolam sobre a amostra, ou seja, devido ao movimento de rolamento que as partículas abrasivas executam durante o processo de desgaste, que acarreta características específicas à superfície desgastada [46] (Figura 21 e Figura 22).

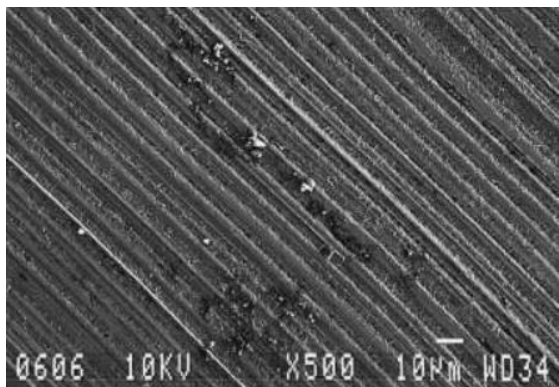


Figura 21 - Superfície de prova aço ferramenta que sofreu desgaste abrasivo por riscamento por esfera de aço e abrasivo de diamante [53] adaptado.

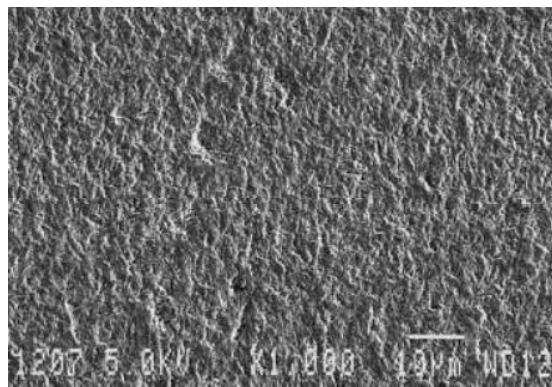


Figura 22 - Superfície de prova aço ferramenta que sofreu desgaste abrasivo por rolamento por esfera de aço e abrasivo de SiC [53] adaptado.

Dois mecanismos de desgaste se destacam para materiais dúcteis. Quando ocorre apenas o microcorte, todo o material proveniente do risco é removido da superfície à frente da partícula abrasiva. Já no microsulcamento, todo o material é deslocado para as bordas do sulco [46] (Figura 23).

A proporção de microsulcamento para microcorte depende dos ângulos de ataque das partículas abrasivas. O material é destacado de uma superfície por microcorte quando o ângulo de ataque das partículas abrasivas duras é maior do que um valor crítico. O microcorte puro resulta em uma perda de material igual ao volume da ranhura de desgaste produzida [44].

No caso ideal, microsulcamento devido a uma única passagem de um abrasivo partícula não resulta em nenhum descolamento de material de uma superfície de desgaste. Uma proa é formada à frente da partícula abrasiva e o material é continuamente deslocado lateralmente para formar elevações adjacentes ao sulco produzido. Durante o microsulcamento, a perda de material pode ocorrer devido a muitas partículas abrasivas que atuam simultaneamente ou sucessivamente. O material pode ser sulcado repetidamente pela passagem de partículas e pode quebrar por fadiga [44].

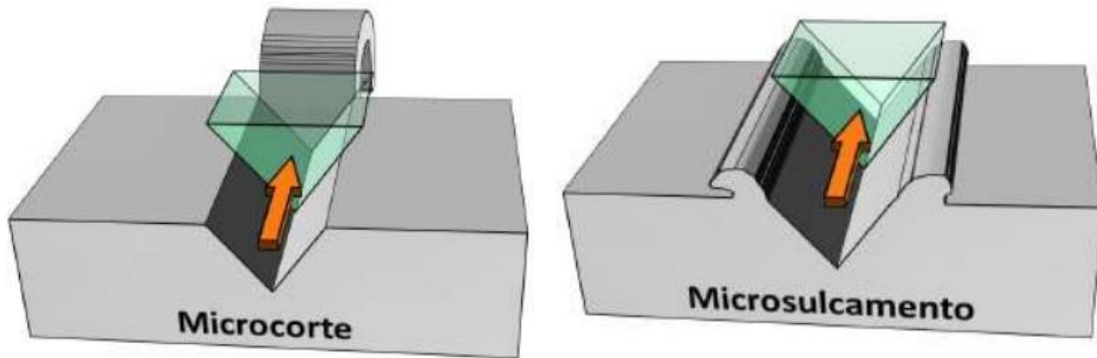


Figura 23 - Mecanismos de desgaste abrasivo para materiais dúcteis por deslizamento de partículas [46].

Cozza *et al* [54, 55, 56] relatam a ocorrência de desgaste abrasivo por rolamento em adição ao desgaste abrasivo por riscamento, ou seja, ocorrência de desgaste abrasivo por rolamento ao longo dos riscos, denominando-o como desgaste abrasivo por microrrolamento ou, na língua inglesa, *micro-rolling abrasion*.

As partículas abrasivas de maiores dimensões, que aderem ao contracorpo, são sujeitas a ação de forças normais relativamente maiores, adquirindo somente movimentos de translação e gerando, em consequência, desgaste abrasivo por riscamento. Em contraste, as partículas abrasivas menores, que são submetidas a forças normais reduzidas, exibem os movimentos de translação mais rotação. Portanto, o movimento de translação das partículas abrasivas maiores e os movimentos de translação mais rotação das partículas abrasivas menores produzem abrasão por microrrolamento [55] (Figura 24).

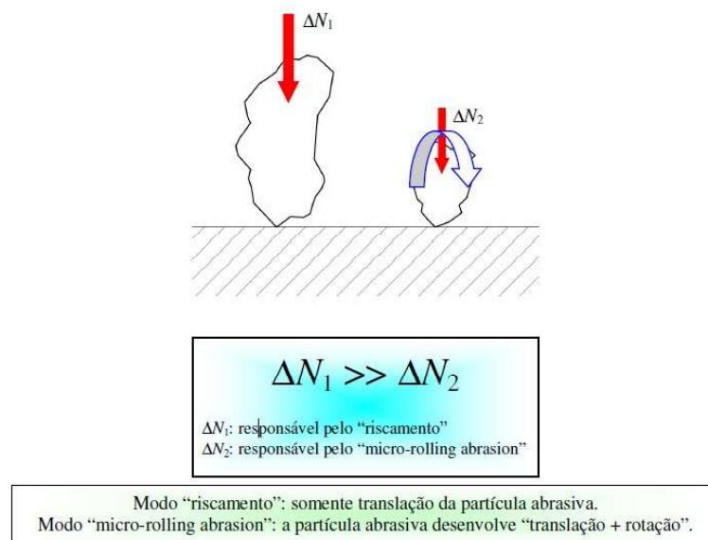


Figura 24 – Esquematização do princípio da ocorrência da abrasão por microrrolamento [55] adaptado.

Na Figura 25 é possível identificar o desgaste por microrrolamento, caracterizado por micropenetrações cíclicas no interior das ranhuras, que mostram que as partículas abrasivas não apenas deslizaram sobre a superfície desgastada, mas também rolaram, tendo como guias as ranhuras de desgaste [57].

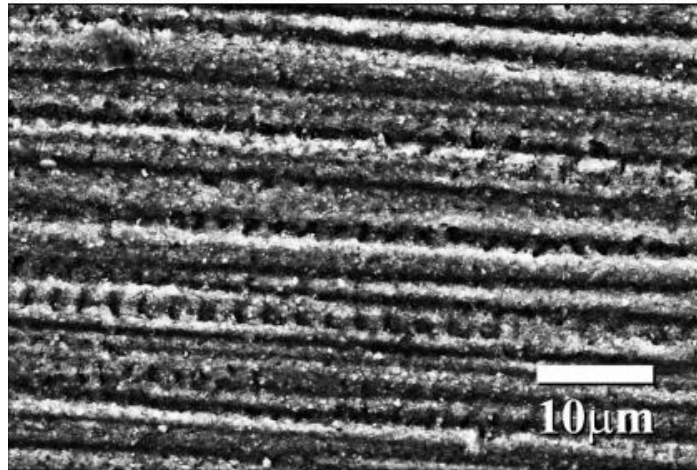


Figura 25 – Mecanismos de desgaste por microrrolamento [57].

Desgaste abrasivo e desgaste microabrasivo são termos encontrados em artigos técnicos e científicos, voltados ao estudo de tribologia. Entretanto, a literatura não define separadamente cada um destes termos. Isto porque o desgaste microabrasivo enquadra-se no conceito de desgaste abrasivo [50].

Alguns parâmetros que podem ser utilizados para diferenciar desgaste abrasivo de desgaste microabrasivo são a taxa de desgaste ( $Q$ ), o coeficiente de desgaste ( $k$ ) e o tamanho médio das partículas abrasivas ( $D_p$ ) envolvidas no processo de desgaste. Enquanto no desgaste microabrasivo o coeficiente de desgaste varia entre  $1,0 \cdot 10^{-15}$  e  $2,5 \cdot 10^{-12} \text{ m}^3/(\text{Nm})$ , no desgaste abrasivo o coeficiente de desgaste varia entre  $1,0 \cdot 10^{-11}$  e  $1,2 \cdot 10^{-10} \text{ m}^3/(\text{Nm})$  [56].

Em relação à distinção quanto ao material abrasivo, o desgaste microabrasivo geralmente envolve a utilização de partículas com tamanho médio na ordem de micrômetros. Por exemplo, partículas abrasivas com tamanho médio entre 1 e 50  $\mu\text{m}$ , aproximadamente, são comuns de serem utilizadas em ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa. Já o desgaste abrasivo é, normalmente, gerado por partículas relativamente maiores, entre 50 e 700  $\mu\text{m}$ , por exemplo. Em termos práticos, pode-se dizer que ensaios de desgaste do tipo esfera rotativa geram desgaste microabrasivo e dos tipos roda-de-borracha e pino-sobre-disco resultam em desgaste abrasivo [56].

## 2.5 ENSAIO DE DESGASTE MICROABRASIVO

No ensaio microabrasivo por esfera rotativa, a técnica consiste na rotação de uma esfera de raio conhecido, a qual é forçada sobre a superfície de uma amostra sob a ação de uma força normal. Durante o teste, uma suspensão abrasiva é gotejada entre a esfera e a amostra [46].

Os sistemas normalmente utilizados são por esfera livre ou por esfera fixa, ambos comumente encontrados na literatura (Figura 26).

Na configuração de esfera livre, a força normal aplicada pela amostra se dá pela reação ao peso da esfera, considerando as inclinações entre a esfera e a amostra e entre a esfera e o eixo motriz [58].

Na configuração de esfera fixa, a rotação da esfera é solidária à rotação do eixo do motor e a força normal aplicada é decorrente da ação do peso morto. A amostra é fixada ao suporte que a transfere a ação do peso morto e do contrapeso, provocando o contato entre a amostra e a esfera, produzindo a força normal. A função do contrapeso é fornecer equilíbrio ao sistema para que, na ausência do peso morto, se obtenha força normal igual a zero (Figura 26) [58, 46].

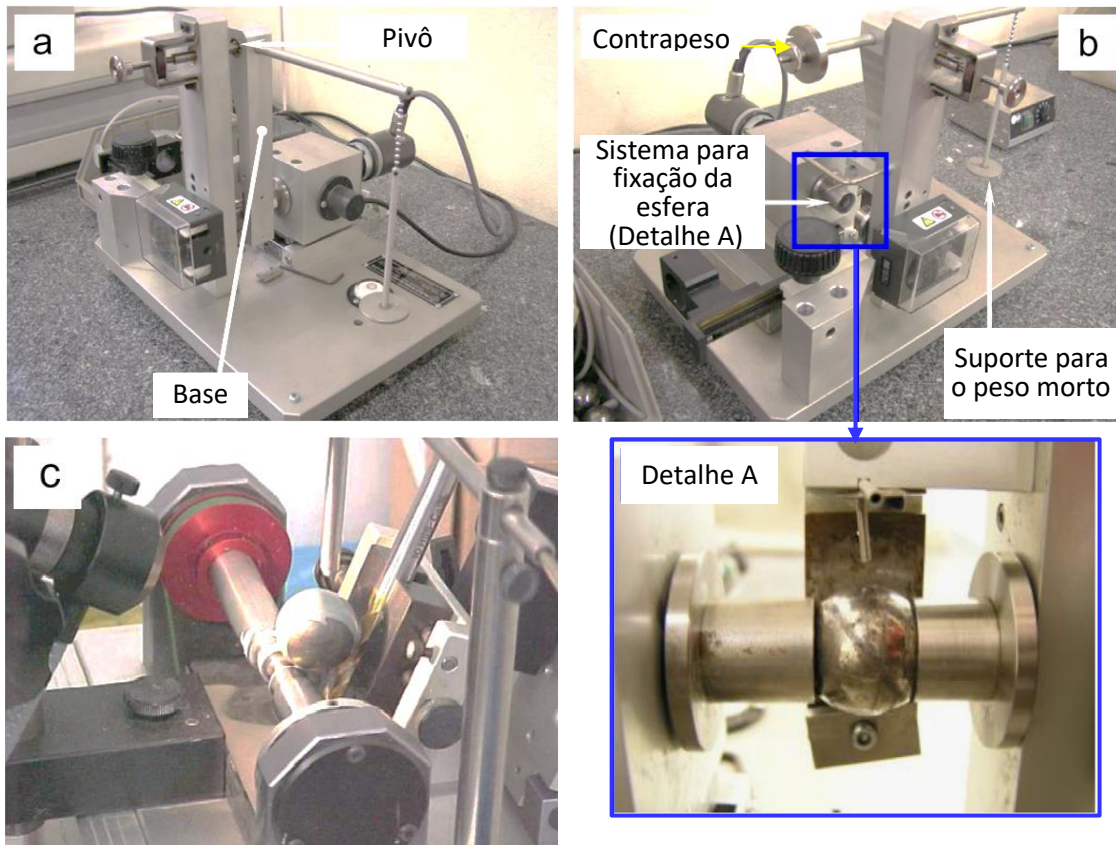


Figura 26 - Sistemas de ensaio microabrasivo por esfera rotativa: (a) e (b) configuração mecânica esfera fixa, (c) configuração mecânica esfera livre [58] adaptado

O teste resulta na produção de pequenas cicatrizes de desgaste, também chamadas de calotas ou crateras de desgaste, em forma de “tampa” esférica com características específicas das amostras envolvidas (Figura 27 e Figura 28). Após um número fixo de revoluções, o volume da cratera formada é usado para calcular o desgaste. Assim, à medida que a geometria da cratera de desgaste produzida na superfície da amostra está relacionada com a forma esférica do contracorpo, o volume da cratera ( $V$ ) pode ser obtido a partir da relação entre o diâmetro da cratera e o diâmetro da esfera [46].

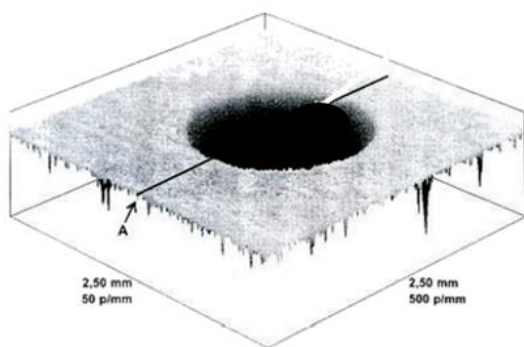


Figura 27 - Visão tridimensional de uma cratera de desgaste em um ensaio de desgaste por microabrasão por esfera rotativa [59] adaptado.

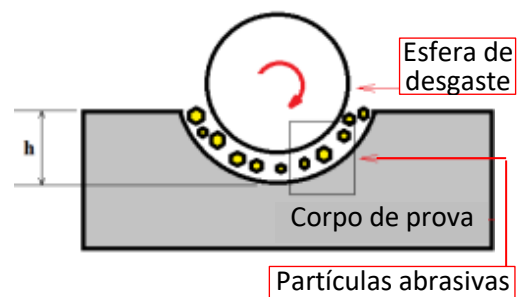


Figura 28 - Desenho esquemático do sistema de produção da calota de desgaste [60] adaptado.

Existe a possibilidade, de acordo com o equipamento disponível, da realização de duas formas de ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa [46]:

1) Uma calota de desgaste é gerada para cada um dos tempos de ensaio, não havendo paradas intermediárias para mensuração da variação do diâmetro da cratera de desgaste em função do respectivo tempo de ensaio (em cada tempo de ensaio gera-se uma nova cratera de desgaste).

2) Há interrupção do ensaio em tempos pré-estabelecidos para mensuração do diâmetro da cratera de desgaste gerada. Dessa forma, há paradas intermediárias para cada tempo de ensaio. Posteriormente o ensaio é reiniciado na mesma posição até que se alcance o tempo máximo estabelecido de ensaio.

No primeiro caso, a grande vantagem consiste no fato de que, ao final dos ensaios, todas as crateras de desgaste permanecem disponíveis, podendo realizar as análises necessárias em diversos equipamentos. A desvantagem principal se dá em função do aumento do tempo de ensaio. No segundo caso, o método requer um microscópio



óptico acoplado ao equipamento de desgaste, pois a amostra permanece em lugar fixo durante a realização de todos os ensaios. Após a interrupção do ensaio, ao reiniciá-lo, a amostra ou a esfera de ensaio devem manter-se em suas posições originais, de forma a permitir o perfeito contato entre a cratera de desgaste iniciada anteriormente e a esfera do ensaio [46].

O ensaio de desgaste microabrasivo tem sido reproduzido em vários materiais pelo método desenvolvido por Rutherford e Hutchings (1996), que foi inicialmente idealizado para medir a espessura do revestimento de superfícies recobertas, mas é também um método simples e eficaz de avaliar a resistência ao desgaste de superfícies não recobertas [60]. Este tipo de ensaio tem sido utilizado em universidades e centros de pesquisa de primeira linha por muitos pesquisadores [58] e possui a vantagem do baixo custo para avaliação da resistência ao desgaste dos materiais [60].

Ainda não existem normas que regulamentem esse tipo de ensaio, entretanto, alguns laboratórios europeus tentam normatizá-lo [56].

A resistência ao desgaste abrasivo é influenciada por propriedades como dureza e tenacidade à fratura bem como por parâmetros microestruturais, como tamanho do grão e porosidade, além de depender dos parâmetros de ensaio [59].

Em um ensaio de desgaste microabrasivo é possível definir alguns parâmetros e a variação desses fatores pode alterar a intensidade do desgaste na superfície do material analisado. Os principais parâmetros controlados de ensaio são elencados a seguir:

- Força normal;
- Velocidade de rotação da esfera de desgaste;
- Distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova;
- Características das partículas abrasivas (dureza, forma e tamanho);
- Concentração da suspensão abrasiva;
- Vazão da suspensão abrasiva.

O volume de desgaste  $V$  relaciona-se com a distância de deslizamento  $S$  e a carga normal no contato  $N$  por um modelo simples para desgaste abrasivo, que é equivalente à equação de *Archard* para desgaste deslizante (Equação 1) [46].

$$S \cdot N = \frac{V}{k} \quad (1)$$

Onde:

- S é a distância de deslizamento;
- N é a força normal aplicada à amostra;
- k é o coeficiente de desgaste;
- V é o volume.

O volume de desgaste após cada intervalo de deslizamento da esfera sobre a superfície da amostra pode ser determinado utilizando-se a equação 2 [53, 46, 56]. Esta equação é utilizada para o cálculo do volume da calota esférica, visto que o volume da calota é muito pequeno em relação ao volume da esfera:

$$V \cong \frac{\pi \cdot b^4}{32 \cdot \emptyset} \quad \text{para } b \ll \emptyset \quad (2)$$

Onde:

- b é o diâmetro da calota de desgaste e;
- $\emptyset$  é o diâmetro da esfera de ensaio.

Embora as variáveis de entrada na equação de *Archard* (força normal e distância de deslizamento) sejam influências diretas no resultado do coeficiente de desgaste, os outros parâmetros de ensaio, como velocidade de rotação da esfera, tempo de ensaio, concentração e vazão da pasta abrasiva e formato das partículas abrasivas exercem influência determinante nos resultados [50].

A combinação de todos estes fatores influencia diretamente no ensaio de desgaste, seja aumentando ou diminuindo a taxa e o coeficiente de desgaste, seja alterando a quantidade de volume desgastado, ou até mesmo na determinação dos limites da cratera de desgaste [55].

As fórmulas e metodologias de cálculo da força normal, velocidade de rotação da esfera de desgaste e distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova são apresentados no item 3.4.

As influências da intensidade da carga aplicada, velocidade de rotação da esfera, dureza, tamanho e fração volumétrica das partículas abrasivas são discutidas nas seções a seguir.

### 2.5.1 Intensidade carga aplicada

A carga de contato e a velocidade de deslizamento são as principais variáveis do desgaste por deslizamento a seco, pois controlam o grau de adesão (intimidade metálica), danos subsuperficiais, efeitos termomecânicos na superfície deslizante devido ao calor de fricção e tendência para formar e quebrar o filme de óxido. O aumento na deformação aumenta a área real de contato que, por sua vez, aumenta a interação metálica (Figura 29) [45].

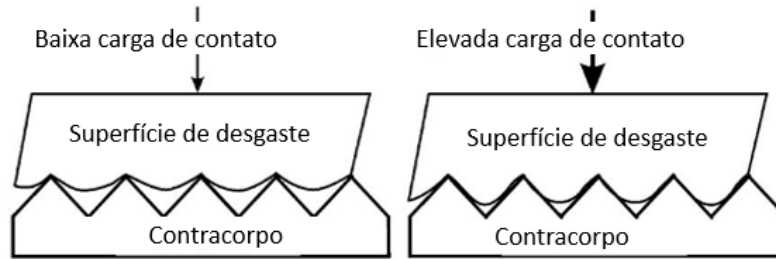


Figura 29 – Efeito da carga normal no sistema tribológico [45].

Em geral, o aumento da carga normal aumenta a taxa de desgaste devido ao aumento do contato de metal com metal entre as superfícies de contato. Dependendo da velocidade de deslizamento, composição das ligas, superfície e acabamento superficial, o aumento da taxa de desgaste com carga normal pode ser linear ou não linear. Geralmente sob condições de baixa carga e velocidade, a relação linear entre carga e taxa de desgaste é observada (Figura 30) [45].

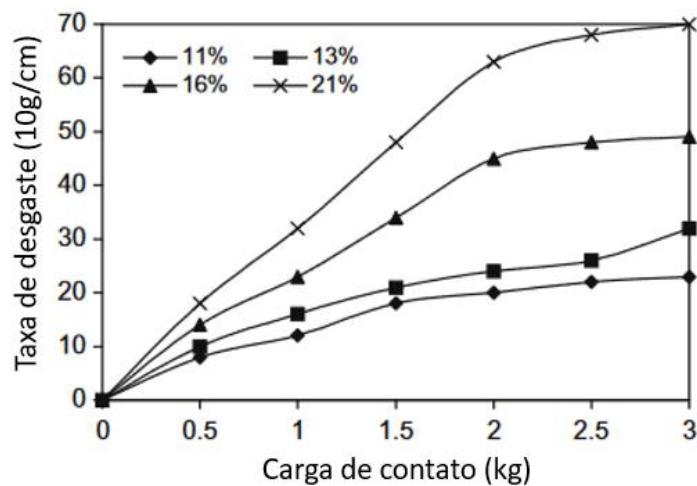


Figura 30 – Carga de contato vs. taxa de desgaste para diferentes percentuais de Si na liga Al-Si [45] adaptado.

Trezona et al [53], para materiais macios e baixas cargas, obtiveram resultados que indicam que o volume de desgaste é proporcional à carga aplicada (Figura 31). No entanto, para cargas acima de 1,0 N, as calotas de desgaste deixaram de ser

esféricas e eram menores do que esperado. A explicação encontrada residiu no fato de que a maior carga aumenta a pressão de contato, dificultando o arrastamento das partículas.

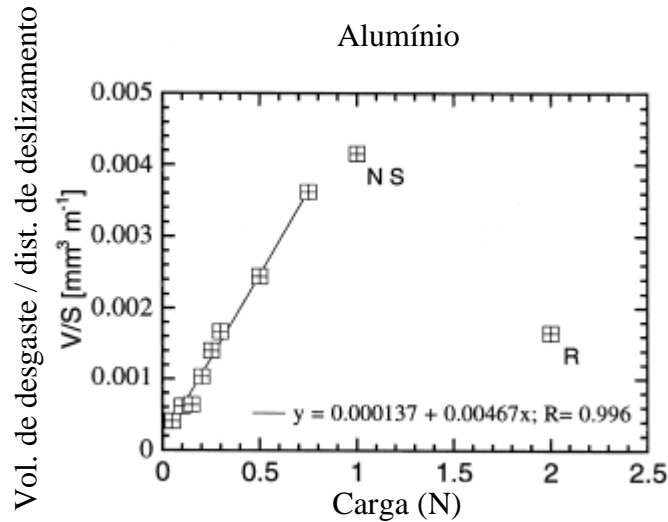


Figura 31 - Relação entre a carga aplicada e o quociente do volume de desgaste pela distância de deslizamento em ensaios realizados com alumínio [53] adaptado.

### 2.5.2 Velocidade de rotação da esfera

Segundo os estudos desenvolvidos por Gee et al. [61], para amostras de aço, o volume de desgaste (a uma distância de deslizamento constante) aumenta para velocidades baixas (Figura 32). Argumentou-se que, para um equipamento de esfera livre, a tendência de a esfera escorregar no eixo aumenta à medida que a velocidade aumenta, o que pode levar a uma aparente diminuição no desgaste à medida que a velocidade da esfera aumenta.

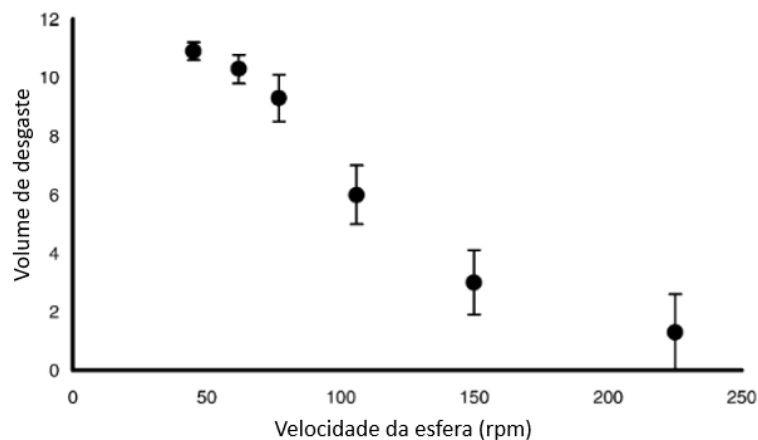


Figura 32 – Volume de desgaste em função da velocidade da esfera (amostra de aço) [61].

A relação da taxa de desgaste da liga Al-Si com a velocidade de deslizamento foi estudada por Subramanian [62] contra três tipos de contracorpos. A taxa de desgaste diminuiu com o aumento da velocidade de deslizamento, até atingir uma velocidade crítica, a partir da qual a taxa aumenta (Figura 33). Uma possível explicação foi baseada nos efeitos concorrentes do aumento da temperatura e taxa de deformação. Segundo o estudo, é bem conhecido que a dureza de um material depende da taxa de indentação. Um aumento na velocidade de deslizamento aumentará a taxa de deformação que, por sua vez, aumenta a dureza. Esse aumento reduzirá a área real de contato e, portanto, resultará em uma taxa de desgaste menor. Outro efeito importante do aumento da velocidade de deslizamento é o aumento da temperatura devido ao calor friccional, que amolece o material. Isso, por sua vez, resultará em uma maior taxa de desgaste devido ao aumento da área real de contato. Acredita-se que o efeito da taxa de deformação seja mais predominante do que o efeito da temperatura até uma velocidade de deslizamento crítica, acima da qual o efeito da temperatura domina.

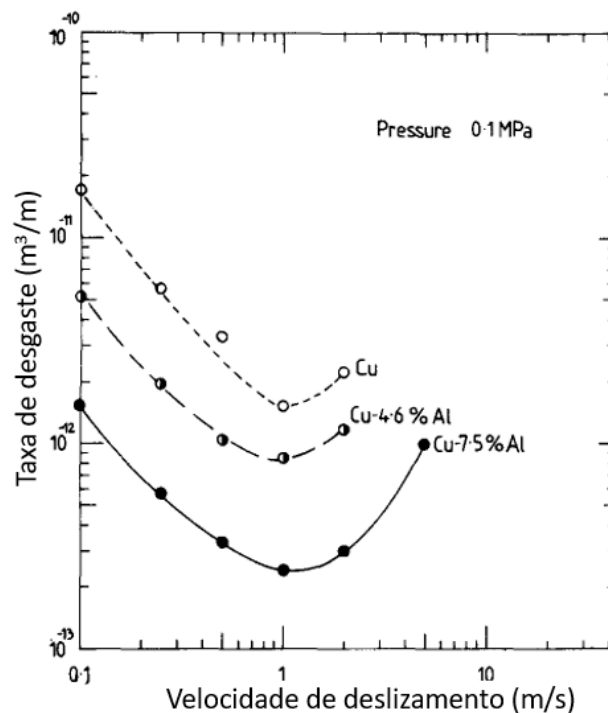


Figura 33 – Velocidade de deslizamento vs. taxa de desgaste (liga Al-Si) [62].

Dwivedi [45] para ligas Al-Si, apresentou resultados semelhantes, com a taxa de desgaste decrescendo com o aumento da velocidade, até o atingimento da velocidade crítica (Figura 34). Argumentou que a transição de desgaste moderado para

severo depende em grande parte da velocidade de deslizamento, estabilidade térmica das ligas e sua composição.

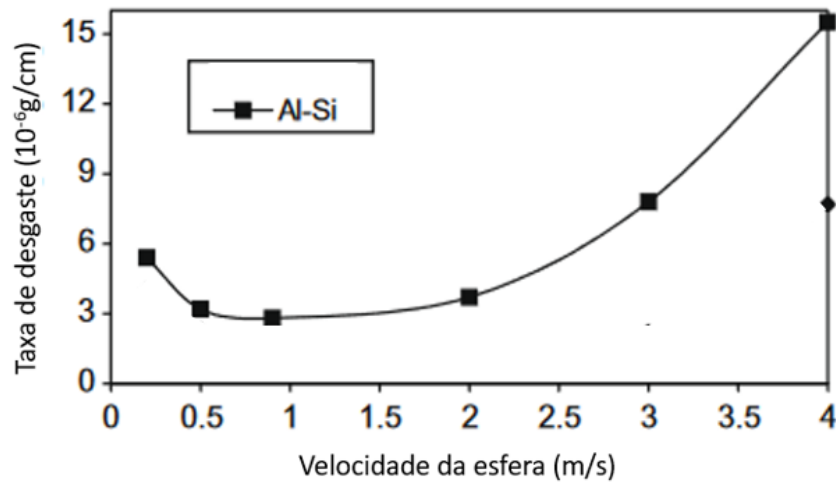


Figura 34 – Velocidade de deslizamento vs. taxa de desgaste para Al-Si [45] adaptado.

### 2.5.3 Dureza das partículas abrasivas

Características das partículas abrasivas, tais como, dureza, forma e tamanho desempenham importante papel no processo de desgaste. A Tabela 3 apresenta a dureza Vickers de alguns dos abrasivos comumente utilizados em ensaios de desgaste.

Tabela 3 – Dureza Vickers dos abrasivos comumente utilizados [56].

Material abrasivo	Dureza [HV]
Sílica ( $\text{SiO}_2$ )	750 a 1260
Alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )	2000
Carbeto de Silício ( $\text{SiC}$ )	2600

Ligas de alumínio comumente exibem dois regimes de desgaste por deslizamento, que podem ser classificados como moderado e severo. Desgaste severo envolve dano massivo na superfície com larga escala de transferência de materiais. No desgaste moderado, os danos superficiais são menos extensivos [63].

Sendo  $H_S$  a dureza da superfície e  $H_A$  a dureza do abrasivo, a razão  $H_A/H_S$  pode ser utilizada para prever os regimes de desgaste abrasivo. Assim, para análise dos efeitos de abrasivos com durezas diferentes sobre um mesmo material, ou seja, para a mesma dureza da superfície  $H_S$ , quanto maior a dureza do abrasivo,  $H_A$ , maior a taxa de desgaste da superfície e quanto menor a dureza do abrasivo, menor a taxa de desgaste. A razão  $H_A/H_S$  pode ser utilizada para prever os regimes de desgaste abrasivo, conforme Tabela 4 e Figura 35 [60].

Tabela 4 - Regimes de desgaste para a razão  $H_S/H_A$  [56, 60].

Razão	Regime
$H_A/H_S < 0,8$	Moderado: a dureza do material que sofre desgaste é sempre maior que a dureza do abrasivo. Assim, mantendo-se $H_A$ constante, ocorre pouca variação na taxa de desgaste com o aumento da $H_S$ , ou seja, com o aumento de $H_S$ a razão $H_A/H_S$ diminui. O que indica que, nessa região, a variação de $H_S$ apresenta pouca influência no processo de desgaste.
$0,8 \leq H_A/H_S \leq 1,5$	Transição: Mantendo-se $H_S$ constante, com uma mínima variação de $H_A$ pode-se fazer com que o desgaste abrasivo saia do regime moderado e entre no regime severo e vice-versa. Nesse caso, a variação da taxa de desgaste torna-se extremamente sensível à variação da dureza do abrasivo.
$H_A/H_S > 1,5$	Severo: ocorre efeito semelhante ao regime de desgaste moderado, neste caso, porém, o abrasivo apresenta dureza maior que o matéria que sofre desgaste. Mantendo-se $H_S$ constante, ocorre baixa variação da taxa de desgaste com o aumento de $H_A$ . Nesse caso, o aumento da dureza do abrasivo apresenta pouca importância no processo de desgaste da superfície.

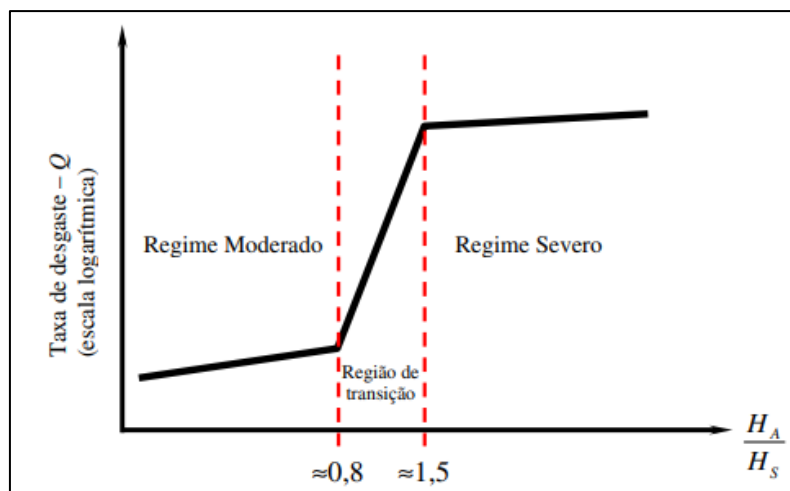


Figura 35 – Relação esquemática entre a taxa de desgaste e o quociente  $H_A/H_S$  [56].

#### 2.5.4 Tamanho das partículas abrasivas

Para abrasivos pequenos, a taxa de desgaste aumenta de forma proporcional ao aumento do tamanho da partícula abrasiva, até alcançar o tamanho crítico do abrasivo (TCA) (Figura 36). Após o TCA, podem acontecer três fenômenos: a taxa de desgaste aumenta a uma menor inclinação (curva 1); a taxa de desgaste torna-se independente do tamanho do abrasivo (curva 2); a taxa de desgaste diminui (curva 3). O estudo de Marin [64] sugere que abrasivos pequenos cortam o material com pouca penetração, produzindo microcavacos contínuos e finos. Porém, para um valor crítico chamado tamanho crítico de abrasivo, o mecanismo de desgaste muda de microcorte

(prevalente) para microsulcamento (prevalente), produzindo microcavacos descontínuos e deformados.

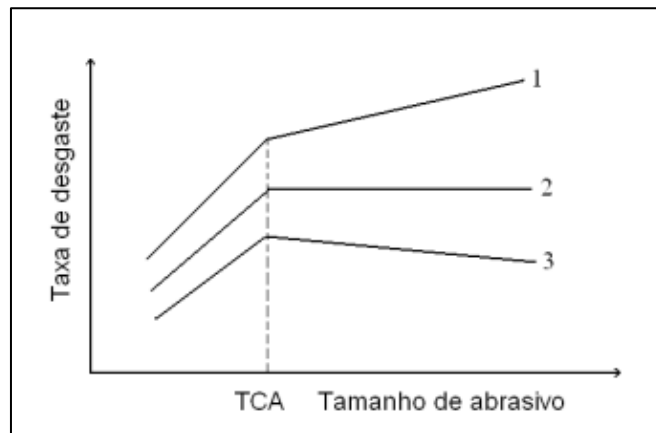


Figura 36 – Representação esquemática da relação entre a taxa de desgaste e o tamanho do abrasivo [64].

Os resultados encontrados por Nathan e Jones [65], utilizando um equipamento de desgaste abrasivo a dois corpos, nos ensaios realizados com alumínio, indicam que o volume de material removido aumenta linearmente com o aumento do tamanho das partículas abrasivas até um ponto de desvio, a partir do qual a relação continua linear, mas com menor taxa de aumento do volume removido em relação ao aumento do tamanho da partícula abrasiva. Para o alumínio, com parâmetros de força normal de 2 kg e velocidade de 0,5m/s, a curva é apresentada na Figura 37.

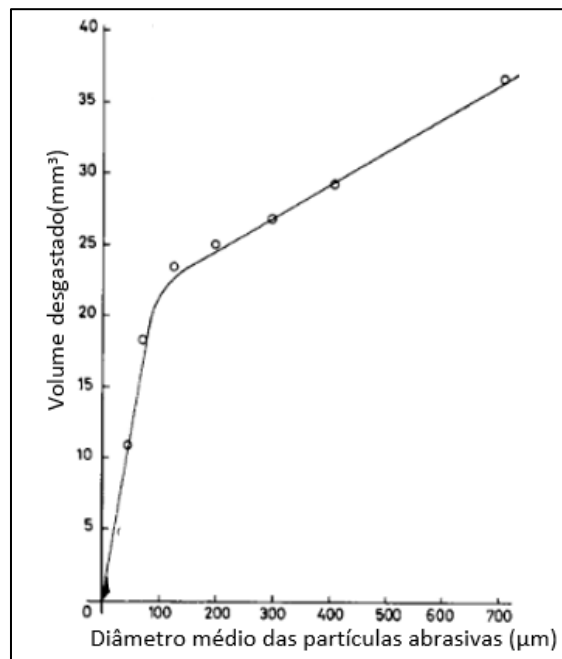


Figura 37 – Ensaio realizado em alumínio. Relação entre o volume desgastado e o tamanho médio das partículas abrasivas [65] adaptado.



Nos estudos realizados por Marin [64], para o alumínio, os resultados indicam que a perda de massa aumenta linearmente com o tamanho do abrasivo, até alcançar o TCA de 36  $\mu\text{m}$ , a partir do qual a perda de massa aumenta a uma taxa menor.

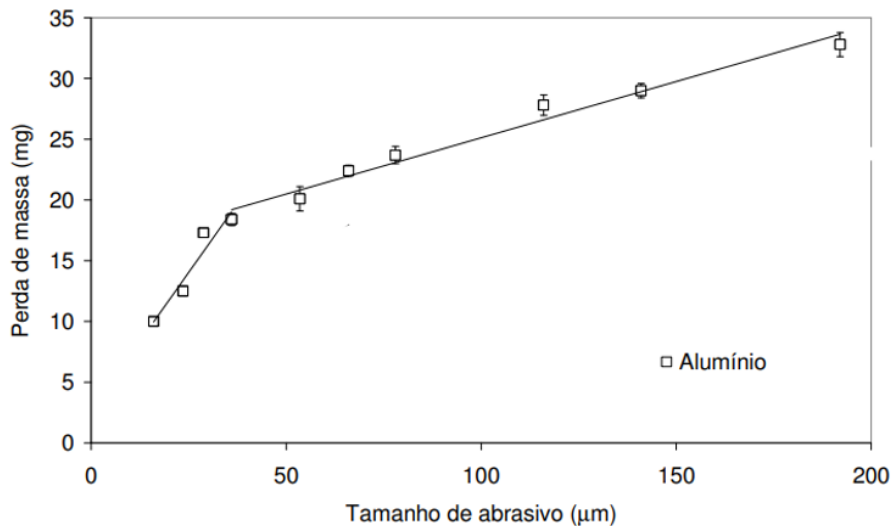


Figura 38 – Relação entre a perda de massa e o tamanho de abrasivo para o alumínio [64] adaptado.

### 2.5.5 Fração volumétrica

Bello et al. [66], em testes de desgaste realizados em três tipos de aços inoxidáveis a 180 m de distância de deslizamento, concluíram que o coeficiente de desgaste,  $k$ , aumenta com o aumento da fração de volume abrasivo (Figura 39). O estudo aponta que há relação linear entre  $k$  e fração de volume abrasivo entre os valores 0,03 e 0,135 (modo misto para três corpos). O estudo sugere, para essas concentrações, que a taxa de desgaste não está apenas diretamente relacionada ao número de partículas abrasivas na interface, mas também ao fato de que o mecanismo de abrasão a três corpos é mais eficiente na remoção de material do que mecanismos a dois corpos ou mistos.

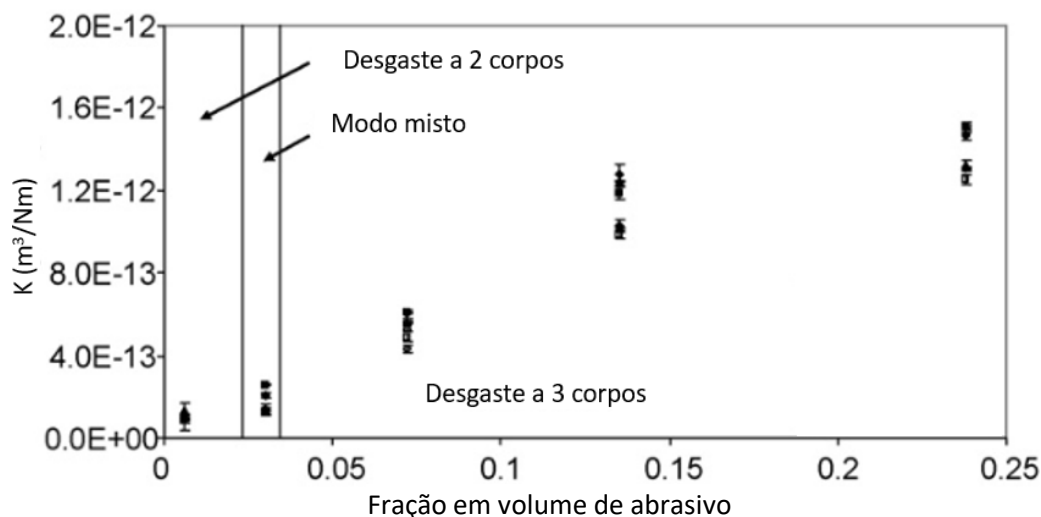


Figura 39 – Coeficiente de desgaste em função da fração volumétrica das partículas abrasivas [66].

### 2.5.6 Relação entre dureza da amostra e desgaste

Dureza, tenacidade à fratura, endurecimento por trabalho mecânico, ductilidade, distribuição de tensão, instabilidade mecânica e anisotropia cristalina são características dos metais que influenciam o desgaste abrasivo [44].

A dureza é a propriedade mecânica que melhor se correlaciona com o desgaste e determina a verdadeira área de contato entre os pares de atrito. A correlação entre dureza e desgaste, entretanto, é limitada por fatores como a compatibilidade metalúrgica das duas superfícies de contato, as propriedades de seus filmes de óxido e o estado de lubrificação [67].

Pintaúde [68] investigou a relação entre taxas de desgaste abrasivo e dureza em função da razão entre a dureza do abrasivo e a dureza do material desgastado e concluiu que a resistência ao desgaste variou proporcionalmente com a dureza dos corpos de prova de aço AISI 1006 e AISI 52100 recozido.

Sarada *et al.* [69] compararam a dureza e a resistência ao desgaste de compostos de matriz metálica híbrida de alumínio (LM25+CarvãoAtivado+Mica) com compósitos (LM25+CarvãoAtivado) e (LM25+Mica). Embora não tenham realizado um estudo específico da correlação entre dureza e resistência ao desgaste, em seus resultados, o (LM 25+CarvãoAtivado+Mica) apresentou maior dureza e menor perda de massa nos ensaios de desgaste, seguido do (LM25+Carvão Ativado) e do (LM25+Mica), com menor dureza e maior perda de massa nos ensaios de desgaste.

A Figura 40 representa a resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza do material. Testes de desgaste em uma ampla gama de materiais diferentes

mostraram que a resistência ao desgaste abrasivo aumenta com o aumento da dureza dos materiais, para uma primeira aproximação. A dureza é uma propriedade muito importante para prever o comportamento de desgaste abrasivo de diferentes metais puros e diferentes cerâmicas. A dureza por si só, no entanto, é apenas um indicador de resistência à abrasão ao comparar diferentes grupos de materiais, por exemplo, metais puros com aços ou cerâmicas tratadas termicamente. Grandes diferenças na resistência à abrasão podem ocorrer na mesma dureza [44].

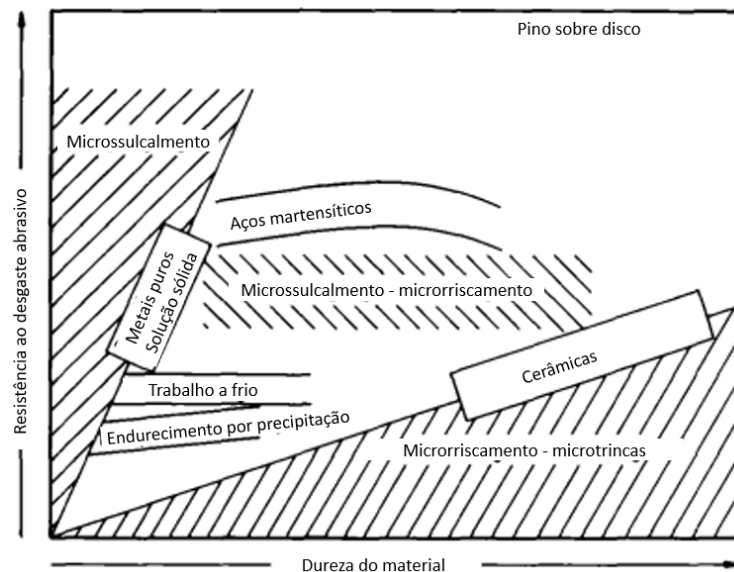


Figura 40 – Representação esquemática da resistência ao desgaste abrasivo vs. dureza do material [44].

Nos estudos conduzidos por Sekar e Das [70] em espécimes da liga AA6063 Al-Mg-Si, os efeitos do envelhecimento artificial na dureza, e respostas tribológicas sob abrasão de dois corpos foram determinados. Ênfase específica foi direcionada a entender o papel das propriedades mecânicas de ligas com diferentes tempos de envelhecimento em seu desempenho de desgaste abrasivo e para revelar os mecanismos operativos da abrasão. As seguintes conclusões principais foram tiradas dos experimentos e suas análises: o desempenho do desgaste abrasivo variou consideravelmente com o estado de envelhecimento; a amostra submetida ao pico de envelhecimento exibiu a menor taxa de desgaste específico, indicando a maior resistência à abrasão, o que também foi corroborado pela identificação de sulcos mais estreitos e rasos das superfícies desgastadas em questão. Caracterizações de superfícies desgastadas, detritos gerados e subsuperfícies dos espécimes desgastados revelaram que os mecanismos de abrasão foram microcorte, microsulcamento e microdelaminação, independentemente do estado de envelhecimento.

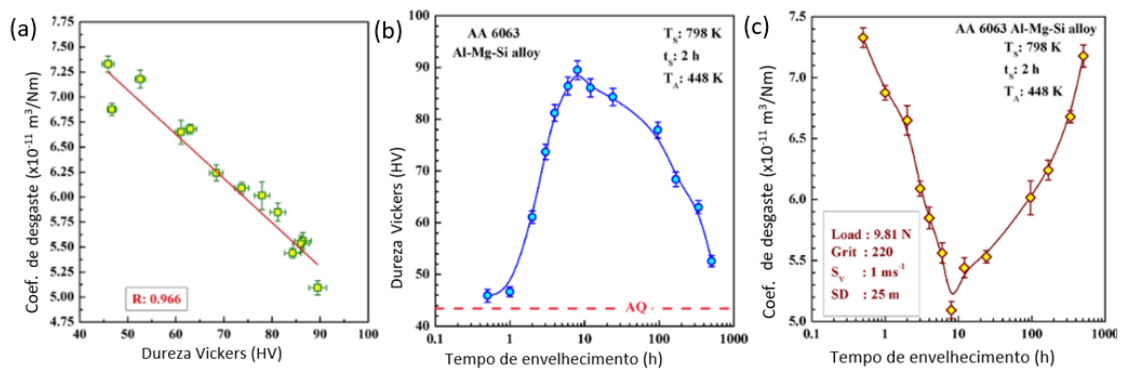


Figura 41 - Relações entre a dureza Vickers, taxa de desgaste e tempo de envelhecimento para estudos conduzidos em espécimes da liga 6063 [70].

### 2.5.7 Relação entre a microestrutura e a resistência ao desgaste do sistema Al-Mg<sub>2</sub>Si

O Mg<sub>2</sub>Si, como um composto intermetálico complexo, apresenta alta temperatura de fusão (1085° C), alta dureza ( $4,5 \times 10^9 \text{ N/m}^2$ ), baixa densidade ( $1,99 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ), baixo coeficiente de expansão térmica ( $7,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) e módulo de elasticidade razoavelmente alto (120 GPa) [71].

Mohami et al. [49] investigaram o efeito de diferentes morfologias de pinos de ferramenta na capacidade de inter-mistura, microestrutura, propriedades mecânicas, corrosão, fratura e comportamentos de desgaste do compósito de liga AA6061-T6 / Al20%Mg<sub>2</sub>Si soldado por fricção e agitação dissimilar. A Figura 42 mostra as superfícies desgastadas das juntas AA6061/Al-Mg<sub>2</sub>Si após o teste de desgaste. As regiões com trilhas rasas ao longo da direção de deslizamento indicam as áreas onde o mecanismo de desgaste abrasivo ocorre na junta AA6061/Al-Mg<sub>2</sub>Si durante o teste de desgaste. Atribuiu-se às partículas duras de Mg<sub>2</sub>Si a resistência ao movimento de discordâncias, produzindo as aparências abrasivas reveladas na Figura 42.

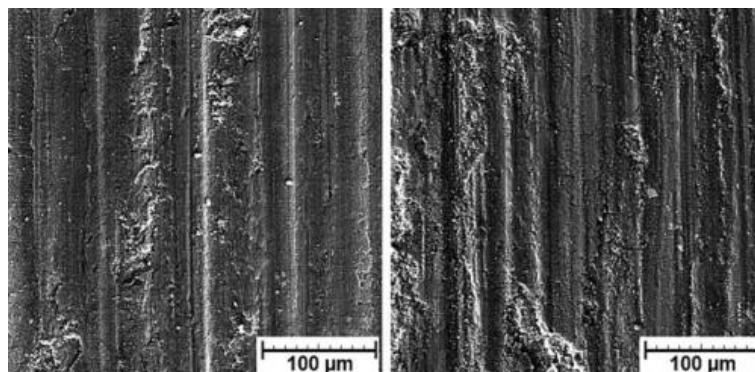


Figura 42 - Superfícies desgastadas [49].

## 2.6 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO

### 2.6.1 Dureza

Dureza é a propriedade do material que exprime a capacidade de resistir à ação de um penetrador. Pode-se afirmar que o valor da dureza depende fundamentalmente de 3 variáveis: material ensaiado, geometria do penetrador e a força aplicada [68].

Existem diversos tipos de ensaios de dureza: dureza por risco, dureza por rebote e dureza por penetração. Dureza ao risco é pouco utilizado nos materiais metálicos. Sua aplicação é maior no campo da mineralogia. Baseia-se no relacionamento do material analisado com outros materiais na sua capacidade de riscar e ser riscado. A dureza por rebote é um ensaio dinâmico cuja impressão na superfície do material é causada pela queda livre de um êmbolo com uma ponta padronizada de diamante. Nos ensaios desse tipo, o valor da dureza é proporcional à energia necessária para deformar o material, e é representada pela altura alcançada no rebote do êmbolo [72].

Os métodos mais aplicados em engenharia utilizam penetradores com formatos padronizados e que são pressionados na superfície do material sob condições específicas de pré-carga e carga, causando inicialmente deformação elástica e em seguida deformação plástica [72]. Entre eles estão os ensaios de dureza Rockwell, Brinell, Knoop e Vickers.

Os ensaios Rockwell podem ser utilizados para todas as ligas metálicas. Os penetradores incluem esferas de 1/16, 1/8, 1/4 e 1/2 de polegada e um penetrador cônico de diamante usado para materiais duros. Um número de dureza é determinado pela diferença pela diferença na profundidade de penetração resultante da aplicação de uma carga inicial menor, seguida por uma carga principal maior. Com base nas magnitudes das cargas maior e principal, existem dois tipos de ensaios: Rockwell e Rockwell superficial. As escalas Rockwell são representadas por letras do alfabeto ou por números seguidos de letras (superficial), que especificam a carga e o penetrador [24].

Nos ensaios Brinell, assim como nas medições Rockwell, um penetrador esférico duro é forçado contra a superfície do metal a ser testado. O diâmetro do penetrador de aço endurecido ou de carbeto de tungstênio é de 10mm. Durante o ensaio, a carga é mantida constante por um tempo especificado. O número de dureza Brinell, HB, é função tanto da magnitude da carga quanto do diâmetro de impressão resultante [24].

Nos ensaios Knoop e Vickers, um penetrador de diamante é forçado contra a superfície do corpo de provas. As cargas aplicadas são muito menores que para os ensaios Rockwell e Brinell. Pode ser necessária uma preparação cuidadosa do corpo de

prova, com lixamento e polimento para assegurar impressões bem definidas. As escalas HK e HV são aproximadamente equivalentes [24].

O teste Vickers é dividido em dois tipos distintos de testes de dureza: macroindentação e microindentação. Estes testes são definidos pelas forças. Nos testes de microindentação, a carga aplicada é de 1 a 1000 gf e os parâmetros são definidos pela ASTM E 384. No ensaio de macroindentação, a carga aplicada varia de 1 a 120 kgf conforme definido na ASTM E 92 [73].

O teste de dureza Vickers (microindentação) utiliza uma máquina calibrada para forçar, na superfície do material avaliado, um indentador em forma de pirâmide de base quadrada, com ângulos faciais de  $136^\circ$ . As diagonais de impressão (Figura 43) são medidas com um microscópio após a remoção da carga e por meio das equações (3) e (4) calcula-se o valor da dureza. Para qualquer teste de dureza de microindentação, assume-se que o recuo não sofre recuperação elástica após a remoção da força [74].

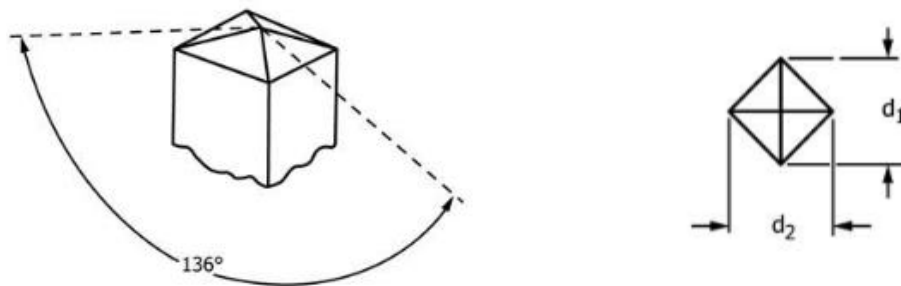


Figura 43 – Indentador e impressão Vickers [74].

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{2 \cdot F \cdot \text{sen} (136^\circ / 2)}{d_m^2} \quad (3)$$

$$d_m = (d_h + d_v) / 2 \quad (4)$$

Como os testes de dureza de microindentação revelarão variações de dureza que comumente existem na maioria dos materiais, um único valor de teste pode não ser representativo, por isso, recomenda-se que sejam feitas diversas medidas e o desvio padrão seja calculado. O indentador Vickers normalmente produz formas de impressão geométricas semelhantes em todas as forças de teste. Com exceção de testes em forças muito baixas, que produzem impressões com diagonais menores que  $20 \mu\text{m}$ , o número de dureza Vickers será o mesmo, dentro dos limites estatísticos de precisão [74].

O tempo da aplicação inicial da força até que a força de teste completa seja alcançada não será superior a 10s. O indentador deve entrar em contato com a amostra a uma velocidade entre 15 e 70  $\mu\text{m/s}$ . A força de teste completa deve ser aplicada de 10 a 15s [74].

## 2.6.2 Microscopia Óptica

O microscópio óptico continua sendo uma das ferramentas mais importantes para o estudo da microestrutura, apesar da evolução de instrumentos metalográficos eletrônicos sofisticados. A microscopia eletrônica de varredura (MEV) e a microscopia eletrônica de transmissão (MET) também são ferramentas inestimáveis, no entanto, elas devem ser usados em conjunto com microscopia óptica, e não como substitutas [75].

Os exames de microestrutura devem começar com o uso do microscópio óptico, começando com baixa ampliação, em torno de 100x, seguido de ampliações progressivamente maiores para avaliar as características básicas da microestrutura de forma eficiente. A maioria das microestruturas pode ser observada com o microscópio óptico e identificada com base em suas características. A identificação de constituintes desconhecidos pode ser auxiliada por sua resposta à luz polarizada e por sua resposta aos reagentes seletivos. Certos constituintes são mais facilmente observados polidos, porque detalhes são obscurecidos pelo ataque químico [75].

Espécimes que respondem à luz polarizada, como materiais com estruturas de cristais não cúbicos, são geralmente examinados sem ataque. No entanto, na maioria dos casos, o ataque deve ser realizado para observar a microestrutura. Um reagente de uso geral é normalmente usado primeiro para revelar a estrutura de grãos e as fases presentes, seguido por reagentes seletivos que atacam ou colorem fases específicas de interesse [75].

Silva *et al.* [76], no estudo das alterações da microestrutura da liga AA6201 sob diversos parâmetros de solidificação, revelaram a microestrutura sob ataque químico com ácido fluorídrico (48%), com ampliação de 50x em microscópio óptico (Figura 44).

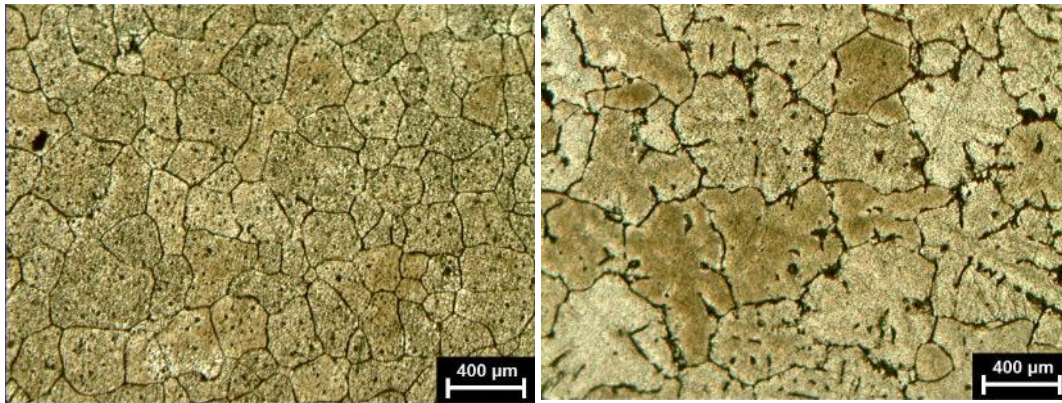


Figura 44 – Microestrutura da liga AA6201, sob diferentes parâmetros de solidificação, visível por microscopia óptica.

Sousa et al. [77], nos estudos conduzidos sobre a liga 6201, para estudar a macroestrutura, o espécime foi polido e atacado com solução de Poulton (12 mL HCl + 6 mL HNO<sub>3</sub> + 1 mL HF + 1 mL H<sub>2</sub>O). Para revelar as características microestruturais, as regiões foram polidas e atacadas com uma solução concentrada de Keller (2 mL HF + 3 mL HCl + 5 mL HNO<sub>3</sub> + 75 mL H<sub>2</sub>O) por 60s. Para revelar o arranjo dendrítico, as amostras foram atacadas com uma solução diluída de HF (3 mL HF + 100 mL H<sub>2</sub>O) por 90s para revelar o arranjo dos grãos (Figura 45).

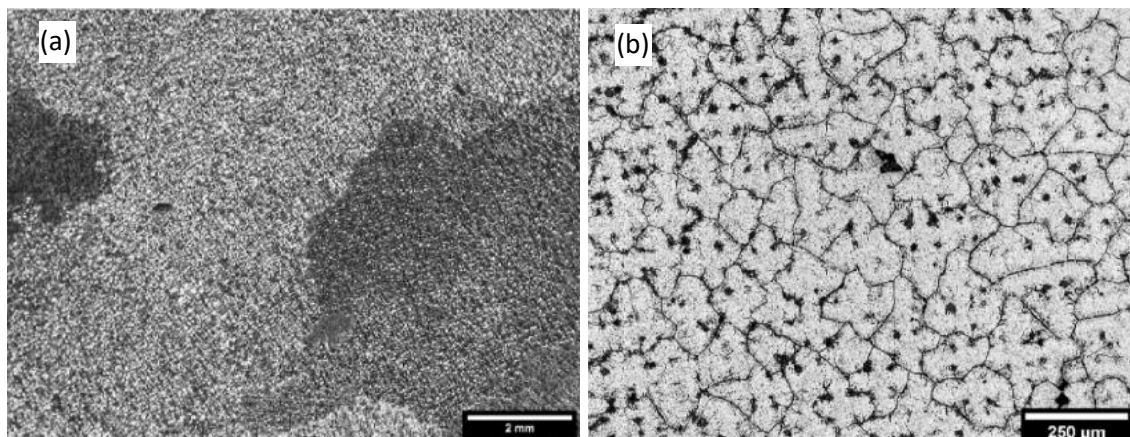


Figura 45 - Microestrutura da liga AA6201. (a) tamanho de grão; (b) arranjo dendrítico.

### 2.6.3 Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV

O microscópio eletrônico de varredura, em comparação com o microscópio óptico, expande a faixa de resolução em mais de uma ordem de magnitude, para aproximadamente 10 nm [75]. A microscopia eletrônica de varredura se apresenta como a técnica mais adequada, pois permite alcançar aumentos muito superior ao da microscopia óptica. Dependendo do material, pode atingir até 900.000x, mas normalmente o aumento é da ordem de 10.000 vezes [78].



A área ou o microvolume a ser analisado é irradiado por um fino feixe de elétrons ao invés da radiação da luz. Como resultado da interação do feixe de elétrons com a superfície da amostra, uma série de radiações são emitidas tais como: elétrons secundários, elétrons retroespalhados, raios-X característicos, elétrons *Auger*, fótons, etc. Estas radiações, quando captadas corretamente, irão fornecer informações sobre a amostra (topografia da superfície, composição, cristalografia, etc.) [78].

O feixe de elétrons varre a amostra da mesma maneira que em um tubo de raios catódicos (CRT) usado para a formação de imagens em uma tela de televisão. Um gerador de varredura que controla a corrente das bobinas de varredura desvia o feixe ao longo de linhas espaçadas. A ampliação é alterada ajustando a corrente nas bobinas de deflexão. O intervalo normal é de 10.000 a 150.000x. Os elétrons excitados pelo feixe de elétrons e emitidos da superfície da amostra são coletados em um detector de elétrons [75].

Na microscopia eletrônica de varredura, os sinais de maior interesse para a formação da imagem são os elétrons secundários e os retroespalhados. À medida que o feixe de elétrons primários vai varrendo a amostra estes sinais vão sofrendo modificações de acordo com as variações da superfície. Os elétrons secundários fornecem imagem de topografia da superfície da amostra e são os responsáveis pela obtenção das imagens de alta resolução, já os retroespalhados fornecem imagem característica de variação de composição [78].

Para se obter informações qualitativas e quantitativas da composição química em regiões submicrométricas de incidência do feixe de elétrons na amostra, o MEV deve ser equipado com detectores de raios-X. A detecção dos raios-X emitidos pela amostra, como resultado da interação com o feixe eletrônico, pode ser realizada tanto pela medida de sua energia (EDS - *Energy Dispersive Spectrometer*) como do seu comprimento de onda (WDS - *Wavelength Dispersive Spectrometer*). Trata-se de uma técnica não destrutiva, que permite determinar a composição de regiões com até 1  $\mu\text{m}$  de diâmetro [18].

Liu et al [79] estudaram a microestrutura, propriedades mecânicas e resistência ao desgaste em uma liga de Al-Mg-Si (AA6061) de grão ultrafino fabricada utilizando uma combinação de prensagem angular em canais com seção transversal constante (ECAP) e envelhecimento dinâmico. Os modos de desgaste, identificados pela por imagens de MEV, apontam para a ocorrência de desgaste por riscamento, delaminação e desgaste adesivo.

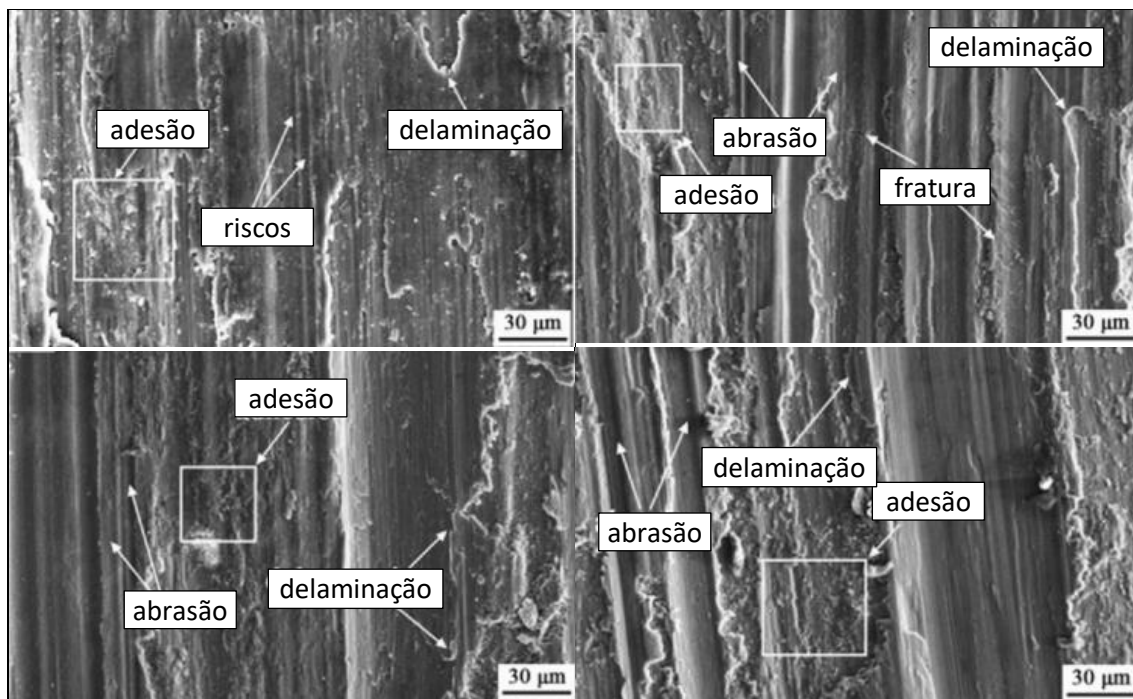


Figura 46 – Modos de desgaste em ensaios na liga 6061 visualizáveis por imagens MEV [79].

#### 2.6.4 Microscópio Eletrônico de Transmissão – MET

A microscopia eletrônica de transmissão é uma técnica de microscopia pela qual um feixe de elétrons é transmitido através de uma amostra ultrafina, interagindo com a amostra à medida que passa. Uma imagem é formada a partir da interação dos elétrons transmitidos através do espécime. A imagem é ampliada e focalizada em um dispositivo de imagem, como uma tela fluorescente, em uma camada de filme fotográfico ou para ser detectada por um sensor, como uma câmera CCD [80].

A resolução final geralmente não é necessária para estudos de microscopia eletrônica em ciência de materiais, e a resolução do instrumento é reduzida para algo em torno de 0,4 nm, o que é suficiente para a maioria das aplicações de MET na ciência dos materiais. Espessuras de amostra de 10 nm a 1 µm são necessárias, dependendo do modo de imagem e da tensão do microscópio eletrônico de transmissão [73].

Edwards et al. [81], realizaram um estudo sobre a sequência de precipitados na liga AA6061 e utilizaram MET para visualizar a presença de precipitados de Mg<sub>2</sub>Si na liga após diferentes condições de tratamento térmico. A Figura 47 mostra uma sequência de precipitados encontrados durante o processo de envelhecimento artificial. A Figura 47(a) apresenta uma amostra no início do envelhecimento artificial com aglomerados finos e pequenos de Mg e Si, alguns precipitados possuem detalhes que

combinam com a estrutura  $\beta''$ , indicando que alguma transformação para  $\beta''$  já ocorreu nesta fase, quando os precipitados ainda são muito pequenos. A Figura 47(b) é uma aproximação de Figura 47(a), com um fundo escuro mostrando os aglomerados. A Figura 47(c) mostra predominantemente a formação de pequenos precipitados  $\beta''$  (7nm). A Figura 47(d) mostra os precipitados do tipo  $\beta''$ , no pico de dureza da amostra, considerados responsáveis pelo endurecimento máximo por envelhecimento da liga, com comprimentos entre 10 e 15 nm. Na Figura 47(e), há pouca evidência de diferença com relação à microestrutura do envelhecimento de pico, o que vai ao encontro do fato de que a dureza foi ligeiramente diminuída. E a Figura 47(f) mostra os precipitados do tipo  $\beta'$ , que são os mais grosseiros e possuem formato de bastão e estão associados ao envelhecimento excessivo causando redução na dureza.

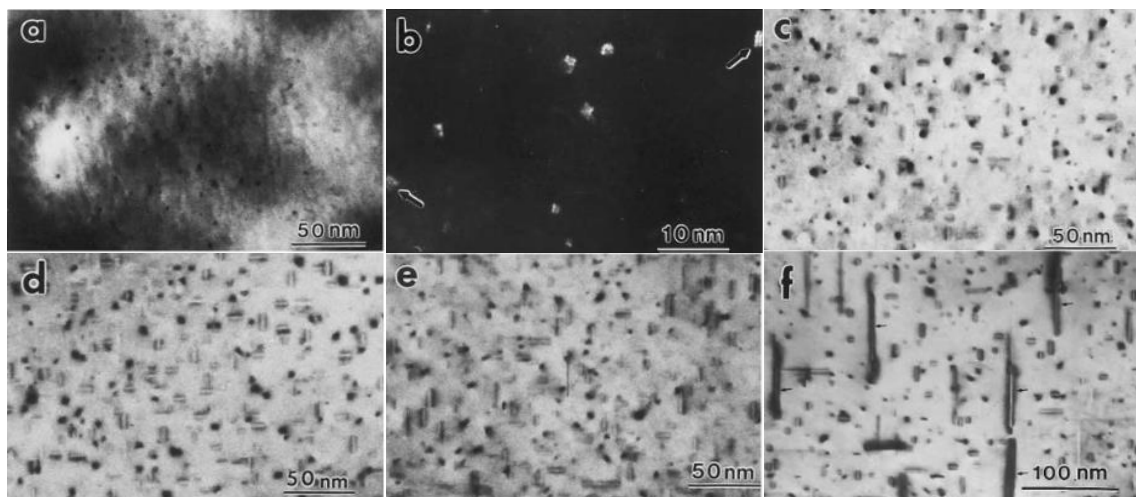


Figura 47 - Micrografias MET das dispersões dos precipitados em diferentes estágios de envelhecimento artificial. (a) e (b), 10 minutos a 175°C, (c) 0,5 h a 175°C, (d) 4 h a 175°C, (e) 72 h a 175°C, (f) 20 h a 200°C [81].

Diniz [34], em estudos conduzidos a respeito da liga AA6201, apresentou uma análise comparativa entre uma amostra solubilizada a 550°C e uma amostra solubilizada a 550°C e envelhecida a 170°C por 20 horas. Foi observado que os precipitados de Mg-Si presentes na amostra solubilizada e envelhecida apresentam-se em maior quantidade e estão mais bem distribuídos na matriz de alumínio do que na amostra apenas solubilizada. Ademais, aparecerem na amostra envelhecida mais precipitados com formatos semelhantes aos previstos nos precipitados GP  $\beta'$  e  $\beta''$ . Na amostra apenas solubilizada não houve formação bem distribuída de precipitados de Mg-Si. Em todos os casos, foram encontrados precipitados de Fe, possivelmente de AlFeSi, de tamanhos significativamente maiores do que os precipitados de Mg-Si (Figura 48).

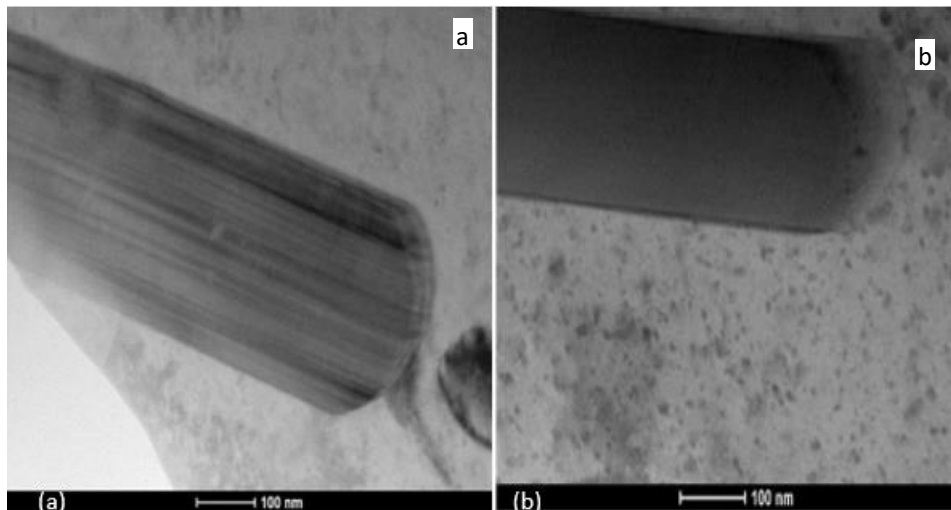


Figura 48 - Imagens de campo claro por MET, mostrando os intermetálicos de ferro (precipitados maiores) e do Mg-Si, observando-se (a) amostra solubilizada com pequeno número de precipitados Mg-Si. (b) amostra solubilizada e envelhecida artificialmente com precipitados em maior número, melhor distribuição e geometrias compatíveis com GP  $\beta'$  (esféricos), GP'' (agulhas) [34].

Ainda nos estudos conduzidos por Diniz [34], foram obtidas por MET imagens por difração da amostra solubilizada e envelhecida em uma área cujos precipitados de Ferro estavam ausentes (Figura 49). Os pontos mostrados nas imagens são referentes às reflexões dos elementos presentes na liga, tais como Al, Mg e Si. Na figura, os pontos vermelhos são pontos de reflexão da matriz de alumínio na direção [323]. Vinte pontos foram refletidos nessa direção. Os outros pontos que não são compatíveis com o padrão de difração do alumínio pertencem possivelmente aos precipitados de Mg-Si.

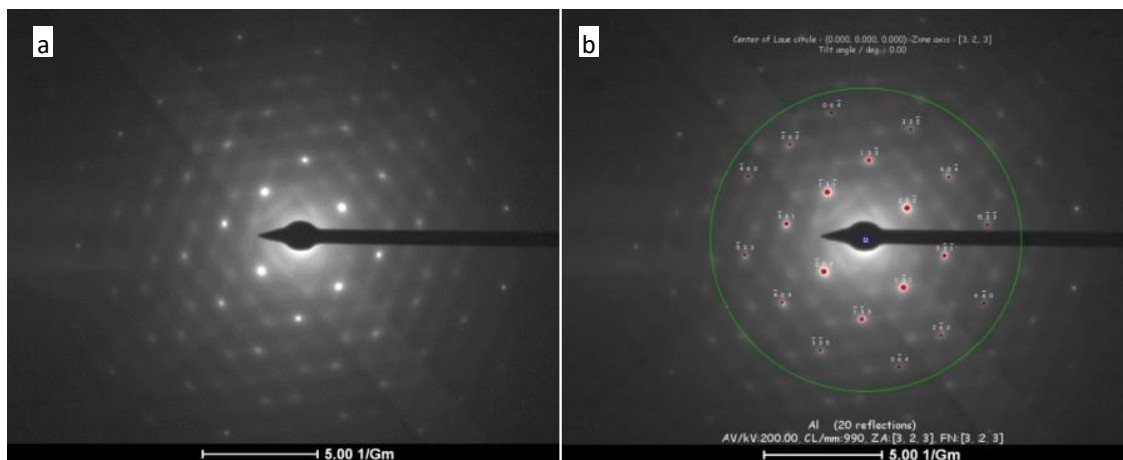


Figura 49 - Imagens de difração mostrando os precipitados de Mg-Si e a matriz de alumínio da amostra solubilizada e envelhecida artificialmente [34].

Nos estudos conduzidos por Reinke [13] sobre a liga AA6201, foram produzidos mapas por EDS (espectroscopia dispersiva de energia) das partículas endurecedoras (Mg-Si) (Figura 50) e intermetálicos ricos em Fe (AlFeSi) (Figura 51).

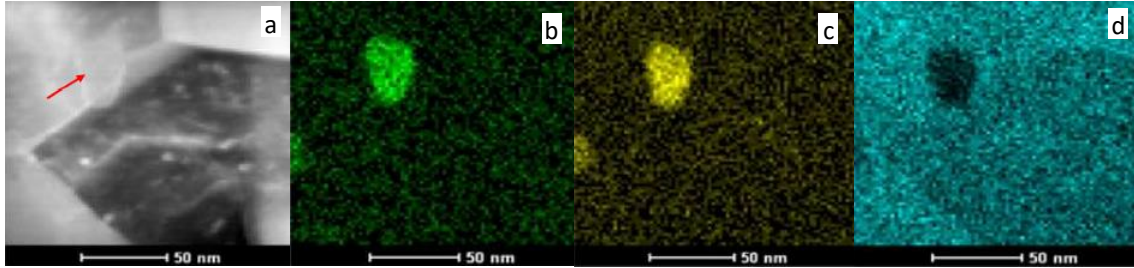


Figura 50 – Mapa EDS (MET). (a) Precipitado (seta); (b) Si; (c) Mg; e (d) Al [13].

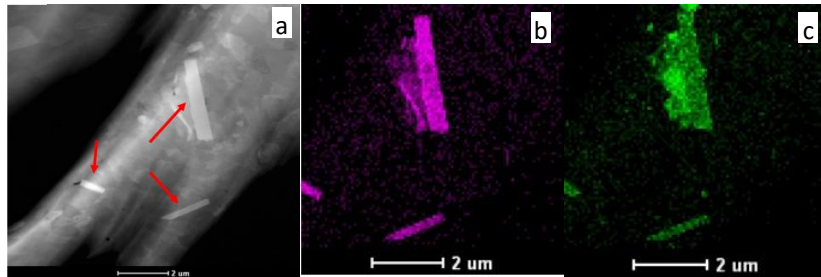


Figura 51 - Mapa EDS (MET). (a) Precipitados (setas); (b) Fe; e (c) Si [13].

Yang et al [82], em estudos conduzidos sobre a liga AA6005A, investigou orientações e padrões de difração dos precipitados metaestáveis  $\beta''$  em amostras submetidas a envelhecimento artificial. Doze orientações de precipitados  $\beta''$  com estrutura cristalina monoclinica foram analisadas. As relações de orientação foram expressas como:  $(0\ 1\ 0)_{\beta''} // \{1\ 0\ 0\}_{Al}$ ;  $[0\ 0\ 1]_{\beta''} // \langle 3\ 1\ 0 \rangle_{Al}$ ;  $[1\ 0\ 0]_{\beta''} // \langle 2\ 3\ 0 \rangle_{Al}$ .

### 2.6.5 Microfluorescência de raios-X

A fluorescência de raios-X (XRF) é o método de teste não destrutivo comumente usado. Analisadores de XRF portáteis usam um tubo de raios-X para emitir um feixe de raios-X em uma amostra, excitando os elétrons e deslocando-os da camada interna. A vacância da camada interna é substituída por um elétron de uma camada externa. À medida que esse elétron preenche a lacuna da camada interna, ele libera energia na forma de um raio-X secundário. Essa liberação de energia secundária é conhecida como fluorescência. Cada elemento presente emitirá características energéticas únicas de si mesmo. Ao medir a característica única da energia liberada emitida pela

amostra, é possível determinar quais elementos estão presentes. Isso é chamado de análise qualitativa. Então, medindo as intensidades da energia única e aplicando fatores de correção, é possível medir quanto de cada elemento está presente na amostra. Isso é chamado de análise quantitativa [83].

A microfluorescência de raios-X ( $\mu$ XRF) é uma técnica de análise elementar que permite o exame de áreas de amostra muito pequenas. Como a instrumentação XRF convencional, a microfluorescência de raios-X usa excitação direta de raios-X para induzir a emissão característica de fluorescência de raios-X da amostra para análise elementar. Ao contrário do XRF convencional, que tem uma resolução espacial típica variando em diâmetro de várias centenas de micrômetros até vários milímetros, o  $\mu$ XRF usa ótica de raios-X para restringir o tamanho do feixe de excitação, ou focar o feixe de excitação em um pequeno ponto na superfície da amostra, para que pequenas características na amostra possam ser analisadas. A instrumentação  $\mu$ XRF convencional usa uma abertura simples para restringir o tamanho do feixe incidente na superfície da amostra. Apenas os raios-X no eixo com o orifício são emitidos da abertura. Infelizmente, esse método bloqueia a maior parte do fluxo de raios-X emitido pela fonte de raios-X, resultando em baixo fluxo incidente na amostra, o que afeta negativamente a sensibilidade do método para análise elementar [84].

A ótica de raios-X com foco de cristal policapilar e duplamente curvo oferece um meio alternativo para gerar pequenos pontos focais com alto fluxo de raios-X na superfície da amostra para aplicações  $\mu$ XRF. Além disso, essas óticas superam a limitação da dependência do quadrado inverso da intensidade dos raios-X na distância da fonte, permitindo o desenvolvimento de sistemas  $\mu$ XRF de pequeno tamanho e baixa potência. O  $\mu$ XRF com ótica de raios-X tem sido usado com sucesso para aplicações, incluindo avaliação de pequenos recursos, mapeamento elementar, medição de espessura de filme e revestimento, detecção de microcontaminação, avaliação de revestimentos multicamadas para placas de circuito avançadas, análise de partículas pequenas e forense [84].

A ótica de focagem policapilar coleta raios-X da fonte divergente de raios-X e os direciona para um pequeno feixe focado na superfície da amostra com diâmetros tão pequenos quanto dezenas de micrômetros. A intensidade aumentada resultante entregue à amostra em um pequeno ponto focal permite resolução espacial aprimorada para análise de pequenos recursos e desempenho aprimorado para medição de elementos traço em relação ao obtido com colimadores *pin-hole* simples [84].

Alguns analisadores de XRF são capazes de medir elementos leves em baixas concentrações, como Silício, Fósforo, Enxofre, Alumínio e Magnésio. XRF tem limitações nos elementos que podem ser medidos. Elementos mais leves que o Magnésio não podem ser medidos usando XRF. A análise por espectroscopia de microfluorescência de raios-X é uma técnica analítica não destrutiva complementar à análise tradicional de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS). Tais análises são importantes para a caracterização da composição elementar em amostras desconhecidas. A excitação de raios-X produz uma sensibilidade muito maior para detecção de elementos traços (até 10 ppm para certos elementos), uma faixa espectral de raios-X estendida (até 40 keV), bem como informações de maior profundidade dentro da amostra [85].

### **3. METODOLOGIA**

A seguir são apresentados os procedimentos, equipamentos, acessórios e materiais utilizados para a realização do presente trabalho.

Os tratamentos térmicos, os ensaios de microdureza e desgaste foram realizados com equipamentos do Grupo de Fadiga, Fratura e Materiais (GFFM) da Universidade de Brasília.

Os exames de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e microfluorescência de raios-X foram realizados com a utilização dos equipamentos do Laboratório de Microvestígios do Instituto Nacional de Criminalística, da Polícia Federal.

O fluxograma apresentado na Figura 52 mostra os passos seguidos para o desenvolvimento deste trabalho. Embora o objetivo principal seja comparar a resistência ao desgaste microabrasivo após os tratamentos térmicos, entende-se que a definição dos parâmetros de solubilização e envelhecimento artificial e o acompanhamento da evolução da microdureza pelo envelhecimento natural das amostras submetidas aos diversos parâmetros de tratamento são também produtos da presente pesquisa.

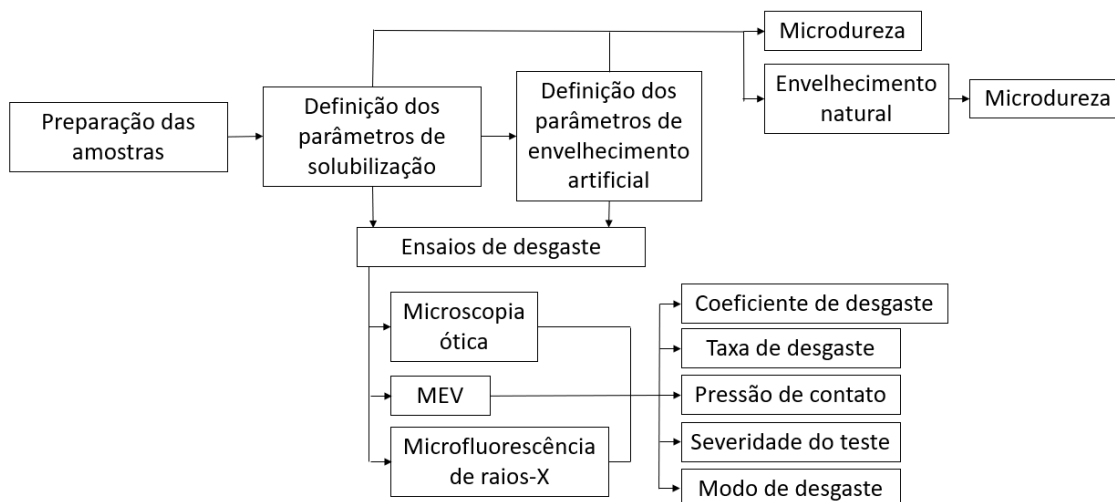


Figura 52 – Fluxograma de trabalho.

### 3.1 OBTENÇÃO E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Foi obtido vergalhão da liga de alumínio 6201, de diâmetro de 9,52 milímetros, utilizado como insumo para fabricação de fios para produção de cabos condutores CAL900. A análise química do vergalhão é exibida na Tabela 5, satisfazendo a composição química especificada para a liga 6201.

Tabela 5 – Composição química do cabo CAL900.

Elemento	CAL 900 (%)	Nominal da liga 6201 (%) (ASM, 1990)
Cobre (Cu)	<0,01	0,10 (máx.)
Silício (Si)	0,58	0,50-0,90
Manganês (Mn)	<0,01	0,03 (máx.)
Cromo (Cr)	<0,01	0,03 (máx.)
Ferro (Fe)	0,21	0,50 (máx.)
Magnésio (Mg)	0,65	0,6-0,9
Zinco (Zn)	<0,01	0,10 (máx.)
Boro (B)	0,0032	0,06 (máx.)
Alumínio (Al)	Restante	Restante

Fonte: Laboratório TORK (2015).

As amostras foram cortadas do vergalhão com aproximadamente 11 mm de altura, com a utilização da serra rotativa refrigerada a água e óleo, de modo a minimizar os efeitos do aquecimento.

Visando à obtenção de amostras de altura regular, com as bases planas e paralelas, com a utilização de uma recortadora laser, foram produzidos recipientes de



acrílico em formato retangular, com profundidade de 7 mm, contendo na base 6 furos com 10 mm de diâmetro. Foram também confeccionados espaçadores com formato análogo à base do recipiente, com 2 mm de espessura e criados selos plásticos com furos de 8 mm de diâmetro (Figura 53).

Foram então encaixadas as amostras no recipiente e no espaçador, com o selo interposto entre ambos (Figura 53 (b e c)), e o volume do recipiente foi preenchido com resina acrílica. O objetivo do selo foi evitar o vazamento da resina.

Aguardado o tempo de cura da resina, os espaçadores e os selos plásticos foram retirados, restando 2mm salientes das amostras (Figura 54).

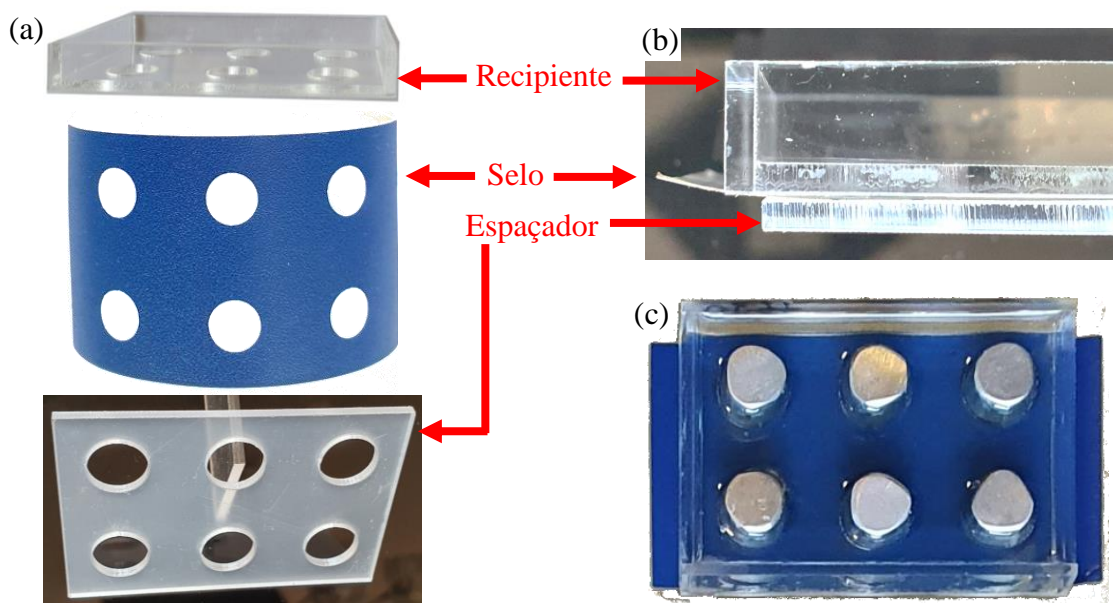


Figura 53 - Dispositivos confeccionados para preparação das amostras.

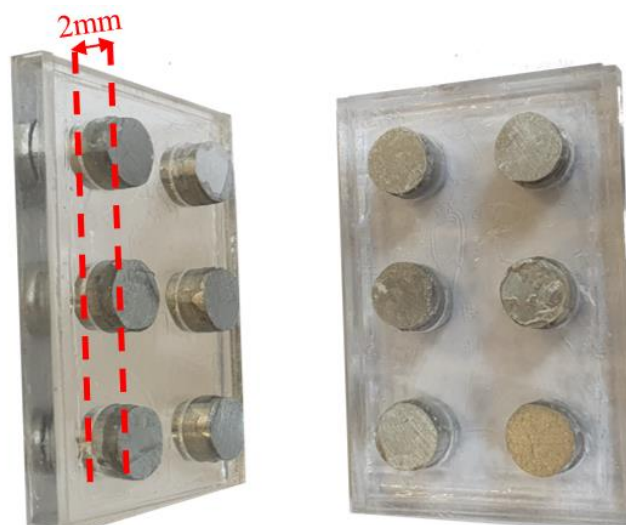


Figura 54 – Dispositivo confeccionado para preparação das amostras após a remoção do selo e espaçador, depois de curada a resina acrílica. Destacam-se as amostras salientes em 2 mm.

As faces salientes das amostras foram submetidas, sequencialmente, a lixas 80, 120, 220, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2000 e 2500, e posteriormente polidas com alumina de granulometria 0,05  $\mu\text{m}$ . As dimensões foram uniformizadas com o lixamento da face oposta, de modo a obter cilindros de cerca de 10 mm de altura e bases paralelas. Finalizado o processo, as amostras foram extraídas por meio do fraturamento do acrílico.

No processo de lixamento e polimento foi utilizada a politriz rotativa Pantec Polipan-U, instalada no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília, a aproximadamente 380 rpm e com a utilização de água como fluido refrigerante.

Todo o processo de preparação das amostras foi realizado antes da submissão aos tratamentos térmicos, de forma a deixá-las prontas para o ensaio de microdureza e o ensaio de desgaste microabrasivo, a fim de evitar qualquer alteração no efeito causado pelo tratamento térmico no material.

### 3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Para realização dos tratamentos térmicos nas amostras, foi utilizado o forno Nabertherm LHT08/18, com controlador P470, que opera na faixa de 70 a 1800°C (Figura 55), instalado no Laboratório de Ensaios de Materiais e Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília.



Figura 55 – Forno Nabertherm LHT08/18.

Os parâmetros utilizados foram escolhidos com base no ASM Metals Handbook, 1990 [3] e nos trabalhos de Diniz [34], Reinke [13], Souza [19] e Quadro *et al.* [35].

Para solubilização, os testes consistiram em submeter a amostra a temperaturas e tempos determinados e avaliar o comportamento da microdureza, buscando a condição mais macia como critério para definição dos parâmetros de solubilização. Dessa forma, foi avaliada a microdureza das amostras submetidas à temperatura de 550°C, com tempos de permanência de 2, 4 e 6 horas, e das amostras submetidas à temperatura de 535°C, com tempos de permanência de 1 e 2 horas.

No processo, foi programada rampa de aquecimento de 30 minutos até a temperatura estabelecida (cerca de 18°C/min.). Após a permanência na temperatura pelo tempo definido, as amostras foram instantaneamente resfriadas em água à temperatura ambiente, e de imediato tiveram aferidos os valores de microdureza. Os efeitos do envelhecimento natural na microdureza dessas amostras foram avaliados durante os 14 dias que sucederam a solubilização.

A definição do tempo de envelhecimento artificial seguiu procedimento análogo ao utilizado para a solubilização. No entanto, nesse caso, o que se pretendia era a dureza máxima. As amostras foram aquecidas a 170°C, com rampa de aquecimento de 15 minutos (cerca de 11°C/min.), e permaneceram pelo tempo estabelecido, sendo resfriadas no próprio forno, ainda fechado.

Após cada processo a microdureza era aferida e ajustava-se o tempo em busca da condição mais dura como critério para o estabelecimento dos parâmetros de envelhecimento artificial. Foram testados os tempos de permanência de 24, 30, 36, 48 e 60 horas. Os efeitos do envelhecimento natural na microdureza das amostras envelhecidas artificialmente foram avaliados por 3 meses.

Para a amostra envelhecida artificialmente por 24 horas, foi comparado o comportamento da microdureza com relação à realização do envelhecimento feito cerca de 4 horas após a solubilização com a realização do envelhecimento feito 9 dias após o procedimento de solubilização, de modo verificar eventuais diferenças.

### 3.3 MICRODUREZA VICKERS

Os ensaios de microdureza Vickers (HV) foram realizados com a utilização do equipamento Microhardness Emco Test DuraScan 20, dotado de indentador piramidal de base quadrada de diamante e ajuste de carga de 0,01 a 10 Kgf (Figura 56).



Figura 56 – Microhardness Emco Test DuraScan 20.

Foram realizadas, pelo menos, 10 medidas para cada resultado pretendido e os valores de cada aferição foram calculados pelo software do próprio equipamento, que mede as diagonais horizontais e verticais e, por meio das equações (3) e (4), calcula o valor da microdureza (Figura 57).

As amostras foram submetidas à carga de 0,5 Kgf, aplicada durante 10 segundos. Após cada sequência de medições, os dados foram extraídos do equipamento via *pen drive* no formato Excel.

A oxidação superficial causada pelos tratamentos térmicos escureceu as amostras, o que dificultava sobremaneira as medições em virtude da ausência de contraste nas bordas impressas pelo indentador. Assim, para melhor precisão na realização das medições, antes de cada sequência de medições foi aplicado Líquido Penetrante Fluorescente Lavável a Água FP91, da Metal Chek (Figura 57 (b)).

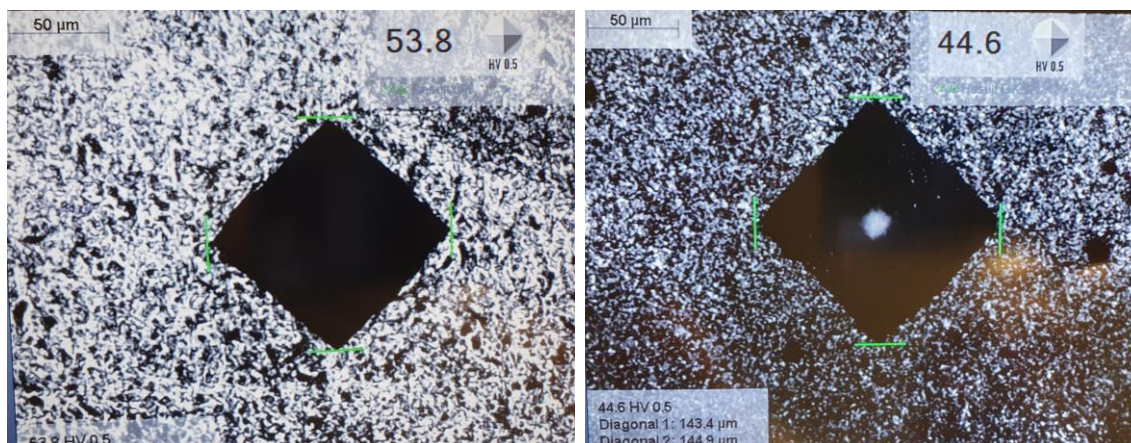


Figura 57 – Impressões e medidas realizadas pelo equipamento Microhardness Emco Test DuraScan 20. (a) amostra conforme recebida – sem necessidade de aplicação do líquido penetrante; (b) amostra solubilizada – aspecto após a aplicação do líquido penetrante.

### 3.4 DESGASTE MICROABRASIVO POR CALOWEAR

O equipamento empregado para os ensaios de desgaste microabrasivo foi um tribômetro de esfera livre da marca CSM, modelo Calowear (Figura 58), com esfera de aço CR 52100 (ISO3290) de diâmetro nominal de 1 polegada (Figura 59), massa de 66,4 g e dureza nominal entre 60 e 66 HRC (700 a 860 HV). No decorrer dos exames, as esferas foram substituídas cinco vezes por esferas novas, em intervalos regulares, a fim de minimizar eventuais efeitos do desgaste das esferas nos resultados dos exames.



Figura 58 - Tribômetro de esfera livre CSM Calowear.


	CÓDIGO <b>25,4CRG100IMP</b>	ISO 3290
	ESFERAS DIÂMETRO ESFERAS AÇO CR 52100 DIAM 25,4MM-IMP	GC
LOTE 160918	QUANTIDADE 8 PC	

Figura 59 – Cartão de identificação das esferas de desgaste utilizadas.

Em virtude da célula de carga do equipamento estar inoperante, a carga estática de contato, antes do início do deslizamento, foi estimada registrando-se os ângulos formados entre a esfera e a amostra,  $\theta_1$ , e entre a esfera e o eixo,  $\theta_2$ , ambos em relação à vertical (Figura 60).

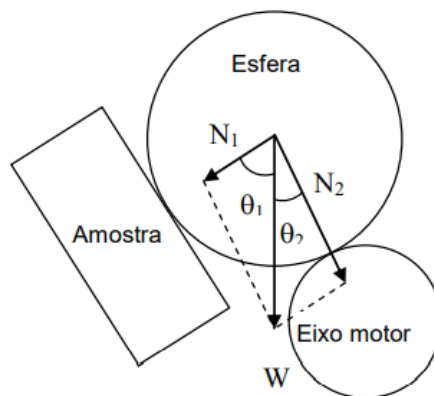


Figura 60 – Desenho esquemático para o cálculo da carga estática de contato entre a esfera e a amostra [57].

Devido ao equilíbrio estático, considera-se que as componentes horizontais das reações normais são equivalentes em intensidade. Analogamente, considera-se nula a resultante das componentes verticais. Pela equivalência de  $N_2$ , calcula-se a carga de contato estática entre a esfera de desgaste e a amostra de acordo com as equações 5, 6 e 7 [57].

$$N_1 \text{sen} \theta_1 = N_2 \text{sen} \theta_2 \quad (5)$$

$$W = N_1 \text{cos} \theta_1 + N_2 \text{cos} \theta_2 \quad (6)$$

$$N_1 = W \left( \frac{\text{sen} \theta_2}{\text{sen}(\theta_1 + \theta_2)} \right) \quad (7)$$

No tribômetro utilizado, o ajuste do ângulo entre a amostra e a esfera é realizado pela rotação do eixo da mesa (Figura 61 (a)). Já o ajuste do ângulo entre a esfera e o eixo do motor é feito pelo deslocamento do conjunto da mesa no plano horizontal (Figura 61 (b)). Neste caso, quanto mais se aproxima o conjunto do eixo do motor, menor o ângulo formado entre a esfera e o eixo. Esses ângulos não são facilmente obtidos do equipamento, que não dispõe de escalas.

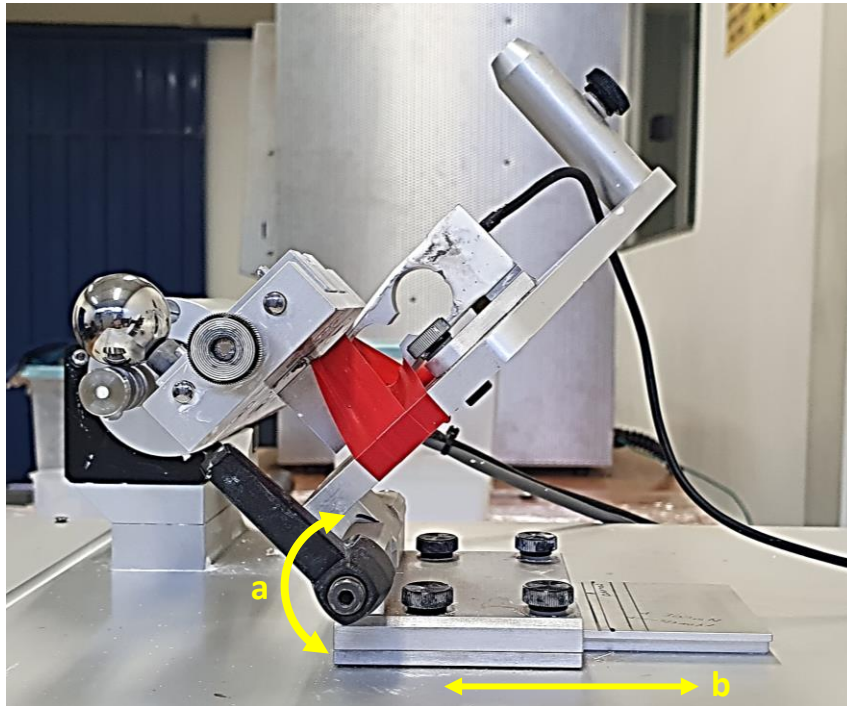


Figura 61 – Ajustes do Tribômetro de esfera livre CSM Calowear. (a) ajuste do ângulo entre a esfera e a amostra; (b) ajuste do ângulo entre a esfera e o eixo do motor.

A velocidade da esfera e distância de deslizamento foram calculadas com base no desenho esquemático exibido na Figura 62.

O eixo do motor possui uma guia, que promove dois pontos de contato com a esfera. O terceiro ponto de contato é aquele em que a esfera se apoia na amostra. Com três pontos de apoio, a posição da esfera é mantida em um equilíbrio estável, seja estática ou dinamicamente [57, 46].

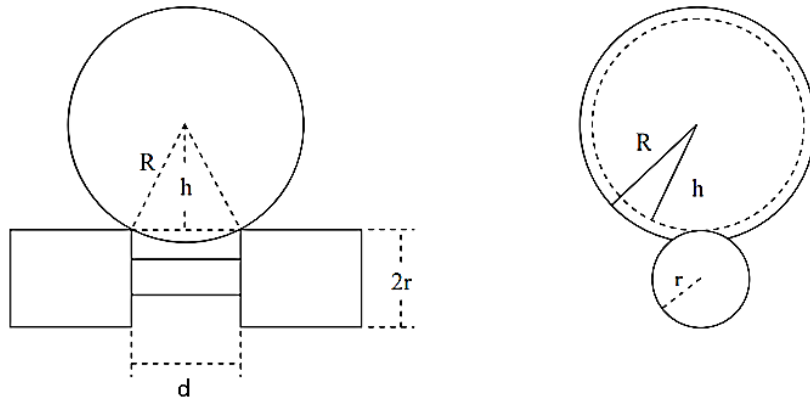


Figura 62 - Desenho esquemático para cálculo das relações da velocidade e distância de deslizamento entre o eixo do motor e a esfera de desgaste [57, 46].

A distância de deslizamento  $S$  pode ser calculada em função do raio do eixo,  $r$ , do raio da esfera,  $R$ , da largura da guia do eixo,  $d$ , e do número de rotações do eixo,  $n$ . O raio de transferência,  $h$ , entre a esfera e o eixo, pode ser calculado por Pitágoras (Equação 8). Sendo  $n$  o número de revoluções do eixo,  $S$  fica determinado pelas equações 9 e 10 [57, 46].

$$h = \sqrt{R^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2} \quad (8)$$

$$S = n \cdot 2\pi \cdot r \cdot \frac{R}{h} \quad (9)$$

$$S = n \cdot 2\pi \cdot r \cdot \frac{R}{\sqrt{R^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2}} \quad (10)$$

A equação de *Archard* foi utilizada para calcular o coeficiente de desgaste ( $K$ ) por meio da expressão [56, 60]:

$$K = \frac{\pi \cdot b^4}{32 \cdot \emptyset \cdot S \cdot N} \quad (11)$$

Onde:

- $S$  é a distância de deslizamento;
- $N$  é a força normal aplicada à amostra;
- $b$  é o diâmetro da calota de desgaste e;
- $\emptyset$  é o diâmetro da esfera de ensaio.



Conforme mencionado, os ajustes dos ângulos entre o eixo do motor e a esfera, e entre a esfera e a amostra, não são facilmente obtidos do equipamento, visto que o mesmo não dispõe de escalas ou medidores de ângulos acoplados.

Por meio de um inclinômetro externo, o ângulo entre a amostra e a esfera pode ser medido com boa precisão, bastando apoiar o inclinômetro no conjunto da mesa, que é paralelo à base da amostra (Figura 63).

Já a medição do ângulo entre a esfera e o eixo do motor é uma tarefa mais arduosa, posto que, nesse caso, deve-se posicionar a base do inclinômetro sobre uma linha imaginária que liga o centro da esfera ao centro do eixo do motor (Figura 64).

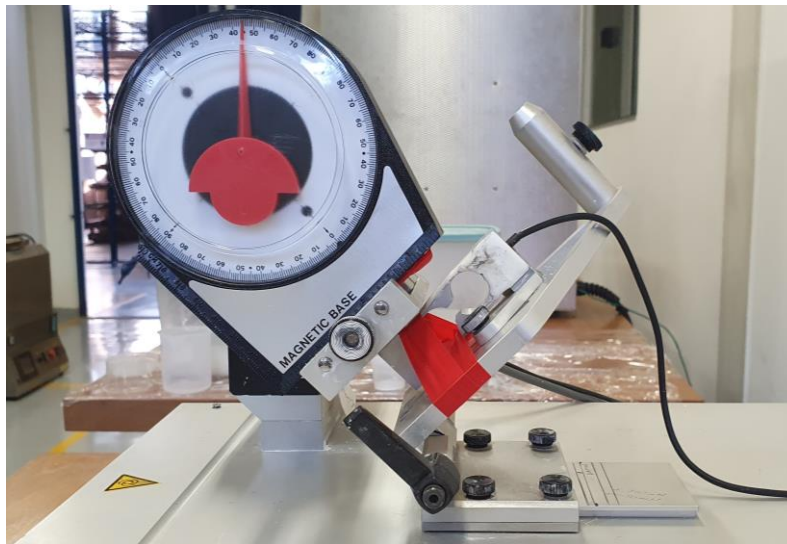


Figura 63 – Medição do ângulo entre a esfera e a amostra.

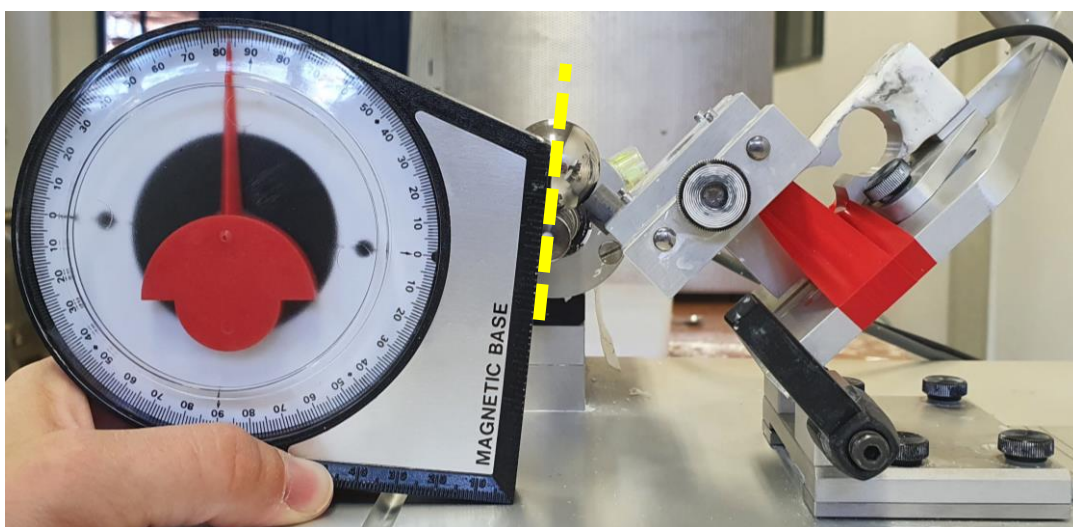


Figura 64 – Medição do ângulo entre a esfera e o eixo do motor. Destaca-se a linha imaginária entre o centro da esfera e o centro do eixo do motor.

### 3.4.1 Condições de ensaio

Os ensaios foram realizados em duas séries de testes, com parâmetros da força normal, inclinação da esfera e da amostra, concentração e vazão da lama abrasiva e velocidade da esfera distintos.

#### 3.4.1.1 Primeira série de ensaios

Na primeira série de ensaios, após os testes iniciais, foram ajustados 3° de inclinação entre a esfera e o eixo do motor e 80° de inclinação entre a esfera e a amostra, de forma que a reação normal estática da amostra ao peso da esfera se mantivesse em torno de 0,035 N.

A velocidade do eixo do motor foi definida em 300 rpm, que resultou em cerca de 155 rpm para a esfera, ou 0,2 m/s.

Foi utilizada na interface esfera-amostra lama abrasiva, composta por uma suspensão de partículas abrasivas de alumina ( $Al_2O_3$ ), com tamanho médio de 1  $\mu m$ , em água ultrapurificada. A concentração da lama abrasiva foi de 0,40g de abrasivo por  $cm^3$  de água. A suspensão abrasiva foi agitada continuamente durante todo o teste por meio de agitador magnético acoplado ao aparelho de microabrasão, a fim de evitar a decantação das partículas. O material abrasivo foi bombeado até a interface esfera-amostra por uma bomba peristáltica acoplada ao equipamento Calowear, usando a vazão fixada a 1 gota a cada 6 segundos.

A cada ciclo dos trabalhos, a lama abrasiva era elaborada com 20 gramas de  $Al_2O_3$ , misturadas a 50 mililitros de água ultrafiltrada. Durante os ciclos, a lama era continuamente reutilizada. Após, no máximo, 4 horas de uso, a lama era substituída.

Os tempos de ensaio foram fixados em 20, 40, 60 e 80 minutos. Para cada tempo foram produzidas 3 calotas de desgaste por tipo de amostra, quais sejam, as solubilizadas e as solubilizadas e envelhecidas. Os tempos de ensaio e respectivas distâncias de deslizamento são apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 – Tempos de ensaio e respectivas distâncias de deslizamento estabelecidos na primeira série de testes.

<b>Tempo de ensaio (min.)</b>	<b>Distância de deslizamento (m)</b>
20	247
40	494
60	741
80	989

### 3.4.1.2 Segunda série de ensaios

Tendo em vista o espalhamento dos resultados obtidos na primeira série, considerando as amostras submetidas aos mesmos tratamentos térmicos e aos mesmos tempos de ensaio, buscou-se tentar erradicar as fontes de variação.

Para tanto, não mais foi reutilizada a lama abrasiva, que se tornava mais densa no decorrer dos ensaios e podia contaminar-se com detritos de desgaste.

Além disso, foi projetada uma ferramenta a fim de trazer maior precisão ao ajuste do ângulo entre a esfera e o eixo do motor. A título ilustrativo, a variação de  $\pm 0,5$  mm no ajuste horizontal da mesa, em torno dos  $5^\circ$ , resultam em uma faixa de cerca de 85% de variação na força normal, com as conseqüentes variações de mesma magnitude no coeficiente de desgaste.

O dispositivo consistiu em um medidor da distância horizontal entre o centro do eixo do motor e a extremidade da esfera, confeccionado em acrílico (Figura 65). Com a ferramenta, o ângulo pôde ser calculado com base no desenho esquemático apresentado na Figura 66 e na equação 12.

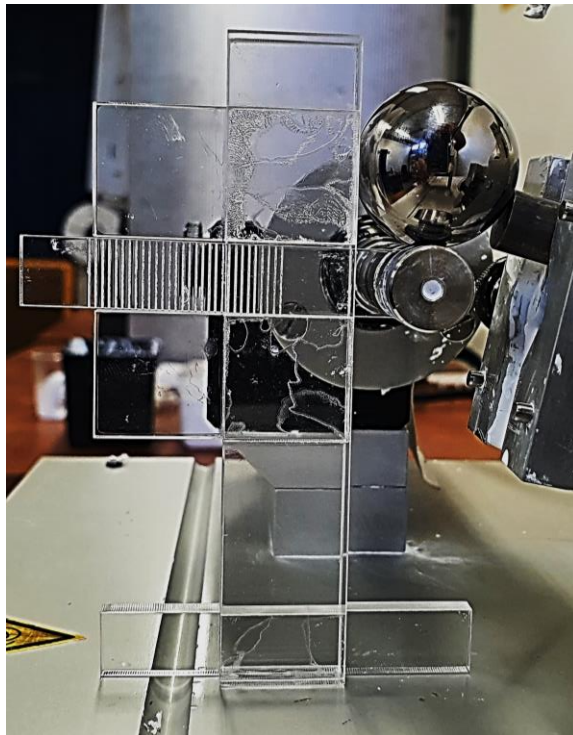


Figura 65 – Dispositivo projetado para medir a distância horizontal entre o centro do eixo do motor e a extremidade da esfera.

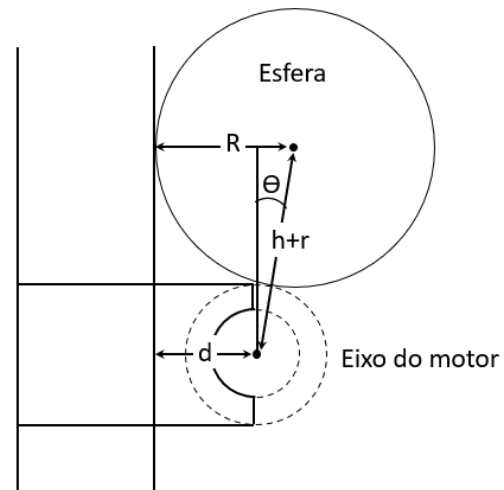


Figura 66 – Desenho esquemático para cálculo do ângulo entre a esfera e o eixo do motor com a utilização da ferramenta projetada.

$$\text{sen } \theta = \frac{(R - d)}{h + r} \quad (12)$$

Na segunda série de testes foi mantido 5,2° de inclinação entre a esfera e o eixo do motor (correspondente a um afastamento horizontal de 11 mm entre o centro do eixo do motor e a extremidade da esfera) e 45° de inclinação entre a esfera e a amostra, de forma que a reação normal estática da amostra ao peso da esfera permanecesse em 0,077 N.

A velocidade do eixo do motor foi ajustada para 150 rpm, que resultou em cerca de 78 rpm para a esfera, ou 0,1 m/s.

Na interface esfera-amostra, foi utilizada suspensão de partículas abrasivas de alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), com tamanho médio de 0,3 µm, em água ultrapurificada. A concentração da lama abrasiva foi de 0,10g de abrasivo por cm<sup>3</sup> de água. A vazão foi fixada a 1 gota a cada 1,5 segundos. Após uma única utilização a lama era descartada.

Os tempos de ensaio foram fixados em 10, 20, 30, 40, 50 e 80 minutos. Analogamente ao ensaio anterior, para cada tempo foram produzidas 3 calotas de desgaste por tipo de amostra. Os tempos de ensaio e respectivas distâncias de deslizamento são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7– Tempos de ensaio e respectivas distâncias de deslizamento estabelecidos na segunda série de testes.

<b>Tempo de ensaio (min.)</b>	<b>Distância de deslizamento (m)</b>
10	62
20	124
30	185
40	247
50	309
80	494

### **3.4.2 Medição das crateras de desgaste**

Para realização das medidas das crateras de desgaste foi utilizado um microscópio ótico digital Leica DVM6 com software LAS X (Figura 67), do Laboratório de Microvestígios do Instituto Nacional de Criminalística da Polícia Federal.

O equipamento dispõe de objetiva de baixa ampliação, para visões gerais amplas, com campo de visão (*Field Of View* - FOV) de 43,75 mm e ampliações de até 190x, objetiva de média ampliação, com FOV máximo de 12,55 mm e faixa de ampliação de 46x a 675x e objetiva de alta ampliação, com FOV de 3,60 mm e ampliação de até 2350x. Dispõe ainda de função de inclinação, que torna possível observar a amostra de

diferentes ângulos, de  $-60^\circ$  a  $+60^\circ$ . O pacote de aplicação Leica X (LAS X) permite aquisição de imagens confocais, bem como a realização de medidas e a visualização de volumes em 3 dimensões [86].



Figura 67 – Microscópio digital Leica DVM6.

Os diâmetros de cada calota foram medidos em quatro diferentes direções, espaçadas regularmente entre si (Figura 68). Para os cálculos pretendidos, a exemplo do coeficiente e volume de desgaste, foi considerado o diâmetro médio de cada calota.

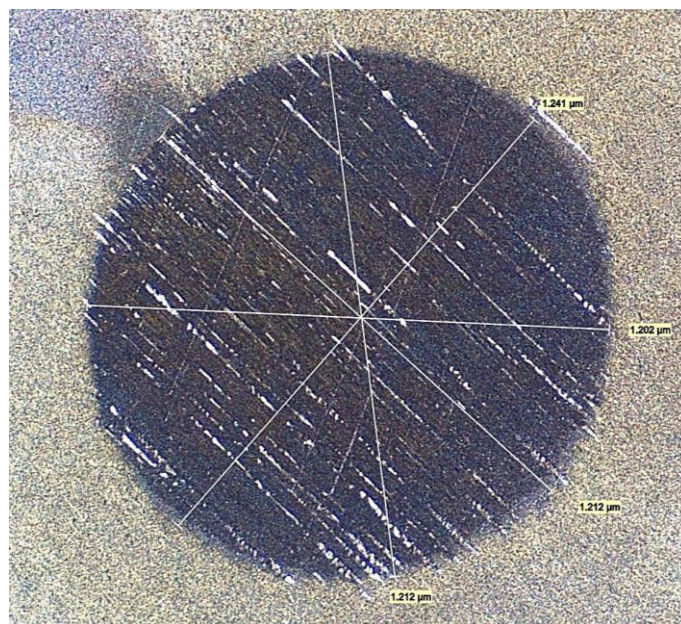


Figura 68 -Exemplo de medição dos diâmetros das calotas.

Além das medições dos diâmetros, a análise ao microscópio óptico permitiu uma avaliação preliminar da morfologia das crateras, cuja análise foi aprofundada com a utilização de um Microscópio Eletrônico de Varredura.

### 3.4.3 Morfologia das crateras de desgaste

A morfologia do desgaste foi investigada com a utilização de um Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV Phenom Pro-X G5, da Thermo Scientific, com capacidade para geração de imagens com magnificação de 300 a 150.000 vezes e resolução de até 8nm (SED) e 10 nm (BSD), tensão de aceleração de 5 kV, 10 kV e 15 KV, fonte termiônica de hexaboreto de cério, detector de elétrons retroespalhados (BSD), detector de elétrons secundários (SED), detector EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) e opções de resolução da imagem de até 2048 x 2048 pixels (Figura 69).



Figura 69 - MEV Phenom Pro-X, Thermo Scientific.

O detector de elétrons retroespalhados (BSD) é dividido em 4 quadrantes (Figura 70) e pode ser ajustado para utilização em 2 diferentes modos:

- *Compositional mode (full mode)*: Proporciona o sinal máximo resultando em informações do material por meio de diferenças de contraste.
- *Topographical mode*: Proporciona um tipo diferente de sombreamento, resultando em uma imagem topográfica com efeito 3D. Neste modo, 2 dos 4 quadrantes são desligados.

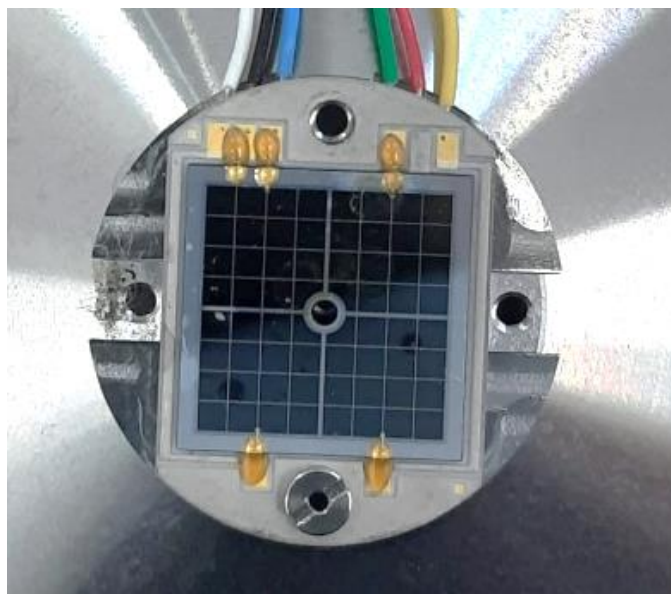


Figura 70 - Detector de elétrons retroespalhados (BSD).

O pacote de software é usado para controlar o detector EDS integrado e a fonte de elétrons  $CeB_6$  é usada para gerar uma grande taxa de contagem de raios-X. O pacote de software permite identificar quase todos os materiais da tabela periódica, do Boro (5) ao Califórnio (98).

#### 3.4.4 Composições elementares

Em complemento aos EDS, do MEV, para investigação dos elementos presentes no interior e arredores da calota de desgaste, foi utilizado o equipamento de microfluorescência de raios-X M4 Tornado, da Bruker (Figura 71).

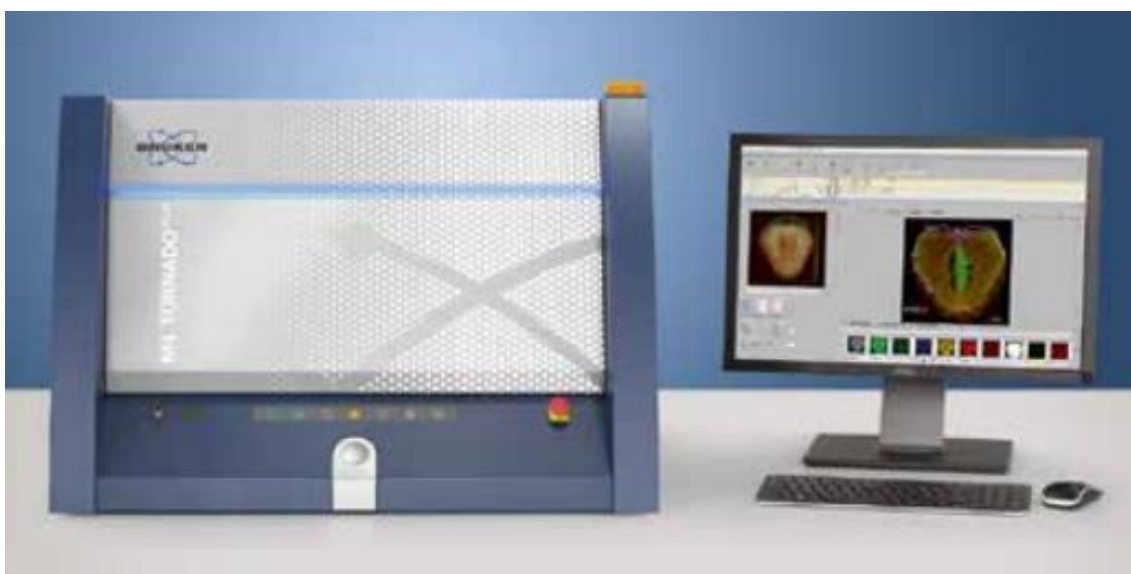


Figura 71 – Micro XRF M4 Tornado, Bruker.

O M4 Tornado é uma ferramenta para caracterização de amostras, usando microfluorescência de raios X de ponto pequeno. Suas medidas fornecem informações sobre composição e distribuição de elementos, mesmo abaixo da superfície. O espectrômetro micro-XRF da Bruker é otimizado para análises de alta velocidade de pontos, linhas e varreduras de área 2D (mapeamento de elementos) de amostras orgânicas, inorgânicas ou líquidas.

O equipamento permite a detecção de elementos leves até o carbono. Usando dois detectores de silício de grande área com janela de elemento superleve e dois tubos de raios-X, o espectrômetro permite a análise de elementos leves. Dispõe de um tubo de Ródio com ótica policapilar com seis filtros e um tubo de Tungstênio com colimador com oito filtros e permite a análise de pontos de cerca de 20 µm.

### 3.4.5 Volume de desgaste adesivo

A fim de avaliar a quantidade de material removido por desgaste adesivo em relação ao total da região desgastada, foi utilizado o software Fiji Image J (versão 1.53t), utilizando-se, de forma geral, o seguinte procedimento:

- Seleção da elipse de interesse;
- Corte da imagem (*crop*);
- Exclusão dos pontos externos à elipse;
- Remoção de ruídos das imagens (brilhantes e escuros);
- Transformação da imagem em 8 bits
- Ajuste do *threshold*;
- Análise do histograma;
- Contagem de *pixels* brancos e pretos e cálculo das proporções.

Para cada calota de desgaste, o procedimento foi repetido três vezes. Assim, para cada distância de deslizamento, foram obtidos nove valores e os desvios-padrão foram calculados.

A fim de viabilizar os cálculos percentuais das regiões acometidas por desgaste adesivo em relação ao total desgastado, considerou-se as projeções das áreas de desgaste em substituição aos volumes desgastados (Figura 72).



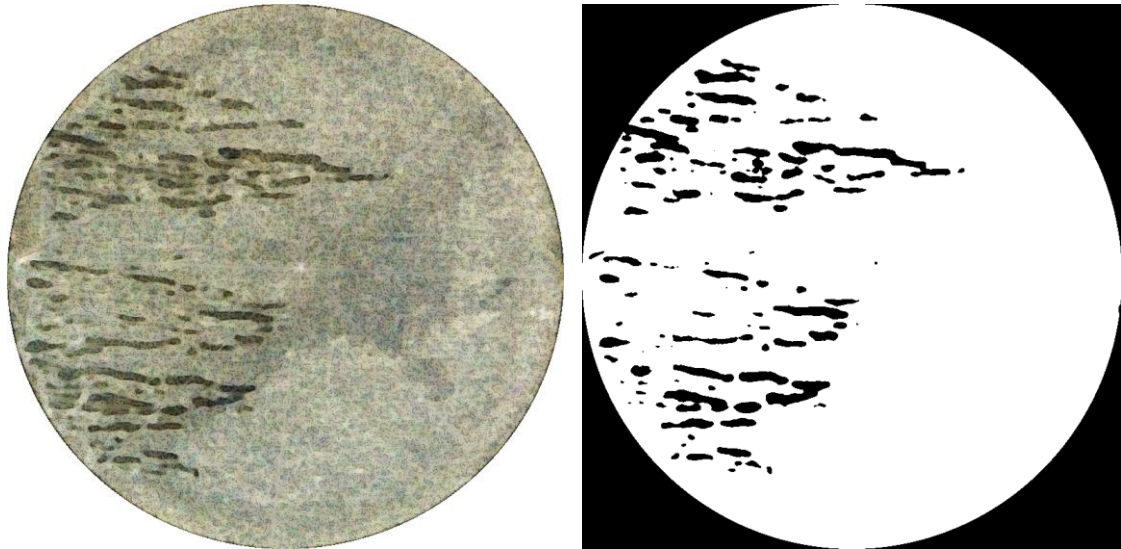


Figura 72 – (a) calota de desgaste; (b) manipulações da imagem para cálculo dos percentuais de desgaste adesivo.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 MICRODUREZA VICKERS

#### 4.1.1 Amostras solubilizadas

A sequência de análises iniciou-se com a medição da microdureza de uma amostra na condição conforme recebida, resultando na média de 56,8 HV, com desvio padrão de 3,6 HV.

Conforme mencionado no subitem 3.2, na busca pelos parâmetros de tempo e temperatura de solubilização, procurou-se a condição mais macia. As medidas de microdureza foram efetuadas imediatamente após a têmpera. Os tempos de solubilização aqui registrados referem-se ao intervalo após o atingimento da temperatura estabelecida, ou seja, após a rampa de 30 minutos programada para o aquecimento do forno.

Foi dado início ao tratamento de solubilização na temperatura de 550°C, por 4 horas, resultando na média de microdureza de 33,6 HV, com desvio padrão de 1,7 HV. Mantida a temperatura de 550°C, uma nova amostra foi submetida a 6 horas de tratamento, resultando na média de 33,9 HV, com desvio padrão de 1,9 HV. Seguiu-se para o teste de uma nova amostra, agora por 2 horas de tratamento, resultando na média de 33,9 HV, com desvio padrão de 1,5 HV.

Passou-se então a realizar os testes na temperatura de 535°C. Duas horas de tratamento resultaram na microdureza média de 34,2 HV, com desvio padrão de 1,1

HV. Uma hora de tratamento resultou na média de 33,8 HV, com desvio padrão de 1,6 HV. Os resultados obtidos foram plotados no gráfico apresentado na Figura 73.

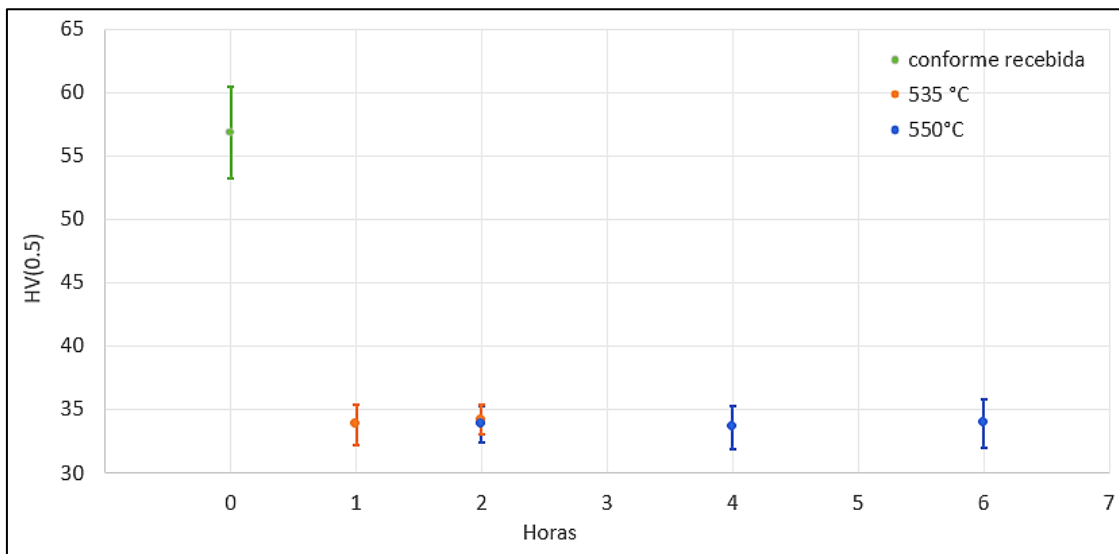


Figura 73 – Microdureza Vickers HV (0.5) em função do tempo de solubilização (horas).

Tendo em vista que os resultados das medidas de microdureza mantiveram-se constantes para as temperaturas e tempos testados, para o presente trabalho definiu-se a temperatura de solubilização de 535° C pelo tempo de 1 hora.

Tais parâmetros mostram-se compatíveis com aqueles apresentados pela ASM 1990, vol 2 [3], que estabelece que o limite superior para o tratamento de solução de ligas de alumínio-magnésio-silício está na faixa de 515 a 540° C, e ainda que o tempo na temperatura nominal de tratamento térmico de solução pode variar de minutos, para chapas finas, até 20 h para grandes moldes de areia ou gesso.

#### 4.1.2 Amostras envelhecidas artificialmente

Após a solubilização e têmpera, as amostras foram submetidas ao tratamento de envelhecimento artificial, que consistiram em elevar a temperatura do material previamente solubilizado, por tempos determinados, e avaliar o comportamento da microdureza, buscando a condição mais dura. No processo, em todos os casos, foi programada rampa de aquecimento de 15 minutos até 170° C, mantida a temperatura pelos tempos estabelecidos e aguardado o resfriamento do material no forno fechado.

Os testes iniciaram-se com o tempo envelhecimento artificial por 24 horas, resultando na média de 71,3 HV, com desvio padrão de 3,3 HV.

Como parte dos testes preliminares, no que se refere ao envelhecimento artificial por 24 horas, foram avaliadas as microdurezas após as seguintes condições de

teste: envelhecimento artificial cerca de 4 horas após a amostra ter sido submetida a solubilização e têmpera; e envelhecimento artificial cerca de 9 dias após a amostra ter sido submetida a solubilização e têmpera. Os resultados obtidos foram de 71,3 HV, com desvio padrão de 3,3 HV, para a primeira, e 73,5 HV, com desvio padrão de 5,9 HV, para a segunda. As pequenas diferenças verificadas, portanto, encontram-se no intervalo dos desvios-padrão.

Foi então realizado o ensaio em uma nova amostra por 48 horas, resultando na microdureza média de 73,7 HV, com desvio padrão de 3,9 HV.

Posto que o tempo excessivo de envelhecimento artificial resulta no amolecimento do material, que decorre do superenvelhecimento, buscou-se um tempo intermediário de teste, agora mantendo a amostra no forno por 36 horas, que resultou 79,5 HV, com desvio padrão de 2,3 HV.

Partiu-se então para o envelhecimento por 30 horas, que resultou na média de 80,3 HV, com desvio padrão de 3,2 HV. Embora os resultados tenham se assemelhado com aqueles obtidos às 36 horas de envelhecimento artificial, definiu-se 30 horas como parâmetro com melhor resultado para o tratamento térmico, em termos de endurecimento.

Por fim, como forma de avaliação do superenvelhecimento, a amostra foi submetida ao tratamento por 60 horas, resultando em 72,9 HV, com desvio padrão de 2,6 HV. Os resultados obtidos foram plotados no gráfico apresentado na Figura 74.

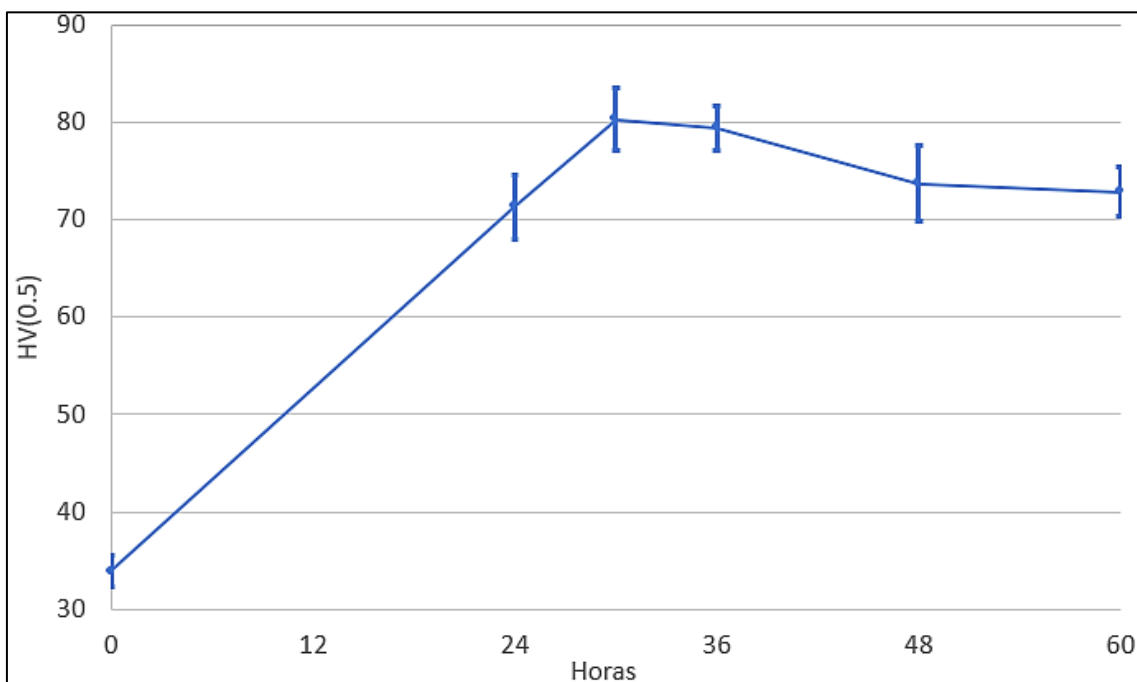


Figura 74 - Microdureza Vickers HV (0.5) em função do tempo de envelhecimento artificial a 170° C (horas).

### 4.1.3 Envelhecimento natural

Além da aferição imediatamente após a têmpera, a variação na microdureza das amostras solubilizadas foi acompanhada no primeiro, segundo e décimo quarto dias.

Tendo em vista a condição instável da solução sólida supersaturada, evidenciou-se, nas 24 horas iniciais, em todas as amostras submetidas ao tratamento térmico de solubilização, um endurecimento significativo decorrente do envelhecimento natural, sendo que, após esse período, na janela de tempo estabelecida, a microdureza manteve-se relativamente constante. Os resultados são apresentados no gráfico a seguir (Figura 75).

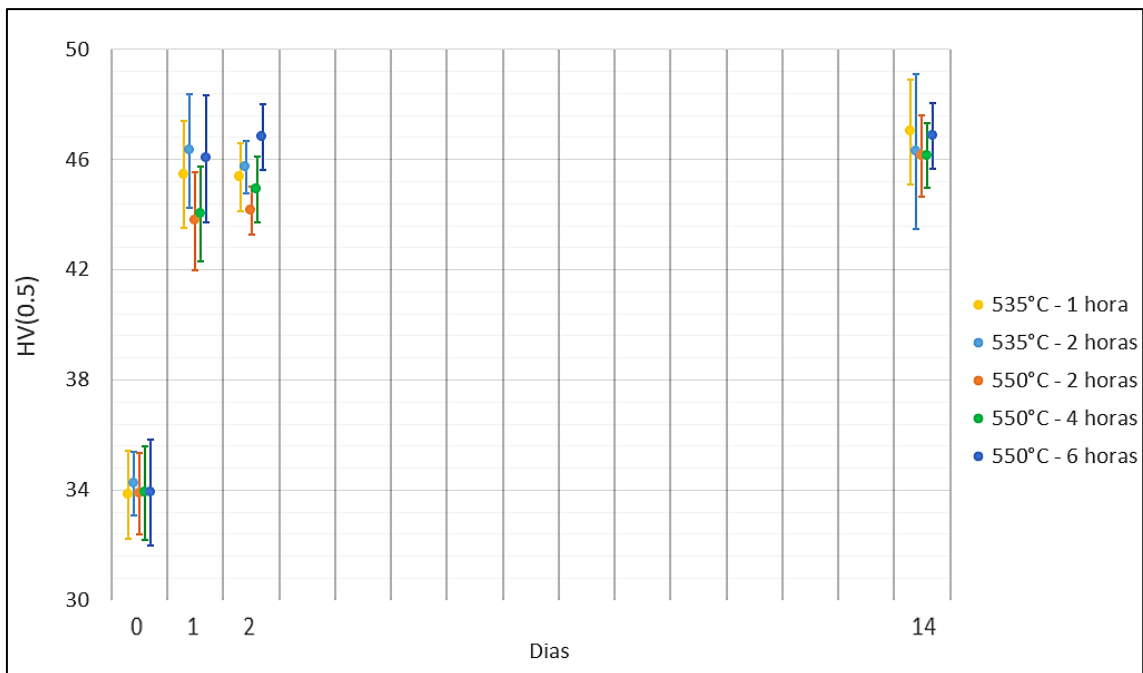


Figura 75- Amostras solubilizadas - Microdureza Vickers HV (0.5) em função do tempo de envelhecimento natural (dias).

Posto que as amostras solubilizadas tiveram comportamento semelhante, nos três meses subsequentes, passou-se a acompanhar, deste grupo, apenas aquela submetida a 535°C por 1 hora, juntamente com os espécimes envelhecidos artificialmente a 170°C por 24, 30, 36, 48 e 60 horas. Os resultados são apresentados no gráfico a seguir.

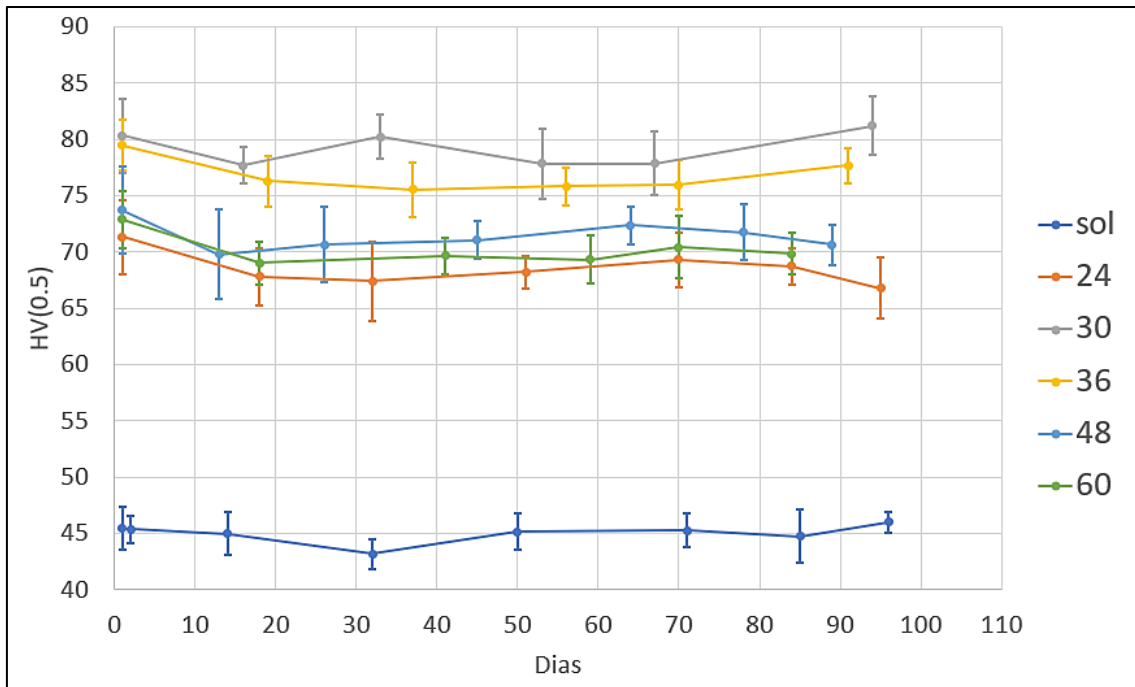


Figura 76 – Microdureza Vickers HV (0.5) em função do tempo de envelhecimento natural (dias). Amostra solubilizada (sol - 535 °C por 1 hora) e amostras solubilizadas e envelhecidas artificialmente (170 °C - a legenda das séries indica o tempo de envelhecimento artificial em horas).

Os resultados mostraram-se compatíveis com o estudo sobre a liga 6201 realizado por Quadro *et al.* [35], no qual a evolução da microdureza decorrente do envelhecimento natural foi acompanhada por 1 ano. Notadamente, no que diz respeito às amostras solubilizadas a 520°C e a 580°C e nas amostras que, após a solubilização, foram submetidas ao envelhecimento artificial a 170°C por 2 horas, o trabalho aponta que a microdureza manteve-se nos intervalos dos desvios-padrão, em especial nos três primeiros meses analisados.

#### 4.2 MICRODUREZA E A EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DA LIGA

A dureza de ligas de Al-Mg-Si, imediatamente após a solubilização, atinge seus valores mínimos, mas um aumento contínuo e pronunciado na dureza com o aumento do tempo de envelhecimento é observado, como representado na Figura 77 [87].

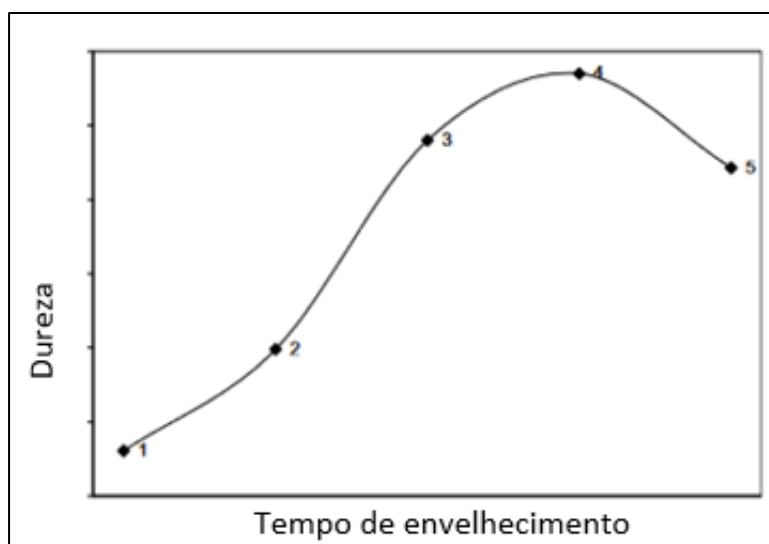


Figura 77 -Dureza de ligas Al-Mg-Si em função do tempo de envelhecimento [87].

Após a solubilização e têmpera, o material terá desenvolvido uma grande quantidade de vacâncias, bem como irá reter os elementos em solução sólida supersaturada [87, 25].

O mecanismo de fortalecimento por envelhecimento envolve a formação de aglomerados coerentes de átomos de soluto, causando distorções na rede cristalina devido à incompatibilidade de tamanho entre os átomos do solvente e do soluto. Quando as discordâncias são ancoradas ou presas por aglomerados coerentes de solutos, a liga é consideravelmente reforçada e endurecida. A presença das partículas precipitadas, e ainda mais importante, os campos de deformação na matriz que circundam as partículas coerentes, proporcionam maior resistência ao obstruir e retardar o movimento das discordâncias [25].

A partir de certo ponto, o aumento adicional do tempo de envelhecimento diminui a dureza da liga. Isso se deve à coalescência dos precipitados em partículas maiores, que causarão menos obstáculos ao movimento da discordância [87]. O superenvelhecimento corresponde à precipitação de uma quantidade acima da ideal ou crescimento exagerado dos elementos e compostos a partir da solução supersaturada [26]. Ademais, se os precipitados são semicoerentes ou incoerentes, uma discordância pode contornar as partículas apenas curvando-se em uma forma aproximadamente semicircular entre elas [25].

No caso das ligas ternárias Al-Mg-Si sem excesso de Si, trabalhos anteriores [81, 30, 29, 26] mostraram que os fenômenos associados à precipitação podem ser descritos da seguinte forma:

- Formação de pequenas zonas ou agrupamentos de átomos de soluto (zonas de *Guinier-Preston* ou zonas GP), constituídos por pequenas porções da rede de alumínio enriquecidos em átomos de soluto coerentes com a matriz;

- Quando a zona GP cresce até um certo tamanho, a partícula  $\beta''$  é formada, com estrutura cristalina monoclina em forma de agulhas de  $Mg_5Si_6$  quase totalmente coerentes com a matriz, precipitadas ao longo de direções  $\langle 100 \rangle$  na rede cristalina de alumínio. A resistência mecânica máxima está associada à formação desse precipitado metaestável;

- Se o envelhecimento continuar, os precipitados coalescem e crescem, e a liga sobre-envelhece. O superenvelhecimento corresponde à precipitação de uma quantidade acima da ideal, ou crescimento exagerado dos elementos e compostos a partir da solução supersaturada. Tipicamente o resultado é a redução da resistência mecânica;

- A partícula  $\beta''$ , assim, se tornará a partícula  $\beta'$ . Esta partícula tem uma estrutura cristalina hexagonal na forma de bastões parcialmente coerentes (um tipo é  $Mg_5Si_3$ );

- Por fim, a partícula  $\beta$  ( $Mg_2Si$ ) de equilíbrio é formada.

Os resultados encontrados nos presentes experimentos, portanto, mostraram-se coerentes com as etapas descritas na bibliografia [34, 13, 26, 29, 81, 40, 39], nos quais, a partir da solubilização e têmpera, as amostras atingiram seus valores mínimos de dureza, associadas à solução sólida supersaturada.

Nas primeiras 24 horas após a solubilização, as amostras, mantidas à temperatura ambiente, apresentaram aumento na dureza em cerca de 35%, decorrente da natureza instável da solução sólida supersaturada e do início do agrupamento de átomos de soluto.

O endurecimento máximo foi alcançado nas amostras submetidas a 170° C por 30 horas, e associam-se à maior dificuldade de movimentação das discordâncias em decorrência do tamanho e distribuição dos precipitados e das distorções na rede cristalina causadas pelas partículas  $\beta''$ .

As amostras submetidas a 170° C por 36 horas mostraram uma sutil diminuição da dureza em relação àquelas submetidas a 30 horas. Para as amostras submetidas a 48 e 60 horas de envelhecimento artificial, a dureza seguiu diminuindo, fenômeno que se associa à coalescência das partículas  $\beta''$  e formação de partículas  $\beta'$  e  $\beta$ , características do superenvelhecimento.

### 4.3 DESGASTE MICROABRASIVO

#### 4.3.1 Volume, taxa e coeficiente de desgaste

##### 4.3.1.1 Primeira série de ensaios

Conforme mencionado na seção 3.4.1, foram realizadas duas séries de ensaios, ambas comparando amostras solubilizadas a 535° C por 1 hora com amostras solubilizadas a 535° C por 1 hora e envelhecidas artificialmente a 170° C por 30 horas.

Em relação às amostras submetidas apenas ao tratamento de solubilização, é importante registrar que os ensaios de desgaste foram executados, no mínimo, 24 após a têmpera, visto que nesse período, devido à condição instável da solução sólida supersaturada, ocorreu o endurecimento do material em cerca de 35%.

No que se refere à primeira série de ensaios, qual seja, aquela cuja reação normal estática da amostra ao peso da esfera foi ajustada em torno de 0,035 N, a velocidade da esfera definida em 0,2 m/s, a concentração da lama abrasiva em 0,40g de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/cm<sup>3</sup> de água, com tamanho médio das partículas de 1 µm e vazão de 1 gota a cada 6 segundos, os volumes de desgaste removidos em função da distância de deslizamento são apresentados na Figura 78.

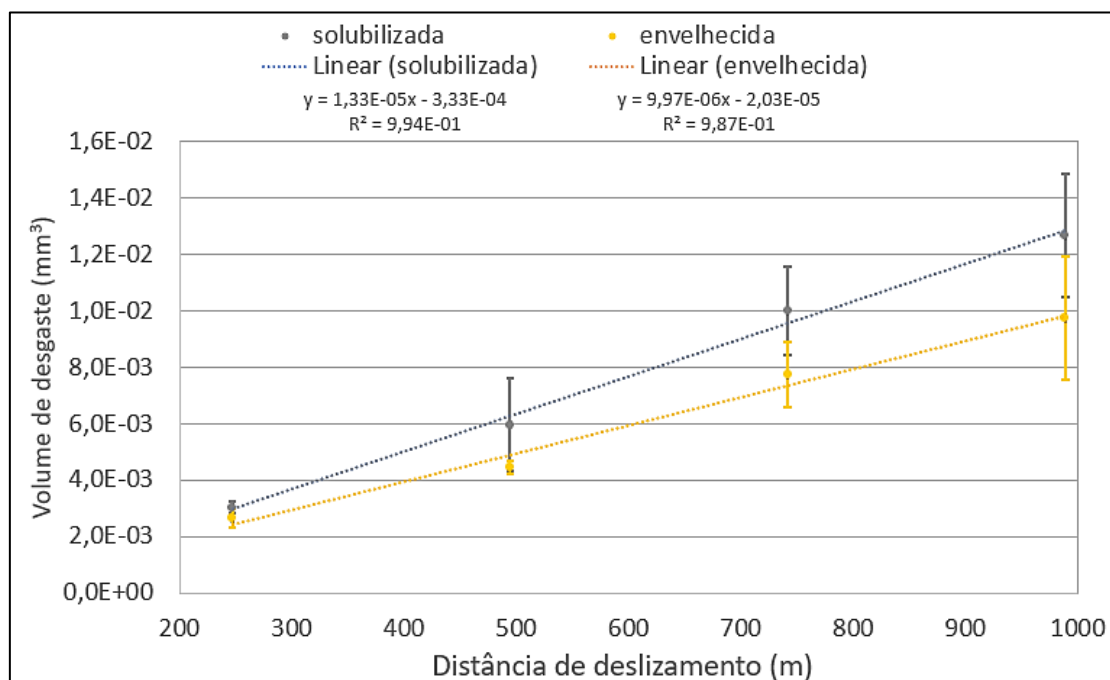


Figura 78 – Volumes de desgaste (mm<sup>3</sup>) em função das distâncias de deslizamento (m).

Por meio da análise do gráfico é possível notar um sucessivo aumento na quantidade de material desgastado. Como esperado, a quantidade de volume removido aumenta com o crescimento da distância de deslizamento.



Considera-se regime constante de desgaste a condição na qual o volume de desgaste apresenta dependência linear com a distância de deslizamento. Assim, uma forma de aferir se o regime permanente de desgaste foi alcançado é avaliar o volume de desgaste em função da distância de deslizamento ( $V = f(S)$ ). Se o volume de desgaste apresenta variação linear com a distância de deslizamento (S), pode-se concluir de que foi atingido o regime permanente [53].

Os dados obtidos experimentalmente, apresentados no gráfico (Figura 78), indicam linearidade da curva  $V = f(S)$  para todas as distâncias de deslizamento testadas, assinalando a condição de regime constante de desgaste.

Considerando alcançada essa condição, a partir do gráfico apresentado na Figura 78, foi realizada regressão linear simples com a ferramenta de cálculo do Microsoft Excel. Para as duas regressões o R-quadrado foi calculado em cerca de 99%, indicando bom ajuste da linha aos dados experimentais.

Assim, a taxa de desgaste pode ser determinada derivando-se as equações das curvas  $Q = dV/dS$  (Tabela 8) [46].

Tabela 8 – Taxa de desgaste.

Amostras	$V = f(S)$	Taxa de desgaste (Q) ( $\text{mm}^3/\text{m}$ )
Solubilizada	$V = 1,33 \times 10^{-5} S - 3,33 \times 10^{-4}$	$1,33 \times 10^{-5}$
Solubilizada e envelhecida	$V = 9,97 \times 10^{-6} S - 2,03 \times 10^{-5}$	$9,97 \times 10^{-6}$

A taxa de desgaste (Q) pode ser interpretada como o volume de material removido por unidade de distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova, ou como o quociente entre o volume da cratera de desgaste e a distância de deslizamento [56]. No caso da primeira série de ensaios, **houve redução de 25% na taxa de desgaste da amostra solubilizada e envelhecida**, quando comparada com aquela apenas solubilizada.

Outra forma de averiguar se o processo de desgaste atingiu o regime permanente é, para uma determinada condição de ensaio, verificar se o coeficiente de desgaste permanece constante ao longo do tempo [59]. Por meio da equação de *Archard*, os coeficientes de desgaste, em  $\text{mm}^3/\text{m.N}$ , foram calculados para as diferentes distâncias de deslizamento. Os resultados, juntamente com os desvios-padrão, são apresentados na Figura 79.

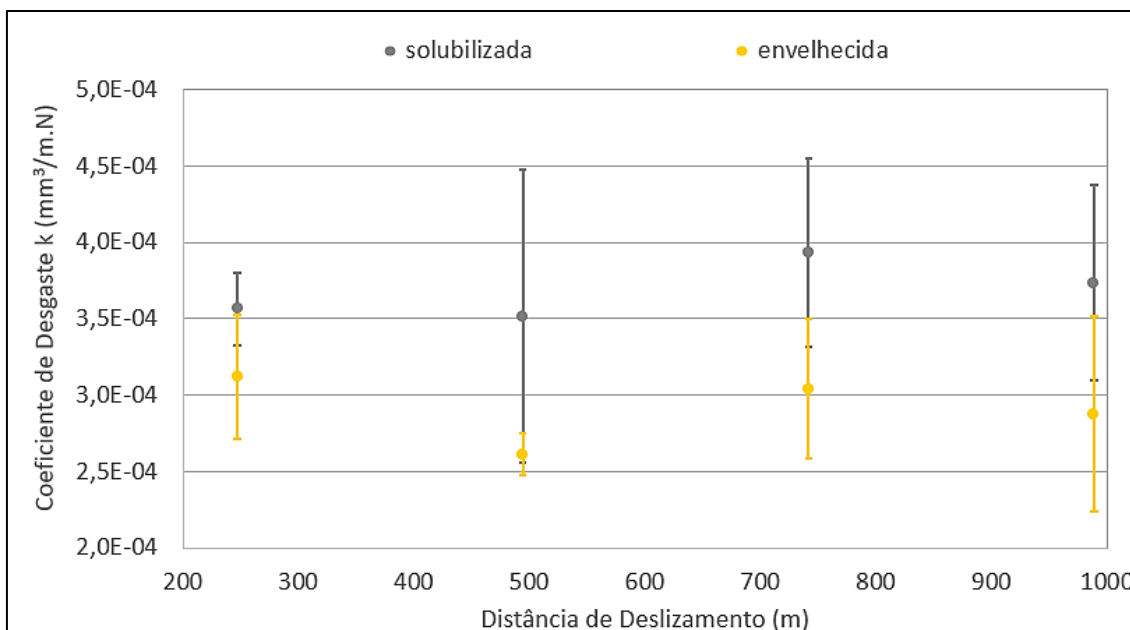


Figura 79 - Coeficientes de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ) em função das distâncias de deslizamento (m).

Embora, na média, **o tratamento térmico de envelhecimento artificial tenha proporcionado a diminuição em 21% o coeficiente de desgaste**, houve grande variação nos volumes das crateras de desgaste, considerando os ensaios conduzidos a uma mesma distância de deslizamento, causando importante espalhamento no resultado do coeficiente.

Entretanto, quando consideradas as médias das médias dos coeficientes de desgaste, o desvio-padrão resultou em 5% para as amostras solubilizadas e 8% para as amostras solubilizadas e envelhecidas (Figura 80 e Tabela 9), corroborando que os ensaios foram realizados sob regime permanente de desgaste.

Tabela 9 - Médias dos coeficientes de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ) por distâncias de deslizamento.

Amostra	S (m)	247	494	741	989	$\mu_k$	$\sigma_k$
Solubilizada	$K \times 10^{-4}$ ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ )	3,56	3,51	3,93	3,73	<b>3,69</b>	<b>0,188</b>
Solubilizada e envelhecida	$K \times 10^{-4}$ ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ )	3,11	2,61	3,04	2,85	<b>2,91</b>	<b>0,224</b>

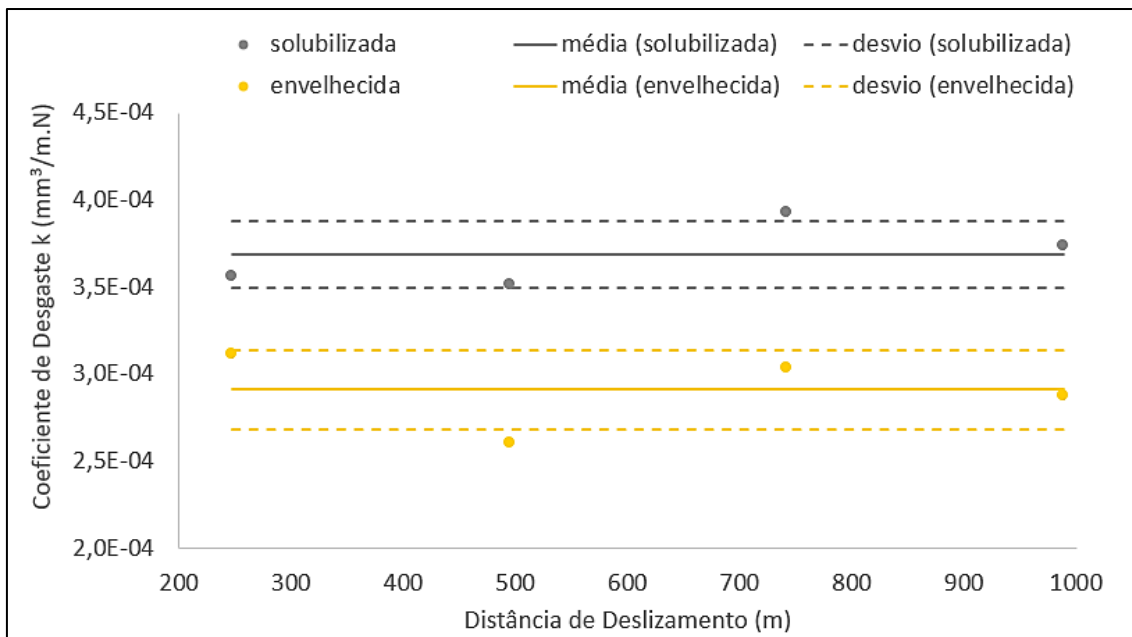


Figura 80 – Médias das médias dos coeficientes de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ) e desvios-padrão em função das distâncias de deslizamento (m).

#### 4.3.1.2 Segunda série de ensaios

Não obstante os resultados da primeira série de ensaios tenham apontado para a condução dos testes em regime permanente e para a melhora em 21% do coeficiente de desgaste da amostra solubilizada e envelhecida, quando comparada à amostra apenas solubilizada, julgou-se importante a confirmação dos resultados em condições de menor variabilidade dos dados.

Para tanto, buscou-se erradicar as fontes identificadas de variação. Assim, não mais foi reutilizada a lama abrasiva, que se tornava mais densa com o reuso no decorrer dos ensaios, bem como podia contaminar-se com detritos de desgaste, e foi projetada uma ferramenta a fim de trazer maior precisão ao ajuste do ângulo entre a esfera e o eixo do motor (Figura 65).

Outro ponto, que será discutido na seção 4.3.3.1, foi a ocorrência de desgaste adesivo em cerca de 80% das amostras da primeira série de ensaios. Nos estudos conduzidos por Singh e Chauhan [48], o modo de desgaste alternou de adesivo para abrasivo com o aumento da carga de contato. Assim, para a segunda série de ensaios, o valor da reação normal estática foi multiplicado por um fator pouco maior do que dois, de modo a favorecer a atuação do sistema tribológico amostra/partículas abrasivas/esfera, ao invés do par amostra/esfera.

Outrossim, inferiu-se que a baixa vazão de lama abrasiva também poderia estar dando causa ao contato direto entre a esfera e a amostra, provocando a adesão.

Assim, a vazão foi multiplicada por um fator de quatro, ao tempo em que a concentração da lama foi dividida pelo mesmo fator.

Postas essas questões, na segunda série de testes, a reação normal estática da amostra ao peso da esfera foi ajustada em 0,077 N, a velocidade da esfera foi definida em 0,1 m/s, a concentração da lama abrasiva foi de 0,10g de  $Al_2O_3/cm^3$  de água, o tamanho médio das partículas de 0,3  $\mu m$  e vazão de 1 gota a cada 1,5 segundos. Os volumes removidos em função das distâncias de deslizamento são apresentados na Figura 81.

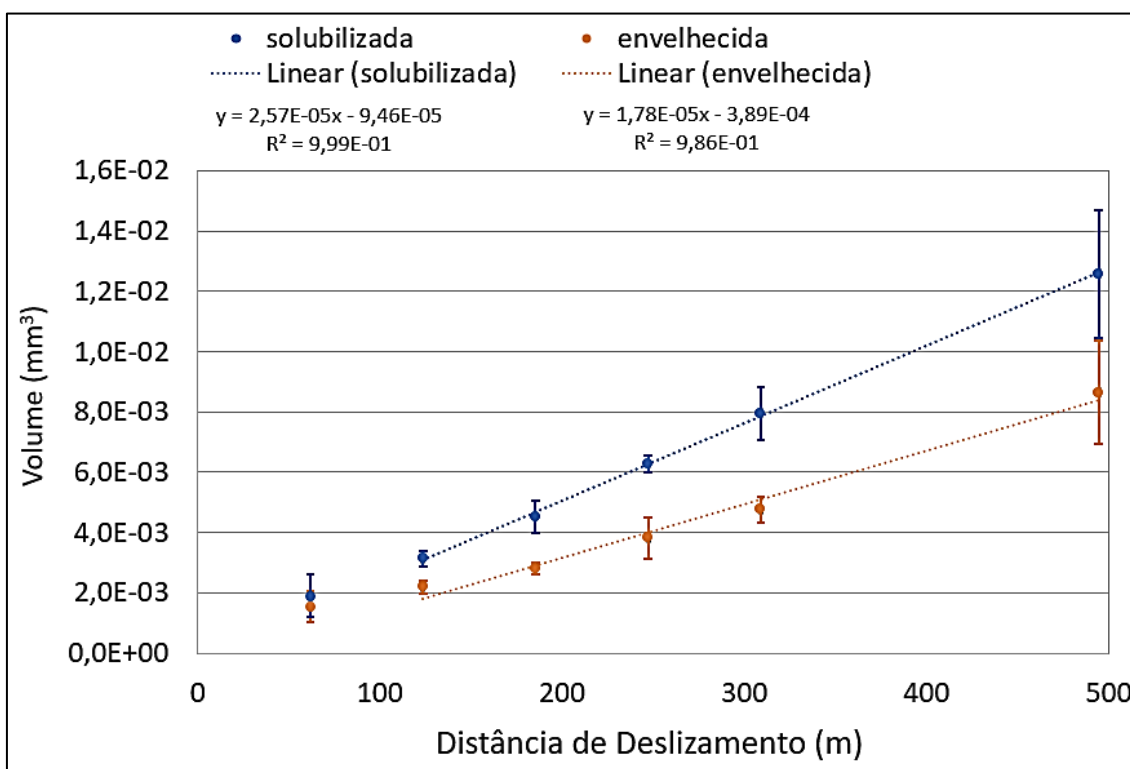


Figura 81– Volumes de desgaste ( $mm^3$ ) em função das distâncias de deslizamento (m).

De forma análoga à primeira série de testes, por meio da análise do gráfico, notou-se sucessivo aumento na quantidade de material desgastado. Uma diferença que se apresenta, nesse caso, é que os resultados dos ensaios conduzidos às menores distâncias de deslizamento deslocaram-se ligeiramente da tendência de reta que une os demais pontos.

Os dados obtidos experimentalmente, para ambos os tratamentos térmicos, apresentados no gráfico (Figura 81), indicam linearidade da curva  $V = f(S)$  a partir dos 124 metros de distância de deslizamento, assinalando a condição de regime constante de desgaste apenas a partir deste ponto.

Alcançada essa condição, a partir das equações das retas apresentadas no gráfico da Figura 81, a taxa de desgaste pôde ser determinada derivando-se as equações das curvas  $Q = dV/dS$  (Tabela 10), obtidas por regressão linear simples. O R-quadrado de cerca de 99% indica bom ajuste da linha aos dados experimentais. Neste caso, **a redução da taxa de desgaste da amostra solubilizada e envelhecida foi de 31% quando comparada à amostra apenas solubilizada.**

Tabela 10 – Taxa de desgaste.

Amostras	$V = f(S)$	Taxa de desgaste (Q) ( $\text{mm}^3/\text{m}$ )
Solubilizada	$V = 2,57 \times 10^{-5} S - 9,46 \times 10^{-5}$	$2,57 \times 10^{-5}$
Solubilizada e envelhecida	$V = 1,78 \times 10^{-5} S - 3,89 \times 10^{-4}$	$1,78 \times 10^{-5}$

Os coeficientes de desgaste, em  $\text{mm}^3/\text{m.N}$ , juntamente com seus desvios-padrão, foram calculados para as diferentes distâncias de deslizamento. Os resultados são apresentados na Figura 82. Nota-se que o espalhamento dos dados se mostrou significativamente menor, em especial quando considerado a partir dos 124 metros de distância de deslizamento. Neste caso, na média (excluída a medida aos 62 metros), **o tratamento térmico de envelhecimento artificial diminuiu em 36% o coeficiente de desgaste.**

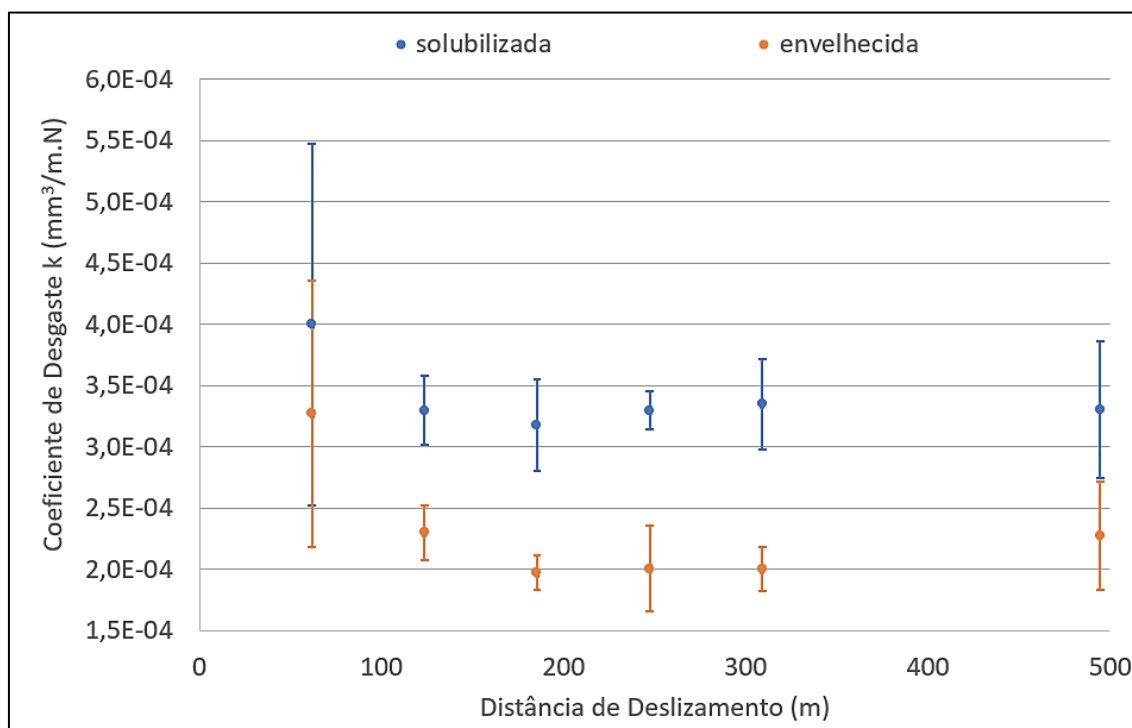


Figura 82 - Coeficientes de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ) em função das distâncias de deslizamento (m).

Visto que na distância de 62 metros o ensaio ainda não se encontrava em regime permanente de desgaste, no cálculo das médias das médias dos coeficientes de desgaste foram desconsiderados esses valores. Assim, a partir dos 124 metros de deslizamento, o desvio-padrão resultou em 2% para as amostras solubilizadas e 8% para as amostras solubilizadas e envelhecidas (Figura 83 e Tabela 11 ).

Tabela 11 - Médias dos coeficientes de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ) por distâncias de deslizamento.

Amostra	S (m)	62	124	185	247	309	494	$\mu_k$	$\sigma_k$
Solubilizada	$K \times 10^{-4}$ ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ )	3,99*	3,29	3,17	3,29	3,35	3,30	<b>3,28</b>	<b>0,064</b>
Solubilizada e envelhecida	$K \times 10^{-4}$ ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ )	3,27*	2,30	1,97	2,00	2,00	2,27	<b>2,11</b>	<b>0,161</b>

\*Desconsiderados nos cálculos das médias das médias e dos desvios-padrão.

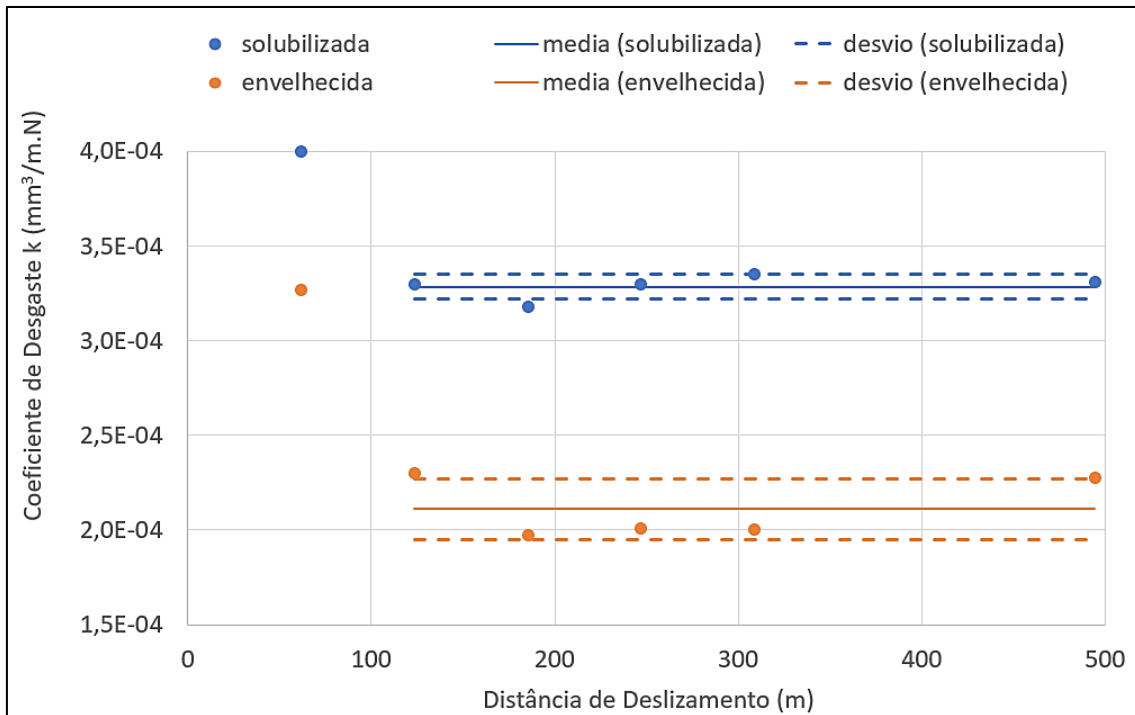


Figura 83 – Médias das médias dos coeficientes de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ) e desvios-padrão em função da distância de deslizamento (m). Segunda série de ensaios.

#### 4.3.2 Pressão de contato e severidade do ensaio

A pressão de contato entre a esfera e a amostra pode ser calculada por meio da equação 13.

$$P = \frac{N}{A} \quad (13)$$

Onde:

- $P$  é a pressão de contato;
- $N$  é a força normal aplicada à amostra;
- $A$  é a área da calota esférica;

Para  $h \ll D$ , onde  $h$  é a profundidade da calota esférica e  $D$  é o diâmetro da esfera, a área da superfície da cratera se aproxima da área projetada, qual seja,  $A_p = \pi \frac{b^2}{4}$ , onde  $b$  é o diâmetro da área projetada.

A relação entre o volume de desgaste e a pressão de contato é apresentada, para ambas as séries de ensaios, na Figura 84.

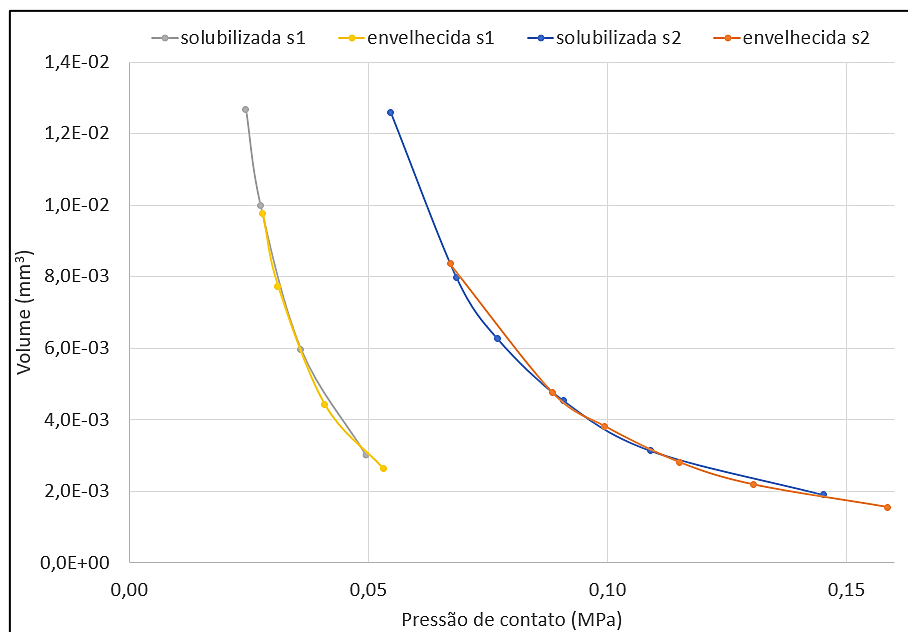


Figura 84 – Volume de desgaste em função da pressão de contato. Nas legendas, S1 identifica a primeira série de ensaios e S2 identifica a segunda.

Com o menor volume desgastado, mantida a força normal constante, a pressão de contato é maior, visto que a área na qual a esfera apoia-se na amostra é reduzida. Esse aspecto fica evidenciado nos ensaios conduzidos a distâncias de deslizamento inferiores, nos quais o volume desgastado é menor.

À medida em que o ensaio evolui, o ponto é deslocado no gráfico da direita para a esquerda, no sentido de aumentar o volume de desgaste e diminuir a pressão de contato, estando os pontos de baixa pressão relacionados aos testes com maiores

distâncias de deslizamento, que se localizam à esquerda do gráfico, vinculados aos maiores volumes. Destarte, observa-se conformidade dos resultados com a evolução típica de um processo de desgaste microabrasivo.

Outro ponto que chama atenção é que os resultados da primeira série de ensaios se encontram significativamente à esquerda dos resultados da segunda série. Isso se deve ao fato de que a primeira medição da cratera de desgaste, na primeira série de ensaios, se deu aos 247 metros, enquanto, na segunda série, a primeira medição se deu aos 62 metros. Ademais, a força normal aplicada na segunda série de ensaios foi mais do que o dobro da força aplicada no primeiro ensaio, favorecendo o deslocamento da curva para a direita, no caso do segundo ensaio.

Cozza *et al.* [88] nomearam o produto da pressão desenvolvida no sistema tribológico pela velocidade da esfera como severidade de ensaio, simbolizada por  $S_{test}$  (Equação 14).

$$S_{test} = P \cdot v \quad (14)$$

Os resultados da evolução da severidade do ensaio em função do tempo, para ambas as séries de testes, são apresentados na Figura 85.

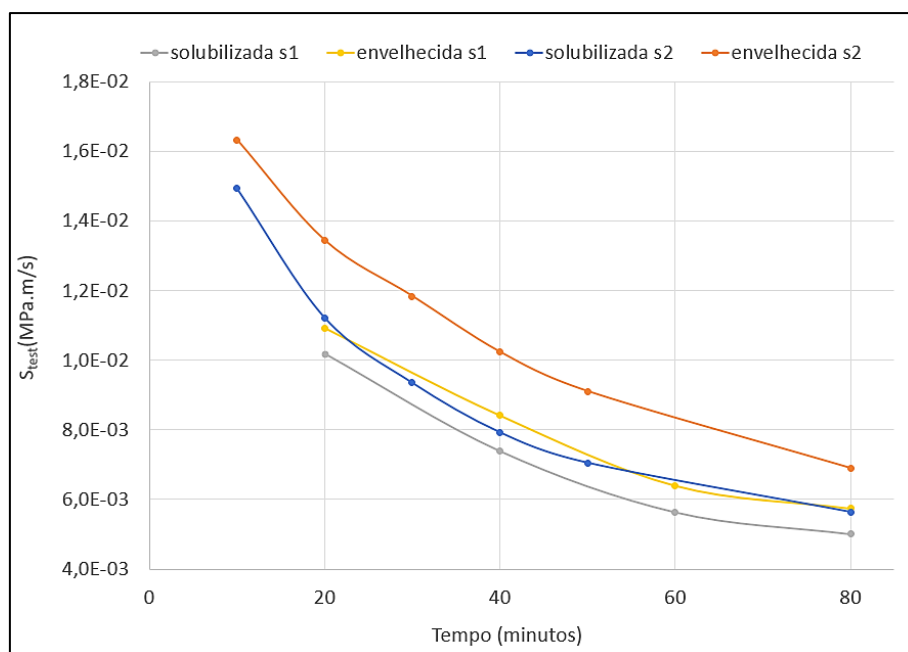


Figura 85 – Severidade do ensaio em função do tempo de ensaio.

Observa-se que o valor da severidade de ensaio diminuiu do início até o final dos testes, ou seja, para pequenas distâncias de deslizamento, a severidade do ensaio



é maior, reduzindo-se para distâncias de deslizamento elevadas.

O decréscimo da pressão de contato é responsável pela redução gradual na severidade do teste. Em ensaios de desgaste microabrasivo de esfera rotativa, independentemente se o equipamento for de esfera-livre ou esfera-fixa, a pressão diminui com o andamento dos ensaios conduzidos, uma vez que a força permanece constante durante o teste e a área de contato aumenta, como esquematiza a equação (13) [46].

Além disso, verifica-se que, para todos os testes, a severidade de ensaio manteve-se na ordem de grandeza, notadamente quando se consideram os mesmos tempos de ensaio.

### 4.3.3 Modo de desgaste

#### 4.3.3.1 Primeira série de ensaios

O desgaste abrasivo por microrrolamento (ou *micro-rolling abrasion*) caracteriza-se pelo rolamento das partículas abrasivas ao longo dos riscos, que causam nas marcas de desgaste indentações alinhadas e de periodicidade regular. Este fenômeno foi dominante nos presentes estudos, e esteve presente, sempre em áreas de maiores proporções, em todas as amostras e em todas as condições de ensaio.

A Figura 86 e Figura 87 apresentam imagens de uma calota de desgaste de uma amostra envelhecida e submetida ao desgaste 741 metros de distância de deslizamento. Sob maiores magnificações, é possível verificar a presença de indentações com periodicidade determinada.

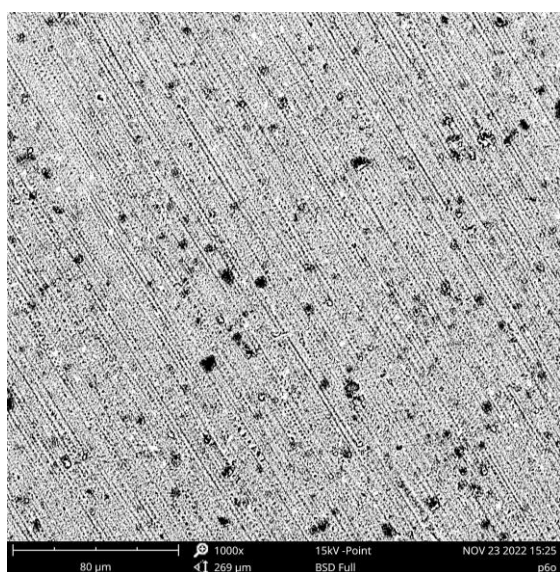


Figura 86 - Desgaste por microrrolamento. Imagem por elétrons retroespalhados - 1000x.

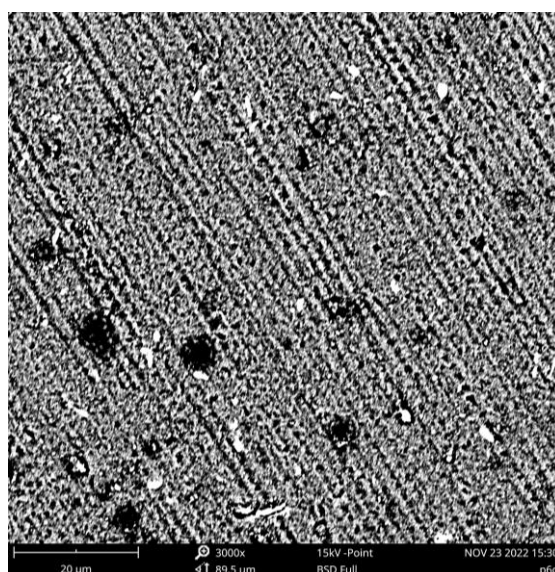


Figura 87 - Desgaste por microrrolamento. Imagem por elétrons retroespalhados - 3000x.

Ainda com relação ao desgaste por microrrolamento, foi possível observar a ocorrência de destacamentos de partículas, decorrentes da fadiga por deformações sucessivas e cumulativas. Na Figura 88, capturada de uma amostra solubilizada e submetida a 247 metros de distância de deslizamento, é apontado esse fenômeno. No caso de materiais com ductilidade elevada, a partícula abrasiva tende a produzir deformação na superfície, assim, as partículas removidas são resultado da fadiga pelas repetidas deformações.

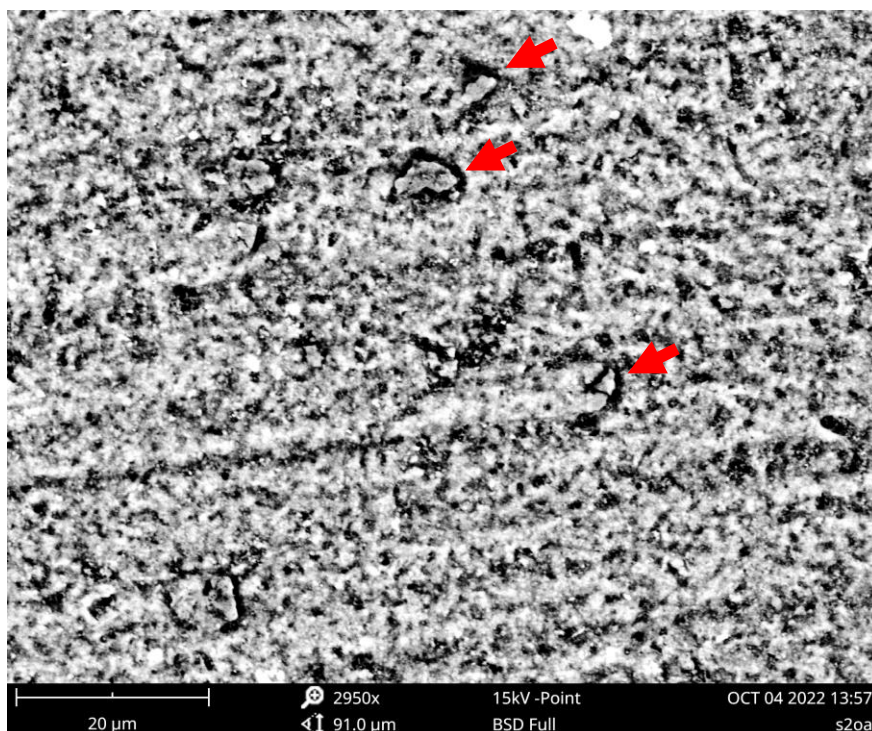


Figura 88 - Desgaste por microrrolamento. As setas apontam destacamentos de partículas. Imagem por elétrons retroespalhados com magnificação de 2950x. Calota produzida na amostra solubilizada e submetida ao desgaste 247 metros de distância de deslizamento.

No presente experimento, na primeira série de testes, em cerca de 80% dos ensaios, ficaram evidenciadas regiões de desgaste severo, com morfologia em cava de formato irregular, com leito de aspecto granular e deformação da superfície da amostra no sentido de deslizamento da esfera. A Figura 89 à Figura 92 exibem a calota de uma amostra envelhecida submetida a 989 metros de distância de deslizamento.

O aspecto rugoso identificado no interior das cavas é compatível com o modo de desgaste adesivo, conforme verificado nos estudos de Singh e Chauhan [48], Mohami et al. [49] e Liu et al [79].

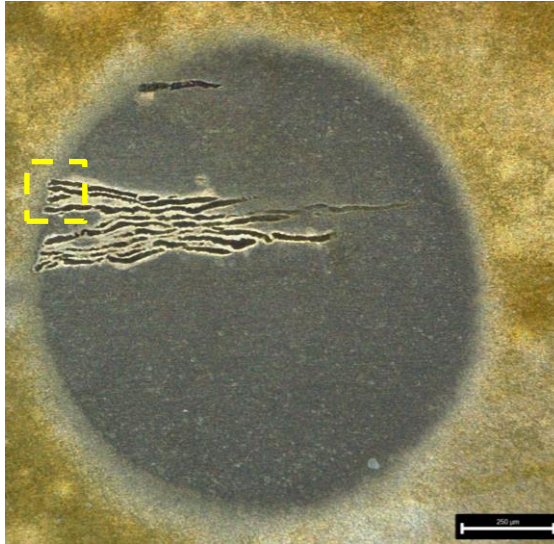


Figura 89 – Imagem por microscopia ótica de uma calota contendo cava de desgaste. O quadrado tracejado indica a região de ampliação apresentada na Figura 91 e Figura 92.

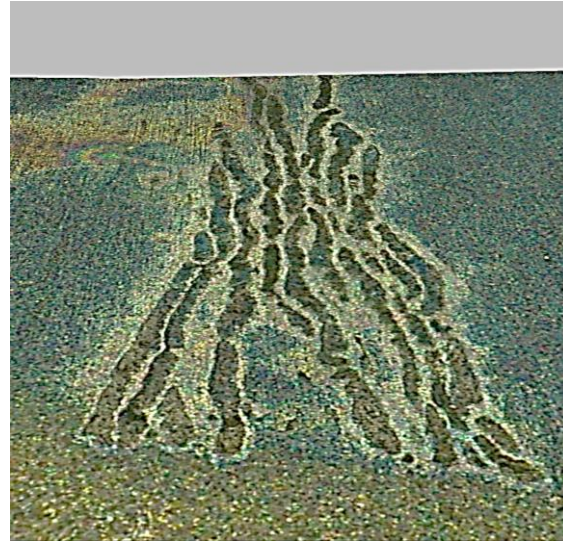


Figura 90 – Imagem tridimensional da morfologia da cava, por microscopia ótica.

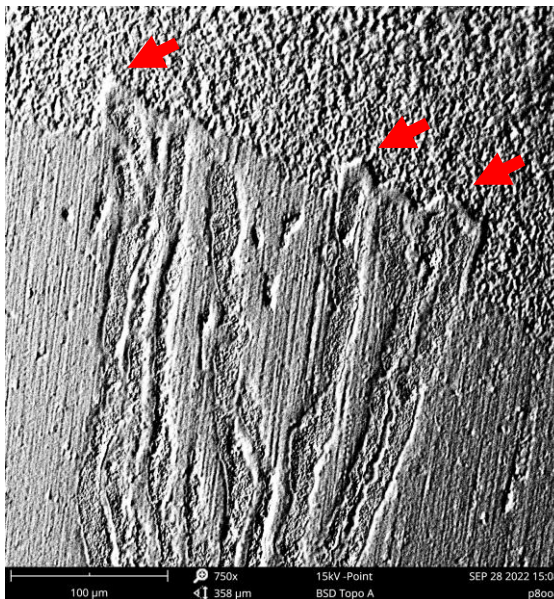


Figura 91 – Imagem da topografia das cavas, com destaque para a deformação da superfície no sentido de deslizamento da esfera. Imagem por elétrons retroespalhados (topo) com magnificação de 750x.

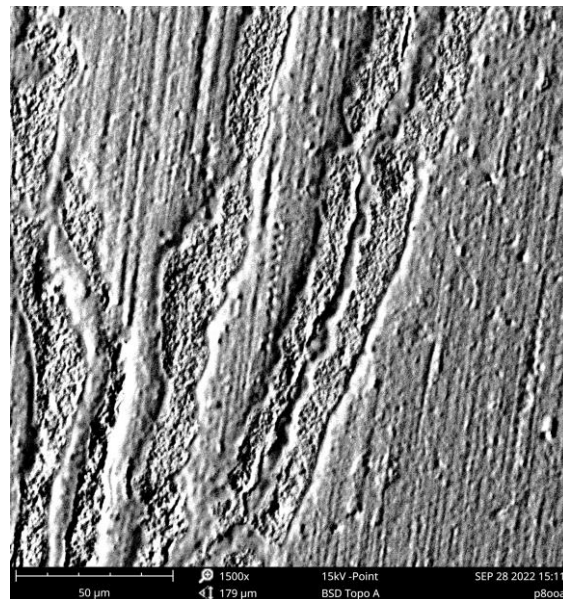


Figura 92 – Cavas de desgaste, com destaque para o aspecto granular do leito. Imagem por elétrons retroespalhados (topo) com magnificação de 1500x.

Nesses casos as calotas caracterizaram-se por áreas acometidas por desgaste abrasivo por microrrolamento em conjunto com áreas de desgaste adesivo, sendo que as proporções de cada mecanismo tiveram grande variação. O desgaste abrasivo por microrrolamento surgiu sempre a partir do começo da calota de desgaste (considerando o

sentido de deslizamento). Já as regiões de desgaste adesivo iniciaram-se sempre após a região do microrrolamento, tendendo a seguir até o fim da calota de desgaste, em proporções variáveis de cada mecanismo, conforme supramencionado.

A composição química no interior das cavas foi avaliada com a utilização do EDS, e mostrou-se rica em ferro (cerca de 60% em massa) (Figura 93 a Figura 96; Tabela 12 e Tabela 13), além do alumínio e oxigênio, diferentemente da região de fora da cava, na qual a técnica aplicada aponta apenas a ocorrência de alumínio e oxigênio. Mohami et al. [49] observaram fenômeno semelhante e atribuíram o preenchimento das ranhuras por detritos de desgaste à formação de pilhas.

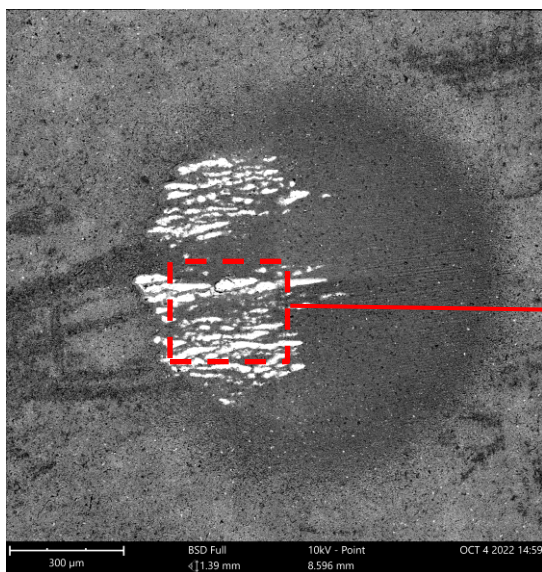


Figura 93 – Calota produzida em uma amostra solubilizada submetida a 247 metros de distância de deslizamento.

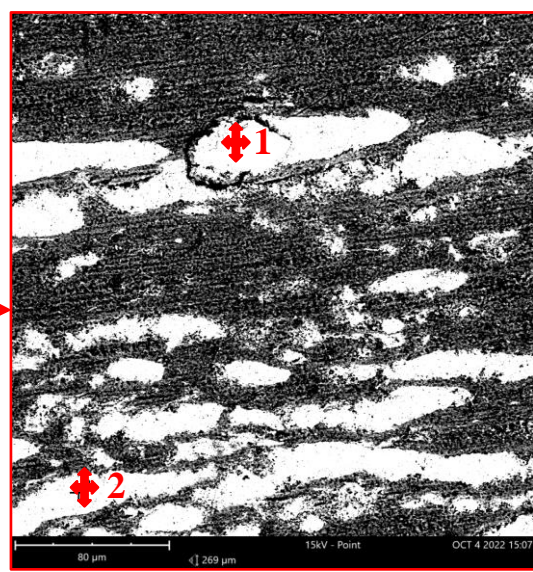


Figura 94 – Destaque da região indicada na figura ao lado. Os marcadores indicam os pontos submetidos à análise EDS.

Tabela 12 - Composição elementar – ponto 1 (Figura 94).

Elemento	Concentração em massa (%)
Fe	59.82
O	22.18
Al	18.00

Tabela 13 - Composição elementar - ponto 2 (Figura 94).

Elemento	Concentração em massa (%)
Fe	59.38
O	23.42
Al	16.99

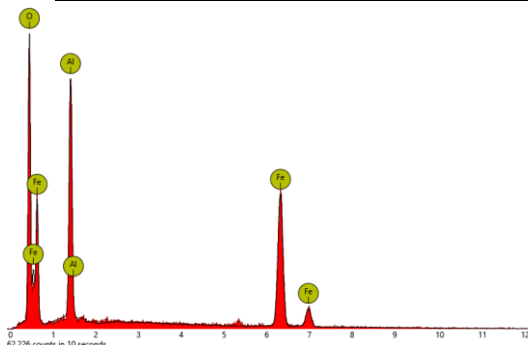


Figura 95 – Espectro EDS – ponto 1.

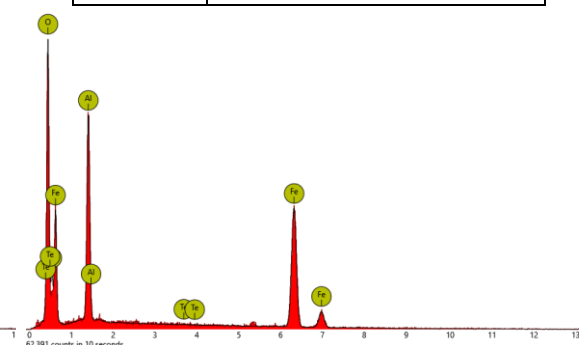


Figura 96 - Espectro EDS - ponto 2.

A região de duas calotas e suas adjacências foram investigadas, por meio do mapeamento da área, com a utilização do equipamento de microfluorescência de raios-X M4 Tornado, da Bruker. Na calota apresentada na Figura 97 houve a ocorrência de desgaste adesivo, cujos leitos apresentaram picos de intensidade nos espectros do Ferro. Tanto nas calotas com a ocorrência de cavas de desgaste adesivo como naquelas sem a ocorrência de cavas, ficou caracterizado, nas adjacências das calotas, picos nos espectros do Ferro, com menor intensidade do que no interior das cavas, apontando para a impregnação de Ferro nas regiões externas às calotas (Figura 97 e Figura 98).

Já as áreas interiores às calotas, mas externas às cavas, não apresentaram a ocorrência do ferro, visto que a lama abrasiva, impulsionada pelo movimento da esfera, tende a expulsar esses detritos do interior das calotas.

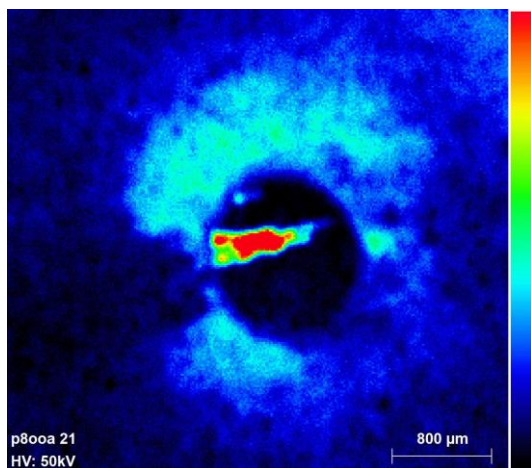


Figura 97 – Mapa de intensidade de picos no espectro do Ferro.

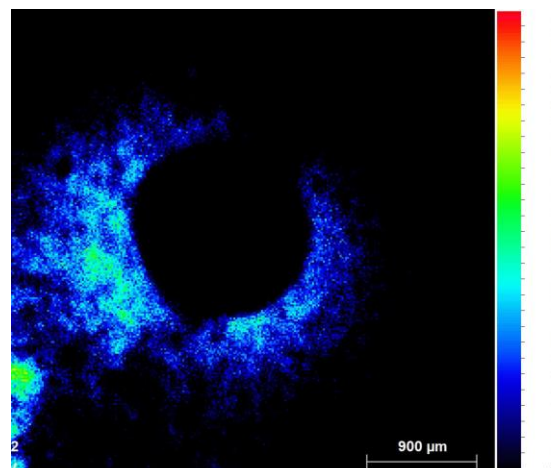


Figura 98 - Mapa de intensidade de picos no espectro do Ferro.

Calotas produzidas, lado a lado, em uma amostra envelhecida, submetidas a 989 metros de distância de deslizamento.

Nas bordas de algumas cavas foram identificadas trincas que se propagavam até a cava adjacente, (Figura 99 e Figura 100), mecanismo que amplia a condição de desgaste.

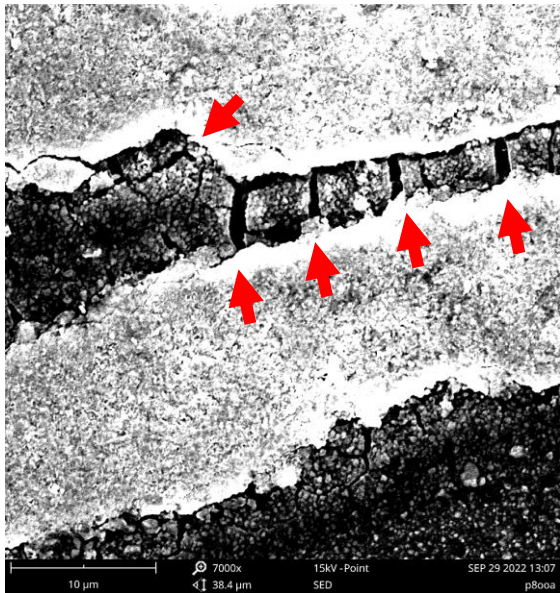


Figura 99 - Cavas de desgaste, com destaque para trincas que se propagam a partir das bordas. Imagem por elétrons secundários com magnificação de 7000x.

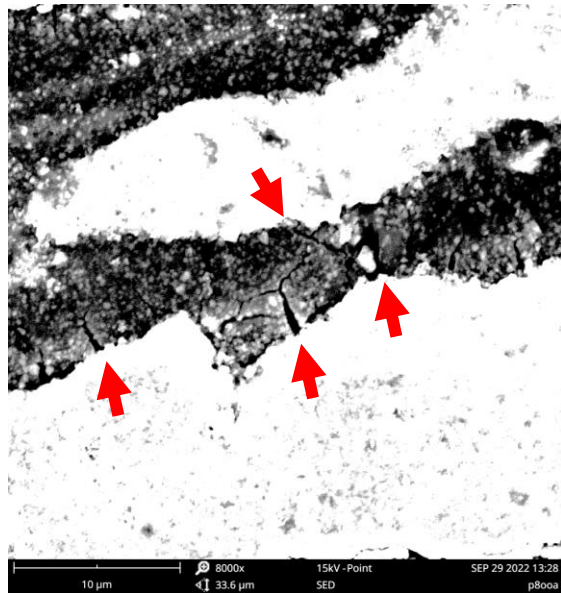


Figura 100 - Cavas de desgaste, com destaque para trincas que se propagam a partir das bordas. Imagem por elétrons secundários com magnificação de 8000x.

Amostra envelhecida submetida a 989 metros de distância de deslizamento

#### 4.3.3.1.1 Volume de desgaste adesivo

Conforme mencionado, a ocorrência de desgaste adesivo foi identificada na primeira série de ensaios, em cerca de oitenta por cento dos casos. As áreas das amostras acometidas por desgaste adesivo, aferidas com a utilização do software Fiji Image J, foram significativamente diminuídas nas amostras submetidas ao envelhecimento artificial. Com o aumento da distância de deslizamento, os volumes de desgaste adesivo foram diminuindo, até os 741 metros, quando voltaram a aumentar (Figura 101).

A diminuição das regiões acometidas por desgaste adesivo com o aumento da distância de deslizamento relaciona-se com a preponderância do mecanismo de microrrolamento em todas as condições de ensaio. Assim, com a evolução dos ensaios, o microrrolamento tende a se sobrepôr as regiões acometidas por desgaste adesivo.

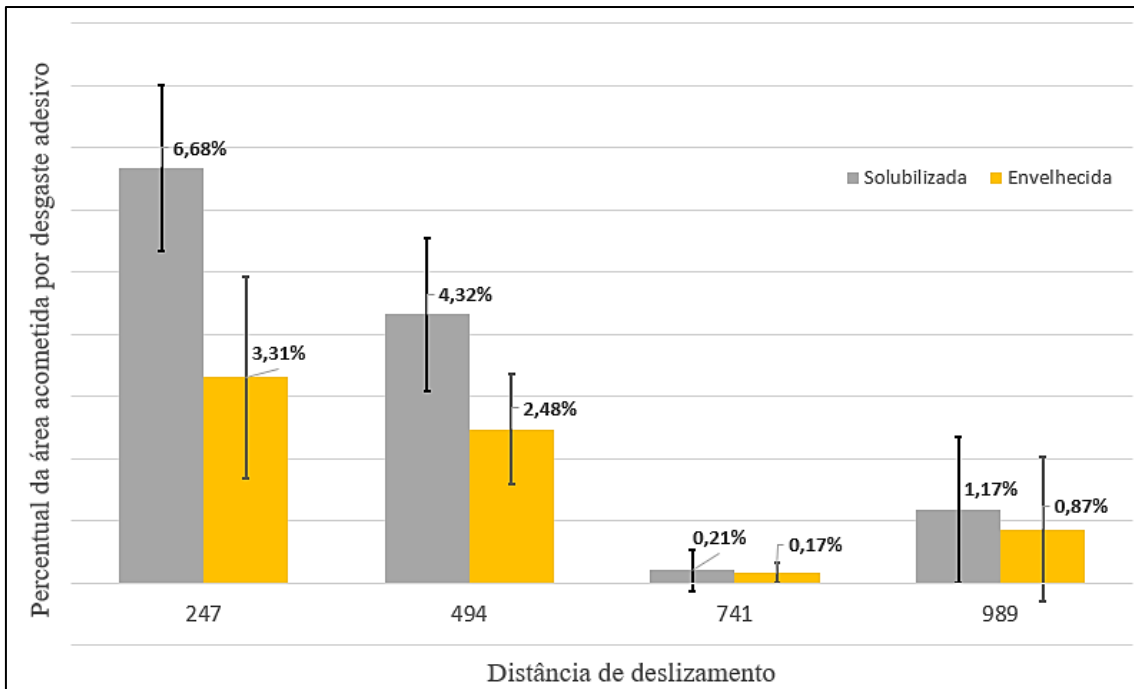


Figura 101 – Percentual das áreas projetadas de desgaste adesivo em relação à área projetada das calotas de desgaste.

#### 4.3.3.2 Segunda série de ensaios

A Figura 102 apresenta a imagem de uma calota de desgaste que foi solubilizada e submetida ao desgaste 494 metros de distância de deslizamento. Em macro escala, o fenômeno parece se apresentar como desgaste abrasivo por riscamento. Na Figura 103 e Figura 104 são apresentadas imagens da mesma calota, com magnificações de 3000 e 5000 vezes, respectivamente, nas quais é possível verificar a presença de indentações com periodicidade determinada.

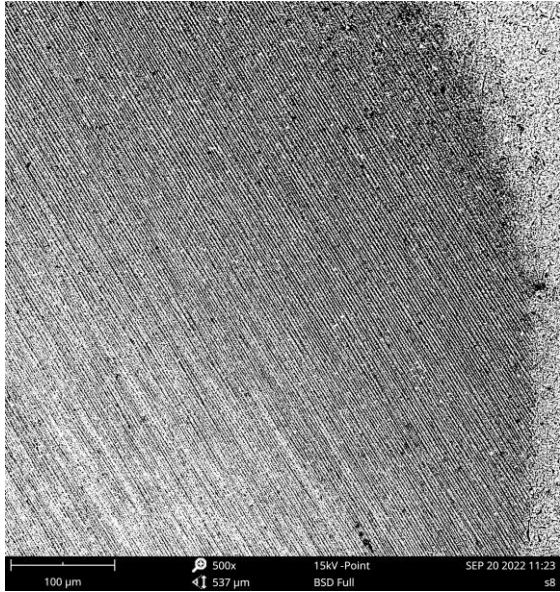


Figura 102 - Desgaste por microrrolamento. Imagem por elétrons retroespalhados - 500x.

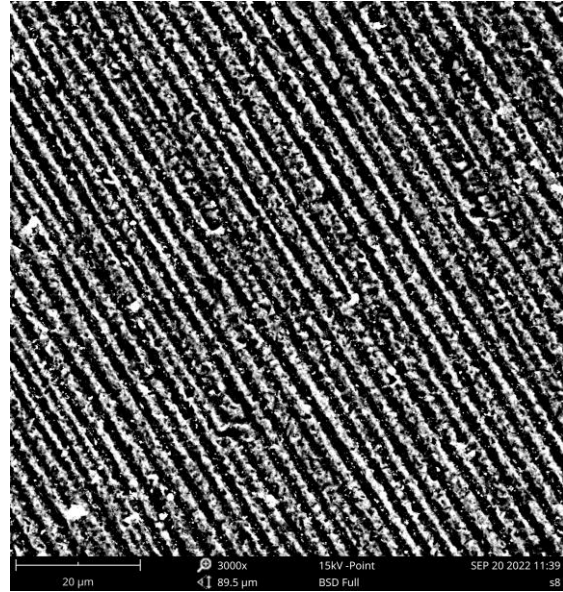


Figura 103 – Desgaste por microrrolamento. Imagem por elétrons retroespalhados - 3000x.

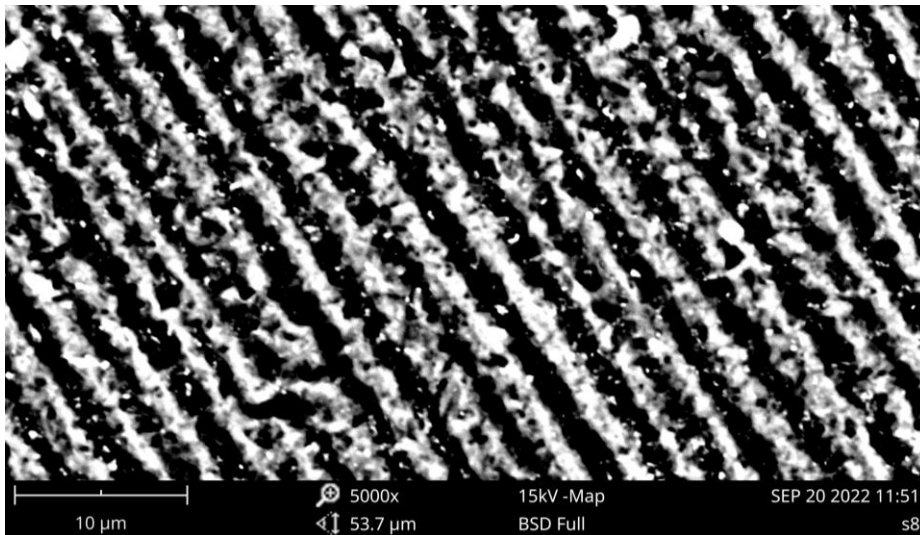


Figura 104 – Desgaste por microrrolamento. Imagem por elétrons retroespalhados com magnificação de 5000x.

Foram identificadas amostras com existência de riscos, caracterizados pela presença de rebarbas nas bordas, de largura bastante superior às indentações causadas pelo rolamento das partículas (Figura 105 a Figura 108), cuja causa pode estar associada ao acúmulo de detritos de desgaste do sistema tribológico ou mesmo pelo destacamento de partículas de maiores dimensões do próprio material da amostra.



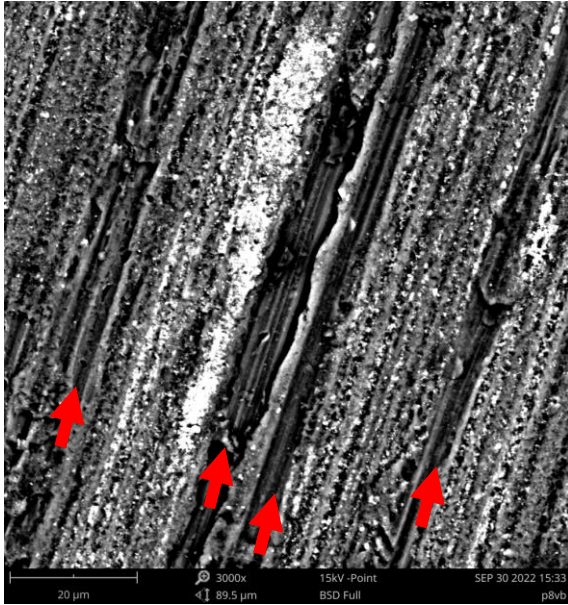


Figura 105 – Riscos, destacados pelas setas, no interior da calota de desgaste. Amostra solubilizada e envelhecida submetida a 494 metros de distância de deslizamento. Imagem por elétrons retroespalhados com magnificação de 3000x.

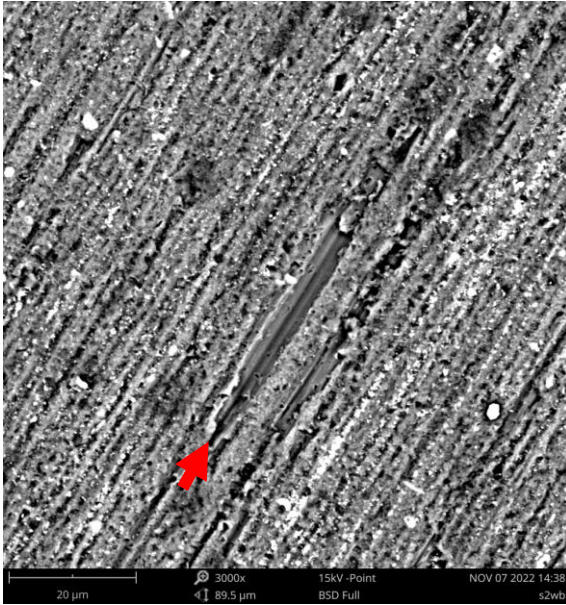


Figura 106 – Riscos, destacados pelas setas, no interior da calota de desgaste. Amostra solubilizada submetida a 124 metros de distância de deslizamento. Imagem por elétrons retroespalhados com magnificação de 3000x.

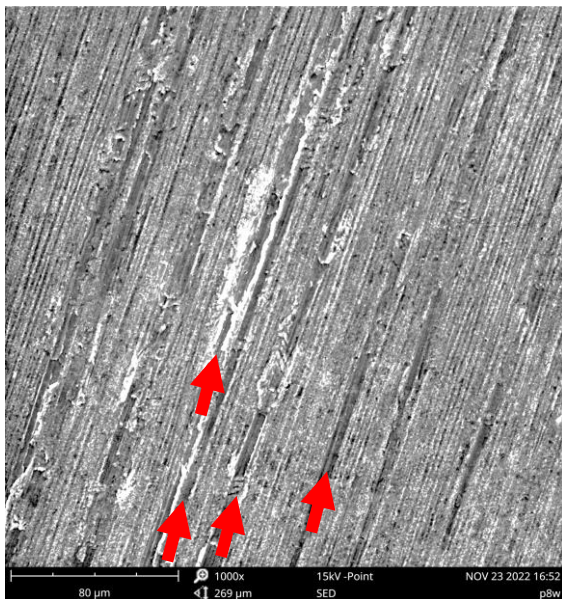


Figura 107 - Riscos, destacados pelas setas, no interior da calota de desgaste. Amostra solubilizada e envelhecida submetida a 494 metros de distância de deslizamento. Imagem por elétrons secundários com magnificação de 1000x.

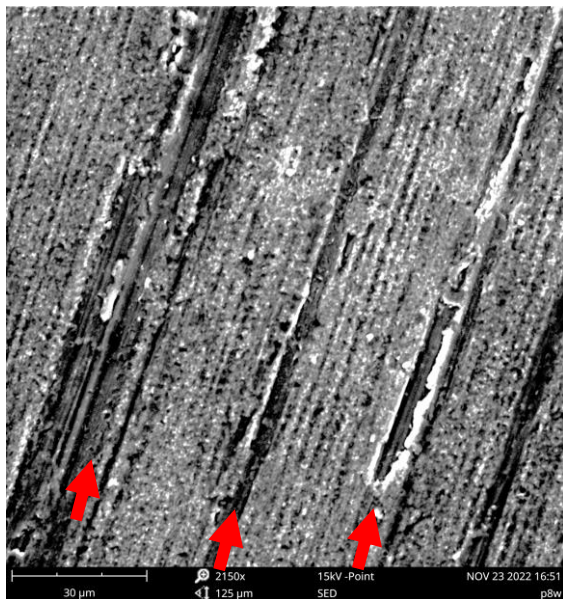


Figura 108 - Riscos, destacados pelas setas, no interior da calota de desgaste. Amostra solubilizada e envelhecida submetida a 494 metros de distância de deslizamento. Imagem por elétrons secundários com magnificação de 2150x

#### 4.3.4 Comparativo entre as duas séries de ensaio

A Figura 109, a seguir, consolida os coeficientes de desgaste e os principais parâmetros de teste, como força normal, velocidade da esfera, concentração da lama, tamanho das partículas abrasivas e vazão da lama para as duas séries de ensaios.

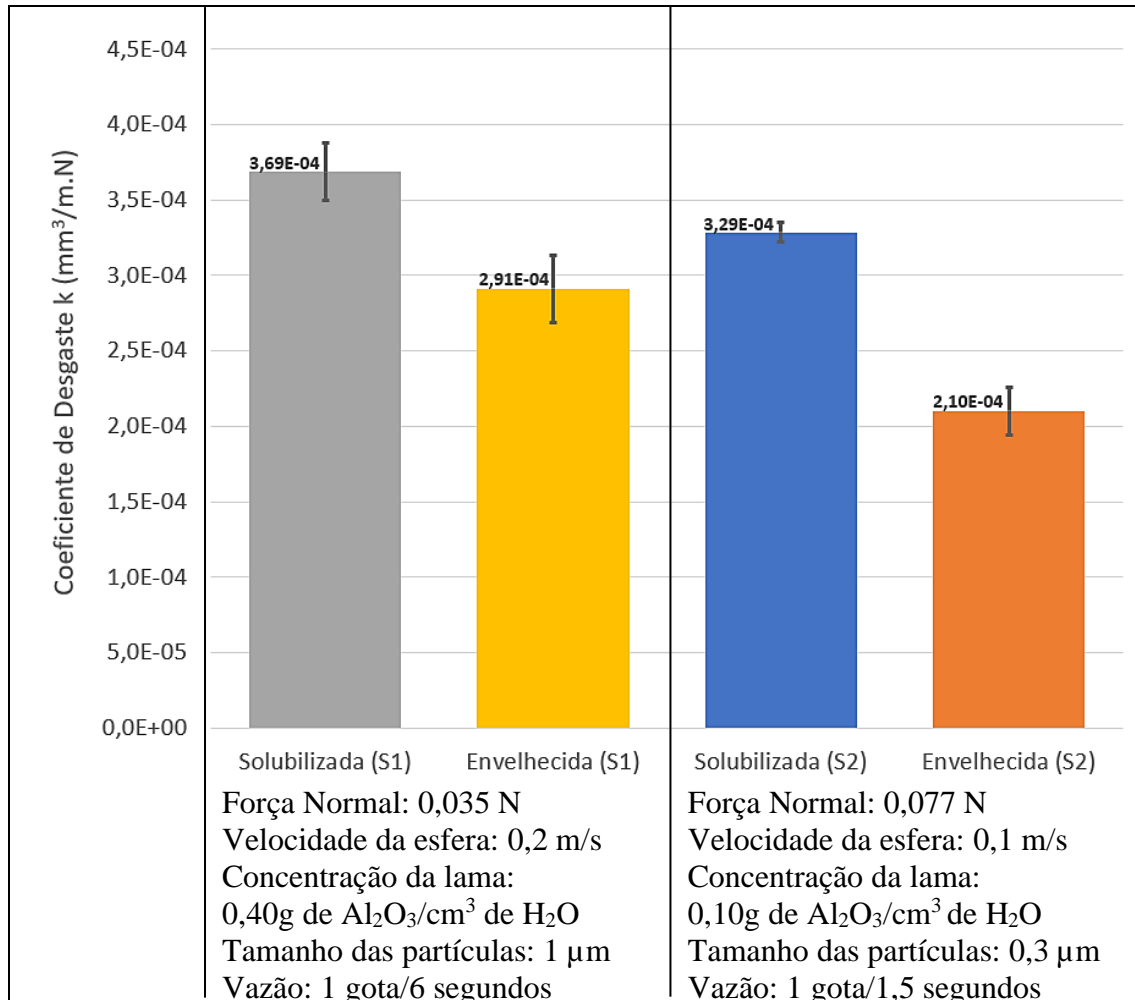


Figura 109 – Consolidado dos coeficientes de desgaste e principais parâmetros de teste para ambas as das séries de ensaios.

Uma das formas de se comparar os volumes de desgaste em ensaios realizados a diferentes distâncias de deslizamento (S) e diferentes forças normais (N) é normalizar os volumes pelo produto S.N. Neste caso, a inclinação da reta, obtida por regressão linear simples, fornece o coeficiente de desgaste, que se assemelha aos valores obtidos pelo cálculo das médias das médias (Figura 110).

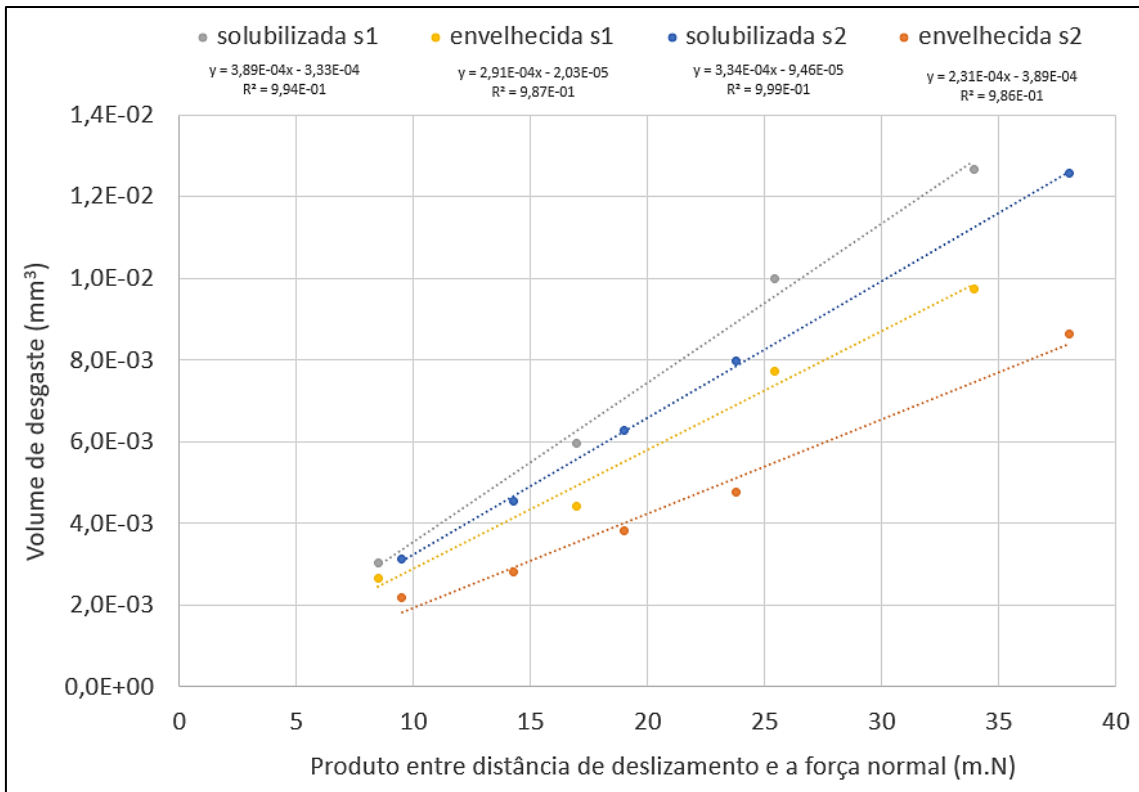


Figura 110 - Volumes de desgaste ( $\text{mm}^3$ ) em função do produto das distâncias de deslizamento (m) pela força normal (N).

Verifica-se que o maior tamanho da partícula abrasiva e a maior fração volumétrica de abrasivo contribuíram para o aumento do coeficiente de desgaste na primeira série de ensaios. Na segunda série de ensaios, a maior força normal e a menor velocidade da esfera contribuíram para aumentar o coeficiente de desgaste, de forma que a variação conjunta desses parâmetros tendeu a se compensar parcialmente.

Quando se comparam as amostras submetidas apenas à solubilização, verifica-se, que o coeficiente de desgaste foi 11% menor na segunda série de ensaios. Quando comparadas as amostras solubilizadas e envelhecidas artificialmente, a diminuição do coeficiente de desgaste foi de 28% na segunda série de ensaios.

Verifica-se, portanto, que a resistência ao desgaste abrasivo, apesar de ser influenciada por propriedades como dureza e tenacidade à fratura e parâmetros microestruturais, como tamanho do grão e porosidade, não é uma propriedade exclusivamente do material ensaiado. Ela é dependente do sistema tribológico.

### **4.3.5 Fatores contribuintes para os resultados dos ensaios de desgaste.**

#### **4.3.5.1 Precipitados de Mg-Si e dureza**

Para as duas séries de ensaios, observou-se que as amostras solubilizadas e envelhecidas artificialmente tiveram menor coeficiente e taxa de desgaste quando comparadas àquelas apenas solubilizadas.

Uma das justificativas reside no fato de que a perda de material por desgaste pode ocorrer devido às muitas partículas abrasivas atuando simultaneamente e continuamente, causando deformação sucessiva no material e quebra por fadiga [44].

Diniz [34] e Reinke [13], em seus estudos conduzidos sobre a liga 6201, concluíram que a resistência à fadiga foi aumentada nas amostras envelhecidas artificialmente, quando comparadas àquelas solubilizadas. Concluíram que os precipitados de Mg-Si que surgiram bem distribuídos e de menor tamanho após o envelhecimento artificial atuaram como obstáculos e promoveram obstrução/retardo no movimento das discordâncias durante os ensaios de fadiga dos espécimes, resultando em maiores valores de resistência à fadiga das amostras envelhecidas.

Sekhar e Das [70], Sarada et al. [69] e Pintaúde [68] apresentam em seus estudos a ocorrência de menores taxas de desgaste em materiais submetidos a processos de endurecimento. Mohami et al. [49], para a liga 6061, atribuíram às partículas duras de Mg<sub>2</sub>Si a resistência ao movimento de discordâncias, resultando na maior resistência ao desgaste.

#### **4.3.5.2 Parâmetros de ensaio**

Conforme os estudos conduzidos por Dwivedi [45] e Trezona *et al.* [53], o aumento da carga normal aumenta a taxa de desgaste devido a aumento do contato de metal com metal entre as superfícies de contato. Nos estudos conduzidos por Gee *et al.* [61], Subramanian [62] e Dwivedi [45], a taxa de desgaste decresce com o aumento da velocidade, até o atingimento da velocidade crítica. Nos presentes estudos, a maior força normal e a menor velocidade da esfera contribuíram para aumentar o coeficiente de desgaste na segunda série de ensaios.

Marin [64], Nathan e Jones [65] estudaram o comportamento do desgaste em relação ao tamanho do abrasivo e concluíram que a taxa de desgaste aumenta de forma proporcional ao aumento do tamanho da partícula abrasiva, até alcançar um tamanho crítico. Bello *et al.* [66], em testes de desgaste, concluíram que o coeficiente de desgaste,  $k$ , aumenta com o aumento da fração de volume abrasivo. Nos presentes ensaios, o maior

tamanho da partícula abrasiva e a maior fração volumétrica de abrasivos contribuíram para o aumento do coeficiente de desgaste na primeira série de ensaios.

A variação conjunta dos parâmetros de ensaios tendeu a se compensar parcialmente. A ocorrência de desgaste adesivo na primeira série de ensaios compatibiliza-se com os resultados encontrados por Singh e Chauhan [48], que verificaram que o modo de desgaste se alterou para desgaste abrasivo quando aumentada a carga de contato.

## 5. CONCLUSÕES

Nos tratamentos térmicos de solubilização, as amostras submetidas à temperatura de 550°C por 2, 4 e 6 horas e à temperatura de 535°C por 1 e 2 horas apresentaram microdureza em torno de 34 HV(0.5). Nas primeiras 24 horas, após a têmpera, em todos os casos, mantidas à temperatura ambiente, houve o endurecimento de cerca de 35%, como resultado da condição instável da solução sólida supersaturada. Após esse período, não apresentaram variação significativa na microdureza, que foi acompanhada até o décimo quarto dia. A microdureza da amostra solubilizada a 535°C por 1 hora foi acompanhada por três meses e igualmente não apresentou variação relevante.

No tratamento térmico de envelhecimento artificial, realizado à temperatura de 170° C pelos tempos de 24, 30, 36, 48 e 60 horas, a microdureza apresentou valores crescentes até 30 horas, se manteve estável até 36 horas e passou a decrescer até as 60 horas. A microdureza dessas amostras, à temperatura ambiente, manteve-se constante nos 3 meses subsequentes ao tratamento.

Os resultados mostraram-se compatíveis com as etapas descritas na bibliografia, nas quais, a partir da solubilização e têmpera, valores mínimos de dureza são atingidos, associados à dissolução dos precipitados na matriz. Aglomerados de soluto e precipitados com tamanho reduzido (zonas de *Guinier–Preston*) aparecem no início do envelhecimento, que evoluem, e o endurecimento máximo, alcançado nas amostras submetidas a 170° C por 30 horas, relaciona-se à restrição da movimentação das discordâncias decorrente do tamanho, distribuição e dos campos de deformação na matriz que circundam as partículas coerentes  $\beta''$ . A diminuição da dureza, para maiores tempos de envelhecimento, está relacionada à coalescência das partículas  $\beta''$ , formando partículas semicoerentes  $\beta'$  e incoerentes  $\beta$ , características do superenvelhecimento.

Em relação aos ensaios de desgaste microabrasivo, foram comparadas amostras solubilizadas (535° C por 1 hora) com amostras envelhecidas artificialmente (170° C por 30 horas) em duas séries de ensaios, sob condições tribológicas distintas. As amostras submetidas ao envelhecimento artificial apresentaram decréscimo de 21% e 36% no coeficiente de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ), e diminuição de 25% e 31% na taxa de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m}$ ), respectivamente para a primeira e segunda série de ensaios.

Preponderou o desgaste abrasivo por microrrolamento. Foram também identificadas regiões acometidas por riscamento e regiões de desgaste adesivo, sendo que a quantidade de material removido por desgaste adesivo foi mais expressiva nas amostras solubilizadas.

Inferese que os precipitados de Mg-Si, após o envelhecimento artificial, atuaram como obstáculos e promoveram obstrução/retardo ao movimento das discordâncias durante os ensaios de desgaste, resultando em menores coeficientes e taxas de desgaste.

O tratamento de envelhecimento artificial em ligas de alumínio 6201, portanto, mostraram-se efetivos no aumento da resistência ao desgaste, e aplicado aos fios que compõem cabos de transmissão de energia elétrica pode contribuir para reduzir as taxas de falhas.

Por fim, conclui-se que a resistência ao desgaste, apesar de ser influenciada pelas demais propriedades mecânicas e por parâmetros microestruturais da amostra, não é uma propriedade exclusivamente do material ensaiado, visto que é dependente do sistema tribológico.

## 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ONS, “Operador Nacional do Sistema Elétrico,” 2022. [Online]. Available: <https://www.ons.org.br/paginas/sobre-o-sin/o-que-e-o-sin>.
- [2] O Setor Elétrico, “Um inventário da história dos materiais e formas de cabos aéreos para LTs,” 2018. [Online]. Available: <https://www.osetoelettrico.com.br/cabos-para-transmissao-de-energia/>. [Acesso em 09 06 2022].
- [3] American Society of Materials, “ASM Metals Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. v.2,” Ohio: ASM International, 1990.
- [4] “Nexans,” 2018. [Online]. Available: <https://www.nexans.com.br/pt/products/Transmission.and.Distribution.html>. [Acesso em 06 09 2022].
- [5] “Inducabos,” 2022. [Online]. Available: [https://www.induscabos.com.br/portfolio-item/cabo\\_aluminio\\_nu\\_aaac/](https://www.induscabos.com.br/portfolio-item/cabo_aluminio_nu_aaac/).
- [6] A. E. B. Junior, A. L. G. d. Silva, G. M. Lauria e M. L. B. Lourençoni, “Utilização de cabos de alumínio liga 6201 em linhas de transmissão 230 kv – casos práticos,” *SNPTEE - Seminário Nacional de Produção e Transmissão de Energia Elétrica*, 2005.
- [7] “Folha UOL,” 2002. [Online]. Available: <https://www1.folha.uol.com.br/folha/dinheiro/ult91u40094.shtml>. [Acesso em 06 09 2022].
- [8] G. Reinke, R. B. Kalombo, M. S. Silva, J. A. Araujo e C. R. M. d. Silva, “Failure analysis of aluminum wires in all aluminum alloy conductors - AAAC,” *Engineering Failure Analysis*, p. 104197, 2020.
- [9] R. Zhou, A. Cardout, S. Goudreau e M. Fiset, “Fundamental investigations of electrical conductor fretting fatigue,” *Tribology International*, 1996.
- [10] G. Reinke, “Influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas de fios de alumínio liga usados em cabos condutores submetidos a ensaios de fadiga,” Dissertação de Mestrado, Faculdade de Tecnologia - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2017.
- [11] C. Azevedo, A. Henriques, A. P. Filho, J. Ferreira e J. Araújo, “Fretting fatigue in overhead conductors: Rig design and failure analysis of a Grosbeak aluminium cable steel reinforced conductor,” *Engineering Failure Analysis*, p. 16 (2009) 136–151, 2009.

- [12] “USGS,” 2022. [Online]. Available: <https://www.usgs.gov/centers/national-minerals-information-center/aluminum-statistics-and-information>. [Acesso em 06 09 2022].
- [13] G. Reinke , “Influência de tratamentos térmicos na vida em fadiga e na superfície de fratura de fios de liga de alumínio 6201,” Tese de Doutorado - Universidade de Brasília - Faculdade de Tecnologia - Departamento de Engenharia Mecânica, Brasília - DF, 2021.
- [14] “ABAL,” 2020. [Online]. Available: <https://www.abalconteudos.abal.org.br/>. [Acesso em 06 09 2022].
- [15] ANSI, “H35.1 Alloy and temper designation systems for aluminum,” 1988.
- [16] B. P. d. Fonseca, “Endurecimento estrutural de peças em ligas de alumínio injetadas,” Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto , 2012.
- [17] M. M. M. Martins, “Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082,” Universidade de Aveiro, 2008.
- [18] A. Zangrandi, “Um estudo sobre o endurecimento, o processamento e propriedades mecânicas de uma liga de alumínio da série 3xxx tipo aa 3104 com adições de zinco,” Tese – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, 2006.
- [19] F. M. Souza, “Estudo da microestrutura, da textura cristalográfica e da recristalização em chapas obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo da liga de alumínio AA4006,” Tese de Doutorado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2012.
- [20] M. Murashkin, A. Medvedev, V. Kazykhanov e A. Krokhin, “Enhanced Mechanical Properties and Electrical Conductivity in Ultrafine-Grained Al 6101 Alloy Processed via ECAP-Conform,” *Metals*, pp. 5, 2148–2164, 2015.
- [21] P. P. Seth, O. Parkash e D. Kumar, “Structure and mechanical behavior of in situ developed Mg<sub>2</sub>Si phase in magnesium and aluminum alloys – a review,” *RSC Adv.*, 2020.
- [22] O. Engler e J. Hirsch, “Texture control by thermomechanical processing of AA6xxx Al – Mg – Si sheet alloys for automotive applications — a review,” *Mater. Sci. Eng.*, pp. 336, 249–262, 2002.
- [23] N. Dowling, *Comportamento Mecânico dos Materiais*, 4 ed., GEN LTC, 2022.
- [24] W. D. Callister e D. G. Rethwisch, *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*, Oitava ed., LTC, 2012, 1940.
- [25] American Society of Materials, “ASM Metals Handbook: Heat Treating. v.4,” Ohio: ASM International, 1991.



- [26] M. R. N. Soares, "Efeitos dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio," Departamento de Engenharia Cerâmica e Vidro - Universidade de Aveiro, 2009.
- [27] Z. Balogh e G. Schmitz, "Diffusion in Metals and Alloys," *Physical Metallurgy (Fifth Edition)*, p. 387–559., 2014.
- [28] B. Kim, J. Hwang e Y. Park, "Microstructural Improvement of Eutectic Al + Mg<sub>2</sub>Si Phases on Al–Zn–Si–Mg Cast Alloy with TiB<sub>2</sub> Particles Additions," *Materials*, pp. 14, 2902, 2021.
- [29] M. T. B. Puig, "Estudo de la conformación de componentes aluminio-silicio en estado semisólido," Tesis presentada para optar al grado de Doctor en Ciências - Especialidad Química. Universitat Politècnica de Catalunya, 2005.
- [30] M. Brynjulfson, "Fatigue of Extruded AA6082 and AA7108 Alloys," Department of Materials Science and Engineering, Norwegian University of Science and Technology, 2015.
- [31] O. Engler, C. D. Marioara, Y. Aruga, M. Kozuka e O. R. Myhr, "Effect of natural ageing or pre-ageing on the evolution of precipitate structure and strength during age hardening of Al–Mg–Si alloy AA 6016.," *Materials Science and Engineering A*, 759, 520–529., 2019.
- [32] G. E. Dieter, *Mechanical metallurgy*, New York: McGraw-Hill, 1961.
- [33] A. M. P. Maia, "Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101," Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2012.
- [34] L. M. Diniz, "Influência do tratamento térmico na vida em fadiga de alumínio," Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília, Faculdade de Tecnologia - Departamento de Engenharia Mecânica, 2018.
- [35] A. L. Quadro, S. G. Hallak, S. F. Trindade, L. G. S. Parreiras e A. L. R. Sabariz, "Efeito da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas da liga 6201," V Congresso Internacional do Alumínio, São Paulo, 2012.
- [36] H. P. d. Souza, "Efeito da temperatura de solubilização no envelhecimento da liga de alumínio 6061," Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória - ES, 2006.
- [37] A. Keyhani, R. Roumina e S. Mohammadi, "An efficient computational technique for modeling dislocation—An efficient computational technique for modeling dislocation—," *Computational Materials Science*, pp. 122, 281-287, 2016.
- [38] A. Keyhani, "Multi-scale modeling of plasticity nearby precipitates in nanostructured materials," *Condensed Matter*, Materials Science, Cornell University, 2017.

- [39] O. Myhr, Ø. Grong, H. Fjær e C. Marioara, "Modelling of the microstructure and strength evolution in Al–Mg–Si alloys during multistage thermal processing," *Acta Materialia*, p. 52 (2004) 4997–5008, 2004.
- [40] O. R. Myhr, Ø. Grong e S. J. Andersen, "Modelling of the age hardening behaviour of Al–Mg–Si alloys," *Acta mater*, p. 49 (2001) 65–75, 2001.
- [41] G. W. Stachowiak, *Wear: materials, mechanisms and practice*, John Wiley & Sons Ltd, 2006.
- [42] ASTM, "G40-21 - Standard Terminology Relating to Wear and Erosion," 2021.
- [43] G. W. Stachowiak e A. W. Batchelor, *Engineering Tribology*, Butterworth-Heinemann, 2005.
- [44] Z. Gahr, *Microstructure and Wear of Materials*, 1 ed., Amsterdam - Oxford - New York - Tokyo: Elsevier, 1987.
- [45] D. K. Dwivedi, "Adhesive wear behaviour of cast aluminium-silicon alloys: Overview," *Materials and Design*, pp. 31(5), 2517–2531., 2010.
- [46] S. J. Gobbi, "Avaliação da resistência ao desgaste microabrasivo das ligas de titânio ti-12cr e ti-22nb-6zr obtidas por metalurgia do pó e recobertas com revestimento de diamante DLC," Tese de Doutorado em Ciências Mecânicas, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2018.
- [47] T. A. Stolarski, *Tribology in Machine Design*, Butterworth-Heinemann, 2000.
- [48] J. Singh e A. Chauhan, "Overview of wear performance of aluminium matrix composites reinforced with ceramic materials under the influence of controllable variables," *Ceramics International*, pp. 42 (2016) 56-81, 2016.
- [49] A. Moharami, A. Razaghian, B. Babaei, O. Ojo e M. Slapakova, "Role of Mg<sub>2</sub>Si particles on mechanical, wear, and corrosion behaviors of friction stir welding of AA6061-T6 and Al-Mg<sub>2</sub>Si composite," *Journal of Composite Materials*, pp. 0(0) 1-23, 2020.
- [50] F. d. C. Dias, "Influência da deposição de filmes finos TiN e ZrN multicamadas na resistência ao desgaste microabrasivo da liga Ti-40Zr obtida por metalurgia do pó," Tese de Doutorado em Ciências Mecânicas. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2014.
- [51] J. J. d. F. Neto, "Projeto, fabricação e validação de um abrasômetro roda de borracha na configuração horizontal e vertical," Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, PE, 2017.

- [52] R. Trezona e I. Hutchings, "Three-body abrasive wear testing of soft materials," *Wear*, p. 233–235 1999 209–221, 1999.
- [53] R. I. Trezona, D. N. Allsopp e I. M. Hutchings, "Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test," *Wear*, v. 225–229, p.205–214, 1999.
- [54] R. Cozza, D. Tanaka e R. Souza, "Friction coefficient and abrasive wear modes in ball-cratering tests conducted at constant normal force and constant pressure - Preliminary results," *Wear*, pp. 267(2009)61-70, 2009.
- [55] R. C. Cozza, "Third abrasive wear mode: is it possible?," *Journal of Materials Research and Technology*, pp. 3(2):191-193, 2014.
- [56] R. C. Cozza, "Estudo do desgaste e atrito em ensaios micro-abrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e pressão constante.," Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2011.
- [57] E. S. Ashiuchi, "Efeitos do tratamento criogênico profundo e do revestimento de CrN por PVD na microabrasão da liga de alumínio AA 6101-T4," Tese (Doutorado) Universidade de Brasília, Faculdade de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, Brasília, DF, 2015.
- [58] R. C. Cozza, L. C. Rodrigues e C. G. Schön, "Analysis of the micro-abrasive wear behavior of an iron aluminate alloy under ambient and high-temperature conditions," *Wear*, pp. 330-331 (2015) 250-260, 2015.
- [59] R. C. Cozza, "Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste microabrasivo.," Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica, São Paulo, SP, 2006.
- [60] T. M. F. Anicézio, "Avaliação da resistência ao desgaste microabrasivo da liga Ti-12Cr revestida por filmes finos de TiN e CrN," Dissertação de Mestrado – Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2015.
- [61] M. Gee, G. A., I. Hutchings, R. Bethke, K. Schiffman, K. Van Acker, S. Poulat, Y. Gachon e J. Von Stebut, "Progress towards standardisation of ball cratering," *Wear*, p. 255 (2003) 1–13, 2003.
- [62] C. Subramanian, "Effects of sliding speed on the unlubricated wear behaviour of Al-12.3wt.%Si alloy," *Wear*, pp. 151(1), 97–110, 1991.
- [63] J. Zhang e A. T. Alpas, "Transition between mild and severe wear in aluminium alloys.," *Acta mater*, pp. No. 2, pp 513-528, 1997.

- [64] J. J. C. Marin, “Efeito do tamanho do abrasivo no desgaste de metais,” Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Mecânica, São Paulo, SP, 2010.
- [65] G. K. Nathan e W. J. D. Jones, “The empirical relationship between abrasive wear and the applied conditions,” *Wear*, pp. 9(4), 300–309., 1966.
- [66] J. O. Bello, R. J. K. Wood e J. A. Wharton, “Synergistic effects of micro-abrasion–corrosion of UNS S30403, S31603 and S32760 stainless steels,” *Wear*, pp. 263(1-6), 149–159, 2007.
- [67] C. Subramanian, “Some considerations towards the design of a wear resistant aluminium alloy,” *Wear*, pp. 155 (1992) 193-205 , 1992.
- [68] G. Pintaúde, “Análise dos regimes moderado e severo de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentados de dureza,” Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Mecânica, São Paulo, 2002.
- [69] B. N. Sarada, P. L. S. Murthy e G. Ugrasen, “Hardness and Wear Characteristics of Hybrid Aluminium Metal Matrix Composites Produced by Stir Casting Technique,” *Materials Today: Processing*, pp. 2(4-5), 2878-2885, 2015.
- [70] A. P. Sekhar e D. Das, “Influence of Artificial Aging on Mechanical Properties and High Stress Abrasive Wear Behaviour of Al–Mg–Si Alloy,” *Metals and Materials International* , pp. volume 27, pages 337–351 (2021), 2021.
- [71] M. Ebrahimi, A. Zarei-Hanzaki, H. Abedi, M. Azimi e S. Mirjavadi, “Correlating the microstructure to mechanical properties and wear behavior of an accumulative back extruded Al-Mg<sub>2</sub> Si in-situ composite,” *Tribology International*, pp. 115 (2017) 199-211, 2017.
- [72] S. A. Souza, *Ensaio mecânicos de materiais metálicos: Fundamentos teóricos e práticos*, São Paulo: Edgard Blücher, 1982.
- [73] American Society of Materials, “ASM Handbook: Mechanical Testing and Evaluation. v8,” Ohio: ASM International, 2000.
- [74] ASTM, “E384 – 17 - Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials,” 2017.
- [75] American Society of Materials, “ASM Metals Handbook: Metallography and Microstructures. v.9,” Ohio: ASM International, 1992.
- [76] B. J. L. d. Silva e C. A. d. C. A. d. Faria, “Correlação entre microestrutura de solidificação, caracterização química e vida em fadiga para a liga AA6201,” Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2017.

- [77] S. M. d. A. Sousa, G. L. d. Gouveia e J. E. Spinelli, "Evaluating grain size, dendritic scale, and tensile properties of a NbB-inoculated 6201 alloy using solidification rate," *Materials Science & Engineering*, p. A 835 (2022) 142680, 2022.
- [78] A. M. Maliska, "Microscopia eletrônica de varredura," Florianópolis.
- [79] M. Liu, J. Chen, Y. Lin, Z. Xue, H. J. R. Roven e P. C. Skaret, "Microstructure, mechanical properties and wear resistance of an Al–Mg–Si alloy produced by equal channel angular pressing," *Materials International*, pp. 30 (2020) 485-493, 2020.
- [80] P. Zinin, "Transmission Electron Microscope".
- [81] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop e M. J. Couper, "The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys," *Acta mater*, pp. Vol. 46, No. 11, pp. 3893-3904, 1998, 1998.
- [82] W. Yang, M. Wang, R. Zhang, Q. Zhang e X. Sheng, "The diffraction patterns from  $\beta$ " precipitates in 12 orientations in Al–Mg–Si alloy," *Scripta Materialia*, p. 62 (2010) 705–708, 2010.
- [83] "Thermofisher," [Online]. Available: <https://www.thermofisher.com/blog/metals/pmi-technologies-whats-the-difference-between-xrf-libs-and-oes/>.
- [84] "XOS," [Online]. Available: <https://www.xos.com/Micro-XRF>.
- [85] "Bruker," [Online]. Available: <https://www.bruker.com/pt/products-and-solutions/elemental-analyzers/eds-wds-ebds-SEM-Micro-XRF>.
- [86] "Leica Microsystems," [Online]. Available: <https://www.leica-microsystems.com/pt/produtos/microscopios-digitais/p/leica-dvm6/>.
- [87] H. Demir e S. Gündüz, "The effects of aging on machinability of 6061 aluminium alloy," *Materials and Design*, p. 30 (2009) 1480–1483, 2009.
- [88] R. Cozza, J. d. Mello, D. Tanaka e R. Souza, "Relationship between test severity and wear mode transition in micro-abrasive wear tests," *Wear* 263 (2007) 111-116, 2007.
- [89] E. Faraday, "Cabos para transmissão de energia," [Online].
- [90] R. B. Kalombo, J. M. Martínez, J. L. Ferreira, C. R. Da Silva e J. A. Araújo, "Comparative fatigue resistance of overhead conductors made of aluminium and aluminium alloy: tests and analysis," *Procedia Engineering*, 2015.
- [91] "Engenheiro de Materiais," 2016. [Online]. Available: [engenheirodemateriais.com.br/2016/11/09/endurecimento-por-precipitacao-de-ligas-de-aluminio/](http://engenheirodemateriais.com.br/2016/11/09/endurecimento-por-precipitacao-de-ligas-de-aluminio/).

- [92] I. M. Hutchings, "Mechanisms of wear in powder technology: A review," *Powder Technology*, pp. Volume 76, Pages 3-13, 1993.
- [93] G. Ellwood, *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Inc., 1988.
- [94] S. Karabay, "Modification of AA-6201 alloy for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires with property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminium alloy conductors," *Materials and Design*, p. 27 (2006) 821–832.
- [95] R. Cozza, D. Tanaka e R. Souza, "Micro-abrasive wear of DC and pulsed DC titanium nitride thin films with different levels of film residual stresses," *Surface & Coatings Technology*, p. 201 (2006) 4242–4246, 2006.
- [96] R. C. Cozza, "Ball wear influence at the caps formation in the micro-abrasive wear testing by ball-cratering," *Tecnol. Metal. Mater. Miner*, pp. v. 12, n. 3, p.202-210, 2015.
- [97] R. C. Cozza e C. G. Schon, "Evidence of superposition between grooving abrasion and rolling abrasion," *Tribology Transactions*, pp. 58: 875–881, 2015, 2015.
- [98] D. J. Silva, "Influência do revestimento de nitreto de titânio depositado via feixe de elétrons na resistência ao desgaste microabrasivo das ligas de alumínio-magnésio-silício AA6101 e AA6351," *Dissertação de Mestrado. Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília.*, 2012.
- [99] F. M. Souza, "Estudo da microestrutura, da textura cristalográfica e da recristalização em chapas obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo da liga de alumínio AA4006," *Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo*, 2012.