

A tribologia na seleção de ligas de cobre

8.1 TRIBOLOGIA

A durabilidade é uma das principais características para a seleção de ligas de cobre nas aplicações de engenharia, e as propriedades tribológicas desses materiais são cruciais para ratificar sua seleção para utilizações em condições que exigem elevada resistência ao desgaste. Em termos de comparação com a corrosão, que foi discutida no capítulo anterior, o desgaste mecânico pode fazer com que uma máquina (ou equipamento) tenha seu funcionamento comprometido ou até mesmo interrompido antes dos efeitos deletérios da corrosão.

O *desgaste* está associado ao atrito entre superfícies que deslizam entre si. De forma mecânica, compreende a progressiva perda de material de um corpo sólido causada pelo movimento relativo com outra substância. A *tribologia* é uma palavra de origem grega, na qual *tribos* significa *esfregar* (atritar) e *logia* significa *estudo de*. Ela pode ser definida como a ciência que estuda o atrito e o desgaste, sendo parte importante da engenharia mecânica, e que considera os fenômenos de lubrificação.

Do ponto de vista econômico, o desgaste propicia custos de manutenção e de reposição de componentes desgastados pelo atrito, em função da geração de folgas e de energia dissipada. De forma geral, com a mitigação do atrito, é possível obter equipamentos com maiores eficiências energéticas e durabilidade, como motores e caixas de transmissão. Entretanto, o atrito é primordial para muitas aplicações, como o deslocamento de veículos pelo atrito entre os pneus e o solo, os processos de usinagem pelo atrito entre a ferramenta de corte e o material a ser usinado e de soldagem por atrito de elementos para soldar, e exemplos corriqueiros, como o atrito que gera o desgaste do lápis no papel e do giz na lousa para que ocorra a escrita.

Uma observação importante é que um atrito elevado não significa necessariamente um desgaste maior. Por exemplo, no caso de um veículo automotivo, os pneus sofrem elevado atrito com o piso considerado e baixo desgaste; já o grafite de um lápis em uma folha de papel, elevado desgaste e baixo atrito. Em casos nos quais o desgaste acarreta efeitos deletérios, é possível mitigá-lo modificando as propriedades da superfície do material por meio de processos de engenharia de superfície (eletrodeposição, por exemplo), adoção de lubrificantes e/ou seleção de materiais com boas propriedades tribológicas (bronzes, por exemplo).

A seleção das ligas de cobre com elevada resistência ao desgaste é uma alternativa extremamente relevante e adotada em aplicações de engenharia. Neste capítulo, é dada ênfase aos conceitos relacionados a adoção desses materiais em mancais de deslizamento, que constituem uma de suas principais utilizações.

8.2 MANCAIS DE DESLIZAMENTO

Um mancal de deslizamento é um ótimo exemplo de *tribossistema*, ou seja, um sistema tribológico composto de pelo menos dois corpos em contato e qualquer fator ambiental que afete sua interação. As ligas de cobre são comumente aplicadas em condições que requerem bom comportamento tribológico, por exemplo uma bucha de bronze para mancal de deslizamento, conforme mostrado na Figura 8.1. A bucha de um mancal pode ser definida como um elemento de máquina projetado para transmitir cargas ou forças de reação de um eixo em rotação.

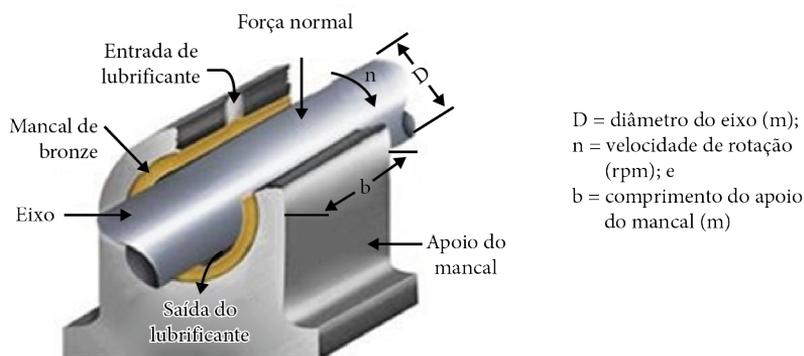


Figura 8.1 – Representação esquemática de um mancal de deslizamento.

Em muitas aplicações, as buchas de mancais oferecem vantagens sobre os rolamentos, principalmente quanto ao menor custo relativo e menores requisitos de espaço. Em conjuntos mecânicos desse tipo, cuja tecnologia de montagem envolve a adoção de pequenas folgas radiais, a interação entre as duas superfícies que estão em deslizamento relativo (eixo e mancal) pode ser classificada como uma condição de

contato, caracterizada pela geometria do eixo côncavo e do mancal convexo e pelas grandes áreas de contato (WANG e CHUNG, 2013).

Para a redução do coeficiente de atrito e do desgaste oriundo da interação dessas superfícies, é comum o uso de lubrificantes, cujo comportamento pode ser avaliado pela curva de Stribeck (Figura 8.2). A consolidação de uma camada de lubrificante suficiente para separar as asperezas superficiais do mancal e do eixo, definida como condição hidrodinâmica, eliminaria totalmente a necessidade do uso de materiais especiais para os mancais. Porém, essa condição ideal raramente é atingida na prática, e o uso de um material adequado é importante para minimizar as consequências de um filme lubrificante insuficiente, o que fundamenta uma das principais justificativas para a seleção de ligas de cobre na fabricação de buchas para mancais de deslizamento.

O regime de lubrificação insuficiente pode ser subdividido em um estado de *lubrificação limítrofe*, definido pela formação de uma fina camada de lubrificante incapaz de separar totalmente as asperezas, e de *deslizamento a seco*, um estado no qual não existe lubrificante entre as superfícies, com conseqüente contato direto dos materiais do eixo e do mancal. Devido à maior interação das superfícies, é natural esperar que o deslizamento a seco apresente maior coeficiente de atrito e desgaste das superfícies em comparação à condição de lubrificação limítrofe.

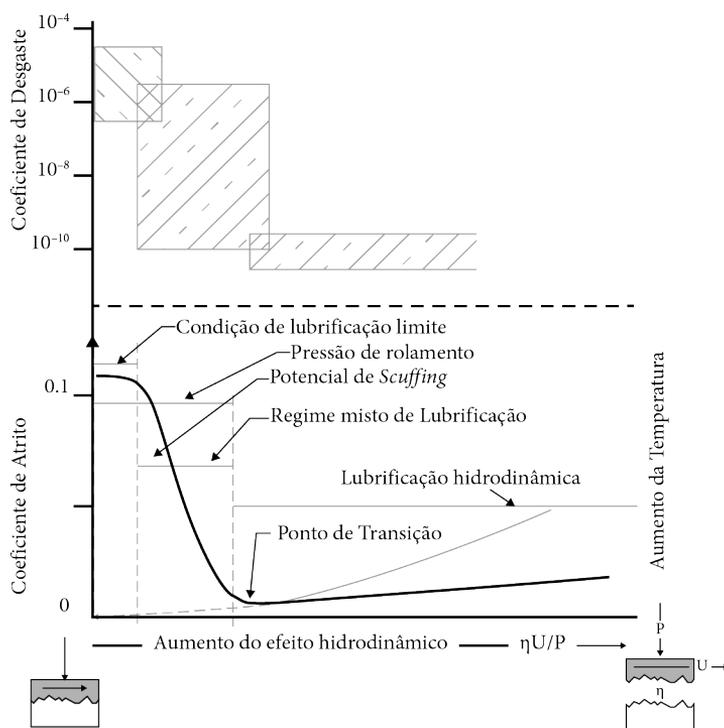


Figura 8.2 – Curva de Stribeck modificada para superfícies lubrificadas. (NON-FERROUS FOUNDERS' SOCIETY, 1997)

Em função da importância dos aspectos relacionados aos materiais em condições de lubrificação insuficiente, faz-se necessário um maior detalhamento das relações existentes no regime de deslizamento a seco.

8.3 PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS

Considerando duas superfícies em contato sob uma força normal (F_n , em N) e que uma desliza sobre a outra (contraface) em regime de deslizamento a seco (Figura 8.3), F_s (em N) é a força de oposição ao movimento, sendo proporcional a força normal e independente da área de superfície. Em função disso, o coeficiente de atrito (μ , adimensional) é definido como:

$$\mu = \frac{F_s}{F_n} \quad (8.1)$$

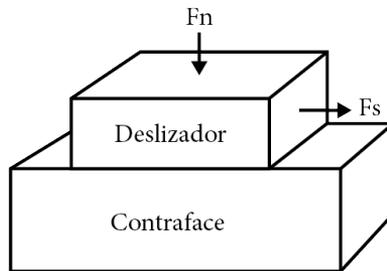


Figura 8.3 – Duas superfícies em contato em regime de deslizamento a seco.

O deslizamento a seco resulta em atrito com um coeficiente $\mu = 0,5$, aproximadamente. Quando metais macios deslizam um sobre o outro (estanho sobre estanho, por exemplo), as junções são fracas, mas a área de contato entre eles é grande e o coeficiente de atrito também. Em relação a dois metais duros deslizando um sobre o outro (aço sobre aço, por exemplo), gerando junções pequenas, mas fortes, o coeficiente de atrito é grande. A forma de conciliar baixo atrito com elevada resistência mecânica é suportar um metal macio com um metal duro, resultando em junções fracas de pequenas áreas.

Os mancais de deslizamento (ou mancais planos) não são projetados para funcionamento a seco, mas o material macio salva esses sistemas por determinado tempo, caso necessário. A taxa de desgaste (W , em m^2) pode ser definida da seguinte forma:

$$W = \frac{\text{Volume de material removido da superfície de contato (m}^3\text{)}}{\text{Distância de deslizamento (m)}} \quad (8.2)$$

Uma forma bastante útil de análise de desgaste de materiais é a *taxa de desgaste específica* (Ω , adimensional), definida em W por unidade de área de superfície (A_n , em m^2):

$$\Omega = \frac{W}{A_n} \quad (8.3)$$

O valor de Ω aumenta com a pressão de mancal (p , em $N.m^{-2}$), a relação entre a força normal F_n e A_n , de forma que:

$$\Omega = k_a \frac{F_n}{A_n} = k_a p \quad (8.4)$$

Em que k_a é a constante de desgaste de Archard, cuja unidade é $(MPa)^{-1}$. Trata-se de uma medida de propensão ao desgaste de um par deslizante, em que k_a alto representa rápido desgaste a dada pressão de mancal.

8.4 MECANISMOS E REGIME DE DESGASTE NO DESLIZAMENTO A SECO

O desgaste no deslizamento a seco pode ser associado a diversos mecanismos, e os principais estão esquematizados na Tabela 8.1. A diferença fundamental entre eles está no conceito de formação dos *debris* (detritos ou partículas de desgaste), que podem ocorrer por eventos mecânicos ou químicos. Esse desgaste pode ocorrer em diferentes regimes, associados à taxa específica de desgaste (Ω), sendo denominados regime moderado não lubrificado e desgaste severo e devidamente distinguidos na Tabela 8.2. A transição dos regimes ocorre em função da mudança da natureza do contato entre as faces e a consequente mudança no mecanismo de desgaste (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017; LIM e ASHBY, 1987).

Tabela 8. 1 – Principais mecanismos de desgaste propostos para o deslizamento a seco

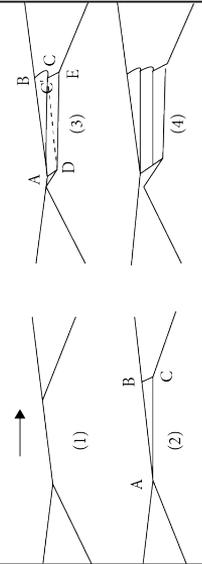
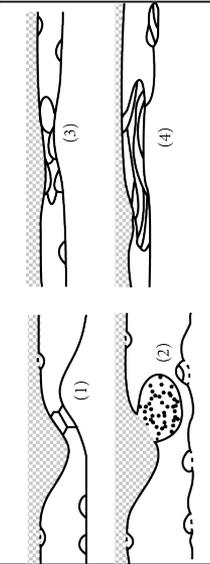
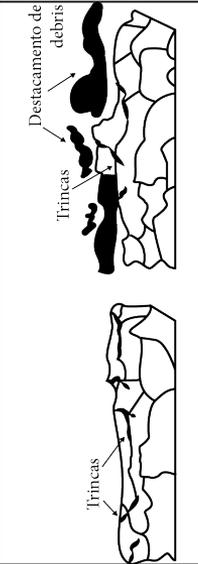
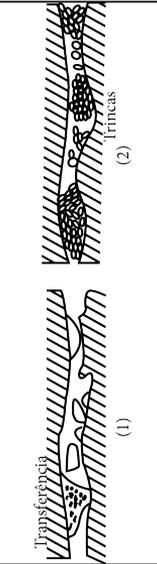
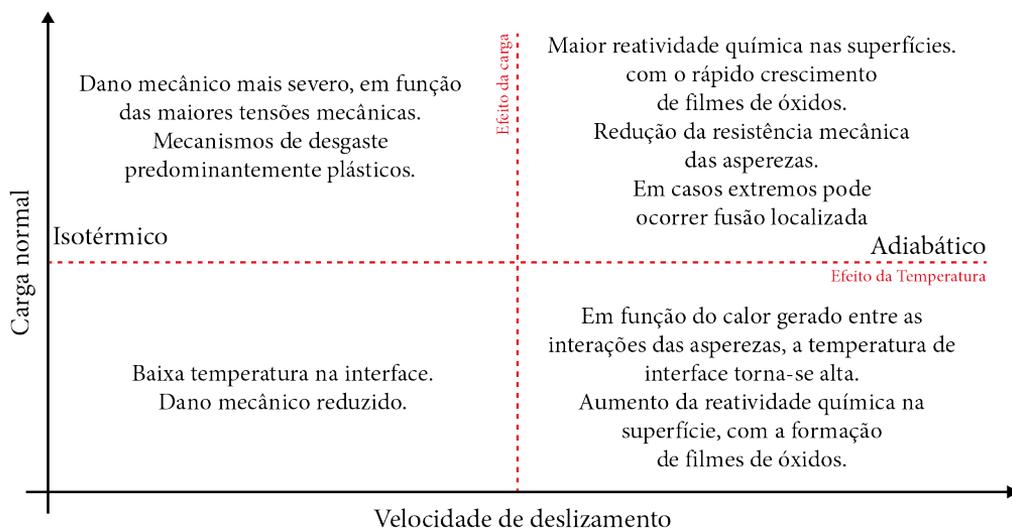
Mecanismo	Conceito de formação dos debris	Representação esquemática	Fontes
Desgaste predominantemente plástico	Deformação plástica na ponta de uma asperidade em contato, com posterior des-tacamento por cisalhamento		(KAYABA; KATO, 1979) apud (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017)
Desgaste pela adesão de partículas de transferência	Adesão de partículas à contraface, assumindo a forma de placas		(HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017)
Desgaste por delaminação	Nucleação de trincas subsuperficiais, originadas dentro do material plasticamente deformado abaixo da superfície (Zona 2 da TTZ), que se propagam, interconectam e estendem até a superfície		(SUH, 1977; Li <i>et al.</i> , 2019)
Desgaste oxidativo	Remoção de óxidos superficiais, expondo metal não oxidado na superfície e podendo desencadear um processo de remoção/formação contínua de óxidos superficiais		(HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017)

Tabela 8.2 – Diferentes regimes de desgaste (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017)

Característica	Desgaste moderado	Desgaste severo
Taxa de desgaste específica	10^{-6} a 10^{-4}	10^{-3} a 10^{-2}
Morfologia superficial	Lisa, com baixa rugosidade	Elevada rugosidade
Material presente na região de contato	Óxidos, geralmente oriundos de ambas as superfícies	Material altamente deformado, tipicamente de ambas superfícies, com partículas de óxido incorporadas
Formato dos debris	Partículas finas de óxidos	Placas metálicas grosseiras
Resistência elétrica do contato	Alta, pela presença de óxidos na superfície	Baixa, pela exposição de superfície de metal desprotegido, pelo mecanismo predominantemente plástico

Os três fatores principais para ocorrência dos mecanismos de desgaste são tensões mecânicas, temperatura e fenômenos de oxidação, sendo interdependentes e influenciados pela combinação da carga aplicada e pela velocidade de deslizamento, conforme Figura 8.4 (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017).

**Figura 8.4** – Diagrama ilustrativo da influência da carga e velocidade de deslizamento no processo de desgaste em metais. Adaptado de Hutchings e Shipway (2017).

8.5 TRANSFORMAÇÕES MICROESTRUTURAIS NO DESLIZAMENTO A SECO

O desgaste por deslizamento em metais pode ser verificado por intermédio da análise microestrutural de amostras preparadas no sentido longitudinal ao deslizamento, o que possibilita avaliar as deformações subsuperficiais da direção de deslizamento em decorrência das forças de atrito (RICE, NOWOTNY e HAYNE, 1989).

Nessa região, se caracteriza a formação de uma *zona tribologicamente transformada* (TTZ, do inglês *Tribologically Transformed Zone*), representada esquematicamente na Figura 8.5 e que contém três regiões principais: *zona 1*, constituída por material *bulk* não deformado; *zona 2*, que contém material plasticamente deformado por cisalhamento com intensidade maior em direção à superfície e associada (ou não) a uma recristalização em decorrência da dissipação da energia de atrito; e *zona 3*, que pode ser formada predominantemente por óxidos metálicos, contendo elementos químicos de ambos os materiais do contato, ou por uma natureza predominantemente metálica, com grãos muito finos, frequentemente submicrométricos, contendo elementos químicos não presentes no material *bulk* oriundos de uma mistura de óxidos e partículas (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017; RICE, NOWOTNY e HAYNE, 1989).

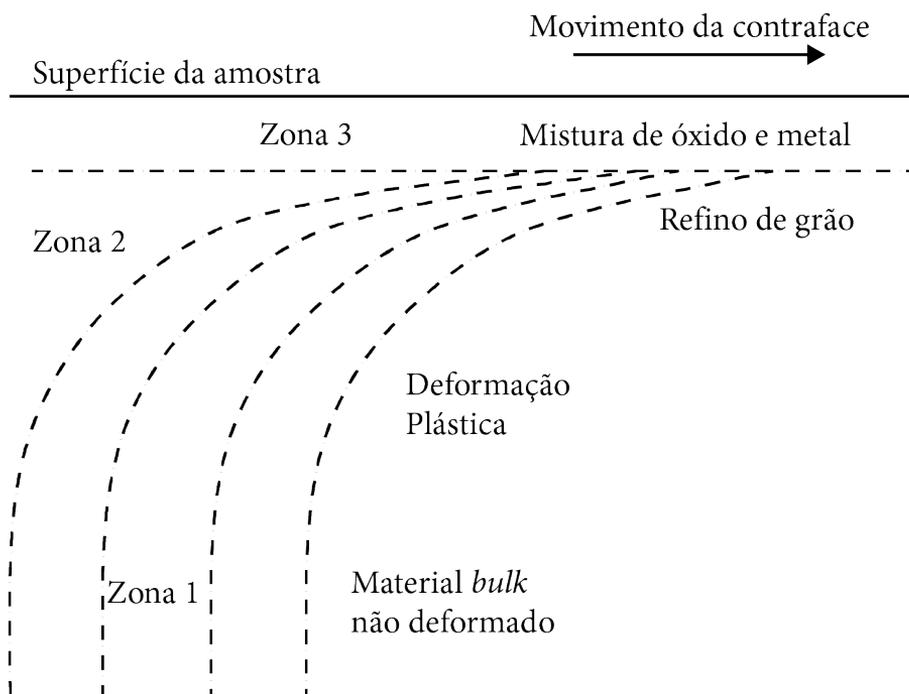


Figura 8.5 – Representação esquemática da transformação microestrutural na TTZ. (RICE, NOWOTNY e HAYNE, 1989)

8.6 PROPRIEDADES IMPORTANTES PARA MANCAIS DE DESLIZAMENTO

No que diz respeito à aplicação em mancais de deslizamento, considerando um tempo de vida adequado e a complexidade dos contatos entre superfícies, é importante que os materiais selecionados apresentem propriedades mecânicas que confirmem resistência satisfatória aos mecanismos simultâneos de desgaste do sistema, entre eles fadiga superficial, abrasivo, adesivo, erosivo e corrosão. Além disso, esses efeitos podem ser intensificados pelas condições de operação do sistema, como a intensidade das cargas específicas, presença de cargas cíclicas, velocidade de deslizamento, temperatura do sistema, acabamento da superfície do eixo, alinhamento mecânico e rigidez do conjunto (KINGSBURY, 1990; NON-FERROUS FOUNDERS' SOCIETY, 1997).

É importante destacar que é possível prolongar a vida de um mancal de deslizamento em serviço por meio do controle dos mecanismos de desgaste, o que é favorecido com a aplicação de materiais que possuam algumas características e propriedades mecânicas importantes. As principais são mostradas na Tabela 8.3 e relacionadas ao respectivo mecanismo de desgaste de maior efetividade (KINGSBURY, 1990).

A maioria dos eixos utilizados em máquinas (ou equipamentos) é fabricada com aços. A *compatibilidade* é uma característica superficial importante para a liga empregada na bucha de um mancal de deslizamento e é diretamente relacionada com o coeficiente de atrito (μ), cuja intensidade auxilia na avaliação da resistência à adesão superficial excessiva durante a interação de superfícies entre o aço do eixo e o material do mancal (KINGSBURY, 1990; CDA, 1992).

Diante da dificuldade em manter uma perfeita limpeza do lubrificante de um mancal de deslizamento durante toda a sua vida em serviço, é necessário que o material empregado na bucha seja capaz de permitir a incorporação de debris gerados durante o processo de deslizamento. Essa propriedade é conhecida como *embutibilidade* e é dependente das características superficiais e subsuperficiais, porém também fortemente relacionada às propriedades de *bulk* de resistência mecânica e dureza (KINGSBURY, 1990; CDA, 1992).

Tabela 8.3 – Influência das principais propriedades do mancal de deslizamento com os mecanismos de desgaste controláveis (KINGSBURY, 1990)

Característica/propriedade do material do mancal	Mecanismo de desgaste a ser controlado	Prováveis causas
Compatibilidade	Desgaste adesivo	Contato entre as asperezas Rugosidade superficial Filme de óleo inadequado
Conformabilidade	Desgaste adesivo Desgaste superficial por fadiga	Desalinhamento Carregamento mal distribuído Falha de montagem ou de fabricação
Embutibilidade	Desgaste abrasivo Desgaste adesivo	Sujidades no óleo
Resistência à fadiga	Desgaste superficial por fadiga	Cargas dinâmicas excessivas Sobrecarga localizada
Dureza	Deformação plástica Desgaste erosivo	Sobreaquecimento Carga excessiva
Resistência à corrosão	Desgaste por corrosão	Deterioração do lubrificante por sobreaquecimento Contaminação do lubrificante por água ou outros fluidos corrosivos

A importância de o material da bucha para mancal apresentar boa *conformabilidade* está no reconhecimento da existência de desalinhamentos entre o eixo e os mancais, bem como das irregularidades no apoio e distribuição das cargas. Dessa forma, é comum que os materiais permitam ser suavemente conformados ou desgastados para compensar essa condição. É uma característica diretamente dependente das características superficiais e subsuperficiais, mas também relacionada às propriedades de *bulk* de resistência mecânica e dureza (KINGSBURY, 1990; CDA, 1992).

A *resistência à fadiga* tem relação diretamente proporcional com a resistência ao escoamento do material de *bulk* e naturalmente com a capacidade de carga admissível do conjunto considerado. A *dureza*, dependente das propriedades de *bulk*, também tem papel importante na determinação do coeficiente de desgaste do sistema. A *resistência à corrosão* influencia na vida do sistema, principalmente em aplicações com situações ambientais críticas, como equipamentos expostos por longos períodos a intempéries (KINGSBURY, 1990; GLAESER, 1992; CDA, 1992).

8.7 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS IMPORTANTES PARA MANCAIS

As propriedades mecânicas e tribológicas citadas até o momento dependem, de forma direta, das características microestruturais, como quantidade, fração volumétrica, distribuição, tamanho e morfologia, bem como das propriedades de cada uma das fases presentes (KINGSBURY, 1990; CDA, 1992).

Tal importância é mais evidente ao perceber que, com exceção das ligas de prata, todos os materiais comerciais utilizados para esse tipo de aplicação são formados por mais de uma fase, evidenciando a necessidade de um estudo microestrutural mais detalhado. As microestruturas para essa finalidade podem ser classificadas nos seguintes grupos específicos: tipo I, tipo II e tipo III. (KINGSBURY, 1990; CDA, 1992)

A *microestrutura tipo I* (Figura 8.6) é composta por uma matriz de baixa dureza com precipitados duros dispersamente distribuídos. A presença de precipitados aumenta efetivamente a resistência mecânica da peça, com pequena influência nas características de compatibilidade, conformabilidade e embutibilidade (KINGSBURY, 1990; GLAESER, 1992).

Matriz de baixa dureza

Precipitados de maior dureza relativa

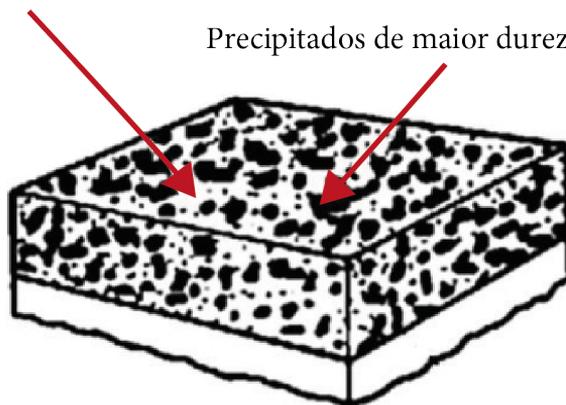


Figura 8.6 – Microestrutura tipo I. (KINGSBURY, 1990)

A *microestrutura tipo II* (Figura 8.7) é formada por duas fases (bifásica), sendo uma com dureza moderada e outra de menor dureza relativa, dispostas de forma intertravada. Em geral, a fase de menor dureza contribui com a compatibilidade, enquanto a conformabilidade, a embutibilidade, a dureza e as propriedades mecânicas são compostas por valores intermediários entre as duas fases (KINGSBURY, 1990; GLAESER, 1992).

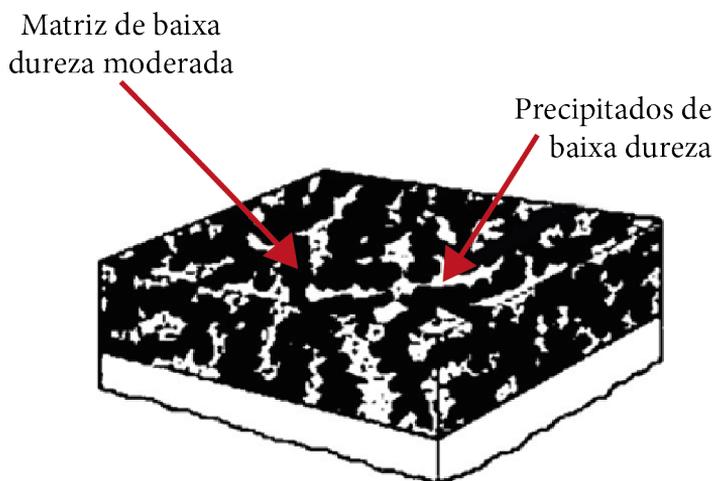


Figura 8.7 – Microestrutura tipo II. (KINGSBURY, 1990)

A *microestrutura tipo III* (Figura 8.8) é composta por uma matriz de elevada resistência mecânica com precipitados de baixa dureza dispersos. A conformabilidade, a embutibilidade, a resistência mecânica e a dureza são definidas pela resistência mecânica da matriz. A compatibilidade é melhorada pelo material de baixa dureza que está exposto na superfície de contato (KINGSBURY, 1990; GLAESER, 1992).

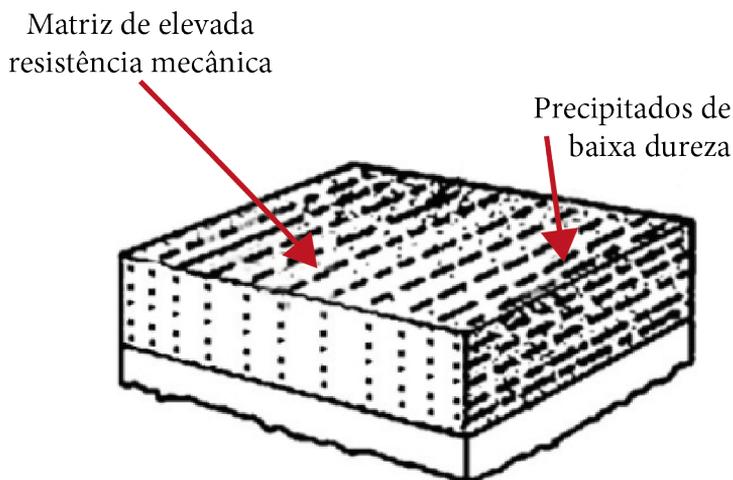


Figura 8.8 – Microestrutura tipo III. (KINGSBURY, 1990)

8.8 LIGAS DE COBRE PARA BUCHAS DE MANCAIS DE DESLIZAMENTO

De forma geral, as ligas de cobre constituem uma escolha adequada para projetos que envolvam aplicações com exigência de bom comportamento em condições de contato entre componentes ou peças. A Figura 8.9 mostra importantes elementos de liga que incrementam a resistência ao desgaste nas ligas de cobre: alumínio (Al), silício (Si), estanho (Sn), prata (Ag) e cádmio (Cd).

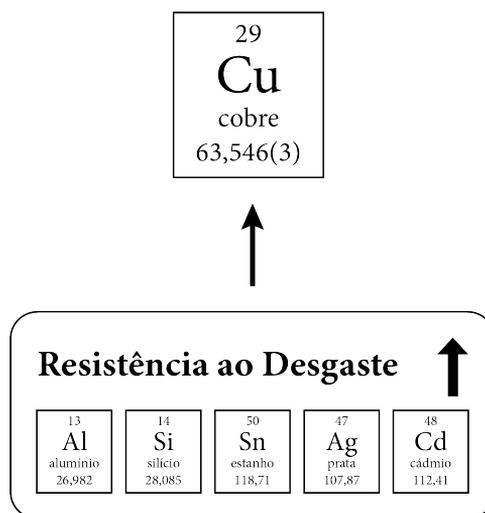


Figura 8.9 – Importantes elementos de liga que elevam a resistência ao desgaste das ligas de cobre.

De forma geral, as principais ligas de cobre para aplicações em buchas para mancais são fabricadas por fundição; em algumas situações as ligas são conformadas, o que permite a obtenção de diferentes microestruturas. Essas ligas são oriundas principalmente de seis famílias de ligas de cobre: bronzes ao estanho, bronzes ao estanho de alto chumbo, bronzes-alumínio e, em menor quantidade, bronzes-manganês, latões e ligas de alto cobre. Na Tabela 8.4, é mostrada uma comparação de propriedades importantes de ligas de cobre para aplicação em mancais de deslizamento (PRATT, 1973; CDA, 1992; NON-FERROUS FOUNDERS' SOCIETY, 1997).

Tabela 8.4 – Comparação de propriedades importantes para mancais para diversas ligas de cobre. Adaptado de Non-Ferrous Founders' Society (1997) e CDA (1992)

Família de liga	Capacidade de carga e resistência à Fadiga	Temperatura máxima de operação	Conformabilidade e embutibilidade	Compatibilidade	Dureza e resistência ao desgaste
Bronzes ao Estanho	Alto	Alto	Moderado	Moderado	Alto
Bronzes Estanho de Alto Pb	Moderado / Alto	Alto	Bom	Bom	Alto
Bronze Alumínio	Muito Alto	Muito Alto	Não adequado	Moderado	Muito Alto
Bronze Manganês	Moderado	Moderado	Não adequado	Moderado	Alto
Latões	Moderado	Moderado	Baixo	Baixo	Bom
Cobre-Berílio	Alto	Alto	Não adequado	Não adequado	Muito Alto
Cobre com Chumbo	Moderado	Alto	Muito Bom	Muito Bom	Moderado

Na sequência, são discutidos, considerando a avaliação das características microestruturais e sua influência em importantes propriedades desses materiais, os três principais grupos de ligas de cobre: bronzes ao estanho, bronzes de alumínio e bronzes ao estanho de alto chumbo.

8.8.1 BRONZES AO ESTANHO

As principais ligas de bronze ao estanho utilizadas para aplicação em buchas para mancais possuem teores de estanho de 5% a 15%, em massa, com pequenas adições de zinco. Por meio da análise do diagrama de fases Cu-Sn, mostrado na Figura 8.10 (a), observamos a baixa solubilidade do estanho à matriz de cobre. Entretanto, dependendo do método de fabricação adotado, no qual o controle das condições de equilíbrio pode ser complexo, determinadas condições indicam a possibilidade de obtenção de microestruturas monofásicas alfa (α) para concentrações de até 8% de estanho, em massa. A adição desse material promove um mecanismo de endurecimento por solução sólida na matriz de cobre, porém sem ganhos significativos de propriedades mecânicas em teores abaixo de 5%, em massa. Por outro lado, acima de 15%, a liga torna-se frágil e difícil de ser usinada (GLAESER, 1992; CDA, 1992).

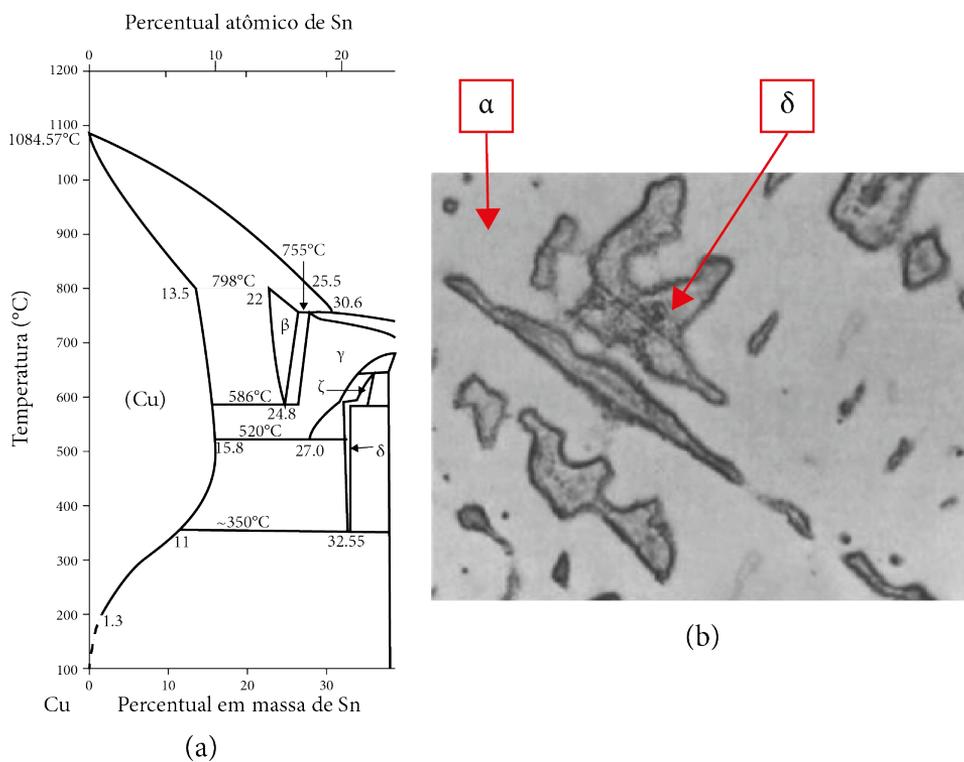


Figura 8.10 – (a) Diagrama de fases do sistema Cu-Sn e (b) microestrutura típica de um bronze ao estanho. Adaptado de ASM Metals Handbook (1992) e Glaeser (1992).

De forma típica, os processos industriais de solidificação em molde ocorrem em taxas de resfriamentos maiores do que para as condições de equilíbrio previstas nos diagramas de fases, e as composições químicas com estanho superiores a 8% apresentam uma microestrutura do tipo I, com a fase α caracterizada como uma matriz de CuSn. Essa fase apresenta menor dureza relativa comparada aos precipitados dispersos de um composto intermetálico de $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ (duro), denominado de fase delta (δ). Ambas as fases estão devidamente destacadas na Figura 8.10 (b) (GLAESER, 1992; CDA, 1992).

8.8.2 BRONZES DE ALUMÍNIO

As ligas de bronze de alumínio possuem percentual de alumínio de 5% a 13%, em massa ou em peso, e são as ligas de cobre para buchas de maior resistência mecânica e complexidade microestrutural. Essas ligas são tratáveis termicamente, o que propicia alterações microestruturais e, conseqüentemente, de propriedades.

Pelo diagrama de fases do sistema cobre-alumínio, mostrado na Figura 8.11 (a), notamos que para até 8% de alumínio, em massa, a microestrutura é formada por

uma única fase α . As ligas com concentrações superiores a esse valor são sensíveis à formação de uma fase beta (β), rica em alumínio, tornando-as ligas com maior resistência mecânica e dureza. Ao se resfriar lentamente essas ligas a partir de um patamar de aquecimento de 565 °C, a fase β sofre uma transformação eutetoide, na qual se formam lamelas finamente distribuídas, contendo a fase α e uma fase frágil denominada gama dois (γ_2), ambas representadas na Figura 8.12. A fase γ_2 , apesar de auxiliar na resistência ao desgaste, costuma ser evitada, principalmente pela redução da resistência à corrosão da liga (RICHARDSON, 2016; MEIGH, 2000).

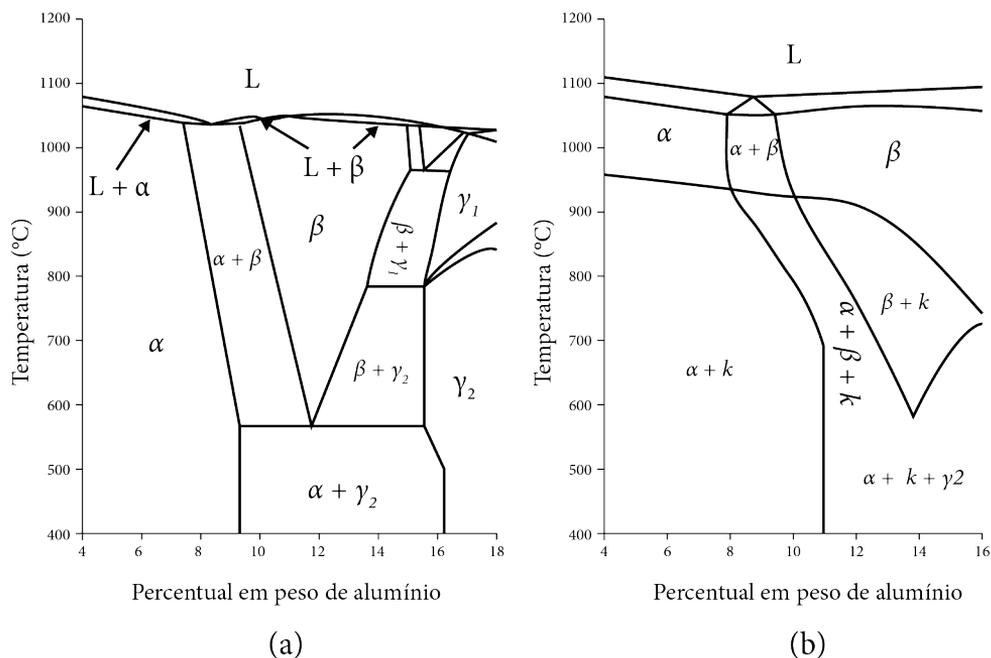


Figura 8.11 – Diagrama de fases: (a) binário do sistema Cu-Al, e (b) Cu-Al modificado com 5% de Fe e 5% de Ni. (MEIGH, 2000; RICHARDSON, 2016)

A adição de níquel e ferro ao bronze alumínio, considerando ambos a uma proporção de aproximadamente 5%, em massa, altera o equilíbrio das fases da liga. Isso está detalhado no diagrama de fases da Figura 8.11 (b), reduzindo consideravelmente a formação da fase γ_2 indesejada, que é substituída por uma fase denominada κ (kappa), mais benéfica para o comportamento mecânico da liga. As ligas de Cu-Al-Ni-Fe são chamadas comercialmente de bronze-alumínio-níquel (NAB, do inglês *Nickel Aluminum Bronze*) (MEIGH, 2000; RICHARDSON, 2016).

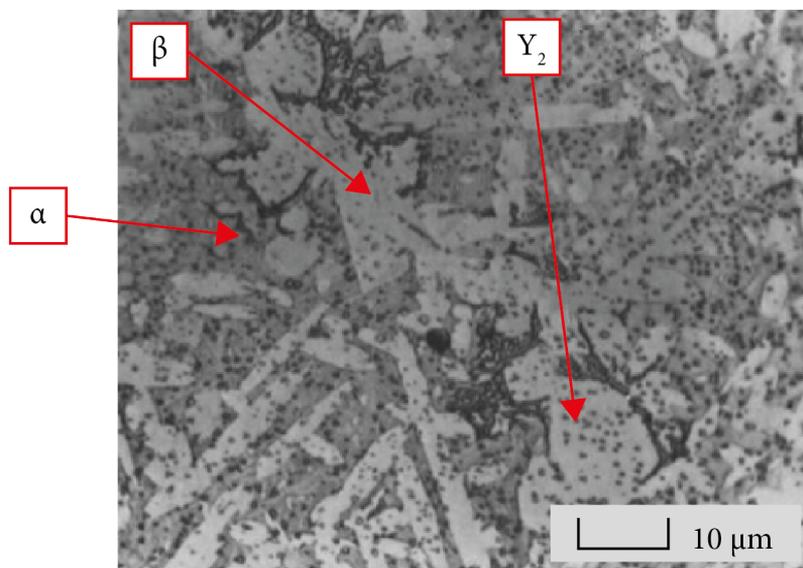


Figura 8.12 – Microestrutura de Bronze Alumínio. (GLAESER, 1992)

As ligas NAB com mais de 10% de alumínio, em massa, são passíveis de transformações martensíticas ao sofrer resfriamento rápido a partir de altas temperaturas. Em condições de têmpera, a microestrutura é formada por cristais α , β em morfologia agulhada (martensítica) e um percentual de fase κ primária. Nessa situação, a liga apresenta alta resistência mecânica, porém ductilidade muito baixa. Em função disto, é comum adotar um processo de revenimento, a uma faixa de temperaturas de 500 °C a 715 °C, para que ocorra a decomposição da fase β em $\alpha + \kappa$ eutetoide, com posterior precipitação de fases κ secundárias (MEIGH, 2000; RICHARDSON, 2016).

As fases κ secundárias são visíveis na condição polida, sem ataque metalográfico, e são numeradas de acordo com sua ordem de precipitação com a redução da temperatura. Embora existam similaridades, elas podem ser distinguidas por sua morfologia, sua localização e suas distribuição na microestrutura. Na Figura 8.13, é mostrada uma representação esquemática dessas fases (HASAN *et al.*, 1982; RICHARDSON, 2016; JAHANAFROOZ *et al.*, 1983).

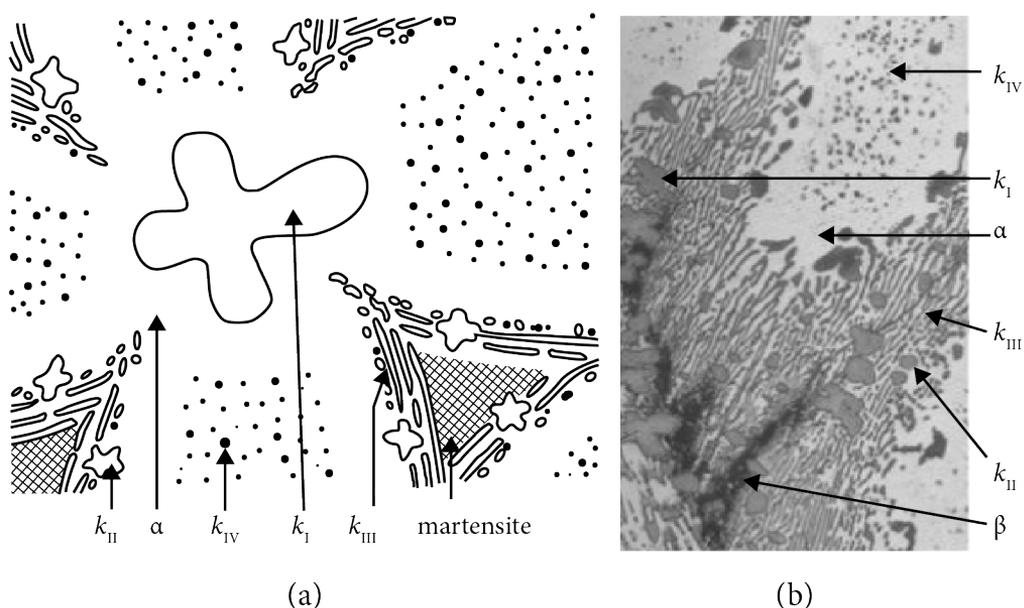


Figura 8.13 – Representação esquemática da microestrutura com as distribuições de fases em um bronze alumínio níquel, (a) adaptado de HASAN *et al.* (1982), (b) adaptado de WHARTON *et al.* (2005).

A fase κ_I apresenta formato de roseta de aspecto mais grosseiro e é rica em ferro e alumínio, na formação de Fe_3Al ou FeAl . Tem efeito adverso na ductilidade da liga e na tenacidade ao impacto, e sua quantidade pode ser reduzida mantendo o teor de ferro abaixo de 4,5%, em massa, ou assegurando uma relação níquel-ferro maior do que 1. A fase κ_{II} é caracterizada como um precipitado rico em ferro e alumínio (Fe_3Al) em forma de roseta, porém é menor e de aspecto mais esferoidizado do que κ_I . A fase κ_{III} tem característica lamelar e compreende o único precipitado rico em níquel e alumínio (NiAl), considerado o principal responsável pela alta resistência à corrosão do NAB; sua fração volumétrica é proporcional ao teor de níquel presente na liga. A fase κ_{IV} é rica em ferro e alumínio (Fe_3Al) e tem o aspecto de precipitados finamente dispersos dentro dos grãos (HASAN *et al.*, 1982; JAHANAFROOZ *et al.*, 1983; MEIGH, 2000).

Uma questão importante do tratamento térmico do NAB citado é que, de forma proporcional à decomposição da fase β , as fases κ precipitadas são formadas pela difusão do alumínio, aumentando o campo de fase α , com consequente ganho de ductilidade, porém é associado ao ganho de resistência mecânica e dureza. Esse efeito de endurecimento por precipitação controlada da fase κ também é muito vantajoso para o aumento da resistência ao desgaste para a aplicação em buchas (MEIGH, 2000; RICHARDSON, 2016).

De forma geral, as ligas de bronze alumínio apresentam elevada resistência à corrosão e capacidade de operar em maiores temperaturas, em faixas acima de 260 °C. No entanto, devido a sua alta resistência mecânica, apresentam ductilidade reduzida e consequentemente menor conformabilidade e embutibilidade. Isso demanda

cuidados específicos com o acabamento superficial, o alinhamento do conjunto e a limpeza do óleo lubrificante. Além disso, essas ligas não possuem a mesma compatibilidade que os bronzes ao estanho de alto chumbo (CDA, 1992; GLAESER, 1992).

8.8.3 BRONZES AO ESTANHO DE ALTO CHUMBO

O chumbo é adicionado aos bronzes ao estanho em valores de até 30% de concentração em massa e, devido a sua insolubilidade à matriz CuSn, observa-se a formação de uma microestrutura composta por contínuas sucessões de matriz rica em cobre com “esponjas” de chumbo. A Figura 8.14 mostra os precipitados de chumbo de baixa dureza, que aumentam significativamente a conformabilidade e a compatibilidade do material (ASM METALS HANDBOOK, 1990; CDA, 1992; EQUEY; HOURIET; MISCHLER, 2011).

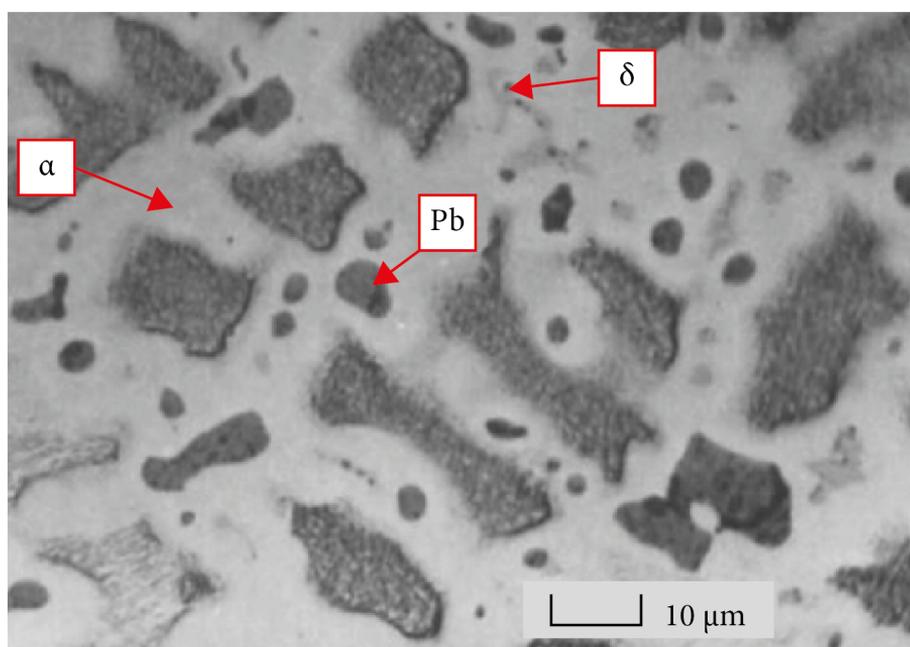


Figura 8.14 – Microestrutura típica de um bronze ao estanho com chumbo. (GLAESER, 1992)

Em sistemas com condições limítrofes de lubrificação, é comum o uso de ligas de cobre com o maior teor possível de chumbo, que produz um mecanismo de *autolubrificação*, devido à extrusão das inclusões de chumbo. Isso está evidenciado pela alteração da morfologia dos precipitados mais claros da Figura 8.15 (ASM METALS HANDBOOK, 1990; CDA, 1992; EQUEY; HOURIET; MISCHLER, 2011; DE GEE; VAESSEN; BEGELINGER, 1969).

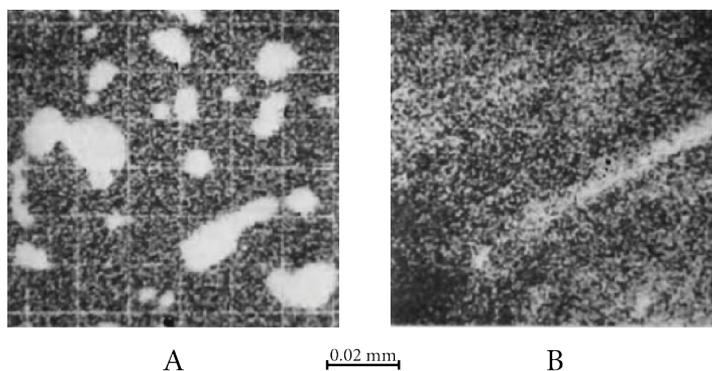


Figura 8.15 – Imagem de raios X da superfície de uma liga CuSn6Pb10 antes (A) e depois (B) de um experimento de desgaste por deslizamento. (DE GEE; VAESSEN; BEGELINGER, 1969)

Em função das vantagens anteriormente citadas, a adição de chumbo aos materiais para mancais tem sido uma solução tecnológica extensivamente utilizada. No entanto, o chumbo é um metal pesado, com conhecidas restrições à saúde humana, e, em função da sua toxicidade, são despendidos esforços para a redução sistemática do uso deste elemento.

8.9 ENSAIOS DE DESGASTE

A *dureza* é a propriedade mecânica característica de um material sólido de resistir à penetração, ao desgaste e às deformações permanentes. É comum adotar os valores de dureza como parâmetro de resistência ao desgaste de componentes ou peças, mas a forma mais adequada de analisar o comportamento tribológico dos materiais é por meio dos ensaios de desgaste.

É importante destacar que caracterizações mecânicas de tribossistemas (ou sistemas tribológicos) são essenciais para avaliar o desempenho das superfícies de materiais, visando a validação de propriedades da superfície de um material, bem como a evolução e o desenvolvimento de materiais que suportem condições de trabalho requeridas. O equipamento utilizado para análise tribológica de materiais é denominado tribômetro.

O *método microabrasivo de esfera rotativa (Ball Cratering)* e o *ensaio de desgaste disco-contra-disco* são dois tipos de testes (ou ensaios) adotados para análise de desgaste de materiais. O método microabrasivo de esfera rotativa (Figura 8.16) é um tipo de ensaio de desgaste no qual uma pasta abrasiva é inserida entre uma esfera e um corpo de prova (ou amostra). A esfera é forçada contra o corpo em forças normais que variam de 0,1 a 5 N, e as dimensões da cratera gerada são utilizadas como análise do nível de desgaste, sendo normalmente denominadas crateras de desgaste.

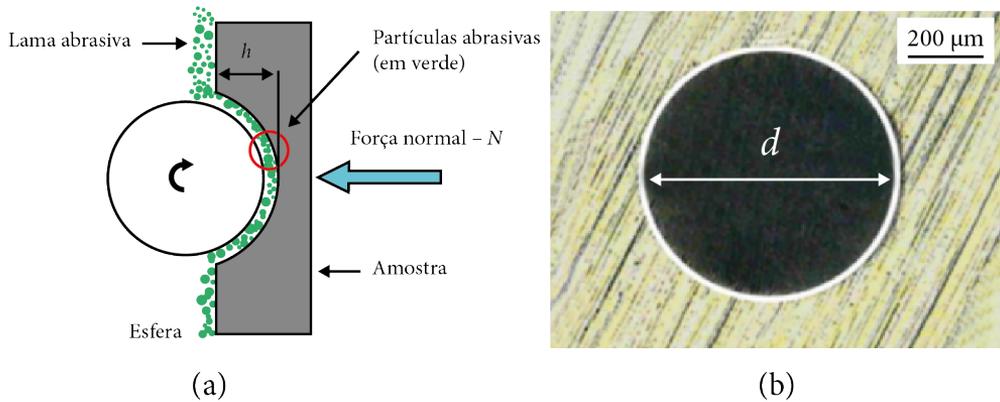


Figura 8.16 – (a) Princípio do ensaio de desgaste microabrasivo por espera rotativa e (b) cratera de desgaste, com indicação do diâmetro d .

O ensaio de desgaste disco-contra-disco é realizado em uma máquina de desgaste por rolamento/deslizamento, que possui uma configuração disco-contra-disco e simula a fadiga de contato por rolamento com deslizamento. O sistema de operação da máquina é automático, e, após iniciado o ensaio, um *software* faz o monitoramento e controle dos dados obtidos pelos sensores. A máquina possui um sistema de segurança que interrompe o funcionamento do ensaio quando as variáveis de controle extrapolam os limites estipulados. Os parâmetros controlados são a rotação do eixo superior e inferior independentes e a carga aplicada. As regiões dos discos analisadas pelas diferentes técnicas são mostradas na Figura 8.17.

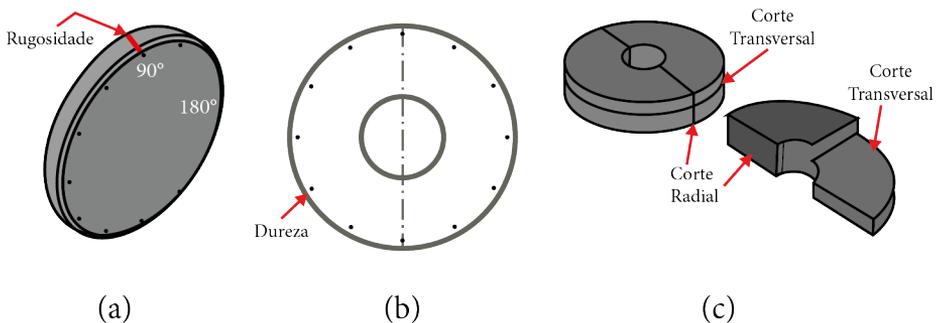


Figura 8.17 - Regiões utilizadas para análise no disco do ensaio de desgaste: (a) rugosidade superficial, perfilometria, MO e MEV, (b) dureza circunferencial na face do disco e (c) corte radial: dureza e MEV e corte transversal: MO e MEV.

Antes e depois de todos os ensaios de desgaste disco-contra-disco, os discos passam por um processo de limpeza, com lavagem com água e sabão, e posterior banho de ultrassom; finalmente, para secar, usa-se ar quente. As análises necessárias para avaliação do

desgaste e fadiga de contato por rolamento são medidas para a perda de massa, a rugosidade superficial, a perfilometria óptica, a microdureza circunferencial e radial, a microscopia óptica (MO) e a microscopia eletrônica de varredura (MEV) da superfície e subsuperfície (radial e transversal), que avaliam a nucleação e a propagação das trincas.

Outros importantes ensaios de desgaste são *pino sobre disco* (*pin on disc*), um tribômetro capaz de mensurar grandezas físicas como a força normal, a força de atrito, a temperatura, a distância e a velocidade de deslizamento; e *reciprocating wear*, teste no qual o desgaste progride pela aração de uma esfera em contato com superfície da amostra.

REFERÊNCIAS

ASHBY, M. F. **Materiais**: engenharia, ciência, processamento e projeto. Rio de Janeiro: Elsevier, 2012.

ASM METALS HANDBOOK. **Friction, lubrication and wear technology** (v. 18). [S.I.]: ASM Internacional, 1990.

ASM METALS HANDBOOK. **Properties and selection: Nonferrous alloy and special-purpose materials** (v. 2). [S.I.]: ASM Internacional, 1990.

ASM METALS HANDBOOK. **Alloy phase diagrams** (v. 3). [S.I.]: ASM Internacional, 1992.

ASTM B150/B150M. **Standard specification for aluminum bronze rod, bar, and shapes**. West Conshohocken: ASTM International, 2019.

ASTM B505 / B505M. **Standard specification for copper alloy continuous castings**. West Conshohocken: ASTM International, 2018.

ASTM E3. **Standard guide for preparation of metallographic specimens**. West Conshohocken: ASTM International, 2011.

ASTM E92. **Standard test method for vickers hardness of metallic materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2003.

BAIMING, C.; QINLING, B.; JUN, Y.; YANGIU, X.; JINGCHENG, H. Tribological properties of solid lubricants (graphite, h-BN) for Cu- based P/M friction composites. **Tribology International**, v. 41, p. 1145-1152, 2008.

BILLINGS, S. A.; ZHENG, G. L. Radial basis function networks configurations using genetic algorithms. **Neural Networks**, v. 8, p. 877, 1995.

BOIDI, G.; FUKUMASU, N. K.; MACHADO, I. F. Wear and friction performance under lubricated reciprocating tests of steel powder mixtures sintered by Spark Plasma Sintering. **Tribology International**, v. 121, p. 139-147, 2018.

BOSE, A. Bootstrap in moving average models. **Annals of Institute of Statistical Mathematics**, v. 42, p. 756-768, 1990.

BS EN 12163. **Copper and copper alloys**. Rod for general purposes, 2016.

CALLISTER JR., W. D.; RETHWISCH, D. G. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais**: uma abordagem integrada. 4. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.

CDA. **Cost-effective manufacturing**: copper alloy bearings. Hempstead: Copper Development Association, 1992.

DE GEE, A. W. J.; VAESSEN, G. H. G.; BEGELINGER, A. The influence of composition and structure on the sliding wear of copper-tin-lead alloys. **ASLE Transactions**, v. 12, p. 44-54, 1969.

EQUEY, S.; HOURIET, A.; MISCHLER, S. Wear and frictional mechanisms of copper-based bearing alloys. **Wear**, v. 273, p. 9-16, 2011. Doi: 10.1016/j.wear.2011.03.030.

FURLAN, K. P.; MELLO, J. D. B.; KLEIN, A. N. Self-lubricating composites containing MoS₂: A review. **Tribology International**, v. 120, p. 280-298, 2018.

GLAESER, W. A. **Materials for tribology** (v. 20). Amsterdã: Elsevier Science Publishers, 1992.

HASAN, F.; JAHANAFROOZ, A.; LORIMER, G. W.; RIDLEY, N. The morphology, crystallography, and chemistry of phases in as-cast nickel-aluminum bronze. **Metalurgical Transactions A**, v. 13A, p. 1982-1337, 1982.

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology: friction and wear of engineering**. 2. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017.

JAHANAFROOZ, A.; HASAN, F.; LORIMER, G. W.; RIDLEY, N. Microstructural development in complex nickel-aluminum bronzes. **Metalurgical Transactions A**, v. 14A, p. 1951-1956, 1983.

KAYABA, T.; KATO, K. Theoretical Representation of the coefficient of friction for multiple contact points. **Wear**, v. 52, p. 117-132, 1979.

KINGSBURY, G. R. **Friction and wear of sliding bearing materials**. [S.I.]: ASM International, 1990.

LIM, S. C.; ASHBY, M. F. Wear-mechanism maps. **Acta metall.**, v. 35, p. 1-24, 1987.

MAHANTA, S.; CHANDRASEKARAN, M.; SAMANTA, S.; ARUNACHALAM, R. Multi-response ANN modelling and analysis on sliding wear behavior of Al7075/B4C/fly ash hybrid nanocomposites. **Mater. Res. Express**, v. 6, p. 1-18, 2019.

MEIGH, H. J. **Cast and wrought aluminum bronzes properties, processes and structure**. Hants: CRC Press, 2000.

NEIKOV, O. D.; NABOYCHENKO, S. S.; DOWSON, G. **Handbook of non-ferrous metal powders**: Technologies and Applications. Oxford: Elsevier, 2009.

RICE, S. L.; NOWOTNY, H.; HAYNE, S. F. A survey of the development of subsurface zones in the wear of materials. **Key Engineering Materials**, v. 33, p. 77- 100, 1989.

RICHARDSON, I. **Guide to Nickel Aluminum Bronze for Engineers** (v. 222). Birmingham, MI: Copper Development Association, 2010.

SANTOS, G. A. **Tecnologia dos materiais metálicos**: propriedades, estruturas e processos de obtenção. São Paulo: Érica, 2015.

SANTOS, G. A. **Tecnologias mecânicas**: materiais, processos e manufatura avançada. São Paulo: Érica, 2020.

SHANGGUAN, B.; ZHANG, Y.; XING J.; SUN L.; HU, D.; QIU M. Effects of content of mos2 on sliding tribological behavior of copper- based powder metallurgy materials under electrical current. **Proceedings of CIST2008 & ITS-IFToMM2008**, p. 239-241, 2008.