



**Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP**  
**Escola de Minas**  
**Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais**  
**Campus Morro do Cruzeiro**  
**Ouro Preto – Minas Gerais – Brasil**



# **MONOGRAFIA DE GRADUAÇÃO**

## **EM ENGENHARIA METALÚRGICA**

**“EFEITO DO PROCESSAMENTO POR DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA  
NO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DE METAIS E LIGAS: UMA  
REVISÃO SISTEMÁTICA”**

**Daniele Ribeiro Guedes**

Ouro Preto, janeiro de 2024.

**Daniele Ribeiro Guedes**

**“Efeito do processamento por deformação plástica severa no comportamento tribológico de metais e ligas: Uma revisão sistemática”**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como parte dos requisitos para a obtenção do Grau de Engenharia Metalúrgica.

**Orientadora: Profa. Dra. Paula Cibely Alves Flausino**

**Coorientadora: Profa. Dra. Nayara Aparecida Neres da Silva**

**Ouro Preto, janeiro de 2024**

## SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

G924e Guedes, Daniele Ribeiro.

Efeito do processamento por deformação plástica severa no comportamento tribológico de metais e ligas [manuscrito]: uma revisão sistemática. / Daniele Ribeiro Guedes. - 2024.

44 f.: il.: color., tab..

Orientadora: Profa. Dra. Paula Cibely Alves Flausino.

Coorientadora: Profa. Dra. Nayara Aparecida Neres Da Silva.

Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Tribologia - Deformação Plástica Severa. 2. Microestrutura. 3. Microestrutura - Propriedades Mecânicas. 4. Tribologia - Desgaste. I. Flausino, Paula Cibely Alves. II. Da Silva, Nayara Aparecida Neres. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 669.01

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB-1716



## FOLHA DE APROVAÇÃO

**Daniele Ribeiro Guedes**

**“Efeito do processamento por deformação plástica severa no comportamento tribológico de metais e ligas: Uma revisão sistemática”**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Engenheira Metalúrgica.

Aprovada em 02 de fevereiro de 2024.

Membros da banca:

Profa. Dra. Paula Cibely Alves Flausino - Orientadora - Universidade Federal de Ouro Preto

Profa. Dra. Nayara Aparecida Neres da Silva - Coorientadora - Universidade Federal de Ouro Preto

Profa. Dra. Maria Aparecida Pinto - Universidade Federal de Ouro Preto

Prof. Dr. Daniel Fraga Pinto - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Minas Gerais - Ouro Preto

Paula Cibely Alves Flausino, orientadora do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 09/02/2024.



Documento assinado eletronicamente por **Paula Cibely Alves Flausino, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 09/02/2024, às 16:04, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [http://sei.ufop.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **0667462** e o código CRC **5061AAAB**.

## RESUMO

É consenso na literatura que o refino de grão em nível submicrométrico e a elevada densidade de discordâncias alcançadas pelos processos de deformação plástica severa (DPS) resultam em propriedades mecânicas superiores em relação àquelas produzidas pelos processos de conformação convencionais. Este fato pode maximizar o emprego de metais processados por DPS em aplicações estruturais e não estruturais. Para tal, uma importante propriedade é a resistência ao desgaste, fortemente influenciada por parâmetros microestruturais. Neste contexto, o presente trabalho propôs, a partir de dados da literatura, a busca de maior compreensão sobre a influência do processo de deformação plástica severa no comportamento tribológico de metais e ligas. A metodologia utilizada foi baseada em uma revisão bibliográfica sistemática, seguindo um roteiro com três fases de busca. Foram utilizados trabalhos do Portal CAPES e do acervo da Biblioteca Digital Brasileira de Teses e Dissertações. Os resultados mostraram que as técnicas de processamentos mais presentes foram ECAP e ARB e os mecanismos de desgaste mais citados foram abrasão, adesão e oxidativo. Ademais, foi possível inferir que há uma variabilidade no comportamento tribológico dos metais e ligas, sendo que, na maioria dos estudos, observa-se um melhor comportamento após DPS, mas, existem casos em que o material estudado apresentou piora. Entende-se que há uma dificuldade em modelar o processo de desgaste, bem como os mecanismos, com precisão, devido à complexidade dos materiais processados por DPS.

**Palavras-chave:** Deformação Plástica Severa. Microestrutura; Propriedades Mecânicas; Desgaste.

## **ABSTRACT**

There is a consensus in the literature that grain refinement at submicron level and the high density of dislocations achieved by severe plastic deformation (DPS) processes result in superior mechanical properties in relation to those produced by conventional forming processes. This fact can maximize the use of DPS-processed metals in structural and non-structural applications. To this end, an important property is wear resistance, strongly influenced by microstructural parameters. In this context, the present work proposed, based on literature data, the search for greater understanding of the influence of the severe plastic deformation process on the tribological behavior of metals and alloys. The methodology used was based on a systematic bibliographic review, following a script with three search phases. Work from the CAPES Portal and the collection of the Brazilian Digital Library of Theses and Dissertations were used. The results showed that the most common processing techniques were ECAP and ARB and the most cited wear mechanisms were abrasion, adhesion and oxidative. Furthermore, it was possible to infer that there is variability in the tribological behavior of metals and alloys, and in most studies, better behavior is observed after DPS, but there are cases in which the studied material showed worsening. It is understood that there is a difficulty in modeling the wear process, as well as the mechanisms, accurately, due to the complexity of the materials processed by DPS.

**Keywords:** Severe Plastic Deformation; Microstructure; Mechanical Properties; Wear.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Representação esquemática do processamento ECAP .....	13
Figura 3.2 - Rotas empregadas no processamento por ECAP.....	13
Figura 3.3– Representação esquemática do processamento HPT. ....	14
Figura 3.4 - Representação esquemática do processamento ARB. ....	14
Figura 3.5 - Representação esquemática do processamento por MDF.....	15
Figura 3.6 - Curvas tensão-deformação de engenharia para o aço IF processado por ARB em vários ciclos a 500°C .....	16
Figura 3.7 - Variação da dureza e o tamanho de grão. ....	17
Figura 3.8 - Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para amostras processadas por 1 a 16 passes de ECAP a temperatura ambiente.. ....	17
Figura 3.9 - Micrografia via MET para amostras de cobre processadas por ECAP. (a) 1 passe, (b) 2 passes, (c) e (d) 4 passes.. ....	19
Figura 3.10 - Ilustração esquemática da evolução microestrutural durante o processo de deformação plástica severa. (a) Distribuição homogênea de discordâncias; (b) formação de células alongadas; (c) discordâncias bloqueadas por contornos de subgrão; (d) quebra de subgrãos alongados; (e) reorientação dos contornos de subgrão e formação do grão ultrafino. ....	20
Figura 3.11 – Tensão x deformação acumulada para o cobre puro processado por 14 passes de MAC ( <i>Multiaxial Compression</i> ) à temperatura ambiente. ....	20
Figura 3.12– Uma nova estrutura de grãos finos, induzida pela deformação, se desenvolve como resultado do aumento gradual da desorientação entre grãos. (a) Subestrutura após deformação de 0,4. (b) Subestrutura após deformação de 1,6 e (c) após deformação de 5,6. Os números indicam o grau de desorientação entre grãos.....	21
Figura 3.13 – Efeito dos passes de MAC à temperatura ambiente no desenvolvimento de subestruturas do cobre: (d) tamanho de (sub)grão; ( $\Theta$ ) grau de desorientação média dos (sub)grãos; ( $\rho$ ) densidade de discordâncias no interior do grão.....	22
Figura 3.14 – Mecanismos de abrasão (a)por corte; (b) por fratura; (c) por fadiga; (d) por arrancamento de grão.....	23
Figura 3.15 – Superfícies do corpo de prova de aço inoxidável. (a) deslizamento de partículas de dióxido de silício e (b) rolamento de partículas de dióxido de silício.....	24
Figura 3.16 - Processo de transferência de metal por adesão.....	24

Figura 3.17 - Desgaste em meios altamente corrosivos.....	24
Figura 3.18 - Oxidação rápida de superfícies metálicas em altas temperaturas de contato.....	25
Figura 5.1 - Resultado da busca na plataforma CAPES e BDTD.....	27
Figura 5.2 – Demonstração do coeficiente de atrito com relação ao tempo nas amostras iniciais processadas.....	30
Figura 5.3 – Efeito do IEAP no comportamento ao desgaste do nióbio; (a) Perda de volume nas amostras versus tempo; (b) Taxa de desgaste específica versus tempo.....	31
Figura 5.4 – Variação na taxa de desgaste do UFG e do Ti recozido com carga aplicada a uma velocidade de deslizamento de 0,05 m/s.....	32
Figura 5.5 – Variação da taxa de desgaste do Ti UFG com a velocidade de deslizamento sob uma carga aplicada de 20 N.....	33
Figura 5.6 – Melhoria da resistência à fadiga via DB. 1 – Material como recebido; 2 – Material recozido; 3 – Material temperado; 4 – Material temperado e revenido; 5 – Material temperado e revenido a 300°C.....	34
Figura 5.7 – Perda de massa.....	34
Figura 5.8 – Tensão limite de escoamento e limite de ruptura para amostras de aços inoxidáveis submetidos a tração.....	35
Figura 5.9 – Comportamento das propriedades mecânicas e desgaste abrasivo na microabrasão em relação ao grau de deformação: a) Microdureza (HV) e desgaste abrasivo na microabrasão (MA) em relação ao grau de deformação; b) Limite ao escoamento (Le) e desgaste abrasivo (MA) na microabrasão em relação ao grau de deformação.....	36
Figura 5.10 – Efeito do ECAP e do teor de Cu sobre a perda de massa por desgaste.....	37
Figura 5.11 – Efeito do ECAP no coeficiente de atrito e na taxa de desgaste para a liga Cu-10Al-4Fe.....	38
Figura 5.12 – Perda de massa versus número de passes para a liga Al-1050.....	38
Figura 5.13 – Taxa de desgaste da liga Al-6061 processada por ARB.....	39

## LISTA DE TABELA

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas em tração de amostras submetidas a diferentes passes de ECAP na rota Bc.....	18
Tabela 5.1 – Organização dos artigos e teses. ....	28
Tabela 5.2 - Composição química do Ti UFG.....	32

## LISTA DE SIGLAS

ARB – *Accumulative Roll-Bonding*

BDTD – Biblioteca Digital Brasileira de Teses e Dissertações

CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior

DB – *Diamond Burnishing*

DPS – Deformação Plástica Severa

ECAP – *Equal-Channel Angular Pressing*

HE – *Hydrostatic Extrusion*

HPT – *High Pressure Torsion*

IEAP – *Indirect Extrusion Angular Pressing*

MDF – Forjamento multidirecional

SFPB – *Supersonic Fine Particles Bombardment*

SMAT – *Surface Mechanical Attrition Treatment*

UFG – *Ultra fine Grained*

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	9
2	OBJETIVOS.....	11
	2.1 Objetivo Geral .....	11
	2.2 Objetivos Específicos .....	11
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	12
	3.1 Processos de Deformação Plástica Severa.....	12
	3.2 Evolução Microestrutural e Comportamento Mecânico dos Materiais Processados por Deformação Plástica Severa.....	15
	3.3 Mecanismos de Desgaste.....	22
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	266
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	27
6	CONCLUSÃO.....	40
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	42

## 1 INTRODUÇÃO

O presente estudo teve como foco principal abordar, por meio de uma revisão bibliográfica, como o comportamento tribológico dos metais e ligas é afetado pelas modificações microestruturais e mecânicas provocadas pela deformação plástica severa.

Segundo Langdon (2008), a Deformação Plástica Severa (DPS) é um procedimento experimental em que se utiliza ferramentas com geometrias especiais que impedem o fluxo livre do material e promovem um processamento sob alta pressão hidrostática. Uma característica importante dos processos DPS é não provocar alterações significativas nas dimensões da peça, permitindo a aplicação de sucessivos passes e o acúmulo de deformações em baixa temperatura homóloga. Como resultado da DPS, grãos ultrafinos são obtidos, o que confere aos materiais alta resistência mecânica e boa ductilidade, proporcionando aplicabilidade em peças estruturais resistentes ao desgaste (Peiqing *et al.*, 2005).

De acordo com Gao *et al.* (2012), os materiais de grãos ultrafinos, processados por DPS, possuem propriedades tribológicas relevantes que devem ser levadas em consideração no projeto de peças a serem utilizadas na engenharia, pois as propriedades de desgaste dos materiais têm impacto significativo na manutenção e durabilidade de seus componentes. Em aplicações práticas, os elementos das máquinas estão sujeitos a desgaste por diversos mecanismos, como adesão, abrasão, desgaste por fadiga, corrosão e fricção, sendo assim, a minimização da taxa de desgaste é uma prioridade, especialmente tratando-se de componentes de pequenas dimensões (Gao *et al.*, 2012).

As interações, ou mecanismos de desgaste, entre superfície e partícula, em um sistema mecânico, dependem do comportamento mecânico de ambas. Estes mecanismos podem ser influenciados pela dureza da superfície, que regula a capacidade de resistir à deformação plástica. A resposta mecânica da superfície, por sua vez, pode ser alterada pelo fenômeno de endurecimento conhecido como encruamento, resultante das deformações plásticas típicas dos processos abrasivos (Ribeiro, 2020).

A resistência de um material policristalino é geralmente determinada pela relação Hall-Petch (Hall, 1951; Petch, 1953) (Equação 1.1).

$$\sigma = \sigma_o + kd^{-1/2} \quad (1.1)$$

Na Equação 1.1,  $\sigma$  é o limite de escoamento,  $d$  é o tamanho do grão,  $\sigma_o$  e  $k$  são constantes. Nesse contexto, evidencia-se que as ligas de grãos ultrafinos possuem alta

resistência mecânica devido ao tamanho excepcionalmente pequeno de grãos. A dureza, também desempenha um papel importante no comportamento em desgaste das ligas. Uma dureza crescente geralmente melhora a resistência ao desgaste das ligas, sendo amplamente utilizada para normalizar a força na construção de mapas de mecanismos de desgaste e correlacionando-se com as propriedades mecânicas fundamentais do material, como a resistência ao escoamento e à tração (Gao *et al.*, 2012).

Para materiais metálicos convencionais, o volume de desgaste é frequentemente considerado inversamente proporcional à dureza ou resistência do material, refletindo a tradicional relação de Archard (Equação 1.2).

$$Q = K \frac{LN}{H} \quad (1.2)$$

Na Equação 1.2,  $Q$  é a perda de volume por desgaste,  $N$  é a carga aplicada,  $L$  é a distância de deslizamento,  $K$  é o coeficiente de desgaste e  $H$  é a dureza da superfície. No caso dos materiais processados por DPS, que apresentam maior dureza e resistência devido à refinada microestrutura e tamanho de grão, espera-se maior resistência ao desgaste. (Gao *et al.*, 2012).

Visando alcançar maior compreensão sobre a influência do processamento por DPS no comportamento tribológico dos metais, no presente trabalho apresenta-se uma revisão dos processos que vêm sendo utilizados, bem como as propriedades mecânicas analisadas e a sua influência no comportamento em desgaste dos metais e ligas.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

O objetivo é apresentar uma revisão bibliográfica sobre a influência dos processos de Deformação Plástica Severa no comportamento tribológico dos metais e ligas.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Realizar uma revisão sistemática da literatura a fim de identificar os principais estudos e parâmetros utilizados para caracterizar o comportamento em desgaste de metais e ligas processados por deformação plástica severa;
- Compreender como a evolução microestrutural e comportamento mecânico resultantes do processamento por deformação plástica severa afetam o comportamento tribológico dos metais e ligas;
- Identificar os principais mecanismos de desgaste observados em materiais processados por DPS.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo apresenta-se uma revisão bibliográfica sobre as principais características dos processos de Deformação Plástica Severa, descrição do comportamento mecânico e microestrutural de materiais processados e os principais ensaios para avaliação da resistência ao desgaste.

#### 3.1 Processos de Deformação Plástica Severa

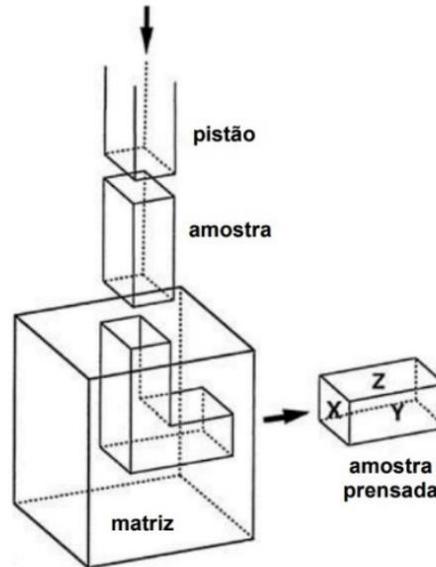
Deformação Plástica Severa consiste em um conjunto de processos que permitem impor aos metais e ligas níveis extremamente elevados de deformação plástica, em baixas temperaturas homólogas, sem promover alterações expressivas nas dimensões da amostra após processamento pelos sucessivos passes (Segal, 2018). Fazendo uso deste método, materiais com propriedades mecânicas superiores são produzidos como consequência da introdução de elevada densidade de discordâncias e obtenção de microestrutura ultrafina, com refino de grão em nível submicrométrico ( $< 1\mu\text{m}$ ) ou nanométricos (menor que 100nm) a partir do processo de recristalização dinâmica contínua. Importante mencionar que a obtenção de metais com granulção ultrafina por meio de processos convencionais de conformação mecânica, como laminação e forjamento, é limitada pela redução de área inerente aos processos e pela baixa conformabilidade de metais e ligas em temperatura homóloga baixa (Calado, 2012).

Segundo Bagherpour (2018), os métodos DPS mais usuais são *Equal-Channel Angular Pressing* (ECAP) ou Extrusão Angular em Canais Iguais, *High Pressure Torsion* (HPT) ou Torção sob Alta Pressão e *Accumulative Roll-Bonding* (ARB) ou Laminação Acumulativa. A primeira técnica consiste em forçar a passagem de uma amostra metálica através dos canais de uma matriz. Tais canais apresentam áreas da sessão transversal iguais e se interceptam, como mostrado na Figura 3.1. Como não há alteração na sessão transversal da amostra, essa configuração permite um acúmulo de alto nível de deformação plástica pelos múltiplos passes, proporcionando uma microestrutura refinada (Calado, 2012).

Existem algumas rotas fundamentais no processamento ECAP (Figura 3.2) cada uma com características de cisalhamento diferentes que terão influência direta na evolução microestrutural do material. Na rota A não há rotação do tarugo entre as prensagens, na rota BC, o tarugo é rotacionado  $90^\circ$  na mesma direção (horário ou anti-horário) entre passes

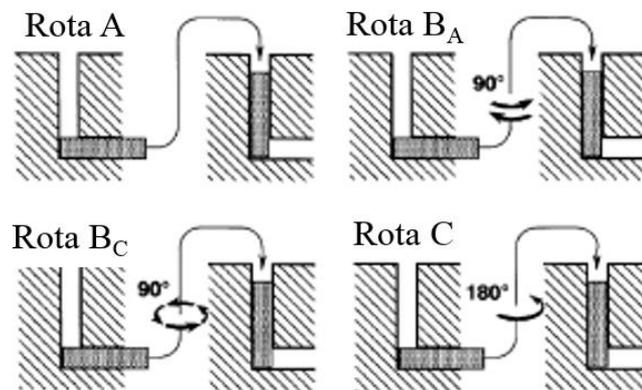
consecutivos e na rota C o tarugo é rotacionado 180° entre passes (Valiev e Langdon, 2006; Mishra *et al.*,2007).

Figura 3.1 – Representação esquemática do processamento ECAP.



Fonte: Adaptado de Gao *et al.*, 2012.

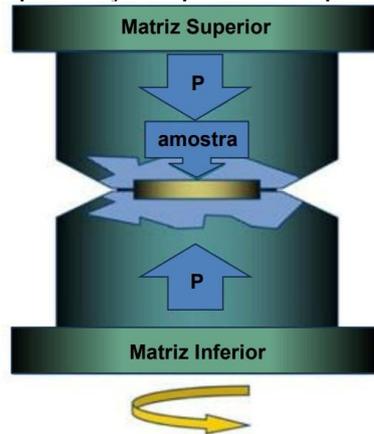
Figura 3.2 – Rotas empregadas no processamento por ECAP.



Fonte: Valiev e Langdon (2006).

O processamento por HPT, representado esquematicamente na Figura 3.3, utiliza pressões extremamente altas. A técnica consiste na prensagem de uma amostra, em forma de disco, por meio de uma matriz que exerce uma força axial e, simultaneamente, uma rotação com velocidade constante (Calado, 2012). O HPT permite produzir metais com tamanho de grão na escala nanométrica por meio de pressões na ordem de GPa, para deformar discos com espessuras que variam de 0,3mm a 0,5mm e diâmetros de 10mm a 20mm (Calado, 2012).

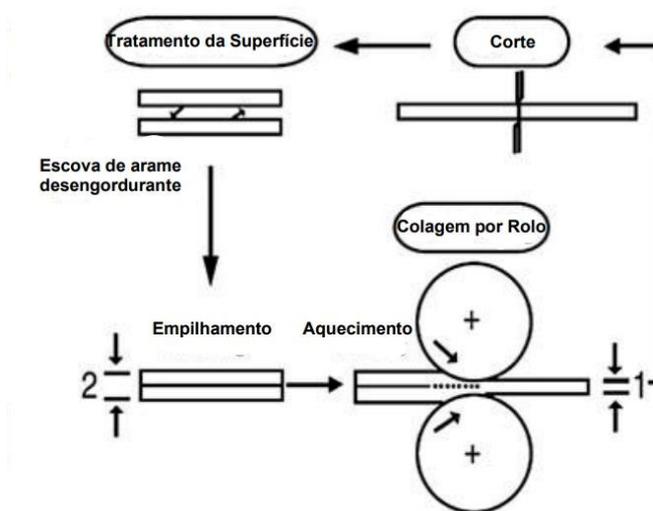
Figura 3.3 – Representação esquemática do processamento HPT



Fonte: Adaptado de Gao *et al.*, 2012.

O processamento por ARB consiste em um procedimento simples, no qual se utiliza uma instalação convencional de laminação de chapas. Neste processo, a amostra é cortada em duas partes que são empilhadas e laminadas até que se unam. Para permitir a união durante a laminação, as superfícies internas devem ser previamente tratadas com desengordurante e lixadas. As etapas de corte, empilhamento e laminação são realizadas continuamente, resultando em acúmulo de elevado nível de deformação e, conseqüentemente, um refinamento microestrutural significativo (Gao *et al.*, 2012). Segundo Segal (2018), essa técnica promove uma deformação severa com redução de apenas 50% da espessura original. Na Figura 3.4 é ilustrado o processamento por ARB.

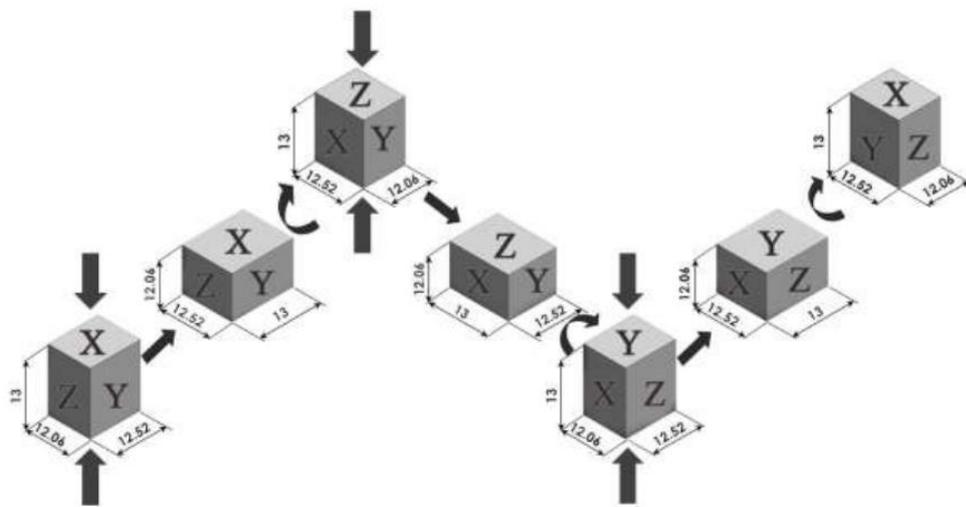
Figura 3.4 – Representação esquemática do processamento ARB.



Fonte: Adaptado de Gao *et al.*, 2012.

Além dos processos anteriormente citados, destaca-se o *Multidirectional Forging* ou Forjamento multidirecional (MDF) que consiste em compressões sucessivas de amostra prismática ao longo dos 3 eixos ortogonais rotacionando-a em 90° após cada compressão. Ao final de cada três compressões (chamado de um ciclo de MDF), a amostra retorna à suas dimensões originais. Esse processamento é simples, pode ser realizado com ou sem o emprego de matrizes, tem baixo custo e pode ser aplicado para uma grande parte dos materiais, inclusive aqueles que possuem alta resistência mecânica e de difícil deformação (Segal, 2018). O processamento é representado na Figura 3.5.

Figura 3.5 – Representação esquemática do processamento por MDF.



Fonte: Almeida (2021).

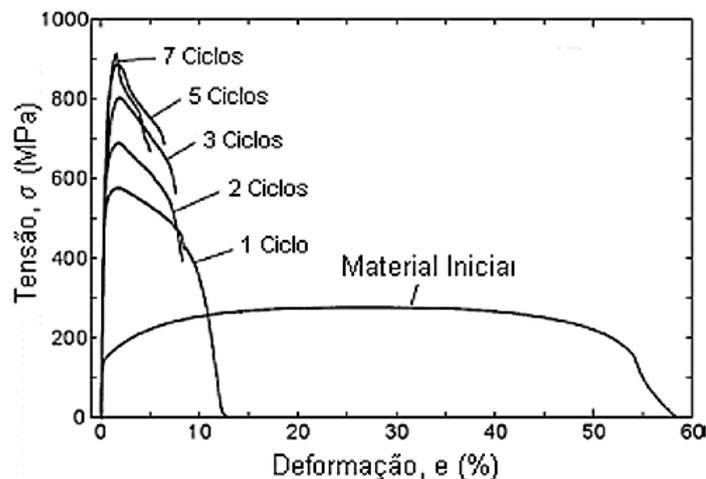
### 3.2 Evolução Microestrutural e Comportamento Mecânico dos Materiais Processados por Deformação Plástica Severa

Uma das principais características do processamento por Deformação Plástica Severa é a redução do tamanho de grão do material e introdução de elevada densidade de discordâncias pelo trabalho plástico. Consequentemente, verifica-se a presença de mais contornos, interfaces, dificultando a movimentação das discordâncias, o que leva ao aumento da dureza e da resistência mecânica (Gao *et.al*, 2012).

De acordo com estudos publicados por Calado (2012), a utilização do processamento ARB em aço inoxidável austenítico do tipo AISI-304, com aplicação de uma deformação equivalente total de 4,0, incremento de 0,8 por passe e taxa de deformação constante de  $10^{-1}s^{-1}$ , promoveu um aumento considerável da dureza juntamente com a redução do

tamanho médio de grão. Em parte, esse resultado pode ser devido ao encruamento e em maior parte pode ser devido ao refino de grão. Ainda em se tratando do mesmo estudo, foi constatado que um aço IF, processado por ARB, tem sua resistência mecânica aumentada progressivamente com o número de passes, consequência do tamanho reduzido do grão ferrítico e aumento da fração de contornos de grão de alto ângulo de desorientação. A Figura 3.6 ilustra as curvas de tensão-deformação para este caso. Observa-se que a capacidade de encruamento do aço é perdida após o processamento, visto que o limite de resistência é atingido assim que se inicia a deformação plástica. Além disso, o alongamento total cai drasticamente, atingindo valores inferiores a 10% após o segundo ciclo (Calado, 2012). O autor ainda descreve que esse comportamento é observado em outros materiais e é mais expressivo em tamanhos médios de grãos inferiores a  $1\mu\text{m}$ , além disso parece ser independente do tipo de estrutura cristalina.

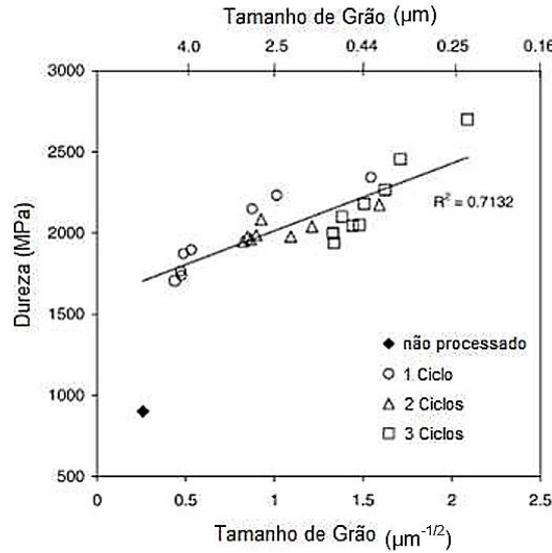
Figura 3.6 – Curvas tensão-deformação de engenharia para o aço IF processado por ARB em vários ciclos a  $500^\circ\text{C}$ .



Fonte: Tsuji *et al.* (2008 *apud* Calado, 2012).

Materiais de grãos ultrafinos costumam apresentar maiores valores de dureza, limite de resistência e limite de escoamento com redução do tamanho médio do grão, seguindo a equação de Hall-Petch. A Figura 3.7 ilustra a variação de dureza com tamanho médio de grão de um aço IF processado por ARB, em que é perceptível a redução do tamanho médio de grão e aumento da dureza com o número de ciclos dos ciclos (Calado, 2012).

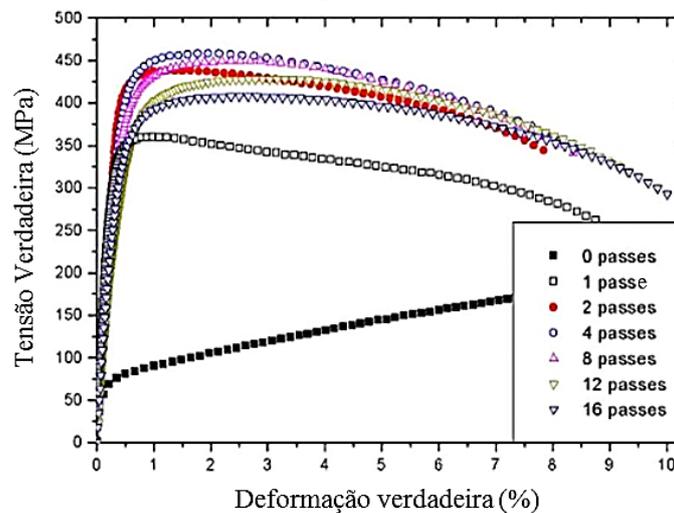
Figura 3.7 – Variação da dureza e o tamanho de grão



Fonte: Costa *et al.* (2005 *apud* Calado, 2012).

Para o ECAP, Torre *et al.* (2004) analisaram a influência do número de passes nas propriedades mecânicas do cobre (de pureza maior que 99,95%) processado por até 16 passes de ECAP na rota B<sub>C</sub> com deformação de aproximadamente 1,15 por passe. De acordo com a Figura 3.8 e TAB. 3.1, extraídos do trabalho dos autores, é possível verificar aumento significativo nos limites de escoamento e resistência no passe 1. Para o autor, este fato estaria relacionado ao refino acentuado de um grande volume de grãos no primeiro passe. Entretanto, para Mishra *et al.* (2007), que processaram amostras de cobre por ECAP na rota B<sub>C</sub>, o aumento significativo na resistência mecânica ocorre nos 2 primeiros passes.

Figura 3.8 - Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para amostras processadas por 1 a 16 passes de ECAP a temperatura ambiente.



Fonte: Torre *et al.* (2004).

Tabela 3.1 – Propriedades mecânicas em tração de amostras submetidas a diferentes passes de ECAP na rota BC.

Propriedade	Passes						
	0	1	2	4	8	12	16
Limite de escoamento (0,2%) (MPa)	68±6	342±5	407±22	415±4	385±3	348±4	345
Limite de Resistência (MPa)	332±13	358±2	424±22	455±4	449±1	423±8	407
Alongamento total (%)	45,5±3,1	8,9±0,1	8,6±0,9	8,2±0,4	8,5±0,1	8,5±1,1	10,0
Alongamento Uniforme (%)	27,3±4,9	0,75±0,09	1,6±0,4	1,6±0,3	2,5±0,1	2,5±0,5	2,2

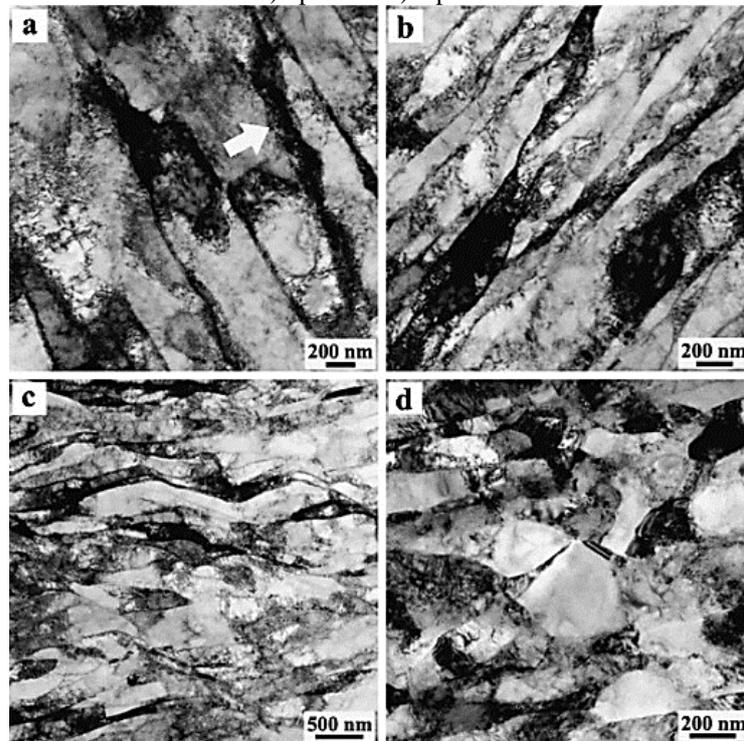
Fonte: Torre *et al.* (2004).

De acordo com os dados da Tabela 3.1, os limites de escoamento e resistência atingiriam o valor máximo para 4 passes. Resultado semelhante foi verificado por Mishra *et al.* (2007) no processamento do cobre na rota B<sub>C</sub>. Entretanto para Santos (2008), que empregou a rota C, após o quarto passe o material torna-se menos resistente que no terceiro. Para Gubicza *et al.* (2005), o tamanho de grão satura no primeiro passe e a densidade de discordâncias satura no quarto passe, comportamento similar ao do limite de escoamento, sugerindo que o comportamento do limite de escoamento seria determinado pela densidade de discordâncias e não pelo tamanho do cristalito.

Torre *et al.* (2004) mostraram, ainda, que de 4 a 16 passes, a resistência diminui e o alongamento uniforme apresenta leve aumento (Tabela 3.1). Os autores relacionam o aumento na ductilidade e redução na resistência a mecanismos de recuperação dinâmica que levam à aniquilação de discordâncias e, portanto, à diminuição de sua densidade, aumentando, assim, o caminho livre médio para as discordâncias. Isto explicaria a restauração da habilidade de encruamento e consequente aumento no alongamento com o número de passes. Torre *et al.* (2004) sugerem que esta evolução microestrutural, que seria parte do processo de recuperação, pode ser desencadeada pela transformação de contornos de não equilíbrio, como paredes de células com baixo ângulo de desorientação (Low Angle Boundary ou LAGB's), para contornos de equilíbrio com maiores ângulos de desorientação (High Angle Boundary ou HAGB's).

Para Mishra *et al.* (2007), o aumento da fração de LAGB's e a redução da fração de HAGB's (Figura 3.9) no primeiro passe de ECAP são uma indicação clara da formação de células e subgrãos nos grãos pré-existent. A microestrutura originada neste estágio é dominada por contornos lamelares de baixo ângulo de desorientação, fortemente alongados e paralelos à direção de cisalhamento constituídos por emaranhados de discordâncias, conforme mostrado na Figura 3.9a.

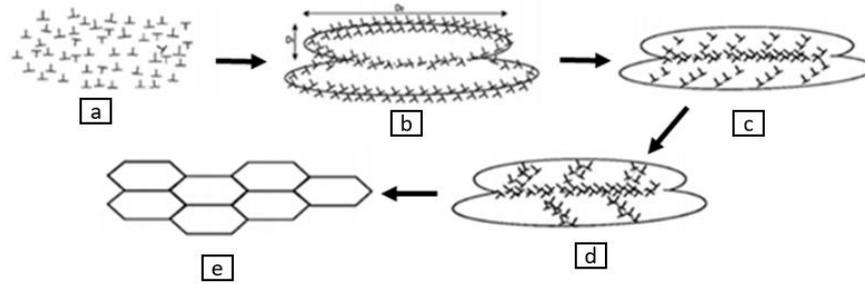
Figura 3.9 – Micrografia via MET para amostras de cobre processadas por ECAP. A) 1 passe. B) 2 passes. C) 3 passes. D) 4 passes.



Fonte: Zhang *et al.* (2011).

Depois de 2 passes de ECAP, o espaçamento entre lamelas diminui e os contornos se tornam mais estreitos e nítidos, indicando absorção de discordâncias das vizinhanças (Torre *et al.*, 2004). À medida que a deformação plástica cresce, os subgrãos alongados são cortados por diferentes planos de cisalhamento (Torre *et al.*, 2004) e, eventualmente, têm seus contornos reorientados dando origem a grãos equiaxiais ultrafinos (Mishra *et al.*, 2007), como ilustrado na Figura 3.10. Após quatro passes (Figura 3.10c e Figura 3.10d), obtém-se microestrutura em que grãos lamelares e equiaxiais coexistem. Esta sequência de eventos tem diferentes denominações: recristalização dinâmica, formação de contornos geometricamente necessários e recristalização contínua (Mishra *et al.*, 2007).

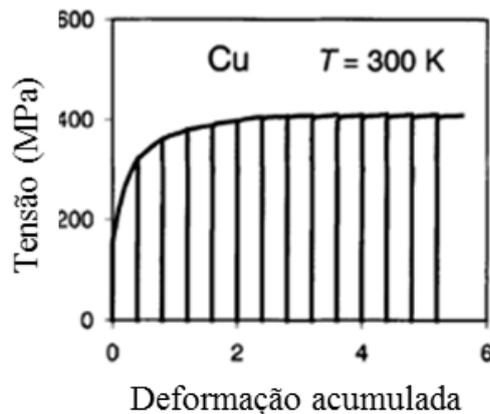
Figura 3.10 – Ilustração esquemática da evolução microestrutural durante o processo de deformação plástica severa. A) Distribuição homogênea de discordâncias. B) formação de células alongadas. C) discordâncias bloqueadas por contornos de subgrão. D) quebra de subgrãos alongados. E) reorientação dos contornos de subgrão e formação do grão ultrafino.



Fonte: Mishra *et al.* (2007).

Belyakov *et al.* (2001) estudaram a evolução microestrutural do cobre (99,99% de pureza) processado por até 14 passes de MDF (livre) à temperatura ambiente (deformação de 0,4 por passe). A curva tensão x deformação acumulada é mostrada na Figura 3.11. De acordo com os autores, a forma da curva é similar àquela associada ao processo de recuperação dinâmica, com encruamento evidente para deformações menores que 2 e taxa de encruamento praticamente nula para maiores valores de deformação acumulada, apresentando aspecto de estado estacionário da tensão de fluxo (Belyakov *et al.*, 2001).

Figura 3.11 – Tensão x deformação acumulada para o cobre puro processado por 14 passes de MAC (*Multiaxial Compression*) à temperatura ambiente.

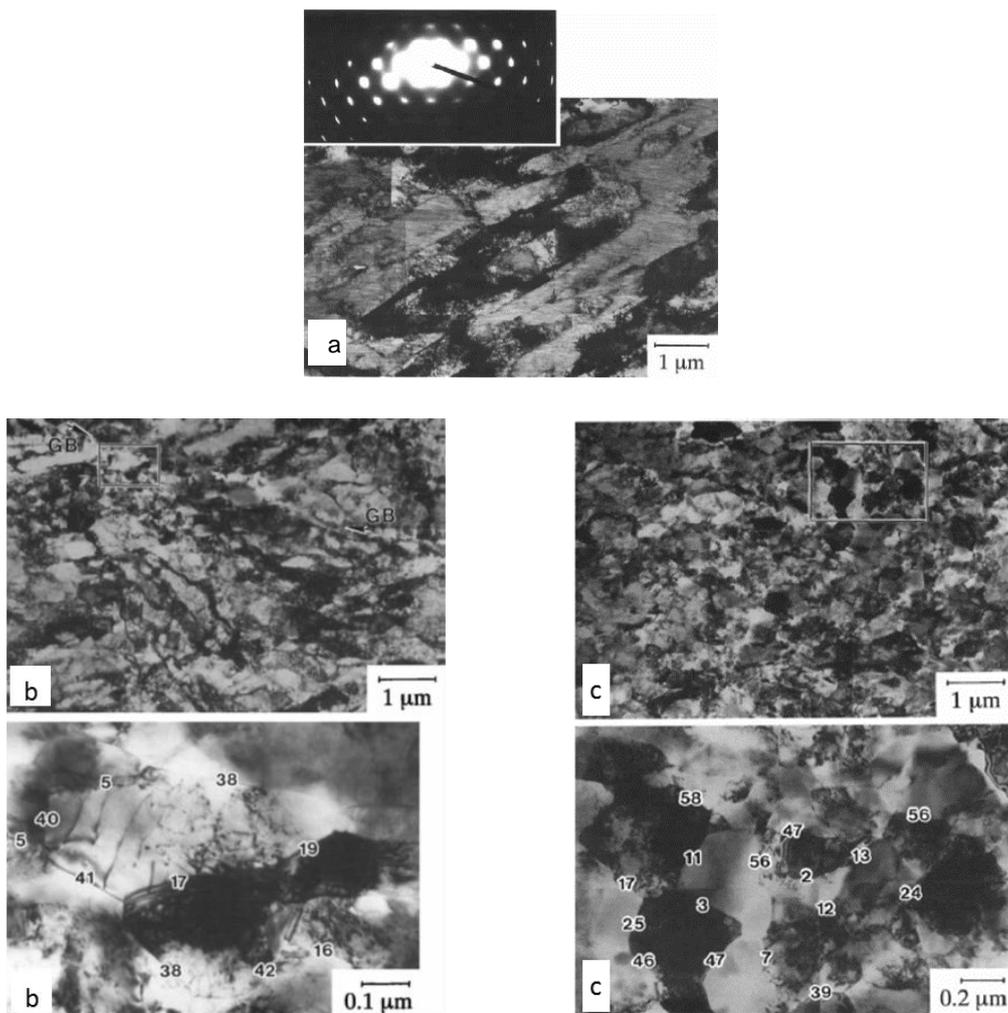


Fonte: Belyakov *et al.* (2001).

A evolução microestrutural apresentada no trabalho desenvolvido por Belyakov *et al.* (2001) é apresentada na Figura 3.12. Segundo Belyakov *et al.* (2001), o primeiro passe, com deformação de 0,4, leva ao achatamento do grão inicial e formação de estrutura de elevada densidade de discordâncias que estão arranjadas em bandas que cortam o grão original (Figura 3.12a). Com as deformações múltiplas, as microbandas se cruzam

mutuamente devido à variação da direção de carregamento de um passe para o outro. Para a deformação de 1,6 (Figura 3.12b), ocorre a formação de subgrãos bem definidos, com contornos mais nítidos e de maior grau de desorientação. Para deformações adicionais, há aumento gradual no grau de desorientação entre grãos, resultando finalmente na completa evolução de uma nova estrutura de granulação fina com grau de desorientação entre grãos médio a alto. O contorno de grão original não pode ser separado da subestrutura formada devido à elevada densidade de subcontornos induzidos pela deformação. Os novos grãos são aproximadamente equiaxiais e alguns deles apresentam baixa densidade de discordâncias em seu interior, levando a um decréscimo na densidade média de discordâncias (Belyakov, *et al.*, 2001).

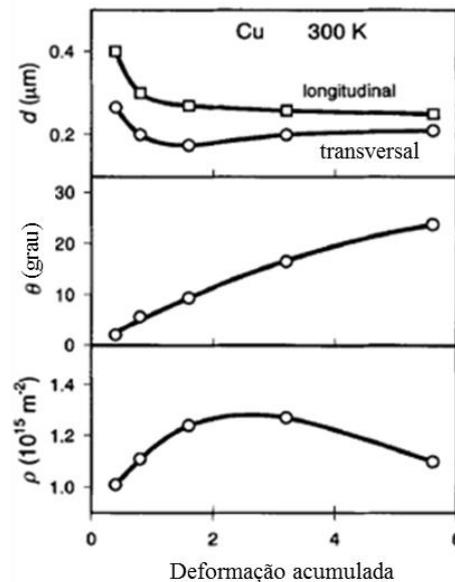
Figura 3.12– Uma nova estrutura de grãos finos, induzida pela deformação, se desenvolve como resultado do aumento gradual da desorientação entre grãos. (a) Subestrutura após deformação de 0,4. (b) Subestrutura após deformação de 1,6 e (c) após deformação de 5,6. Os números indicam o grau de desorientação entre grãos.



Fonte: Belyakov *et al.* (2001).

A Figura 3.13, extraída do trabalho de Belyakov *et al.* (2001), apresenta o efeito da deformação multidirecional no tamanho de (sub)grão, no grau de desorientação média entre (sub)grãos e da densidade de discordâncias no interior dos (sub)grãos.

Figura 3.13 – Efeito dos passes de MAC à temperatura ambiente no desenvolvimento de subestruturas do cobre: (d) tamanho de (sub)grão; ( $\Theta$ ) grau de desorientação média dos (sub)grãos; ( $\rho$ ) densidade de discordâncias no interior do grão.



Fonte: Belyakov *et al.* (2001).

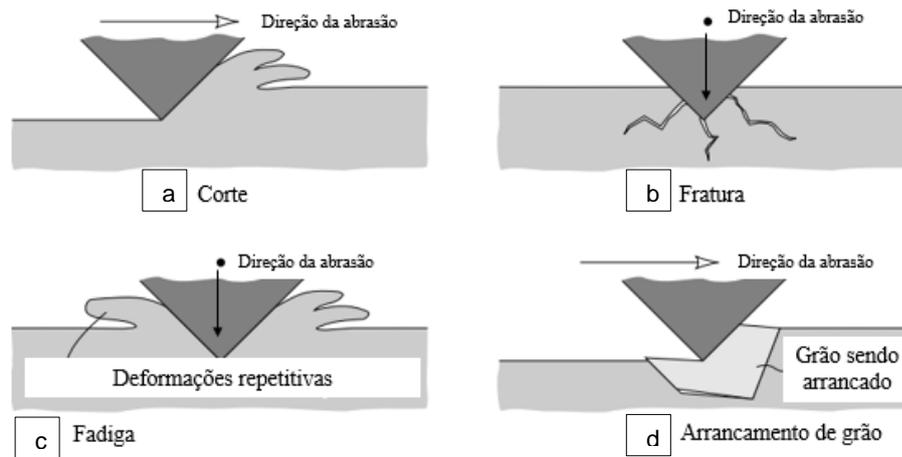
### 3.3 Mecanismos de desgaste

O desgaste está associado ao processo de degradação de um material quando em serviço, sendo definido como a resposta do sistema à perda progressiva de material gerada pelo contato e movimento relativo de superfícies (Gao *et.al*, 2012). Assim, ao exercer efeitos significativos sobre a capacidade de trabalho e durabilidade das peças, a taxa de desgaste é uma propriedade que normalmente precisa ser reduzida. Neste contexto, Ribeiro (2020) define mecanismos de desgaste como as interações entre a superfície e partícula dura e ainda acrescenta que essas interações podem ser afetadas pelo encruamento da superfície, decorrente da deformação plástica provocada pelos processos abrasivos.

Dentre os mecanismos de desgaste mais comuns estão abrasão, adesão, desgaste por fadiga, corrosivo e por fusão (Gao *et.al*, 2012). No contexto do presente trabalho, serão brevemente apresentados neste item os mecanismos de abrasão, adesão e corrosivo, partindo da premissa que estes são os mecanismos envolvidos nos estudos que compõem o item 5 deste documento.

O mecanismo de abrasão, segundo Ribeiro (2020), é definido como a perda de material vinda do atrito entre as superfícies e partículas abrasivas livres provenientes dos materiais envolvidos no sistema, fragmentos do processo de desgaste ou contaminações externas. As partículas desgastam o material por microcorte, microfratura, deslizamento ou arrancamento individual de grãos e por fadiga ocasionada por repetitivas deformações (Souza, 2011). A Figura 3.14 ilustra esses mecanismos.

Figura 3.14 – Mecanismos de abrasão. A) por corte. B) por fratura. C) por fadiga. D) por arrancamento de grão.

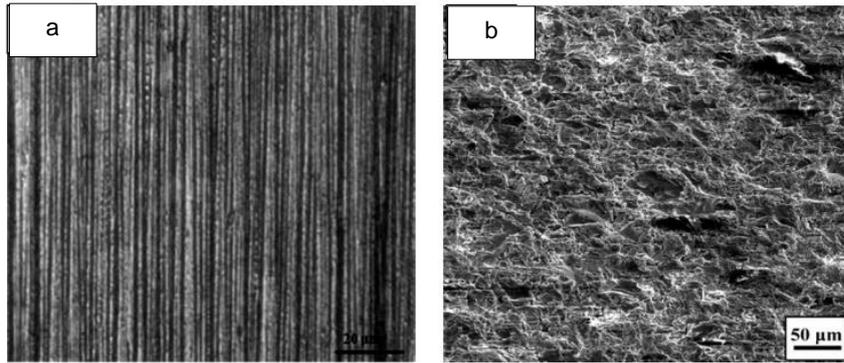


Fonte: Adaptado de Souza, 2011.

A abrasão por deslizamento ocorre quando o desgaste vem do deslizamento de partículas fixadas no contracorpo sobre a amostra e a mesma área da partícula abrasiva fica, durante todo o processo, em contato com a superfície desgastada. Como resultado, são gerados sulcos na superfície com direção paralela a do deslizamento. Já a abrasão por rolamento envolve o rolamento das partículas e a região da partícula que fica em contato com a superfície desgastada muda durante o processo, gerando superfícies bem deformadas sem padrão de orientação (Ribeiro, 2020). Figura 3.15a e Figura 3.15b ilustram superfícies desgastadas por deslizamento e rolamento, respectivamente.

Os ensaios de abrasão podem ainda ser diferenciados em microabrasão e macroabrasão. A diferença entre os dois está no tamanho médio das partículas envolvidas no ensaio, sendo entre  $3\mu\text{m}$  e  $6\mu\text{m}$  para a microabrasão e acima de  $0,10\text{mm}$  para macroabrasão (Ribeiro, 2020). Há também uma distinção com relação ao nível de deformação plástica que na macroabrasão é maior quando comparada à microabrasão (Ardila *et al.*, 2019 *apud* Ribeiro, 2020).

Figura 3.15 – Superfícies do corpo de prova de aço inoxidável.

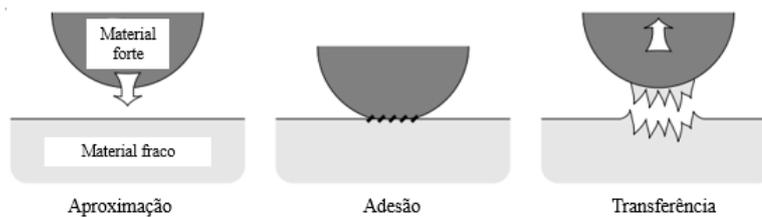


A) Deslizamento de partículas de dióxido de silício. B) Rolamento de partículas de dióxido de silício.

Fonte: Ribeiro (2020).

De acordo com Gao *et al.* 2012, o desgaste adesivo ocorre quando há transferência de material entre as duas superfícies ou perda de material de qualquer uma das superfícies ocasionadas pela ligação entre asperezas das superfícies sólidas em contato, como pode ser observado na Figura 3.16. Segundo os mesmos autores, o desgaste por fadiga ocorre pelo crescimento cíclico de microtrincas adjacentes à superfície, enquanto o desgaste corrosivo, por outro lado, advém de uma reação triboquímica entre o material que compõe as superfícies que estão em contato e o meio que circunda o sistema (Gao *et al.*, 2012). Uma ilustração simbolizando desgaste corrosivo intenso é apresentada na Figura 3.17.

Figura 3.16 – Processo de transferência de metal por adesão.



Fonte: Adaptado de Batchelor e Stachowiak, 2007.

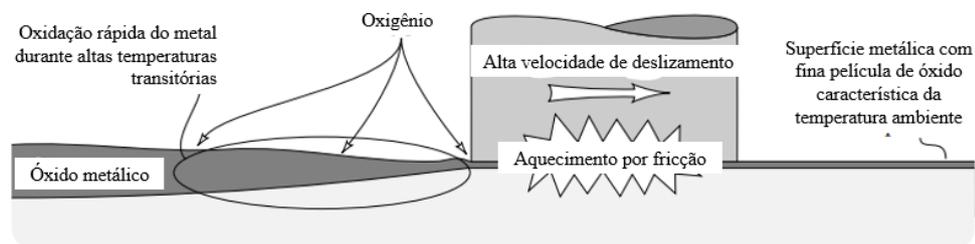
Figura 3.17 – Desgaste em meios altamente corrosivos.



Fonte: Adaptado de Batchelor e Stachowiak, 2007.

De acordo com Batchelor e Stachowiak (2007) o desgaste oxidativo é causado pela presença de ar ou oxigênio, em metais secos e sem lubrificação. Em temperaturas mais baixas e condições de oxidação moderada, os filmes de óxido que se formam, são benéficos, pois suprimem a ação do desgaste abrasivo. Entretanto, em altas temperaturas a oxidação se assemelha à corrosão, com alta taxa de reação e pode contribuir para o aumento do desgaste. O aumento da temperatura pode ser imposto externamente ou ser gerado pelo aquecimento provocado pelo atrito, conforme mostrado na Figura 3.18.

Figura 3.18 – Oxidação rápida de superfícies metálicas em altas temperaturas de contato.



Fonte: Adaptado de Batchelor e Stachowiak, 2007.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

No presente estudo, propôs-se a realização de uma revisão bibliográfica sistemática com estrutura norteada pelos trabalhos de Galvão e Ricarte (2019) e Conforto, Amaral e Silva (2011).

De acordo com Galvão e Ricarte (2019), a revisão bibliográfica sistemática consiste em uma modalidade de pesquisa que segue protocolos específicos com o objetivo de entender e dar logicidade a um grande *corpus* documental. Nesse sentido, o presente trabalho de pesquisa está focado em sua reprodutibilidade por outros pesquisadores, buscando apresentar de forma clara as bases de dados bibliográficos que foram consultadas, as estratégias de busca empregadas em cada base, o processo de seleção dos artigos científicos, os critérios de inclusão e exclusão dos artigos e outros trabalhos científicos e o processo de análise de cada artigo. Tendo em vista que a revisão bibliográfica sistemática não compreende uma mera introdução a uma pesquisa maior, a pesquisa seguiu o roteiro proposto por Conforto, Amaral e Silva (2011):

**1ª Fase:** Entrada da pesquisa - Definição do problema de pesquisa a partir da lacuna encontrada na literatura sobre o comportamento ao desgaste de materiais processados por DPS, seleção das palavras-chaves e critérios de busca;

**2ª Fase:** Processamento das buscas - a partir do uso das ferramentas e metodologias definidas na primeira fase e refino dos resultados;

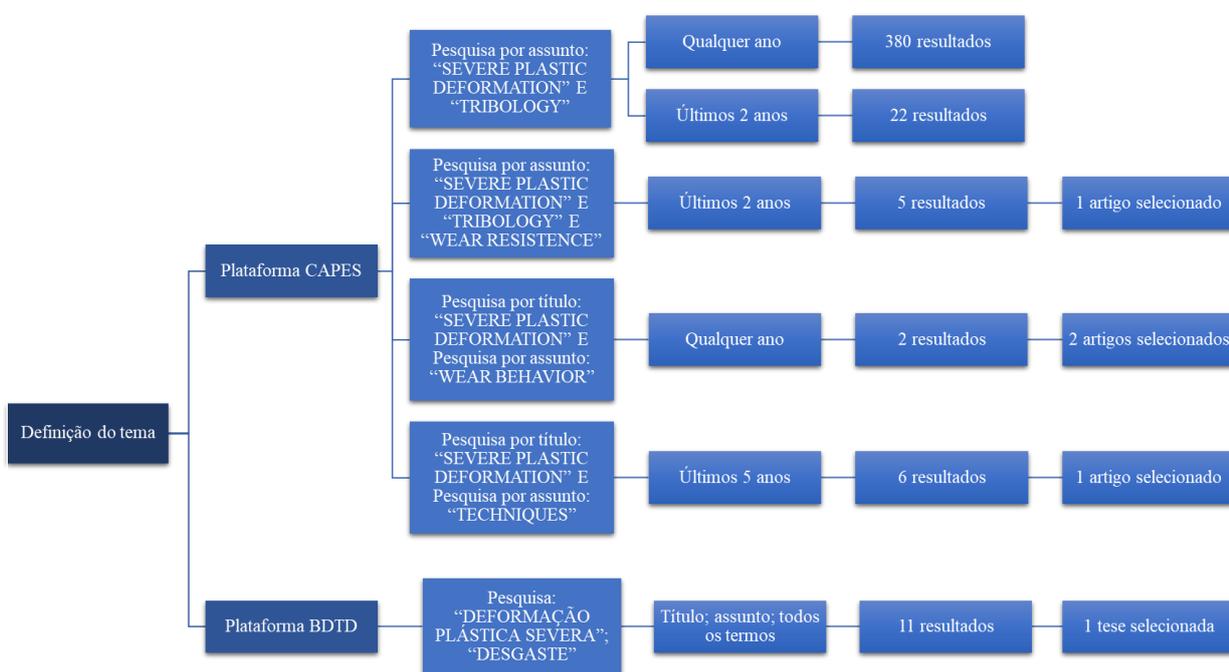
**3ª Fase:** Saída da pesquisa – Análise dos títulos obtidos nas buscas e cessando a pesquisa após alcançar um número satisfatório de resultados.

Além disso, alguns filtros de pesquisa foram selecionados, como a priorização dos trabalhos publicados nos últimos 10 anos que se encontram na plataforma portal periódicos da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e no acervo da Biblioteca Digital Brasileira de Teses e Dissertações (BDTD).

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A busca do material para fundamentar o presente trabalho seguiu os passos registrados na Metodologia. O fluxograma ilustrado na Figura 5.1 representa como a busca foi conduzida e os artigos selecionados foram organizados conforme Tabela 5.1, com os autores e ano de publicação, tipos de materiais analisados em cada trabalho, técnica de DPS utilizada, propriedades analisadas e testes de desgaste aplicados.

Figura 5.1 – Resultado da busca na plataforma CAPES e BDTD.



Fonte: Elaborado pela autora (2023).

Tabela 5.1 – Organização dos artigos e teses.

Referência	Material analisado	Técnica DPS	Propriedade analisada	Teste de desgaste	Comportamento tribológico após DPS
Shahreza, <i>et al.</i> , 2022	Nióbio	Prensagem Angular por Extrusão Indireta (IEAP)	Dureza, resistência ao desgaste, ductilidade	Pino sobre disco em condições de deslizamento a seco	Melhorou
PeiQing, <i>et al.</i> , 2005	Titânio	ECAP	Taxa de desgaste; resistência ao desgaste; dureza;	Teste de atrito e desgaste oscilante à temperatura ambiente	Melhorou
Maximov, <i>et al.</i> , 2022	Cu-10Al-5Fe ferro-alumínio bronze (IAB) com transformação $\beta$	Polimento com diamante (DB)	Resistência ao desgaste, resistência a fadiga, resistência a tração, resistência ao impacto, dureza	Desgaste por deslizamento - rolos de bronze rotativos de segmento fixo de aço	Melhorou
Ribeiro, 2020	Aços inoxidáveis: ferrítico, austenítico e ferrítico-austenítico.		Dureza, microdureza, resistência à abrasão, resistência mecânica; resistência ao desgaste, limite de escoamento, limite de ruptura	Ensaio de macroabrasão tipo roda de borracha e microabrasão tipo esfera livre.	Para a microabrasão melhorou, para a macroabrasão houve pouco efeito
GAO <i>et al.</i> , 2012	Ligas de alumínio e cobre	ECAP	Microdureza, taxa de desgaste, resistência ao desgaste	Fricção e desgastes oscilantes bem como testes de arranhões	Melhorou
GAO <i>et al.</i> , 2012	Ligas de titânio	ECAP	Resistência ao desgaste	Deslizamento a seco, usando cargas e velocidades de deslizamento variáveis	Sem efeito

(continua)

GAO <i>et al.</i> , 2012	Al puro comercial	ARB	Resistência ao desgaste	Lubrificação a seco e por imersão e em diferentes velocidades de rotação	Piorou
GAO <i>et al.</i> , 2012	Al-1100 e Al-5052	ARB	Dureza, resistência ao desgaste	Deslizamento a seco	Piorou
GAO <i>et al.</i> , 2012	Camada nanocristalina de cobre e de aço baixo carbono	Tratamentos de atrito mecânico de superfície (SMAT)	Dureza, resistência ao desgaste, fadiga	Não descreve	Não descreve
GAO <i>et al.</i> , 2012	Camada nanocristalina aço cromo-silício	Bombardeio supersônico de partículas finas (SFPB)	Dureza, resistência ao desgaste	Não descreve	Não descreve
GAO <i>et al.</i> , 2012	Nano-Ti	Extrusão hidrostática (HE)	Resistência ao desgaste	Contato seco de deslizamento, solução salina normal e óleo de parafina	Não descreve

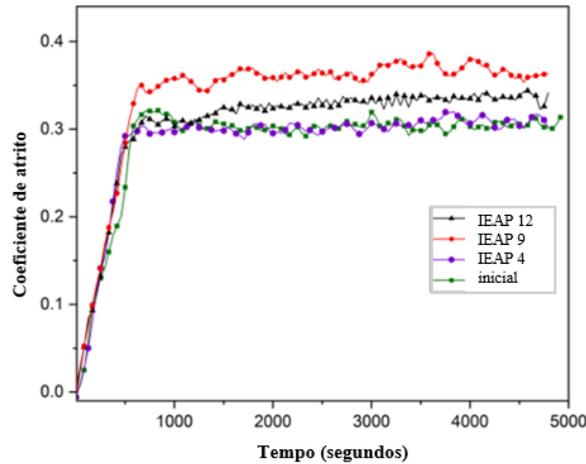
Fonte: Elaborado pela autora.

O estudo publicado por Shahreza, *et al.* (2022), registrou análises sobre o comportamento de uma liga diluída de nióbio, com a composição química de Nb  $\geq$  98,5 (% em peso), processado por IEAP (*Indirect Extrusion Angular Pressing* ou Prensagem Angular por Extrusão Indireta) pela rota  $B_c$ . O processo de deformação aumentou consideravelmente a densidade de discordâncias no nióbio, entre 4 e 12 passes, indo de aproximadamente  $3 \times 10^{14} m^{-2}$  para cerca de  $16 \times 10^{14} m^{-2}$ , enquanto o tamanho do grão diminuiu de  $146nm$  para aproximadamente  $71nm$ . A taxa de aumento da dureza foi bem significativa nos passes iniciais, proporcionando um aumento de 104% após 4 passes do IEAP, diminuindo ligeiramente com o aumento dos passes (aumento de 123% após doze passes). (Shahreza, *et al.*, 2022).

Segundo Shahreza, *et al.* (2022), o aumento da dureza juntamente com a tensão está ligado ao aumento das densidades de discordâncias e à diminuição do tamanho de grão. No aspecto tribológico, foi revelado que, após teste de pino sobre disco, em condição de deslizamento a seco, o processamento IEAP aumentou a resistência ao desgaste do material,

particularmente em termos de desgaste por fadiga, e reduziu a taxa de desgaste em 38%, comparado à condição inicial. No entanto, nenhuma mudança notável foi observada no coeficiente de atrito, conforme ilustrado na Figura 5.2. Os mecanismos de desgaste foram desgaste abrasivo, fadiga, adesivo e desgaste oxidativo.

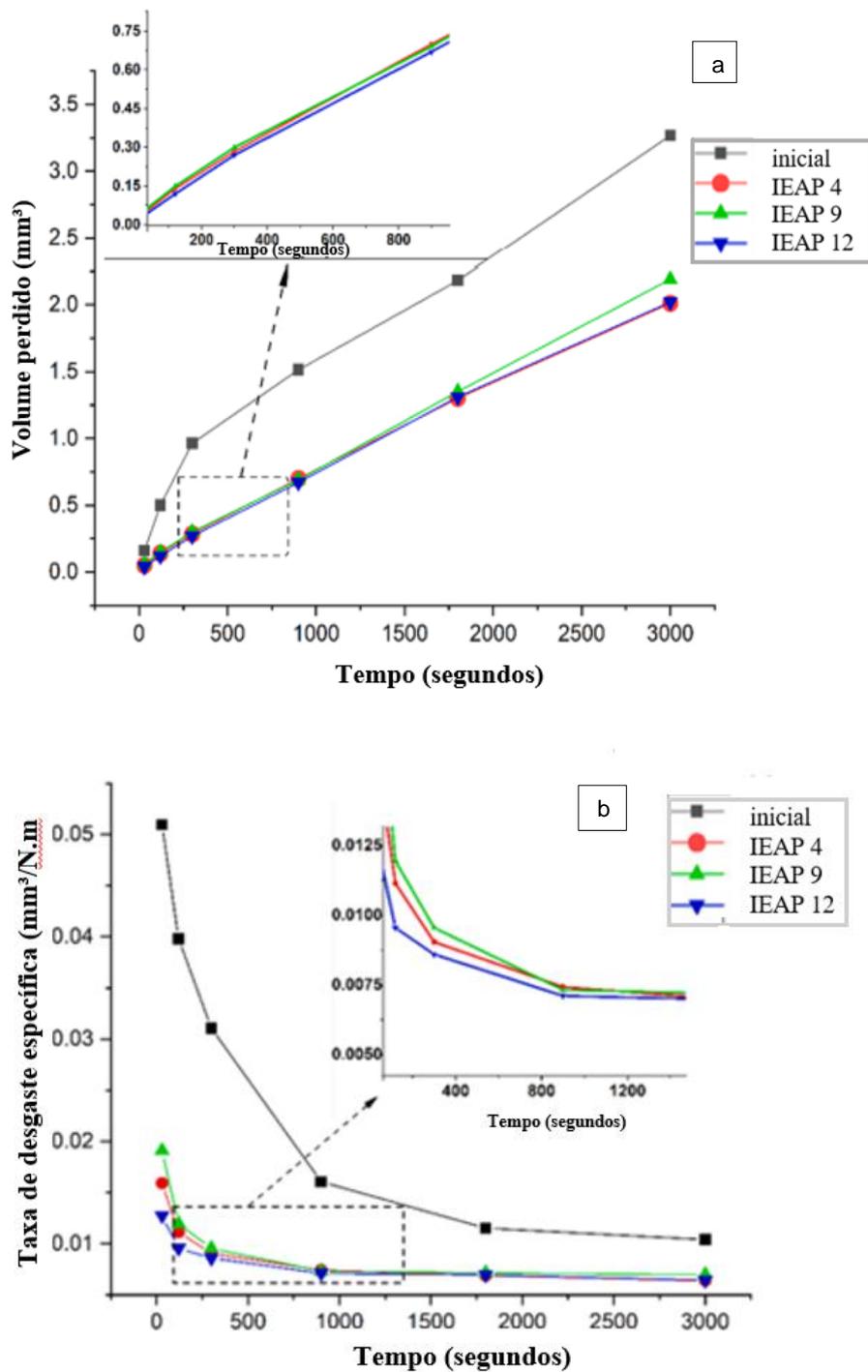
Figura 5.2 – Demonstração do coeficiente de atrito com relação ao tempo nas amostras iniciais processadas. A incerteza é inferior a 7%.



Fonte: Adaptado de Shahreza *et al.*, 2022.

Ainda segundo Shahreza, *et al.* (2022), o processamento IEAP diminuiu a perda de volume e, portanto, reduziu a taxa de desgaste, como pode ser observado na Figura 5.3. O gráfico inserido na Figura 5.3a apresenta a área selecionada com maior ampliação da perda de volume com dois dígitos decimais. O gráfico inserido na Figura 5.3b representa a área selecionada da taxa de desgaste com três dígitos decimais. O aumento do número de passes de extrusão no IEAP, impondo maior deformação, aumentou a dureza, mas não promoveu alteração significativa na resistência ao desgaste. Isso pode ser explicado pelo fato que novas extrusões IEAP reduziram a capacidade de endurecimento por deformação e diminuíram a ductilidade, diminuindo também a resistência ao desgaste do material contra a deformação plástica. Ademais, o aumento da dureza do material após cada passagem de extrusão aumentou a resistência do material à abrasão, resultando em um aumento na temperatura das superfícies de contato durante o teste de desgaste e, conseqüentemente, aumentando a taxa de desgaste oxidativo.

Figura 5.3 – Efeito do IEAP no comportamento ao desgaste do nióbio. A) Perda de volume nas amostras versus tempo. B) Taxa de desgaste específica versus tempo.



Fonte: Adaptado de Shahreza *et al.*, 2022.

O resultado do comportamento em desgaste do Ti, com composição apresentada na Tabela 5.2, processado por ECAP, rota  $B_c$ , por 8 passes, com matriz e peça aquecidas a 450°C, conforme exposto por PeiQing, *et al.* (2005), é apresentado na Figura 5.4. Pode-se

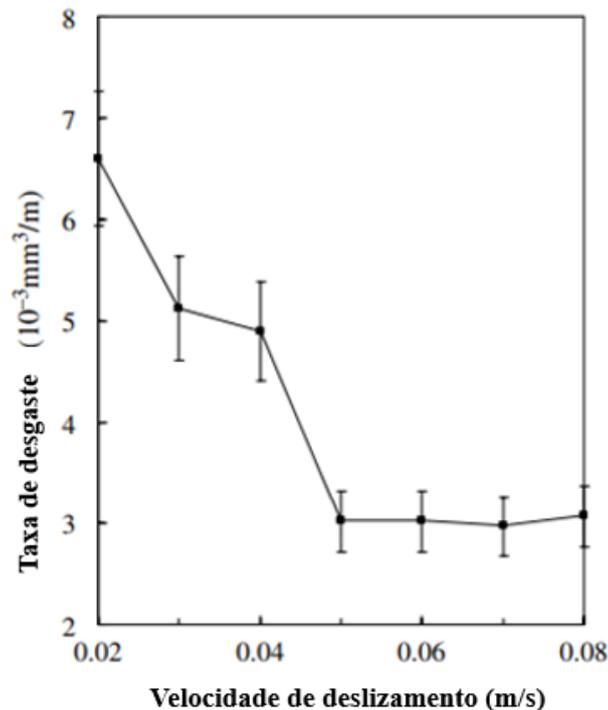
observar que a taxa de desgaste do Ti UFG é da magnitude  $10^{-3}mm^3/m$  e aumenta ligeiramente com o aumento da carga. Vale destacar que a taxa de desgaste do Ti UFG é cerca de 30% menor que a do Ti recozido, denotando que a resistência ao desgaste deste metal é melhorada pelo grão ultrafino. Como mostrado na Figura 5.5a, embora a taxa de desgaste diminua drasticamente com o aumento da velocidade de deslizamento, permanece praticamente constante para velocidades maiores que aproximadamente 0,05 mm/s. Por outro lado, coeficiente de atrito é pouco afetado pelo refino de grão alcançado pelo processamento por ECAP (Figura 5.5b).

Tabela 5.2 – Composição química do Ti UFG

Composição (%wt)	Ti	Fe	C	Si	O	N	Outros
Ti UFG	>99,36	0,18	0,07	0,10	0,12	0,04	Equilíbrio

Fonte: Adaptado de PeiQing *et al.*, 2005.

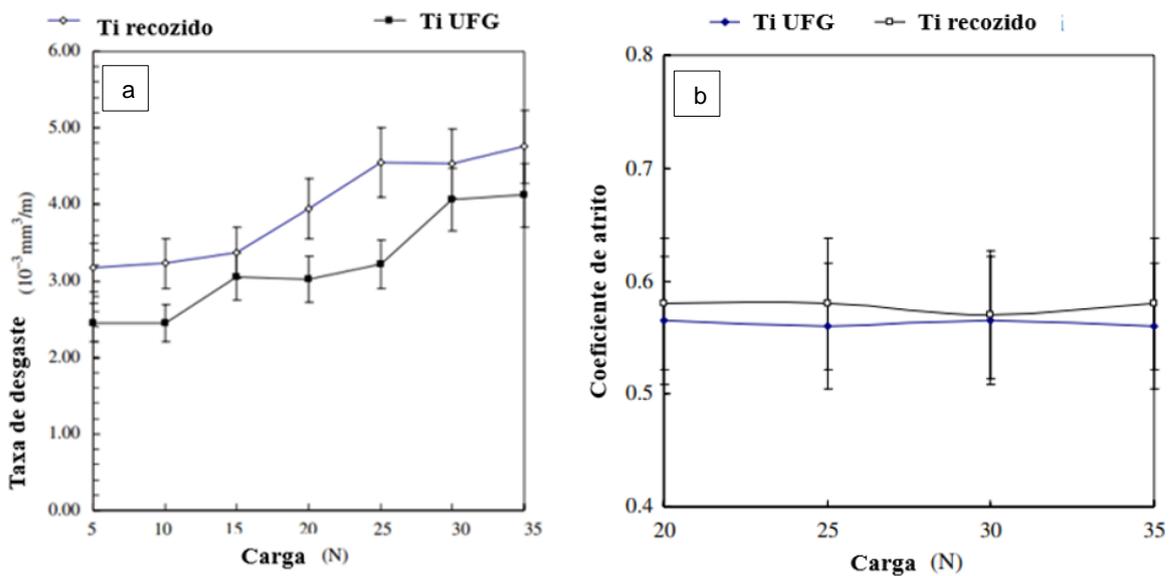
Figura 5.4 – Variação na taxa de desgaste do UFG e do Ti recozido com carga aplicada a uma velocidade de deslizamento de 0,05 m/s.



Fonte: Adaptado de PeiQing *et al.*, 2005.

Segundo PeiQing *et al.* (2005), o Ti processado apresentou maior resistência, maior dureza e menor ductilidade em comparação ao Ti de granulação grossa, o que gerou ranhuras e delaminação de material nas superfícies desgastadas. A temperatura da superfície de atrito aumentou com a velocidade de deslizamento, aumentando também a espessura do óxido de  $TiO_2$ . Assim, a taxa de desgaste do Ti de grão ultrafino diminuiu com a velocidade de deslizamento e tendeu a um valor de estado estacionário.

Figura 5.5 – A) Variação da taxa de desgaste do Ti UFG com a velocidade de deslizamento sob uma carga aplicada de 20 N. B) Variação do coeficiente de atrito do UFG e do Ti recozido com carga aplicada a uma velocidade de deslizamento de 0,05 m/s.



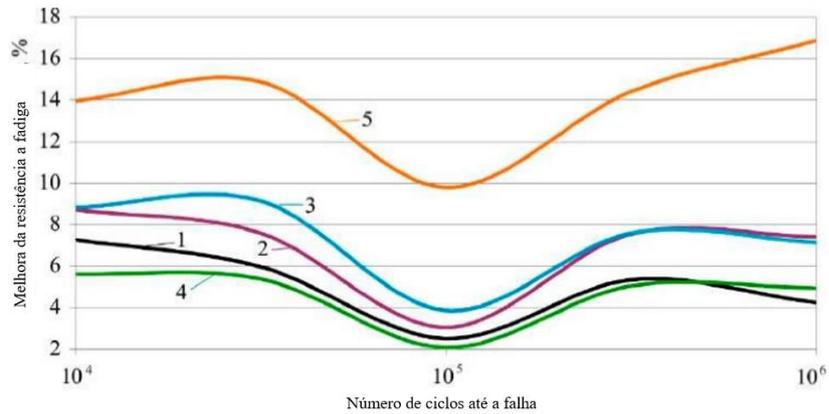
Fonte: Adaptado de PeiQing *et al.*, 2005.

Os efeitos na superfície advindos da DPS na liga Cu-10Al-5Fe foram analisados por Maximov *et al.* (2022) após desgaste por deslizamento a seco. A DPS foi implementada via polimento com diamante (DB) e foram usados cinco grupos de corpo de prova: material mantido no estado de recebimento (grupo 1); recozimento a  $720^\circ\text{C}$  por três horas e resfriamento no forno (grupo 2); aquecimento a  $920^\circ\text{C}$  por uma hora e resfriamento em água (grupo 3); aquecimento a  $920^\circ\text{C}$  por uma hora e têmpera em água seguido de revenimento a  $600^\circ\text{C}$  por três horas e resfriamento ao ar (grupo 4); aquecimento a  $920^\circ\text{C}$  por uma hora e têmpera em água, seguido de revenimento a  $300^\circ\text{C}$  por três horas e resfriamento ao ar (grupo 5).

Verificou-se que a resistência à fadiga foi máxima, tanto para baixo ciclo como para megaciclo, entretanto, o atrito e a perda de massa no sistema tribológico apresentaram

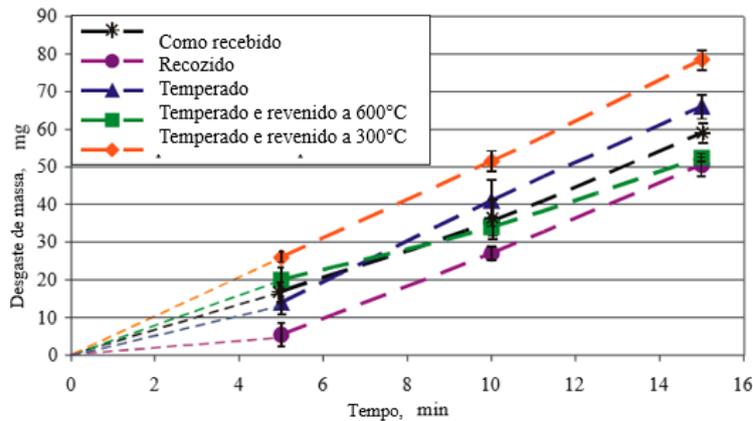
comportamento oposto. Esses resultados são revelados quando o bronze opera sob condição de flexão rotacional, combinado a têmpera em água a 920°C e revenimento a 300°C por 3 horas, seguido do processamento DB (Maximov *et al.*, 2022). A Figura. 5.6 ilustra a resistência à fadiga de baixo ciclo e megaciclo para os cinco grupos, sendo 1 – como recebido, 2 – recozido, 3 – temperado, 4 – temperado e revenido a 600°C e 5 – temperado e revenido a 300°C. A Figura 5.7 ilustra a perda de massa.

Figura 5.6 – Melhoria da resistência à fadiga via DB. 1 – Material como recebido; 2 – Material recozido; 3 – Material temperado; 4 – Material temperado e revenido a 600°C; 5 – Material temperado e revenido a 300°C.



Fonte: Adaptado de Maximov *et al.*, 2022.

Figura 5.7 – Perda de massa.



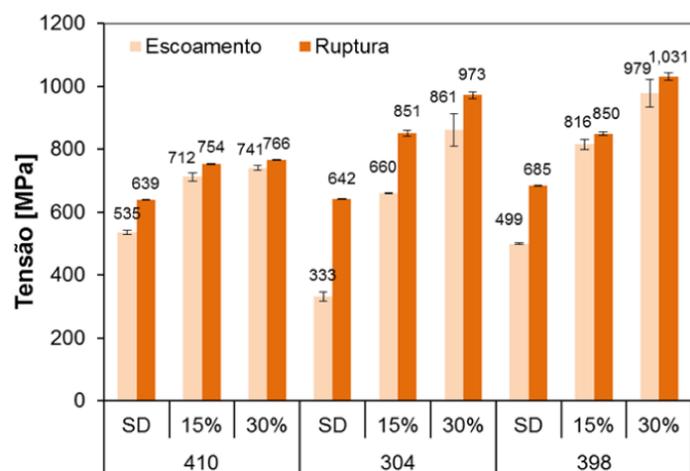
Fonte: Adaptado de Maximov *et al.*, 2022.

Ribeiro (2020) retrata em seu estudo a influência das propriedades mecânicas no desgaste abrasivo de aços inoxidáveis ferrítico, austenítico e duplex, submetidos à deformação de 15% e 30% em relação ao estado inicial. As amostras foram recozidas e laminadas a frio por um laminador de cilindros com diâmetro 254mm com diferentes percentuais de trabalho a frio. Constatou-se que para ensaios de macroabrasão, realizados com roda de borracha, não houve alterações na taxa de desgaste abrasivo pelo trabalho a frio,

mas as amostras previamente deformadas nos eventos de desgaste menores, tipo microabrasão, a deformação influenciou a resistência ao desgaste. Segundo Ribeiro (2020), esse resultado é gerado pelo efeito do encruamento superficial. Para aços ferríticos e austeníticos previamente deformados há uma mudança no coeficiente de desgaste quando se trata de microabrasão, visto que as propriedades mecânicas são potencializadas pela deformação prévia a frio e influenciam diretamente o comportamento tribológico no desgaste abrasivo (De Mello *et al.*, 2017 *apud* Ribeiro, 2020).

Houve aumento nos limites de escoamento e limite de ruptura dos aços AISI 410, AISI 304 e AISI 398 quando as amostras foram submetidas a deformação prévia a frio, conforme ilustrado na Figura. 5.8 (Ribeiro, 2020). O maior aumento foi verificado no aço AISI 304 (austenítico), sendo 49,6% no limite de escoamento e 24,6% para o limite de ruptura, ao ser previamente deformado em 15% em relação a sua espessura inicial e um aumento de 23,3% e 12,5% para o limite de escoamento e limite de ruptura, respectivamente, quando a deformação prévia foi de 30%. O limite de escoamento de escoamento do aço 410 aumentou 24,9% para uma deformação de 15% e foram encontrados valores similares para uma deformação de 30%. No aço 398, para uma deformação de 15%, os limites de escoamento e ruptura aumentaram 38,8% e 19,4%, respectivamente para uma deformação de 15%. (Ribeiro, 2020).

Figura 5.8 – Tensão limite de escoamento e limite de ruptura para amostras de aços inoxidáveis submetidos a tração.

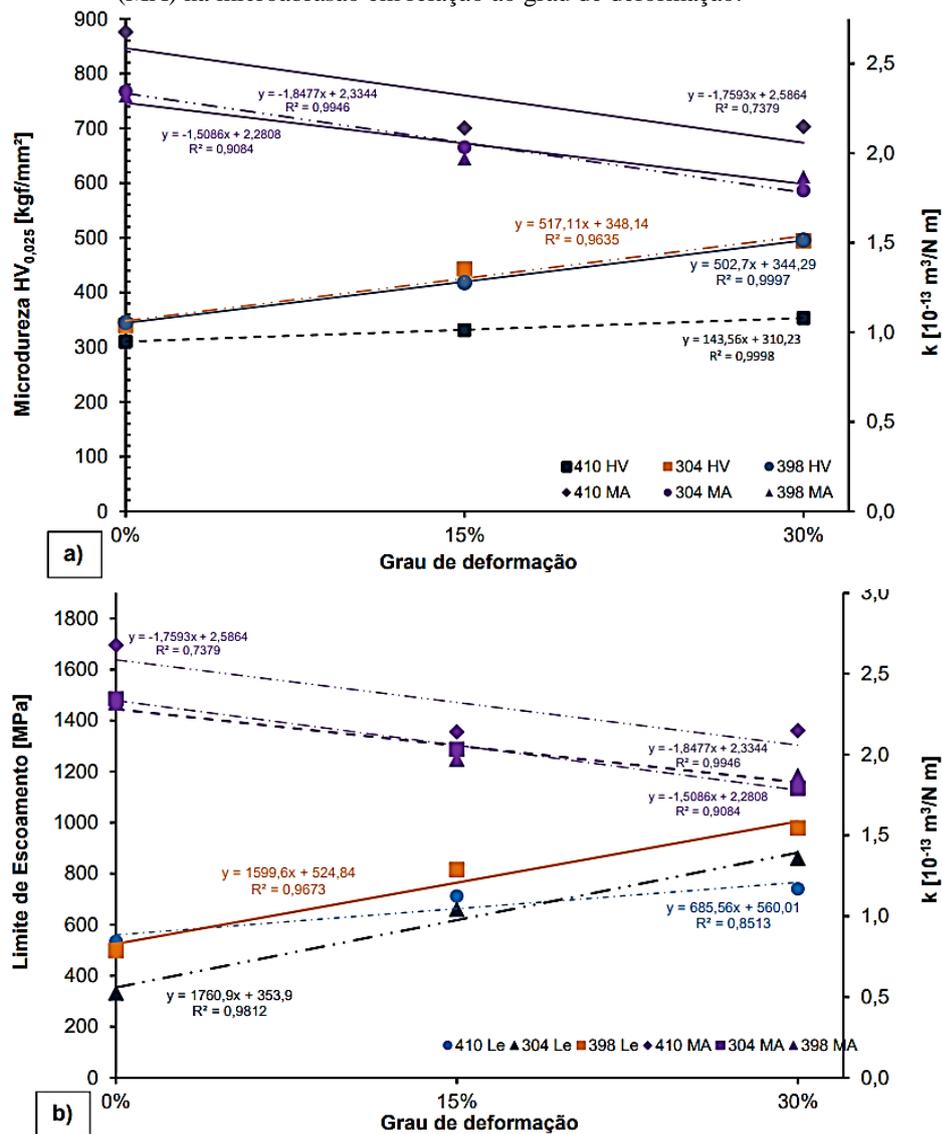


Fonte: Ribeiro, 2020.

Foi verificado ainda, por Ribeiro (2020), que existe uma relação inversamente proporcional entre dureza e coeficiente de desgaste abrasivo e o aumento da dureza dos aços inoxidáveis é diretamente proporcional ao grau de deformação prévia a frio. O que pode ser

explicado pela tensão residual induzida pela deformação prévia, que altera o contato entre partícula e superfície e dificulta a ação dos mecanismos de desgaste. Comparando coeficiente de desgaste abrasivo e limite de escoamento em função do grau de deformação, verifica-se esse mesmo comportamento. A Figura 5.9 ilustra o comportamento das propriedades mecânicas e desgaste abrasivo na microabrasão em relação ao grau de deformação. O autor afirma que a melhor resposta ao desgaste abrasivo é percebida em aços inoxidáveis previamente deformados a frio, tratando-se de microabrasão. Ademais os aços inoxidáveis que possuem a presença de fase austenítica, também possuem melhor resposta ao desgaste em relação aos que possuem somente fase ferrítica (Ribeiro, 2020).

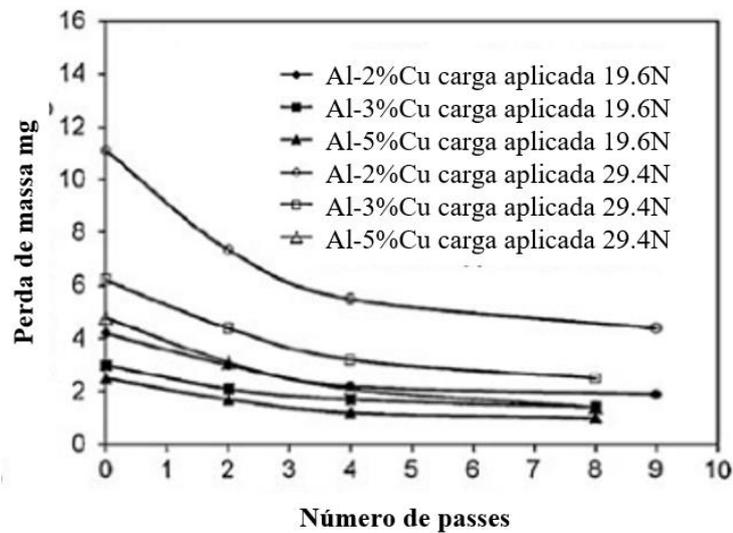
Figura 5.9 – Comportamento das propriedades mecânicas e desgaste abrasivo na microabrasão em relação ao grau de deformação dos aços inoxidáveis. A) Microdureza (HV) e desgaste abrasivo na microabrasão (MA) em relação ao grau de deformação. B) Limite ao escoamento (Le) e desgaste abrasivo (MA) na microabrasão em relação ao grau de deformação.



Fonte: Ribeiro (2020).

Gao *et al.* (2012) mostraram que o processamento por ECAP possui grande potencial para promover aumento da resistência ao desgaste no material. Foi observado que ligas de cobre, sob deslizamento a seco, apresentaram uma perda de massa por desgaste reduzida com o aumento do número de passes de processamento por ECAP e do teor de Cu. Esse resultado foi afetado mais pela distância de deslizamento do que pela carga aplicada. A Figura 5.10 mostra o efeito do ECAP sobre a perda de massa por desgaste das ligas Al-Cu.

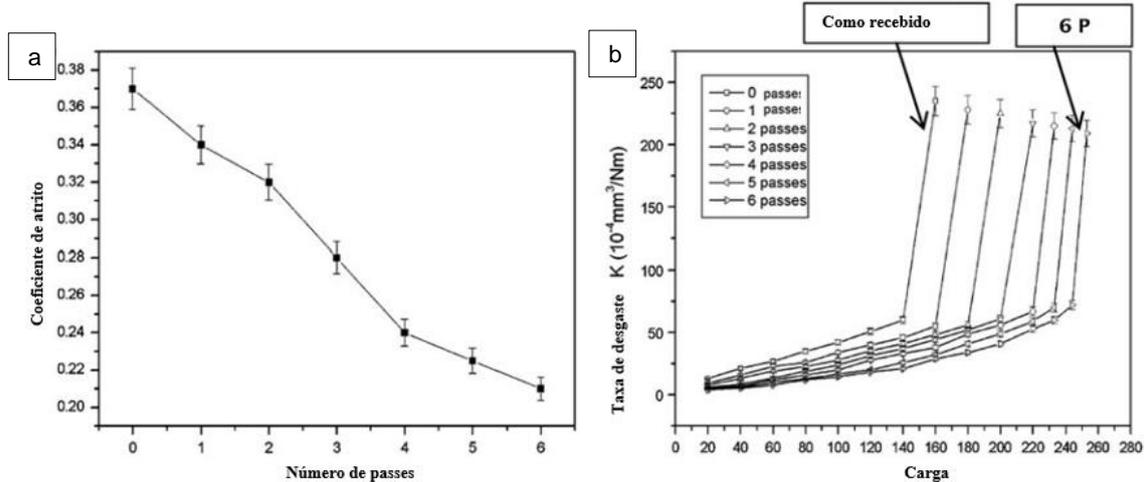
Figura 5.10 – Efeito do ECAP e do teor de Cu sobre a perda de massa por desgaste.



Fonte: Adaptado de GAO *et al.*, 2012.

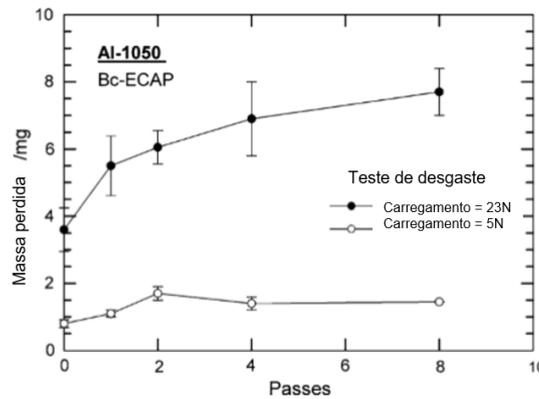
De acordo com Gao *et al.* 2012, a liga de bronze-alumínio Cu-10Al-4Fe também processada por ECAP teve o coeficiente de atrito reduzido com o aumento do número de passes, conforme ilustrado na Figura 5.11a. Essa redução, advinda do aumento da dureza, indica que a capacidade de suporte de carga foi ampliada. Além disso, a resistência ao desgaste da liga também foi melhorada devido ao refinamento dos grãos (Figura. 5.11b), promovendo aumento da resistência. Entretanto, outros resultados mostraram redução da resistência pelo ECAP. Esse comportamento foi observado para a liga Al-1050, por meio de ensaios de desgaste por deslizamento a seco. O tamanho do grão da liga foi reduzido, a dureza apresentou aumento, mas houve maior perda de massa, como ilustrado na Figura 5.12, justificada pelo aumento da carga aplicada (Gao *et al.*, 2012).

Figura 5.11 – Efeito do ECAP no coeficiente de atrito e na taxa de desgaste para a liga Cu-10Al-4Fe.



Fonte: Adaptado de Gao *et al.*, 2012.

Figura 5.12 – Perda de massa versus número de passes para a liga Al-1050.

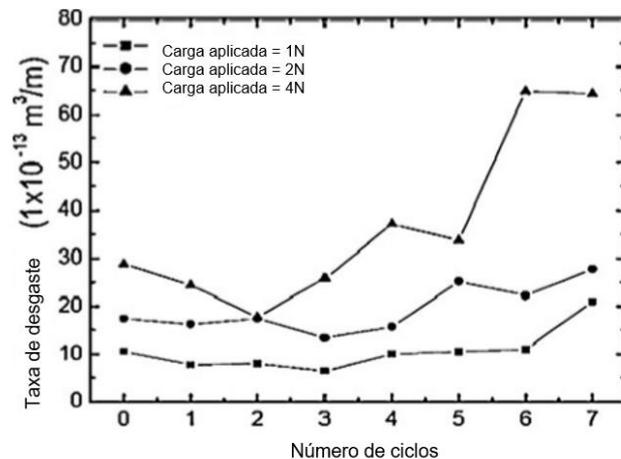


Fonte: Adaptado de Gao *et al.*, 2012.

Existem diferentes estudos sobre as ligas de titânio e na maioria dos casos há uma melhora na resistência ao desgaste após ECAP. Assim como descrito por PeiQing *et al.* (2005), também houve redução da taxa de desgaste no Ti processado por ECAP. Gao *et al.* (2012) realizaram ensaios com Ti de pureza comercial, por deslizamento a seco, sendo observado que embora não tenha sido identificadas mudanças no coeficiente de atrito, a taxa de desgaste do Ti de grão ultrafino foi aproximadamente 30% menor. O comportamento do Ti nanoestruturado processado por HPT também foi avaliado, apresentando resistência ao desgaste bem maior nos ensaios de desgaste feitos a seco e a úmido. A amostra de Ti nanoestruturado processada tinha um tamanho de grão de 5nm a 10nm e a amostra não processada e recozida tinha 10nm e 50nm. Houve menos deformação e detritos na superfície da amostra de Ti nanoestruturado processado por HPT em comparação com o Ti não tratado e recozido, indicando ação leve do mecanismo de abrasão (Gao *et al.*, 2012).

Foi relatado também por Gao *et al.* (2012), alguns resultados de materiais que tiveram o comportamento de resistência ao desgaste reduzido por ARB e HPT, como é o caso do alumínio puro comercial. As amostras de Al-1050, mostraram uma taxa de desgaste maior, tanto após ARB, quanto HPT e, no caso dessa última, a perda de massa aumentou com o número de rotações. Durante o estágio inicial houve atuação de um mecanismo severo de desgaste, gerando fragmentos grandes. Posteriormente, o desgaste foi dominado por oxidação, produzindo partículas finas de óxido. As ligas Al-100 e Al-5052 processadas por ARB apresentaram dureza e resistência maior, porém a taxa de desgaste foi maior em relação a liga não processada. Tratando-se da liga Al-5052, o resultado foi devido à menor capacidade de endurecimento por deformação. Resultados semelhantes foram verificados nas ligas Al-5083 e Al-6061, também processadas por ARB, em que o aumento da dureza não foi capaz de melhorar a resistência ao desgaste. O comportamento da liga Al-6061 pode ser observado na Figura 5.13. Segundo os autores, é difícil modelar o processo e os mecanismos de desgaste com precisão devido à complexidade dos materiais processados por DPS.

Figura 5.13 – Taxa de desgaste da liga Al-6061 processada por ARB.



Fonte: Adaptado de Gao, *et al.*, 2012.

## 6 CONCLUSÃO

A pesquisa mostrou que as propriedades mecânicas são potencializadas pela deformação e influenciam diretamente o comportamento tribológico nos ensaios de desgaste. As alterações nas propriedades ocorrem, pois, a DPS gera microestrutura de grãos ultrafinos nos materiais, promovendo alta resistência mecânica e boa ductilidade. Para diferentes estudos foi observado que ao aumentar o número de passes, o tamanho médio de grão reduz e a dureza aumenta. Dependendo do tipo de processamento e rota utilizada (no caso do ECAP), há aumento significativo nos limites de escoamento e resistência mecânica em determinado passe, podendo ser logo no primeiro, caso ocorra refino acentuado de um grande volume de grãos já no primeiro passe. Foi verificado também que em alguns casos pode haver redução da resistência mecânica ao aumentar os passes e aumento do alongamento, a explicação, em um dos estudos, está relacionada aos mecanismos de recuperação dinâmica.

Os objetivos do estudo foram alcançados, visto que foi possível identificar os principais estudos e parâmetros utilizados para caracterizar o comportamento em desgaste de metais e ligas processados por deformação plástica severa, compreender como a evolução microestrutural e comportamento mecânico afetam o comportamento tribológico dos metais e ligas. Ademais, foram identificados os principais ensaios utilizados para avaliar a resistência ao desgaste de materiais processados por DPS, bem como os mecanismos de desgaste.

As técnicas de processamentos mais presentes foram ECAP e ARB e os mecanismos de desgaste mais citados foram abrasão, adesão e oxidativo. Tratando-se da resistência ao desgaste, na grande maioria dos casos o processamento aumentou a resistência e em algumas situações o aumento do número de passes foi insignificante para essa propriedade. Contrariando a maior parte das pesquisas, houve um caso em que a resistência ao desgaste foi reduzida pelo processamento ARB e HPT para uma liga de alumínio. Para diferentes trabalhos foi observado que as alterações no coeficiente de atrito são comumente insignificantes ou inexistentes, mas em um dos estudos foi observada uma redução do coeficiente com o aumento do número de passes. Constatou-se que as respostas dos mesmos materiais nos ensaios de desgaste são distintas para ensaios de microabrasão ou macroabrasão.

Foi possível perceber que o acervo de estudos correlacionando processos DPS e a tribologia é limitado e recente, o que pode ser considerada uma dificuldade para uma

abordagem ampla com diferentes comparações. Entretanto, observou-se que as pesquisas estão avançando, expondo um interesse crescente no tema, a fim de prever o comportamento dos metais e ligas nos sistemas operacionais em que serão inseridos, além de adaptar os processos e as estruturas para que se ganhe mais produtividade e durabilidade.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALMEIDA, N. G. S. **Desenvolvimento de processamento por deformação multi-axial cíclica e avaliação do comportamento mecânico e evolução microestrutural do alumínio.** 2021. 65f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, MG, Brasil, 2021.

BAGHERPOUR, E. An overview on severe plastic deformation: research status, techniques classification, microstructure evolution, and applications. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 100, p. 1647–1694, 2018.

BELYAKOV, A.; SAKAI, T; MIURA, H.; TSUZAKI, K. Grain refinement in copper under large strain deformation. **Philosophical Magazine A**, v. 81, p.2669-2643, 2001.

CALADO, W. R. **Ultra-refino de grão através de deformação plástica severa por ensaios de torção simulação do processo ARB.** 2012. 259 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, MG, Brasil, 2012.

CONFORTO, E. C.; SILVA, S. L.; AMARAL, D. C. **Roteiro para revisão bibliográfica sistemática: aplicação no desenvolvimento de produtos e gerenciamento de projetos.** In: CONGRESSO BRASILEIRO DE INOVAÇÃO E GESTÃO DO DESENVOLVIMENTO DE PRODUTO - CBGDP, 8; 2011, Porto Alegre, RS. Anais. Porto Alegre: IGDP, 2011. p. 1-12.

COSTA, A. L. M., REIS, A. C. C., KESTENS, L. and ANDRADE, M. S. Ultra-Grain Refinement and Hardening of IF-Steel During Accumulative Roll-Bonding. **Materials Science & Engineering**, v. 406, p. 279-285, 2005.

DE MELLO, J. D. B.; LABIAPARI, W. S.; ARDILA, M. A. N.; OLIVEIRA, S. A. G.; COSTA, H. L. Strain Hardening: Can it Affect Abrasion Resistance? **Tribology Letters**, v. 65, n. 2, p. 67, 2017. ISSN 1573-2711.

GALVÃO, M. C. B.; RICARTE, I. L. M. Revisão Sistemática da Literatura: Conceituação, Produção e Publicação. **Logeion: Filosofia da Informação**, v. 6, n. 1, p. 57–73, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.21728/logeion.2019v6n1.p57-73>. Acesso em: 13 jun. 2023.

GAO, N.; WANG, C.; WOOD, R.; LANGDON, T. Tribological properties of ultrafine-grained materials processed by severe plastic deformation. **Journal of Materials Science**, v. 47, p. 4779-4797, 2012.

GUBICZA, J.; BALOGH, L. HELLMIG, R.J. ESTRIN, Y.; UNGÁR, T. Dislocation Structure and Crystallite Size in Severely Deformed Copper by X-ray Peak Profile Analysis. **Material Science and Engineering**, v. 400-401, p. 334-338, 2005.

HALL, E. O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. **Proceedings of the Physical Society. Section B**, v. 64, n. 9, p. 742–747, 1951.

LANGDON, T. G. Processing of ultrafine-grained materials using severe plastic deformation: potential for achieving exceptional properties. **Revista de Metalurgia**, Madrid, v. 44, p.556-564, 2008.

MAXIMOV, J.; DUNCHEVA, G.; ANCHEV, A.; DUNCHEV, V.; ARGIROV, Y.; TODOROV, V.; MECHKAROVA, T. Effects of Heat Treatment and Severe Surface Plastic Deformation on Mechanical Characteristics, Fatigue, and Wear of Cu-10Al-5Fe Bronze. **Materials**, 2022, 15, 8905. <https://doi.org/10.3390/ma15248905>.

MISHRA, A. KAD, B. K. GREGORI, F. MEYERS, M. A. Microstructural Evolution in Copper Subjected to Severe Plastic Deformation: Experiment and Analysis. **Acta Materialia**, v. 55, p.13-28, 2007.

PEIQING LA, JIQIANG MA, YUNTIAN T ZHU, JUN YANG, WEIMIN LIU, QUNJI XUE, AND RUSIAN Z VALIEV. Dry-sliding Tribological Properties of Ultrafine-grained Ti Prepared by Severe Plastic Deformation. **Acta Materialia**, v.53, p.5167-173, 2005.

PETCH, N. J. The cleavage strength of polycrystals. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 174, p. 25–28, 1953.

RIBEIRO, R. V. **Efeito da deformação plástica prévia na resistência ao desgaste abrasivo em aços inoxidáveis**. 2020. 87 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2020.

SANTOS, M. O. **Processamento do Cobre por EACI**. 2008. 110 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Escola de Engenharia da UFMG, Belo Horizonte, 2008.

SEGAL, V. Review: Modes and Processes of Severe Plastic Deformation (SPD). **Materials**, v. 11, p.1175, 2018. <https://doi.org/10.3390/ma11071175>.

SHAHREZA, B. O.; HERNANDEZ-RODRIGUEZ, M. L. A.; GARCIA-SANCHEZ, E.; KOMMEL, L.; SERGEJEV, F.; SALINAS-RODRÍGUEZ, A.; HECZEL, A.; GUBICZA, J. The impact of microstructural refinement on the tribological behavior of niobium processed by Indirect Extrusion Angular Pressing. **Tribology International**, v.167, 2022.

SOUZA, C. J. **Desgaste Abrasivo em compósitos metal/cerâmicos: Estudo aplicado ao desenvolvimento de coroas de perfuração**. 2011. 89 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2011.

STACHOWIAK, G.; BATCHELOR, A. **Engineering Tribology**. Australia: Ed. Butterworth-Heinemann, 2007. 770 p.

TORRE, F. D; LAPOVOK, R.; SANDLIN, J.; THOMSON, P.F.; DAVIES, C.H.J.; PERELOMA, E.V. Microstructures and properties of copper processed by equal channel angular extrusion for 1–16 passes. **Acta Materialia**, v. 52, p. 4819-4832, 2004.

TSUJI, N.; KAMIKAWA, N.; UEJI, R.; TAKATA, N.; KOYAMA, H.; TERADA, D., Managing Both Strength and Ductility in Ultrafine Grained Steels. **ISIJ International**, v. 48, p. 1114-1121, 2008.

VALIEV, R. Z.; LANGDON, T. G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. **Progress in Materials Science**, v. 51, n. 7, p. 881–981, 2006.

ZHANG, Z. J.; DUAN, Q.Q.; AN, X.H.; WU, S.D.; YANG, G.; ZHANGA, Z. F. Microstructure and Mechanical Properties of Cu and Cu–Zn Alloys Produced by Equal Channel Angular Pressing. **Materials Science & Engineering A**, v. 528, p. 4259-4267, 2011.