

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO  
CENTRO TECNOLÓGICO  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**KARIN FARIA PINHO**

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA DOS FERROS  
FUNDIDOS BRANCOS ALTO CROMO E  
MOLIBDÊNIO NO DESGASTE POR DESLIZAMENTO  
EM ALTA TEMPERATURA**

**VITÓRIA – ES  
2010**

**KARIN FARIA PINHO**

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA DOS FERROS  
FUNDIDOS BRANCOS ALTO CROMO E  
MOLIBDÊNIO NO DESGASTE POR DESLIZAMENTO  
EM ALTA TEMPERATURA**

**Dissertação** apresentada ao Programa de Pósgraduação de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Cherlio Scandian.

**VITÓRIA  
2010**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO  
CENTRO TECNOLÓGICO  
PROGRAMA DE PÓSGRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**“Influência da Microestrutura dos Ferros Fundidos Brancos Alto Cromo e Molibdênio no Desgaste por Deslizamento em Alta Temperatura”**

**KARIN FARIA PINHO**

**COMISSÃO EXAMINADORA**

---

**Prof. Dr. Cherlio Scandian - orientador**  
Universidade Federal do Espírito Santo – UFES

---

**Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo – examinador interno**  
Universidade Federal do Espírito Santo – UFES

---

**Prof. Dr. André Paulo Tschiptschin – examinador externo**  
Universidade de São Paulo – USP

Dissertação apresentada ao Programa de Pósgraduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Vitória (ES), 21 de dezembro de 2010.

“Muitas vezes encontramos o nosso destino  
pelos caminhos que enveredamos para o evitar.”\*

Jean de La Fontaine

\* Do original: *“On rencontre sa destinée souvent par des chemins qu'on prend pour l'éviter.”*

## DEDICATÓRIA

Ao professor Vladimir.

## AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Cherlio Scandian pela oportunidade, pelos ensinamentos e orientação.

Aos professores Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo e Dr. Flávio José da Silva pela colaboração e disponibilidade.

À professora Dr<sup>a</sup>. Christine Boher pelas valiosas discussões.

Ao professor Dr. Pedro Carneiro por suas contribuições.

Ao monitor, Eduardo Bruschi, do Laboratório de Caracterização de Superfície dos Materiais (LCSM/UFES), pela ajuda na obtenção das micrografias.

Ao monitor Luiz Rafael Resende da Silva e ao técnico Carlos Alberto Zampieri, ambos do Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT/UFES), pela ajuda na preparação metalográfica das amostras.

Aos amigos do mestrado pelo companheirismo e pelos momentos de descontração: Gabriel Haddad, Gustavo Amaral, Emanuelle Zangerolame, Carla Bonella, Felipe Palácio, Marcus Antônio Cosme, Heiter Ewald e, em especial, à grande amiga que fiz, Marcela Gonçalves Ferreira, pela dedicação, pelo carinho e pela parceria irrestrita.

Às queridas Maria José Soares e Celina dos Santos pela ajuda, atenção e disponibilidade.

À família Tedesco por todo o apoio e carinho.

À minha irmã e amiga, Cibelle Faria Pinho, e a sua família pelo amparo.

E, por último, mas não menos importante, um agradecimento especial ao querido professor Dr. Vladimir Ivanovitch Dynnikov e a sua esposa, Circe, por todo o incentivo, suporte, carinho, empenho e dedicação durante esta etapa de minha vida.

## RESUMO

Ferros fundidos brancos alto cromo são ligas geralmente utilizadas em aplicações que requerem excelente resistência à abrasão, como, por exemplo, nas indústrias de processamento mineral. Sua excelente resistência ao desgaste abrasivo se dá devido, principalmente, a sua microestrutura decorrente da solidificação, constituída tipicamente de carbonetos duros, primários e/ou eutéticos, em matriz austenítica ou um produto da transformação deste microconstituente. O objetivo deste trabalho consiste em investigar a influência da microestrutura destas ligas quanto ao desgaste e ao atrito no deslizamento em alta temperatura. Neste estudo, quinze ligas experimentais de ferro fundido branco alto cromo, contendo composições distintas de cromo (variando de 16% a 32% em massa) e molibdênio (entre 0% e 9% em massa) e uma razão Cr/C igual a 10, são avaliadas. A microestrutura da matriz, bem como os carbonetos formados, dependem dos teores de Cr e Mo. Os experimentos são realizados em um tribômetro pino-disco à temperatura de 700 °C. A microestrutura da matriz, aliada à fração volumétrica das fases e ao tamanho dos carbonetos, exerce papel fundamental no comportamento do atrito. Os coeficientes de atrito obtidos são inferiores aos resultantes dos ensaios à temperatura ambiente. Da mesma forma, os desgastes medidos a 700 °C são menos significativos que os observados à temperatura ambiente.

**Palavras-chave:** Ferro fundido branco alto cromo, atrito, desgaste por deslizamento, alta temperatura.

## ABSTRACT

*High-chromium white cast irons are commonly used in applications requiring excellent abrasion resistance, as in the mining and mineral ore processing industries. Their excellent abrasion resistance is mainly due to their solidification microstructures, constituted typically of hard primary and/or eutectic carbides in a softer iron matrix (i.e. austenitic, martensitic, ferritic, pearlitic or bainitic). The aim of this work is to investigate the influence of the microstructure of these alloys on the wear mechanisms and the level of the friction coefficient during sliding at high temperature. In this study, fifteen experimental high-chromium white cast irons containing different chromium (16 wt.% - 32 wt.%) and molybdenum (0 wt.% - 9 wt.%) contents with a ratio Cr/C of 10 are examined. The matrix microstructure and the type of carbides depend on the relative contents of Cr and Mo. The wear experiments are carried out on a pin-on-disc tribometer at 700 °C. The microstructure of the matrix, combined with the volume fraction and average area of carbides, have the most important role in controlling friction. It is observed that the wear losses are less significant compared to those obtained at room temperature. The mean friction coefficient is also lower than those observed at room temperature sliding wear.*

**Key words:** *High-chromium white cast iron, friction, sliding wear, high temperature.*



## LISTA DE FIGURAS

- Figura 1** – Mecanismos de desgaste durante deslizamento: (a) adesão de junções e transferência de material; (b) fadiga de superfície devido à deformação plástica repetitiva em materiais dúteis; (c) fadiga de superfície em materiais frágeis; e (d) reação triboquímica e quebra de filmes formados<sup>[19]</sup>. 7
- Figura 2** – Diagrama ilustrando o efeito combinado da carga normal e da velocidade de deslizamento no desgaste por deslizamento em metais. Adaptado de Hutchings<sup>[22]</sup>. 8
- Figura 3** – Representação esquemática do modelo proposto para a formação de camadas óxidas protetoras a partir de debris gerados no desgaste<sup>[24]</sup>. 10
- Figura 4** – Representação esquemática das fases presentes nas ligas estudadas em função da composição. Adaptado de Carvalho<sup>[15]</sup>. 13
- Figura 5** - (a) Fração volumétrica da matriz (%) em função dos teores de Cr e Mo (% em massa); (b) fração volumétrica do eutético carbonetos  $M_6C$  + matriz (%) em função dos teores de Cr e Mo (% em massa); e (c) área média dos carbonetos  $M_7C_3$  ( $\mu m^2$ ). Os valores não representados não foram calculados<sup>[15]</sup>. 15
- Figura 6** – Dureza das ligas estudadas. Adaptado de Carvalho<sup>[15]</sup>. 16
- Figura 7** - (a) Vista geral do tribômetro; (b) Detalhe do sistema de aquecimento indutivo para a realização de ensaios a altas temperaturas. 16
- Figura 8** – Geometrias (a) do pino (corpo) e (b) do disco (contracorpo). Vistas frontal e superior. Cotas em milímetros<sup>[16]</sup>. 17
- Figura 9** – Porta-pino utilizado para fixar as amostras no tribômetro. 18
- Figura 10** – Curvas de atrito *versus* duração de ensaio para as ligas: (a) isenta de Mo com matriz ferrito-martensítica (24% Cr – 0% Mo); (b) isenta de Mo com matriz ferrítica (28% Cr – 0% Mo); (c) hipoeutética com matriz multifásica (16% Cr – 6% Mo); (d) hipereutética com matriz ferrítica (32% Cr – 6% Mo). 23
- Figura 11** – Deformação plástica observada na liga 16% Cr – 0% Mo. Micrografia da seção transversal. 25

**Figura 12** – Superfícies de desgaste e respectivos diâmetros medidos\* das ligas: (a1) eutética com matriz ferrítica 28% Cr – 3% Mo antes do ensaio, (a2) após ensaio à temperatura ambiente, (a3) após ensaio a 700 °C; (b1) hipoeutética com matriz ferrítica 16% Cr – 0% Mo antes do ensaio, (b2) após ensaio à temperatura ambiente, (b3) após ensaio a 700 °C; e (c1) hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 9% Mo antes do ensaio, (c2) após ensaio à temperatura ambiente, (c3) após ensaio a 700 °C. \*Os diâmetros referentes aos ensaios realizados à temperatura ambiente foram medidos por Almeida<sup>[16]</sup>. 26

**Figura 13** – Micrografia da seção transversal da liga 16% Cr – 0% Mo. 27

**Figura 14** – Evidência de óxidos comumente sobre a matriz (regiões mais escuras), microtrincamentos observados sempre nos carbonetos  $M_7C_3$  (regiões de cinza intermediário) e carbonetos  $M_6C$  intactos (regiões mais claras) nas ligas: (a) hipoeutética (24% Cr – 6% Mo); e (b) liga hipereutética (32% Cr – 6% Mo). A seta larga indica fratura do carboneto  $M_7C_3$  sendo bloqueada pelos carbonetos  $M_6C$ . 29

**Figura 15** – Evidência de regiões de matriz parcialmente coberta por óxidos na liga hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 3% Mo. 30

**Figura 16** – Comparação entre as ligas 16% Cr – 6% Mo e 24% Cr – 3% Mo no que tange à fração volumétrica das fases presentes, a área média dos carbonetos  $M_7C_3$  e ao coeficiente de atrito<sup>[15]</sup>. 31

**Figura 17** – Superfícies de desgaste das ligas: (a) hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 6% Mo; (b) hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 9% Mo; (c) hipereutética com matriz ferrítica 32% Cr – 6% Mo; e (d) eutética com matriz ferrítica 28% Cr – 9%. 33

**Figura 18** – Filmes óxidos formados sobre a superfícies de desgaste e respectivas micrografias das seções transversais das ligas: (a) hipoeutética com matriz ferrítica 16% Cr – 0% Mo; (b) hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 3% Mo. As setas indicam o sentido de deslizamento e as linhas tracejadas, a posição mais provável em que foi obtida a seção transversal. 34

- Figura 19** – Superfície de desgaste da liga eutética 28% Cr - 3% Mo com filme óxido espesso, provavelmente devido à ocorrência de desalinhamento durante o ensaio. 35
- Figura 20** – Superfície de desgaste das ligas: (a1) hipoeutética com matriz ferrítica 24% Cr – 9% Mo e (b1) eutética 28% Cr – 3% Mo. Topografia superficial dos pinos das respectivas ligas antes do ensaio (a2, b2). 36
- Figura 21** – Comparação entre os valores iniciais do parâmetro de superfície  $S_a$  e o coeficiente de atrito para as ligas: (a) isentas de molibdênio e (b) ligas hipoeutéticas com matriz multifásica. 37
- Figura 22** – Imagens topográficas e parâmetros  $S_a$  das superfícies dos pinos e discos, respectivamente, após ensaio. 38
- Figura 23** – Curvas de atrito *versus* duração de ensaio para as amostras da liga 32% Cr – 9% Mo: (a) amostra 1; (b) amostra 2. Destaque para a interrupção dos ensaios antes do previsto. 40
- Figura 24** – Desalinhamento verificado na amostra 2 da liga hipereutética 32% Cr – 9% Mo após ensaio. 40
- Figura 25** – Presença de microtrincamento nos carbonetos  $M_7C_3$ , óxidos sobre a matriz e carbonetos  $M_6C$  intactos na liga hipereutética 32% Cr – 9% Mo ensaiada a 300 rpm. 41
- Figura 26** – Micrografia da seção transversal da liga hipereutética 32% Cr – 9% Mo ensaiada a 300 rpm. Visualização da camada de óxidos e da presença de debris metálicos. 41

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b> – Micrografias das amostras obtidas por Carvalho <sup>[15]</sup> .....	12
<b>Tabela 2</b> – Condições experimentais.....	19
<b>Tabela 3</b> – Resultados aproximados dos coeficientes de atrito após deslizamento 700 °C.....	22
<b>Tabela 4</b> – Resultados aproximados do desgaste após deslizamento a 700 °C, dado pela redução de altura dos pinos e medido através da diferença entre os diâmetros final e inicial.....	24
<b>Tabela 5</b> – Composição química por espectrometris de energia dispersiva de raios-X da camada de óxidos sobre a superfície da liga 16% Cr - 0% Mo.....	27
<b>Tabela 6</b> – Parâmetro $S_a$ médio calculado nas superfícies de deslizamento dos pinos antes dos ensaios.....	37
<b>Tabela 7</b> – Análise química da camada de óxido na superfície de desgaste da amostra da liga 32% Cr – 9% Mo.....	42

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>3</b>
2.1 – LIGAS DE FERRO FUNDIDO BRANCO .....	3
2.1.1 – <i>Ferros fundidos brancos alto cromo</i> .....	3
2.2 – DESGASTE POR DESLIZAMENTO.....	5
2.2.1 – <i>Desgaste oxidativo</i> .....	9
2.2.2 – <i>Influência da temperatura</i> .....	10
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>12</b>
3.1 – MATERIAIS .....	12
3.2 – TRIBÔMETRO PINO-DISCO .....	16
3.3 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	18
3.3.1 – <i>Análise das superfícies de desgaste</i> .....	20
3.3.2 – <i>Análise da seção transversal</i> .....	20
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>22</b>
3.1 – RESULTADOS DE ATRITO.....	22
3.2 – RESULTADOS DE DESGASTE .....	24
3.3 – COMPORTAMENTO DA MICROESTRUTURA .....	27
3.4 – INFLUÊNCIA DO FILME ÓXIDO .....	32
3.4.1 – <i>Formação do filme óxido</i> .....	33
3.6 – INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DOS PINOS .....	35
3.7 – MEDIÇÕES TOPOGRÁFICAS .....	36
3.8 – LIGA ENSAIADA A 300 RPM.....	39
<b>5. CONCLUSÃO .....</b>	<b>43</b>
<b>6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>45</b>
<b>7. REFERÊNCIAS.....</b>	<b>46</b>
<b>APÊNDICE A - PLANILHA DE CÁLCULO DO DESGASTE .....</b>	<b>49</b>

## 1. INTRODUÇÃO

Alguns autores definem as ligas de ferro fundido branco alto cromo com relação aos seus altos teores de cromo e de carbono e se caracterizam por apresentar reação eutética na solidificação<sup>[1,2]</sup>.

Os ferros fundidos brancos alto cromo são amplamente empregados em componentes industriais que requerem excelente resistência à abrasão, como, por exemplo, nos processos produtivos das indústrias de mineração, siderurgia, cimento, cerâmica, entre outras.

A resistência ao desgaste abrasivo destas ligas é proveniente da sua microestrutura, que vem sendo estudada de longa data<sup>[2-18]</sup>, e depende diretamente da sua composição, sendo constituída de carbonetos primários e/ou eutéticos duros em uma matriz austenítica ou produtos de transformação deste microconstituente<sup>[2,3,10]</sup>.

Esta característica, contudo, não é uma propriedade intrínseca do material, mas sim, uma resposta do sistema tribológico<sup>[19]</sup>. Normalmente, a resistência ao desgaste depende da microestrutura da matriz, do tipo de carbonetos presentes e suas características (tamanho, morfologia, distribuição, orientação<sup>[8]</sup>), bem como da fração volumétrica das fases, tenacidade à fratura e dureza destas ligas, das condições do tribossistema e do tipo e tamanho das partículas abrasivas<sup>[11,13]</sup>.

Grande parte dos estudos realizados sobre estas ligas contribui com seus resultados no que se refere à resistência à abrasão e apenas um número limitado de contribuições que investiga o comportamento destas ligas em condições de deslizamento foi publicado<sup>[6, 14, 17]</sup>.

Ikeda *et al.*<sup>[6]</sup> realizaram ensaios em ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio com uma razão Cr/C igual a 5, a fim de analisar a influência da microestrutura nas propriedades mecânicas e na resistência ao desgaste. Segundo os resultados obtidos, o aumento no teor de molibdênio melhora a resistência ao desgaste em alta temperatura (500 °C) devido ao incremento na fração volumétrica de carbonetos Mo<sub>2</sub>C.

Carvalho<sup>[15]</sup> caracterizou a microestrutura de ferros fundidos brancos alto cromo numa razão Cr/C igual a 10 e teores de molibdênio de até 9% em massa. Baseado nesta caracterização microestrutural, foi realizado um estudo destas ligas em ensaio por deslizamento à temperatura ambiente<sup>[16,17]</sup>. Os resultados obtidos assinalam que a microestrutura da matriz exerce uma forte influência na resistência ao desgaste por deslizamento e, neste caso, é mais relevante em ditar o desgaste que a dureza do material.

O objetivo deste estudo é investigar o papel da microestrutura de quinze ligas experimentais de ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio, a uma razão Cr/C igual a 10 (que favorece a formação de carbonetos  $M_6C$  em vez de  $M_2C$ <sup>[7]</sup>), com relação ao atrito e ao desgaste em condições de deslizamento a 700 °C. Para tal, são realizados ensaios por deslizamento em tribômetro pino-disco. Entretanto, as discussões não contemplam os mecanismos de desgaste envolvidos no deslizamento.

Os resultados evidenciam a resistência ao desgaste destas ligas à alta temperatura quando comparados aos resultados obtidos após ensaio à temperatura ambiente.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 – Ligas de ferro fundido branco

Os ferros fundidos brancos são ligas que contêm basicamente ferro, carbono e cromo e são caracterizadas por apresentar uma reação eutética durante a solidificação<sup>[1,2]</sup>. Conhecidos por sua elevada resistência ao desgaste, diversos estudos já foram realizados a fim de relacionar essa característica a sua microestrutura e propriedades mecânicas<sup>[2-18]</sup>.

A excelente resistência ao desgaste destas ligas é proveniente da sua microestrutura, que consiste tipicamente de carbonetos primários e/ou eutéticos duros<sup>[2]</sup>, sendo a matriz constituída de perlita, bainita, austenita, martensita, ferrita ou uma combinação das mesmas. A microestrutura resultante depende da velocidade de resfriamento e da composição química da liga<sup>[19]</sup>.

O diagrama ternário Fe-Cr-C, inicialmente desenvolvido por Jackson e posteriormente aprimorado por Thorpe e Chicco<sup>[15]</sup>, mostra as fases presentes em função da concentração de carbono, cromo e ferro.

A adição de elementos de liga, além de atuar no controle microestrutural do metal solidificado, favorece a formação de carbonetos adicionais.

Os principais elementos de liga que interferem na microestrutura são o cromo e o carbono. A fração de carbonetos precipitados é proporcional à relação Cr/C<sup>[3]</sup> e, à medida que essa fração aumenta, a morfologia destes carbonetos é alterada: eles aumentam de tamanho e passam de uma forma lamelar para, ao final, assumir uma forma hexagonal<sup>[2,3]</sup>.

#### 2.1.1 – Ferros fundidos brancos alto cromo

Os ferros fundidos branco alto cromo são ligas ferrosas que contêm 11 – 30% em massa de cromo e 1,8 – 3,6% em massa de carbono. São baseadas no sistema



ternário Fe-Cr-C e, frequentemente, possuem adições de elementos de liga como molibdênio, níquel, cobre e manganês<sup>[2]</sup>.

Estas ligas são conhecidas por sua alta resistência ao desgaste abrasivo que, por sua vez, está relacionada à presença de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , primários e/ou eutéticos, que possuem dureza em torno de 1500 – 1800 HV<sub>25</sub><sup>[19]</sup>.

De acordo com Tabrett *et al.*<sup>[2]</sup>, o molibdênio possui a função de suprimir a transformação perlítica da austenita, aumentando a temperabilidade, inibindo de forma efetiva a precipitação de carbonetos secundários durante o resfriamento, além de estimular a formação de carbonetos ricos em Mo.

A adição de molibdênio ao ferro fundido branco alto cromo leva à formação de  $M_2C$  ou  $M_6C$  dependendo da razão Cr/C<sup>[7,18]</sup>. A morfologia, assim como, tamanho, fração volumétrica e distribuição dos carbonetos influenciam a resistência ao desgaste<sup>[2]</sup>.

De Mello *et al.*<sup>[7]</sup> analisou ligas de ferro fundido branco alto cromo com razões Cr/C iguais a 5 e 10 e teor de Mo igual a 3%. Verificou-se que para as ligas com Cr/C igual a 5 os carbonetos formados foram do tipo  $M_2C$ , mas para as ligas com razão Cr/C igual a 10, os carbonetos passaram a ser do tipo  $M_6C$ . Este carboneto eutético possui uma estrutura CFC complexa e possui dureza em torno de 1500 HV<sup>[12]</sup>.

Ikeda *et al.*<sup>[6]</sup> realizaram ensaios em ferros fundidos brancos alto cromo com uma razão Cr/C igual a 5 a fim de comparar a influência da microestrutura nas propriedades mecânicas e na resistência ao desgaste. Segundo os resultados obtidos, o aumento no teor de molibdênio melhora a resistência ao desgaste abrasivo a altas temperaturas devido ao incremento na fração volumétrica de carbonetos  $M_2C$ , visto que estes carbonetos evitam a propagação de trincas que surgem na superfície de desgaste.

Carvalho<sup>[15]</sup> caracterizou a microestrutura de 20 ligas de ferro fundido branco alto cromo e molibdênio com razão Cr/C igual a 10. Neste caso, os carbonetos então formados foram do tipo  $M_6C$ , em vez de  $M_2C$ .

Embasado por esta caracterização microestrutural, foi realizado um estudo destas ligas em ensaio por deslizamento à temperatura ambiente<sup>[16]</sup>. Os resultados obtidos assinalam que a microestrutura da matriz exerce uma forte influência na resistência ao desgaste: quando a matriz é ferrítica, independente do teor de Cr ou Mo, o desgaste é significativo. Todavia, quando a matriz é multifásica (uma combinação de ferrita, austenita e martensita), o desgaste tende a zero comparado às demais ligas. Neste caso, a microestrutura da matriz é mais relevante em ditar o desgaste que a dureza do material, pois para ligas com valores similares de dureza o desgaste é sempre maior quando a matriz é puramente ferrítica<sup>[16,17]</sup>.

## 2.2 – Desgaste por deslizamento

Entende-se por desgaste o “dano a uma superfície sólida geralmente relacionado a uma perda progressiva de material devido ao movimento relativo entre a superfície e um ou mais corpos em contato”<sup>[21]</sup>.

O desgaste por deslizamento pode ser caracterizado como o ocorrido pelo movimento relativo entre duas superfícies em contato sob uma carga aplicada<sup>[19]</sup>. Já o desgaste associado à presença de partículas duras, tanto na forma de elementos da estrutura de uma ou ambas as superfícies como na de partículas livres no contato, é conhecido por desgaste abrasivo. Todavia, estabelecer uma distinção entre os tipos de desgaste abrasivo e por deslizamento não é tão evidente, visto que, em algumas condições de deslizamento, debris podem ser gerados e provocar desgaste abrasivo<sup>[22]</sup>.

A resistência ao desgaste não é uma propriedade do material, mas sim uma resposta do sistema tribológico. Assim, a resistência ao desgaste é influenciada não somente pelas características e propriedades inerentes aos materiais (como, dureza, limite de escoamento, módulo de elasticidade, ductilidade, encruamento, etc.), mas também pelas variáveis do tribossistema<sup>[22]</sup>.

Quando duas superfícies deslizam uma sobre a outra, o contato entre elas se dá nas asperezas e a área real de contato é igual ao somatório das áreas de contato individuais entre essas asperezas. Esta área será aproximadamente proporcional à

carga normal e, pode-se assumir que, pelo menos para os metais, a deformação local das asperezas será plástica<sup>[22]</sup>.

Algumas das principais variáveis que envolvem o desgaste por deslizamento são: velocidade de deslizamento, carga aplicada, dimensões dos corpos, orientação e geometria de contato, dureza e condições ambientais<sup>[22]</sup>.

Experimentos laboratoriais são realizados para avaliar os mecanismos através dos quais o desgaste ocorre ou para simular um determinado processo, obtendo como resultado taxas de desgaste e coeficientes de atrito. Os equipamentos utilizados para conduzir os ensaios são chamados de tribômetros.

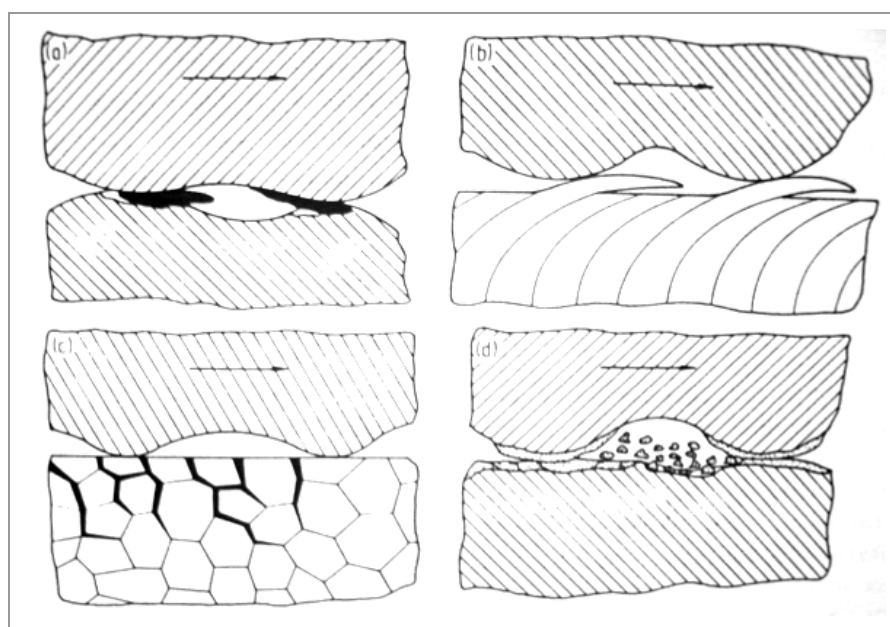
Existem diversos mecanismos de desgaste que variam conforme as condições de deslizamento são modificadas. Transições no mecanismo de desgaste dominante são comumente relacionadas a variações na velocidade de deslizamento e na carga normal aplicada, além de variar também, em alguns casos, com a distância deslizada<sup>[22]</sup>.

Zum Gahr<sup>[19]</sup> resume os diferentes mecanismos de desgaste que podem agir no deslizamento (Figura 1). Em regiões de área real de contato entre as duas superfícies em deslizamento, pode ocorrer adesão entre as asperezas que formam junções (Figura 1a). O esforço cisalhante do movimento relativo entre as superfícies pode romper essas junções fora do plano de contato, formando fragmentos. A deformação plástica necessária para o rompimento das junções encrua os fragmentos, causando aumento da dureza dos mesmos. Estes fragmentos podem ser transferidos para outra superfície, ou ficarem livres na interface de deslizamento. A aplicação de esforços mecânicos causa ainda mais encruamento, tornando estes fragmentos ainda mais duros, possibilitando a atuação destes como partículas abrasivas.

Para materiais dúteis (Figura 1b), pode acontecer o fenômeno de delaminação. Tensões cíclicas (fadiga superficial) aplicadas por uma superfície dura sobre outra dútil causam deformação plástica e moldam os fragmentos na forma de lâminas. O acúmulo de deformação provoca nucleação e crescimento de trincas paralelas à superfície de deslizamento, rompendo estes fragmentos.

Em materiais frágeis (Figura 1c), o contato entre as asperidades provoca tensões locais elevadas, pela total ou quase completa ausência de deformação plástica. Isto induz o processo de nucleação e crescimento de trincas em zonas inicialmente frágeis do material, o que leva à fragmentação da superfície, resultando na geração de debris.

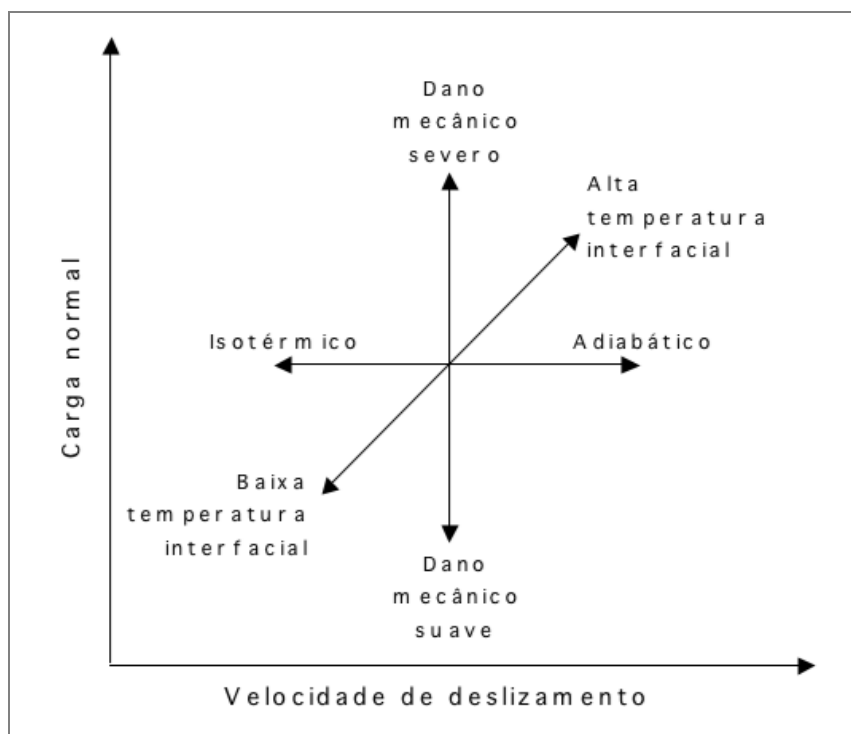
O aumento da temperatura na interface e as condições de carga e velocidade de deslizamento num dado sistema tribológico facilitam o desenvolvimento de camadas de óxido na interface de contato. Contudo, estas camadas podem ser fragilizadas e, assim, fragmentadas, formando debris. Este mecanismo de desgaste é conhecido como desgaste oxidativo.



**Figura 1** – Mecanismos de desgaste durante deslizamento: (a) adesão de junções e transferência de material; (b) fadiga de superfície devido à deformação plástica repetitiva em materiais dúteis; (c) fadiga de superfície em materiais frágeis; e (d) reação triboquímica e quebra de filmes formados<sup>[19]</sup>.

Os principais fatores que regem os mecanismos de desgaste por deslizamento são: esforços mecânicos, temperatura e fenômenos oxidativos. A complexidade do desgaste em condições de deslizamento surge devido ao fato de que esses três fatores são interrelacionados e podem ser influenciados tanto pela carga normal aplicada como pela velocidade de deslizamento<sup>[22]</sup>.

O gráfico esquemático, apresentado na Figura 2, relaciona os efeitos mecânicos e térmicos envolvidos no deslizamento entre metais em termos da influência da velocidade de deslizamento e da carga normal na temperatura interfacial<sup>[22]</sup>.



**Figura 2** – Diagrama ilustrando o efeito combinado da carga normal e da velocidade de deslizamento no desgaste por deslizamento em metais. Adaptado de Hutchings<sup>[22]</sup>.

Um aumento da carga normal, num dado tribossistema, eleva os níveis de tensão na interface de contato, o que conduz diretamente a maiores esforços e, assim, a danos mecânicos mais severos.

A velocidade de deslizamento é importante por determinar o comportamento térmico do contato. A baixas velocidades, a temperatura na interface permanece baixa, já que o calor gerado é rapidamente dissipado e o deslizamento tende a ser isotérmico. A velocidades altas, ocorre apenas uma condução parcial do calor gerado, elevando a temperatura interfacial e tornando o sistema adiabático. A elevação da temperatura, por sua vez, leva à alta reatividade química, provocando, principalmente, o rápido crescimento de filmes óxidos, a diminuição da resistência

mecânica das asperidades e regiões próximas e, mesmo, a fusão em alguns pontos da interface<sup>[22]</sup>.

### 2.2.1 – Desgaste oxidativo

Este mecanismo de desgaste ocorre quando há o aumento da temperatura num dado sistema tribológico e as condições de carga e velocidade de deslizamento facilitam o desenvolvimento de camadas de óxido na interface de contato<sup>[23]</sup>.

No desgaste oxidativo, os debris gerados são fragmentos removidos do filme óxido e a resistência ao desgaste se deve à manutenção de uma camada triboquímica aderida ao substrato metálico sobre a ação de uma carga aplicada e movimento relativo entre corpo e contra-corpo. A formação e manutenção da camada triboquímica protetora dependem das características dos fragmentos oriundos do processo de desgaste e das variáveis envolvidas no sistema<sup>[23]</sup>.

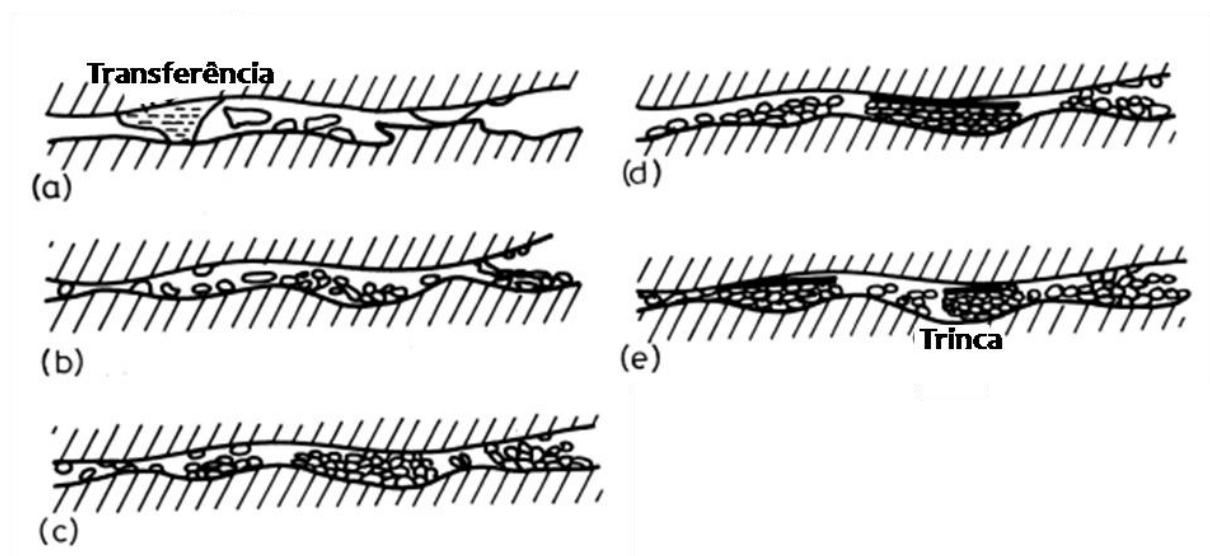
Os fragmentos de desgaste são formados devido à fragilidade da camada de óxido ou do substrato metálico. A camada triboquímica pode consistir de fragmentos de desgaste provenientes do corpo e contra-corpo, sendo pulverizados, misturados, compactados e parcialmente sinterizados mecanicamente. Óxidos previamente existentes na superfície, bem como a presença de fases secundárias, podem diminuir a utilidade da camada de material transferido, aumentando o efeito de fragilização e remoção da camada protetora<sup>[23]</sup>.

Para sistemas de deslizamento unidirecional em velocidades elevadas, os fragmentos de desgaste podem ser originados da oxidação de fragmentos metálicos<sup>[24]</sup>.

Um modelo físico para o estabelecimento de camadas de óxido num sistema tribológico de deslizamento alternado em baixas velocidades é apresentado na Figura 3<sup>[24]</sup>. No início do processo de deslizamento, o contato entre as asperidades é puramente metálico devido à remoção das primeiras camadas de óxido formadas, ou seja, ocorre então a formação de fragmentos metálicos por transferência de metal ou delaminação (Figura 3a).

O movimento de deslizamento alternado promove a cominuição, oxidação e aglomeração de partículas dos fragmentos metálicos, além disso, estas partículas oxidadas, dependendo do tamanho das mesmas e dos sulcos, são aglomeradas nestes últimos (Figura 3b). Estas regiões de aglomerados sofrem compactação e compressão durante o deslizamento, causando a sinterização das partículas dos fragmentos de desgaste (Figura 3c).

Se a temperatura localizada nestes aglomerados for adequada, o processo de compactação e sinterização possibilitará uma boa adesão destas regiões e a ação contínua do deslizamento provocará o polimento destes aglomerados (Figura 3d). Contudo, se a temperatura não for adequada, ou outras condições não forem favoráveis, as regiões de aglomerados de partículas sofrerão quebra e ocorrerá remoção de fragmentos (Figura 3e).



**Figura 3** – Representação esquemática do modelo proposto para a formação de camadas óxidas protetoras a partir de debris gerados no desgaste<sup>[24]</sup>.

### 2.2.2 – Influência da temperatura

É sabido que a taxa de crescimento dos filmes óxidos depende fortemente da temperatura como apresentado anteriormente. O comportamento tribológico do

sistema é fortemente influenciado pela natureza, espessura, aderência e morfologia da camada de óxido<sup>[25]</sup>.

O aparecimento de filmes óxidos no contato pode suprimir os mecanismos plástico-dominantes, pela redução dos esforços cisalhantes na interface de contato<sup>[22]</sup>. Entretanto, o comportamento dos óxidos é ambíguo, sendo capazes de apresentar um caráter abrasivo -e, portanto, prejudicial- ou atuar como lubrificante sólido e, conseqüentemente, proteger contra o desgaste. Sua habilidade em apresentar uma ou outra característica depende se eles participam do contato como partículas livres ou compactadas<sup>[26]</sup>.

Óxidos aderentes podem ser eficazes na redução do atrito, desde que sejam macios. Por outro lado, muito aderentes (tanto macios como duros) contribuem para a elevação da tensão de cisalhamento e do coeficiente de atrito<sup>[26]</sup>.

Vários estudos<sup>[25-27]</sup> atribuem ao caráter lubrificante dos filmes óxidos espessos a redução do desgaste. E, conforme relatam alguns autores<sup>[26,28]</sup>, os valores do coeficiente de atrito obtidos em seus estudos são menores para aquelas amostras em que a camada de óxidos é mais espessa. Todavia, Barrau *et al.*<sup>[29]</sup> observaram que o aparecimento de óxidos contribui para a abrasão.

Milan *et al.*<sup>[14]</sup> verificaram que nos ensaios a elevadas temperaturas a taxa de desgaste resultante é negativa, significando que houve ganho de massa nas amostras.

Barrau *et al.*<sup>[29]</sup> observam o aumento na espessura dos filmes óxidos com o aumento da temperatura de ensaio de um aço rápido martensítico. E, devido à formação desses filmes, Joos *et al.*<sup>[25]</sup> obtiveram coeficientes de atrito menores com o aumento da temperatura tanto para o ensaio de um aço rápido como para o de um ferro fundido branco alto cromo.

Além da contribuição da espessura da camada de óxidos, segundo Joos *et al.*<sup>[25]</sup>, a formação de filmes descontínuos prejudica o papel lubrificante dos óxidos no que tange à redução do atrito.

Fica evidente, portanto, que o comportamento dos óxidos presentes no contato deve ser analisado cuidadosamente a fim de se compreender sua real contribuição.

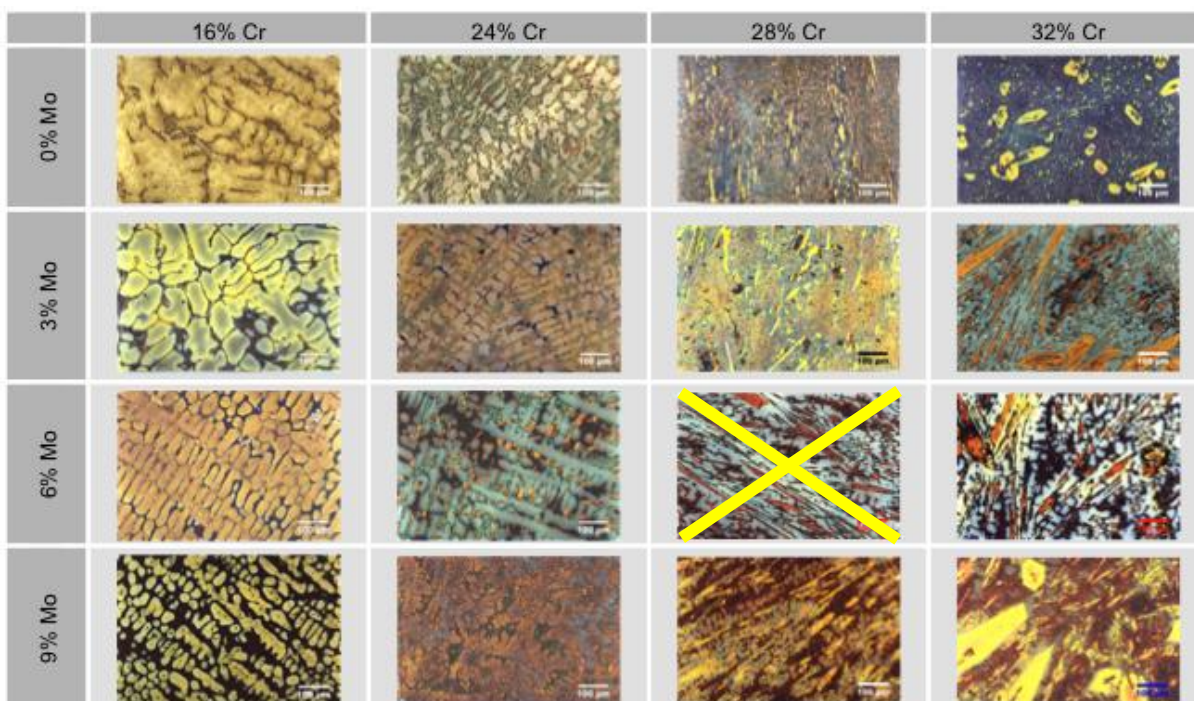


### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 – Materiais

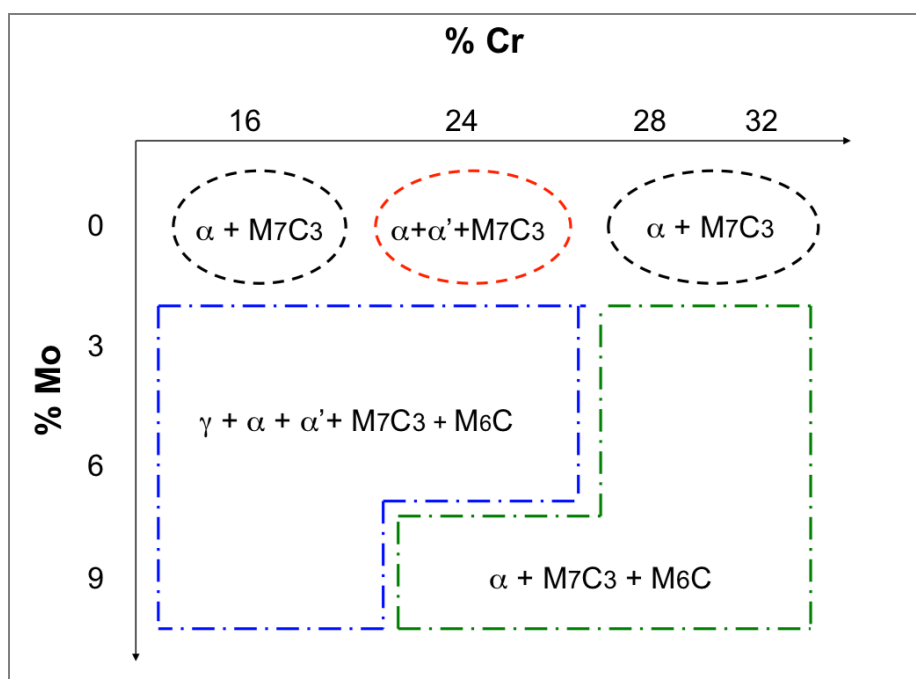
As ligas utilizadas neste estudo foram selecionadas de forma que pudessem ser estudados ferros fundidos brancos alto cromo com diferentes composições de cromo e molibdênio, sendo que a razão Cr/C é sempre igual a 10. Estas ligas foram obtidas e caracterizadas por Carvalho<sup>[15,17]</sup> e suas micrografias encontram-se ilustradas na Tabela 1.

**Tabela 1** – Micrografias das amostras obtidas por Carvalho<sup>[15]</sup>.



Quatro famílias de ferros fundidos brancos alto cromo foram estudadas: duas hipoeutéticas (contendo 16% e 24% em massa de cromo); uma família eutética (28% em massa de cromo); e, por último, uma família hipereutética (32% em massa de cromo). Em cada uma das famílias, quatro ligas com teores de molibdênio distintos foram analisadas (0%, 3%, 6% e 9% em massa), totalizando quinze ligas preparadas para o ensaio (a liga 28% Cr – 6% Mo não foi estudada).

As fases presentes na microestrutura, em função da composição, encontram-se apresentadas de forma esquemática na Figura 4.



**Figura 4** – Representação esquemática das fases presentes nas ligas estudadas em função da composição. Adaptado de Carvalho<sup>[15]</sup>.

A microestrutura das ligas hipoeutéticas isentas de Mo consiste de dendritas de ferrita e carbonetos eutéticos  $M_7C_3$  na região interdendrítica. As dendritas presentes na microestrutura da liga 24 % Cr – 0 % Mo são compostas, provavelmente, por uma mistura de ferrita e martensita na porção central e apenas ferrita nas regiões limítrofes de seus contornos<sup>[15,17]</sup>.

Nas ligas hipoeutéticas com Mo, a matriz é multifásica composta por austenita, martensita e ferrita, exceto a liga 24 % Cr – 9 % Mo que apresenta matriz ferrítica. A microestrutura destas ligas apresenta uma maior quantidade de eutético em relação às ligas isentas de Mo, que é um indício de que este elemento faz com que as ligas caminhem para uma solidificação do tipo eutética<sup>[15,17]</sup>.

A microestrutura das ligas eutéticas isentas de Mo apresenta uma estrutura lamelar de carbonetos eutéticos do tipo  $M_7C_3$  e matriz ferrítica. A adição de Mo nas

ligas eutéticas faz com que estas tendam a ser hipereutéticas, sendo possível observar a presença de alguns carbonetos hexagonais primários do tipo  $M_7C_3$  nas ligas com 6 e 9 % em massa de Mo, indicando que, provavelmente, a solidificação é hipereutética<sup>[15,17]</sup>.

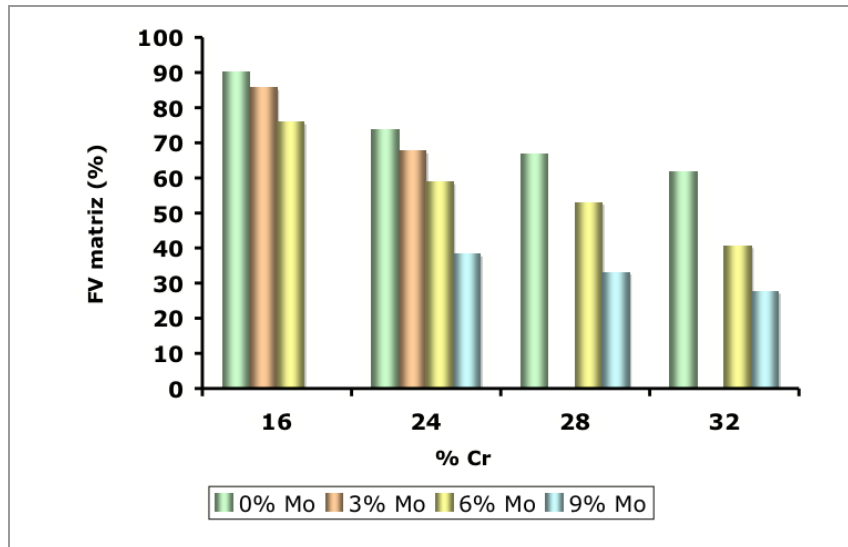
As ligas hipereutéticas apresentam uma grande quantidade de carbonetos hexagonais primários do tipo  $M_7C_3$ , um eutético lamelar de  $M_7C_3$  e ferrita para as ligas isentas de Mo. Quanto maior o teor de Mo, maiores se tornam os carbonetos primários  $M_7C_3$ <sup>[15,17]</sup>.

Em todas as ligas com qualquer teor de Mo é observado o aparecimento de carbonetos eutéticos do tipo  $M_6C$ , com aspecto celular e descontínuo, entre as lamelas de  $M_7C_3$ . Em ampliações maiores, verifica-se no interior destas células, lamelas alternadas de  $M_6C$  e ferrita<sup>[15,17]</sup>.

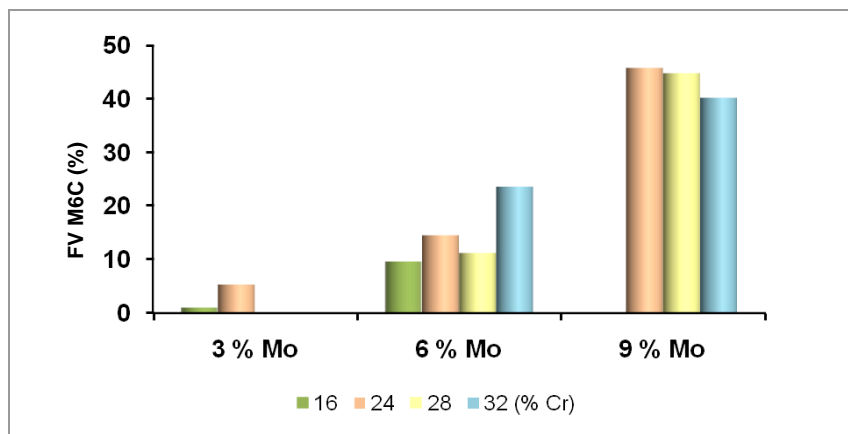
Com relação à proporção das fases, a fração volumétrica da matriz diminui conforme o teor dos elementos de liga aumenta, devido à formação dos carbonetos eutéticos  $M_7C_3$  e  $M_6C$ , bem como dos carbonetos primários  $M_7C_3$  (Figura 5a). Além disso, é observado um crescimento contínuo da quantidade de carbonetos  $M_6C$  conforme aumenta o teor de Mo (Figura 5b)<sup>[15]</sup>.

A área média dos carbonetos  $M_7C_3$  é fortemente influenciada pelo teor de Mo, atingindo um valor máximo para as ligas com 6% em massa de Mo (Figura 5c). De acordo com Carvalho, as áreas médias dos carbonetos  $M_7C_3$  não foram consideradas para as ligas hipereutéticas, visto que os carbonetos primários apresentam dimensões muito maiores que os demais<sup>[15]</sup>.

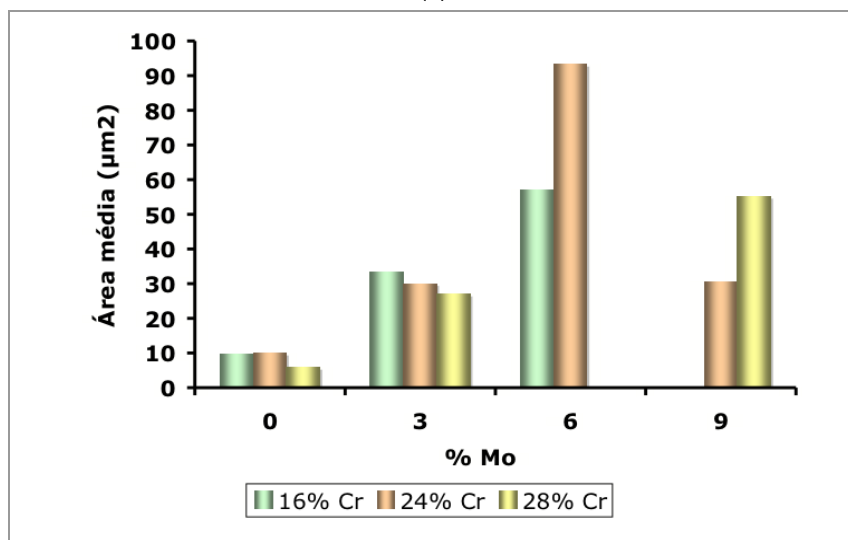
As durezas destas ligas são apresentadas na Figura 6 e variam de, aproximadamente, 400 a 730 HV<sub>10</sub><sup>[15]</sup>.



(a)

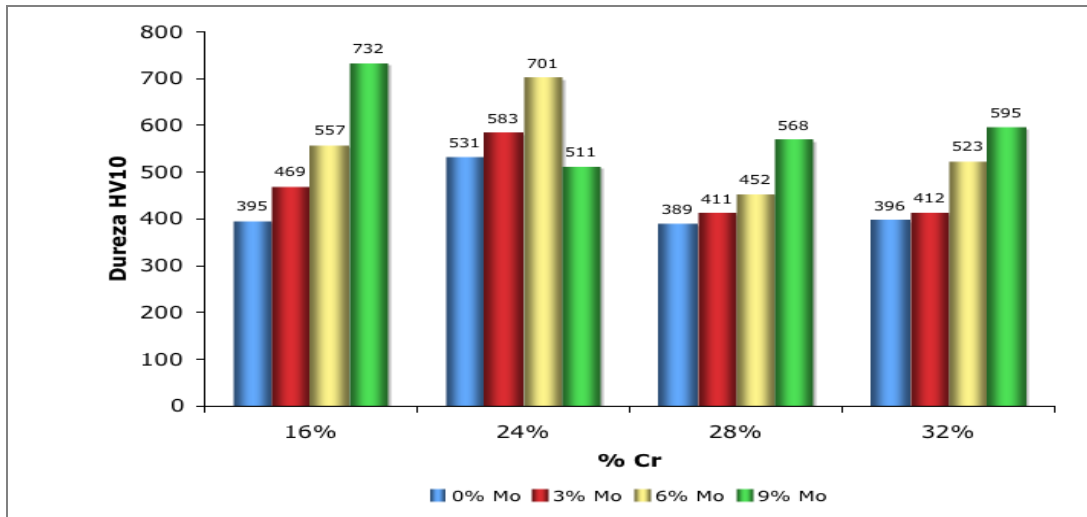


(b)



(c)

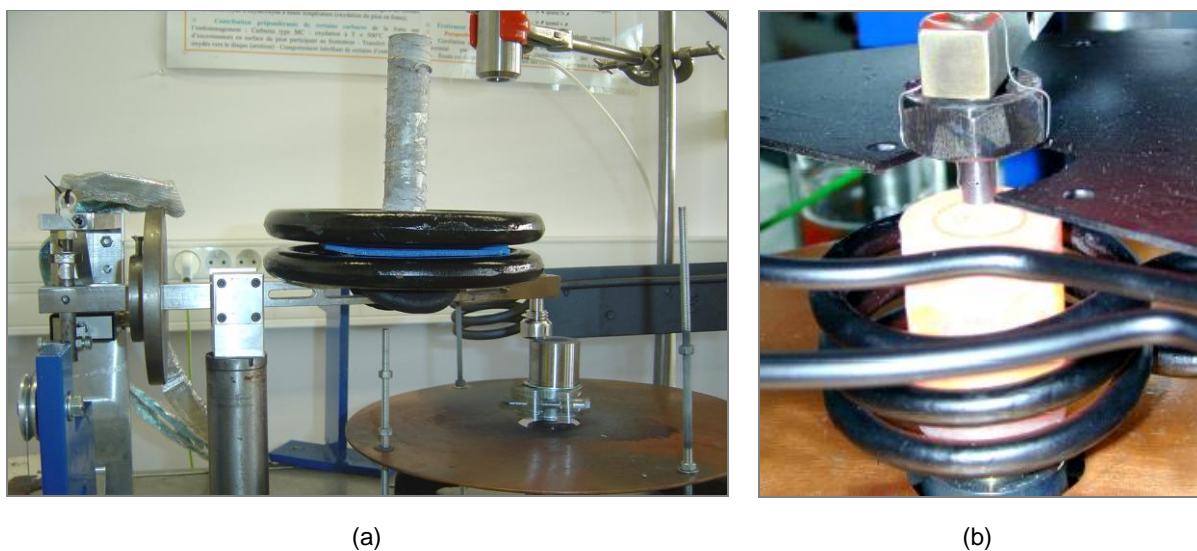
**Figura 5** - (a) Fração volumétrica da matriz (%) em função dos teores de Cr e Mo (% em massa); (b) fração volumétrica do eutético carbonetos  $M_6C$  + matriz (%) em função dos teores de Cr e Mo (% em massa); e (c) área média dos carbonetos  $M_7C_3$  ( $\mu m^2$ ). Os valores não representados não foram calculados<sup>[15]</sup>.



**Figura 6** – Dureza das ligas estudadas. Adaptado de Carvalho[15].

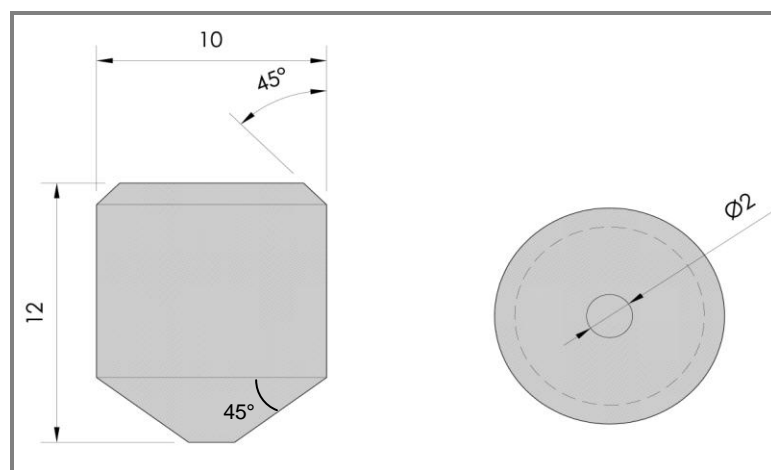
### 3.2 – Tribômetro pino-disco

Ensaio tribológicos foram realizados em um tribômetro pino-disco – desenvolvido pelo laboratório do Instituto *Clément Ader* (ICA-Albi) da Universidade de Toulouse, França –, que permite conduzir experimentos tanto em temperatura ambiente como em altas temperaturas (Figura 7).

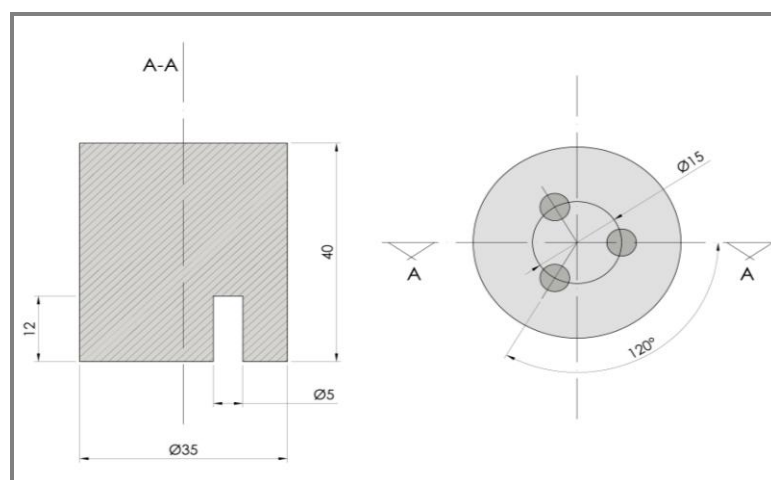


**Figura 7** - (a) Vista geral do tribômetro; (b) Detalhe do sistema de aquecimento indutivo para a realização de ensaios a altas temperaturas.

Os pinos e discos foram usinados por Almeida<sup>[16]</sup> no Laboratório de Tecnologia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo (LABTECMEC - UFES). Os pinos são feitos das ligas descritas na seção anterior, são cilíndricos e possuem, em sua extremidade, um tronco de cone, de forma que a região de contato no ensaio é plana e possui 2 mm de diâmetro. Os discos são feitos de aço SAE 1020, também cilíndricos, têm 35 mm de diâmetro e 40 mm de altura. Suas respectivas geometrias seguem apresentadas na Figura 8.



(a)



(b)

**Figura 8** – Geometrias (a) do pino (corpo) e (b) do disco (contracorpo). Vistas frontal e superior. Cotas em milímetros<sup>[16]</sup>.

O pino é fixado com o auxílio de um porta-pino (Figura 9), enquanto o disco é fixado ao eixo do motor e tem movimento contínuo de rotação. A velocidade linear do ensaio depende do raio da trilha de desgaste.

Antes de iniciar o movimento de rotação, o disco pode ser aquecido por um sistema de indução de alta frequência. O carregamento do sistema tribológico é feito através da utilização de pesos mortos.

Sensores são utilizados para monitorar a temperatura do disco, bem como para registrar as forças tangenciais.



**Figura 9** – Porta-pino utilizado para fixar as amostras no tribômetro.

Os detalhes de configuração e montagem dos equipamentos utilizados neste tribômetro encontram-se amplamente descritos na literatura<sup>[16,17,25-29]</sup>.

### 3.3 – Procedimento experimental

Todos os experimentos foram realizados segundo as mesmas condições, indicadas na Tabela 2. O raio da trilha de desgaste é de 12,5 mm e a velocidade linear, aproximadamente, 0,1 m/s.

**Tabela 2 – Condições experimentais.**

Velocidade de rotação	Carga normal	Duração	Temperatura
100 rpm	20 N	1800 s	700 °C

Antes do início dos ensaios, os discos são aquecidos durante 1h a 700 °C (pré-oxidação) e, durante este período, os pinos são mantidos à temperatura ambiente. Concluída a etapa de pré-oxidação, pino e disco são imediatamente colocados em contato e, assim, dá-se início ao experimento. Durante a realização do ensaio os discos são mantidos à temperatura citada.

O coeficiente de atrito é constantemente registrado por um *software* desenvolvido em *LABVIEW*. O desgaste é verificado através da diminuição da altura do pino ( $h$ ) que é calculada em função da diferença entre os diâmetros final ( $D_f$ ) e inicial ( $D_i$ ) da superfície de contato do mesmo (Equação 1). Os diâmetros são medidos através de microscopia ótica.

$$h = (D_f - D_i) / 2 \quad (1)$$

Após os ensaios, com o intuito de compreender o comportamento dos materiais envolvidos no deslizamento, as superfícies de contato dos pinos e discos são examinadas através de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, além de medições topográficas. Seções transversais dos pinos também foram investigadas por microscopia eletrônica de varredura.

Cada liga foi ensaiada duas vezes a fim de se avaliar a repetibilidade dos resultados.

Os resultados que serão apresentados neste trabalho para a liga 32% Cr – 9% Mo são referentes ao ensaio a 300 rpm e serão discutidos em uma seção distinta.



### 3.3.1 – Análise das superfícies de desgaste

Os pinos foram fotografados em microscópio ótico com aumento de 52x antes dos ensaios e com aumento de 40x após a realização dos mesmos. Essas imagens foram utilizadas para as medições dos diâmetros inicial e final necessárias para o cálculo do desgaste, através da conversão do tamanho do diâmetro medido em *pixels* para a escala correspondente em milímetros.

Após os ensaios, imagens foram feitas para os pinos, utilizando um microscópio eletrônico de varredura, MEV, (PHILIPS XL30) do laboratório *ICA-Albi*.

Medidas de topografia superficial foram realizadas nos pinos, antes e após os ensaios, e nos discos, apenas após os mesmos. As medições foram realizadas por um rugosímetro ótico (ALTISURF 520), cuja sonda possui precisão de 350  $\mu\text{m}$  e mede dados a cada 1,8  $\mu\text{m}$ . Os valores dos parâmetros de superfície ( $S_a$ ), relativos ao desvio médio aritmético, foram obtidos sem a utilização de operações de filtragem (*cut-off*).

### 3.2.2 – Análise da seção transversal

As amostras foram embutidas de forma que se fizesse possível analisar o sentido perpendicular ao do deslizamento na seção transversal. Para assegurar a posição correta, os pinos foram colados ao suporte da embutidora com cola SuperBonder Loctite. Foi utilizada resina DuroFast.

A etapa de desbaste foi realizada seguindo a sequência de lixamento, com lixas de SiC, em granulometrias: 100, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200 *mesh*. O desbaste com a primeira lixa foi feito até que a ponta do tronco de cone do pino ficasse com, aproximadamente, 1,5 mm. Nas etapas seguintes, teve-se o cuidado de não ultrapassar os 2,0 mm do diâmetro inicial.

O polimento foi feito em duas etapas. A primeira, com pano de seda pura e pasta diamantada com 3  $\mu\text{m}$ ; a segunda, com pano de veludo sintético e pasta diamantada com 1  $\mu\text{m}$  (*Struers*).

Após o polimento, as amostras foram mantidas em dessecador até que fossem analisadas no MEV (EVO 40XVP – ZEISS) do Laboratório de Caracterização de Superfícies dos Materiais (LCSM) da UFES, onde foram feitas imagens por elétrons retroespalhados e por espectrometria de energia dispersiva de raios-X (*EDS*). Não foi necessário realizar ataque químico.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 – Resultados de atrito

Os valores aproximados dos coeficientes de atrito resultantes dos ensaios realizados são apresentados na Tabela 3.

**Tabela 3** – Resultados aproximados dos coeficientes de atrito após deslizamento 700 °C.

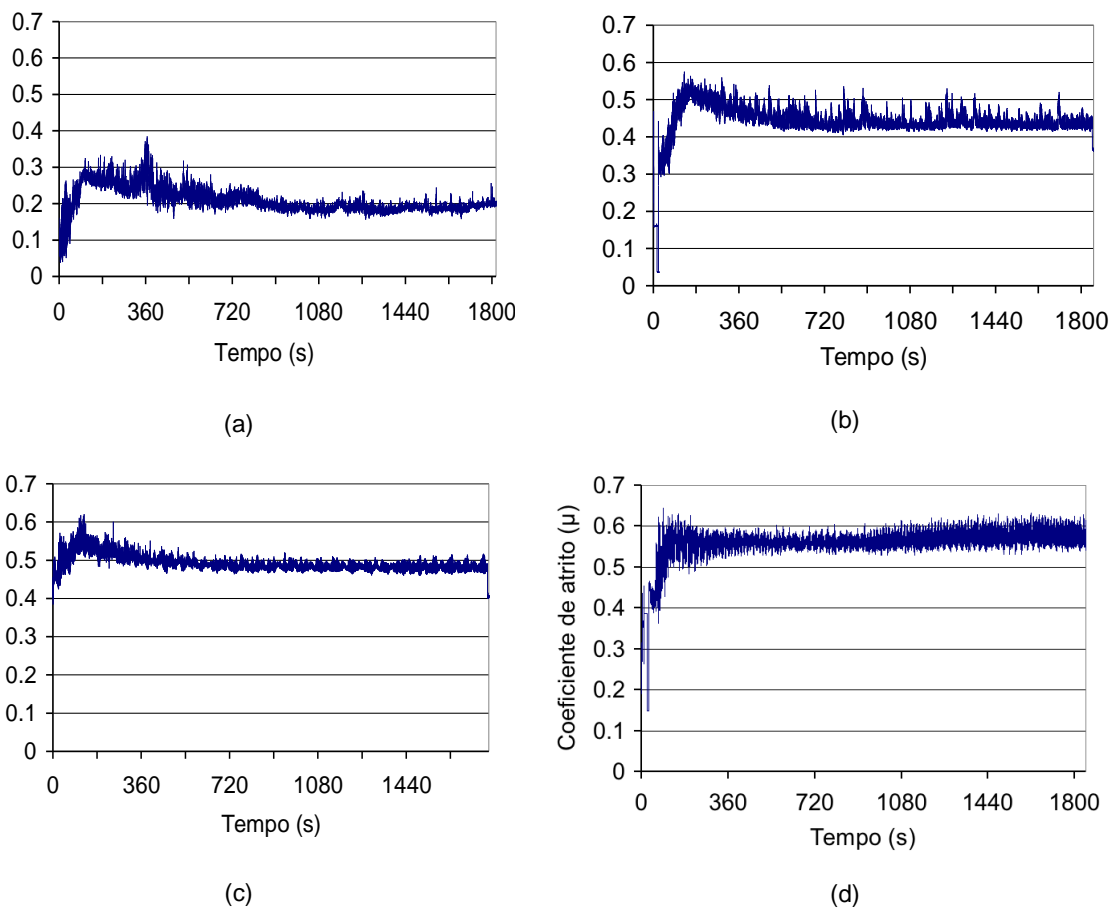
		COEFICIENTE DE ATRITO			
		% Cr			
		16	24	28	32
% Mo	0	0,5	0,2	0,45	0,45
	3	0,1	0,2	0,5	0,55
	6	0,5	0,5	-	0,55
	9	0,35	0,5	0,5	-

Para as ligas isentas de molibdênio, o valor do coeficiente de atrito é praticamente constante, exceto para a liga hipoeutética com 24% Cr que apresenta um valor inferior. As ligas eutéticas e hipereutéticas com molibdênio apresentam valores de coeficiente de atrito ligeiramente mais altos. Para as ligas hipoeutéticas com matriz multifásica, o coeficiente de atrito depende do teor de molibdênio.

Joos *et al.*<sup>[25]</sup>, obtiveram valores de coeficiente de atrito inferiores a 0,5 para condições de ensaio similares usando um ferro fundido branco alto cromo (15 – 20% Cr) com matriz martensítica.

A Figura 10 ilustra o aspecto geral das curvas de atrito *versus* duração obtidas durante os ensaios.

Com relação ao comportamento das curvas obtidas, observa-se, com freqüência, uma elevação inicial dos valores registrados de coeficiente de atrito e uma posterior redução, chegando a um período de estabilidade. Este período inicial deve-se provavelmente à formação da camada de óxido na interface de deslizamento.



**Figura 10** – Curvas de atrito *versus* duração de ensaio para as ligas: (a) isenta de Mo com matriz ferrito-martensítica (24% Cr – 0% Mo); (b) isenta de Mo com matriz ferrítica (28% Cr – 0% Mo); (c) hipoeutética com matriz multifásica (16% Cr – 6% Mo); (d) hipereutética com matriz ferrítica (32% Cr – 6% Mo).

Scandian *et al.*<sup>[17]</sup> obtiveram curvas de atrito apresentando dois estágios para os ensaios das mesmas ligas à temperatura ambiente (um estágio inicial, com grandes variações de amplitude, relacionado à formação do filme óxido e cuja duração depende do teor de molibdênio, seguido de um período de estabilidade), além de patamares de coeficiente de atrito mais altos, chegando a ultrapassar 0,7, com flutuações de até 1,1.

Desta forma, os resultados obtidos a 700 °C estão de acordo com o esperado para ensaio destas ligas nessas condições, já que apresentaram valores mais baixos que os obtidos à temperatura ambiente, reforçando a hipótese da contribuição da presença de óxidos na interface de deslizamento pela redução dos esforços cisalhantes em alta temperatura<sup>[14]</sup>.

### 3.2 – Resultados de desgaste

Para as condições e ligas ensaiadas, o desgaste medido é insignificante, independentemente da composição ou dureza da liga. Os resultados aproximados são apresentados na Tabela 4 (para ambas as amostras de cada liga) e a redução total da altura dos pinos varia entre 0 e 70  $\mu\text{m}$ . Isto pode ser atribuído ao fato de que os óxidos presentes na interface evitarem o contato entre os substratos do par de materiais.

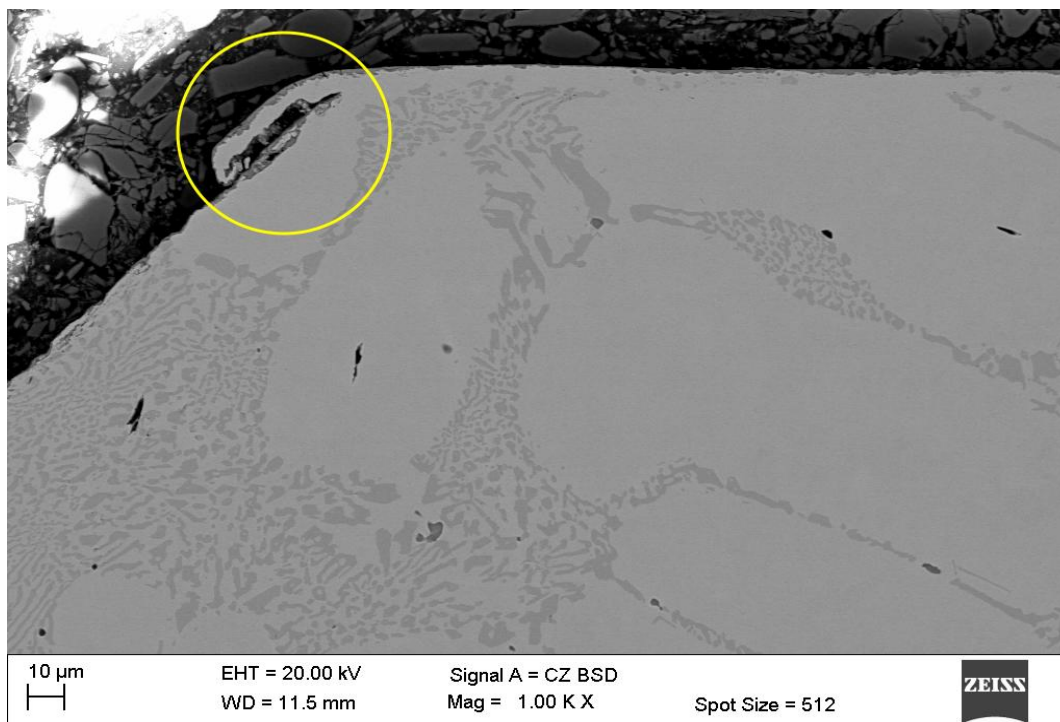
Além disso, os carbonetos duros presentes na microestrutura se encarregam de oferecer resistência adicional.

**Tabela 4** – Resultados aproximados do desgaste após deslizamento a 700 °C, dado pela redução de altura dos pinos e medido através da diferença entre os diâmetros final e inicial.

		DESGASTE [ $\mu\text{m}$ ]							
		% Cr							
		16		24		28		32	
% Mo		1	2	1	2	1	2	1	2
	0	0	12	-	0	0	0	-	2
	3	70	-	-	0	0	0	0	40
	6	68	62	-	45	-	-	27	0
	9	0	37	0	0	13	0	0	0

Trabalhos anteriores<sup>[25-29]</sup> abordam os mecanismos envolvidos no desgaste de materiais diversos em condições e configurações de ensaio similares ao do presente estudo. Entretanto, poucos quantificam o desgaste. Barrau *et al.*<sup>[27]</sup> estudaram o comportamento de um aço martensítico com 5% em cromo (X38CrMoV5, AISI H11) em variadas temperaturas e cargas normais. Seus resultados de coeficiente de atrito e desgaste, para 700 °C, 20 N e duração de 3600 s, são equivalentes aos obtidos neste trabalho ( $\mu = 0,48$ ;  $h = 55 \mu\text{m}$ ), revelando um desgaste também pouco importante.

Todavia, ainda que, no geral, o desgaste obtido seja pouco significativo, é possível verificar indícios de deformação plástica, como, por exemplo, na liga 16% Cr – 0% Mo (Figura 11).



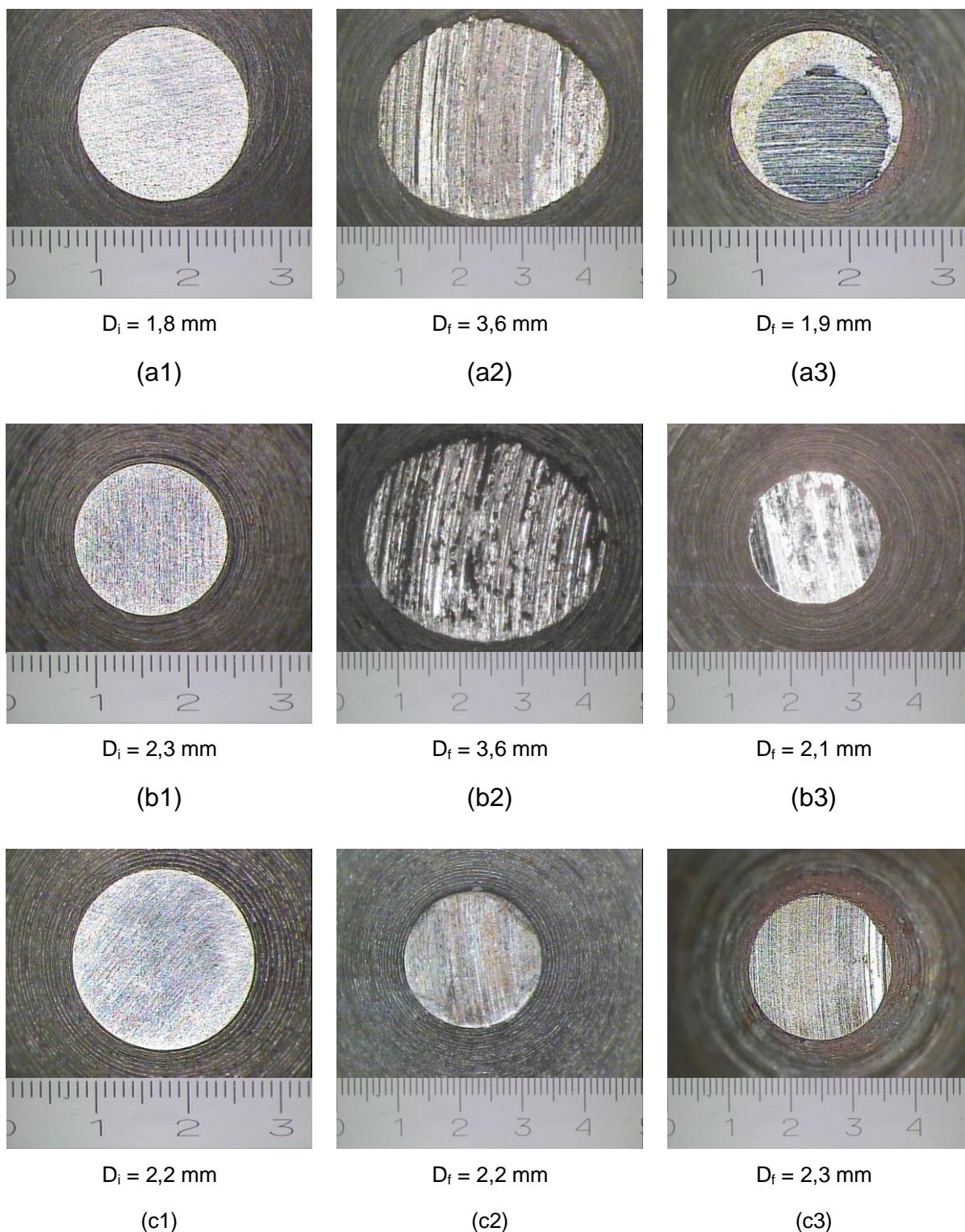
**Figura 11** – Deformação plástica observada na liga 16% Cr – 0% Mo. Micrografia da seção transversal.

Comparando as superfícies de desgaste dos pinos ensaiados à temperatura ambiente e aquelas relativas aos ensaios realizados a 700 °C (Figura 12), é possível perceber que o desgaste é mais importante no primeiro, no qual a redução na altura dos pinos ( $h$ ) chega a ser maior que 0,8 mm<sup>[16]</sup>.

O desgaste à temperatura ambiente se mostrou fortemente dependente da microestrutura e, principalmente, da natureza da matriz. As ligas com matriz ferrítica apresentaram desgastes relevantes (Figura 12a2 e 12b2), ao passo que as ligas com matriz multifásica não apresentaram desgaste significativo, como pode ser observado na Figura 12c2<sup>[16]</sup>.

A planilha de cálculo dos desgastes medidos, incluindo os valores equivalentes do desgaste em mm<sup>3</sup>, encontra-se apresentada no ANEXO A.

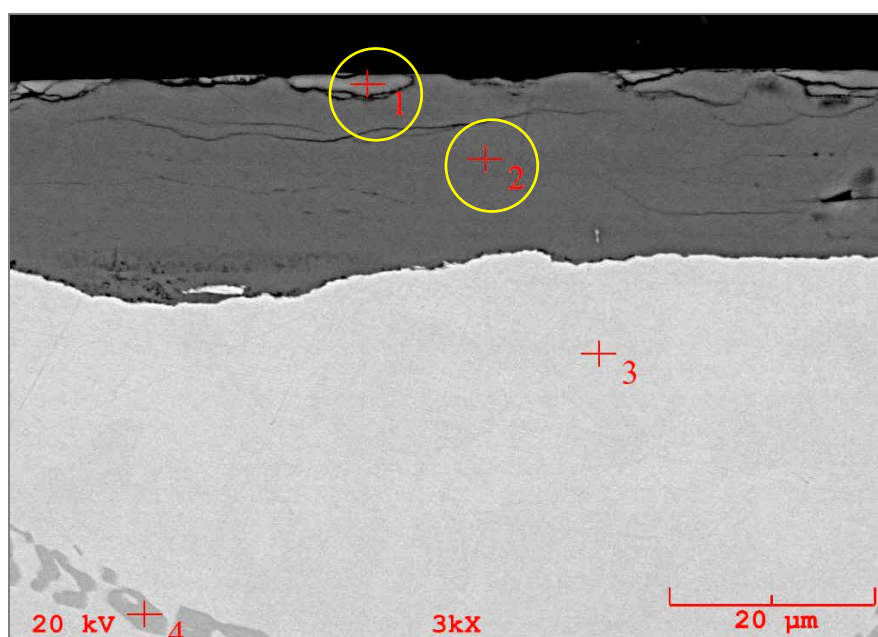




**Figura 12** – Superfícies de desgaste e respectivos diâmetros medidos\* das ligas: (a1) eutética com matriz ferrítica 28% Cr – 3% Mo antes do ensaio, (a2) após ensaio à temperatura ambiente, (a3) após ensaio a 700 °C; (b1) hipoeutética com matriz ferrítica 16% Cr – 0% Mo antes do ensaio, (b2) após ensaio à temperatura ambiente, (b3) após ensaio a 700 °C; e (c1) hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 9% Mo antes do ensaio, (c2) após ensaio à temperatura ambiente, (c3) após ensaio a 700 °C. \*Os diâmetros referentes aos ensaios realizados à temperatura ambiente foram medidos por Almeida<sup>[16]</sup>.

### 3.3 – Comportamento da microestrutura

O exame minucioso das superfícies de desgaste dos pinos evidencia a presença de óxidos. Análises químicas na seção transversal obtidas por espectrometria de energia dispersiva de raios-X confirmam a presença de óxidos de ferro encontrados sobre a superfície dos pinos, como, por exemplo, na liga 16% - 0% Mo (Figura 13). As composições químicas dos óxidos observados sobre a matriz nos pontos 1 e 2 seguem apresentadas na Tabela 5.



**Figura 13** – Micrografia da seção transversal da liga 16% Cr – 0% Mo.

**Tabela 5** – Composição química por espectrometria de energia dispersiva de raios-X da camada de óxidos sobre a superfície da liga 16% Cr - 0% Mo.

Elemento	PONTO 1		PONTO 2	
	% atômico	% em peso	% atômico	% em peso
C	17,047	7,168	1,334	0,528
O	49,766	27,874	62,632	33,061
Cr	0,167	0,304	0,258	0,442
Fe	32,948	64,414	35,739	65,849
Mo	0,072	0,241	0,038	0,120



Entretanto, Joos *et al.*<sup>[25]</sup> verificaram que, apesar da redução de cromo devido à formação de carbonetos secundários do tipo  $M_7C_3$ , o teor de cromo do ferro fundido branco alto cromo estudado (15 – 20% Cr em massa) é alto o suficiente para garantir a alta resistência à oxidação da matriz.

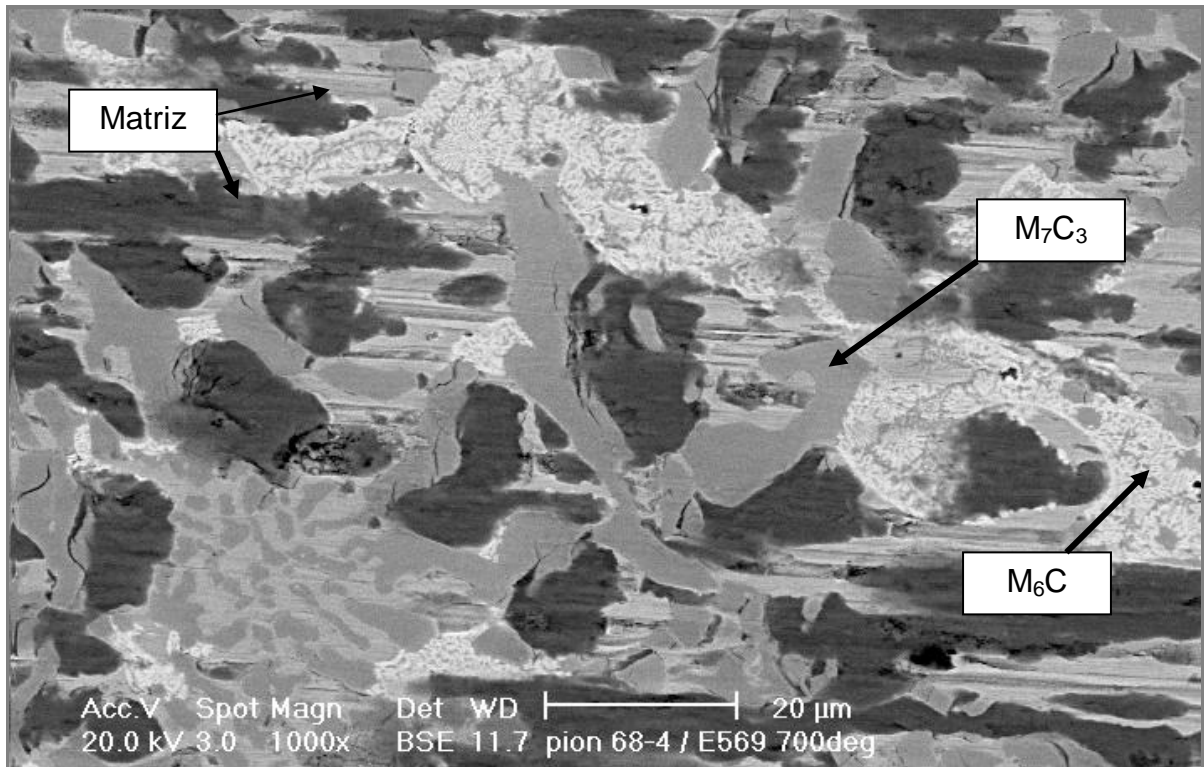
Além disso, Vergne *et al.*<sup>[28]</sup> observaram a presença de óxidos de Cr, Mn, V e Nb fora da região de contato em contraste com apenas óxidos de ferro na trilha de desgaste durante o ensaio pino-disco em alta temperatura de um ferro fundido branco rico em carbonetos (corpo) contra um aço AISI 1018 (contra-corpo), indicando a transferência de óxidos do disco para o pino. Barrau *et al.*<sup>[29]</sup> trabalharam com a mesma suposição.

Sendo assim, deste ponto em diante, trabalha-se com a hipótese de que a presença de óxidos de ferro sobre a superfície de desgaste dos pinos indica que existe uma transferência de óxidos provenientes dos discos para os pinos.

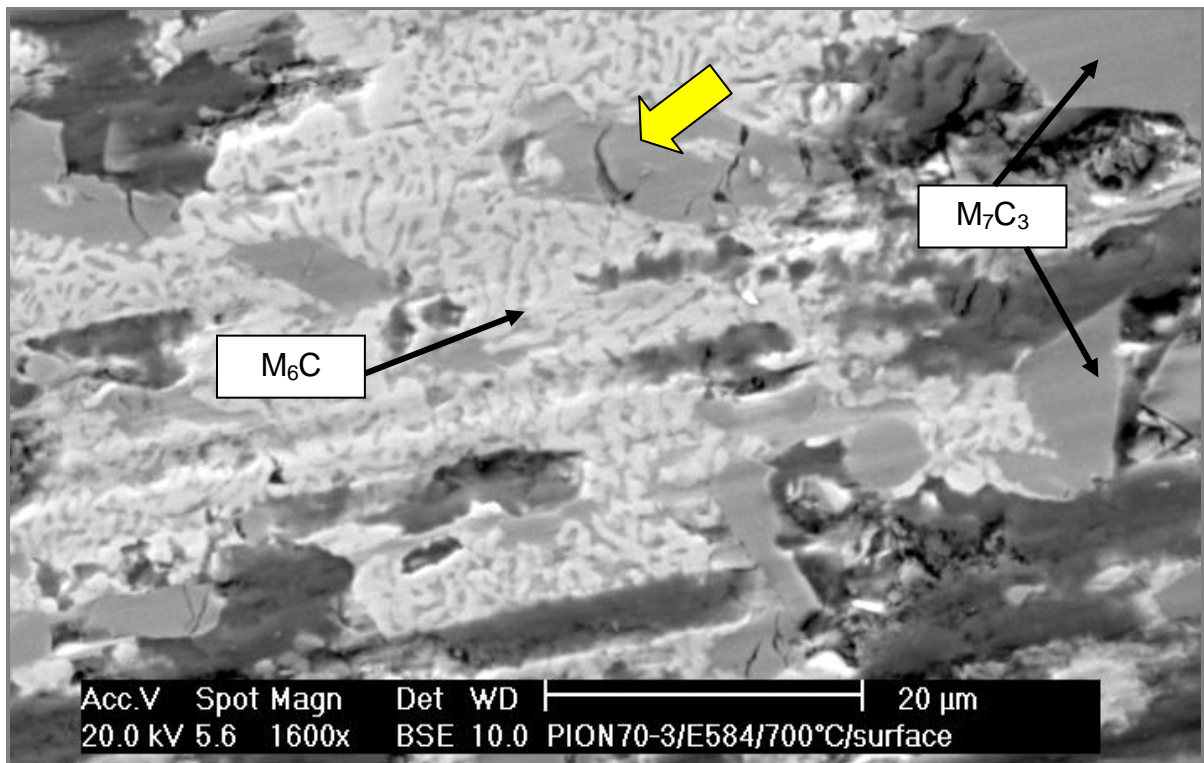
A análise das superfícies de desgaste dos pinos evidencia que a transferência de óxidos é seguida de uma adesão preferencial para a matriz dos pinos, possivelmente por se tratar da fase mais dútil da microestrutura das ligas ensaiadas, pois observa-se que os óxidos transferidos para os pinos encontram-se, frequentemente, aderidos à matriz e, ocasionalmente, sobre os carbonetos  $M_7C_3$ , mas nunca sobre os carbonetos do tipo  $M_6C$  (Figura 14a).

Além do mais, microtrincamentos são sempre claramente observados nos carbonetos  $M_7C_3$ , mas raramente nos carbonetos  $M_6C$ . Neste aspecto, os carbonetos  $M_6C$ , na morfologia apresentada nestas ligas, parecem atuar como uma barreira à propagação de trincas (Figura 14b).

É possível notar, ainda, que existe uma transferência parcial e não homogênea nas ligas com matriz multifásica (Figura 15) indicando que, provavelmente, a transferência de óxidos ocorre especialmente para a fase ferrítica, devido a maior utilidade da mesma em relação às demais.

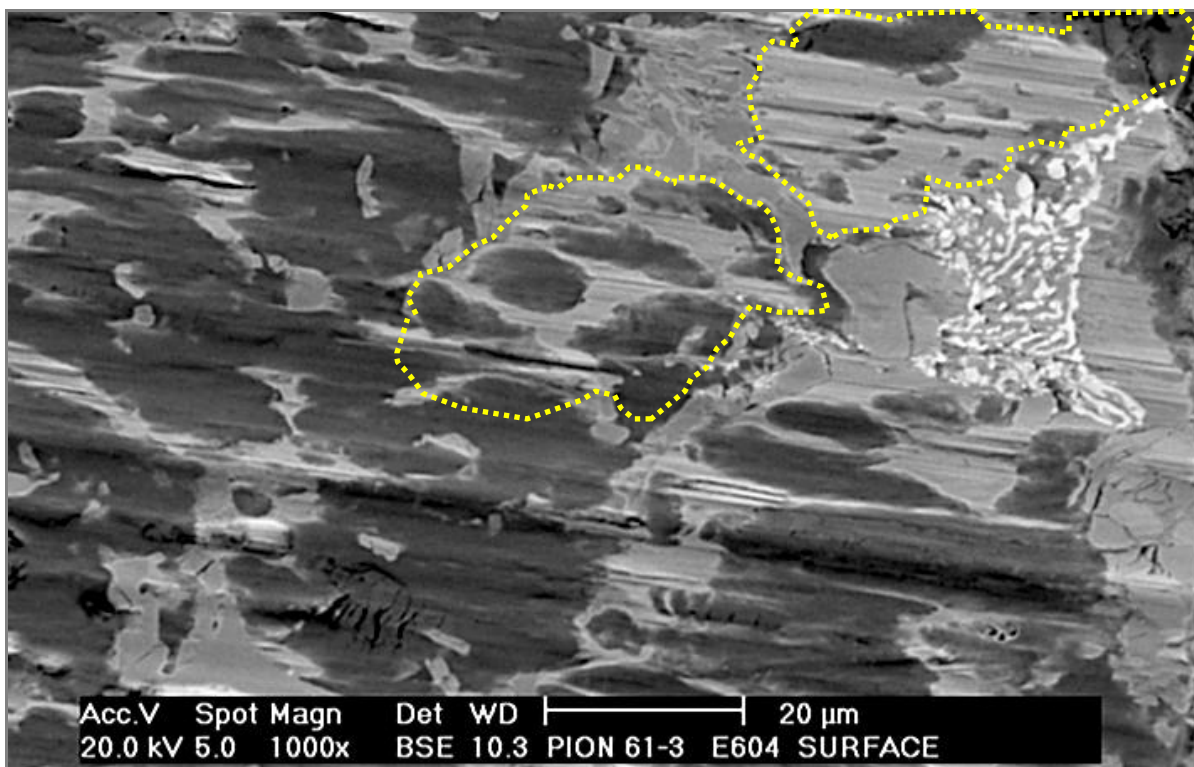


(a)



(b)

**Figura 14** – Evidência de óxidos comumente sobre a matriz (regiões mais escuras), microtrincamentos observados sempre nos carbonetos  $M_7C_3$  (regiões de cinza intermediário) e carbonetos  $M_6C$  intactos (regiões mais claras) nas ligas: (a) hipoeutética (24% Cr – 6% Mo); e (b) liga hipereutética (32% Cr – 6% Mo). A seta larga indica fratura do carboneto  $M_7C_3$  sendo bloqueada pelos carbonetos  $M_6C$ .



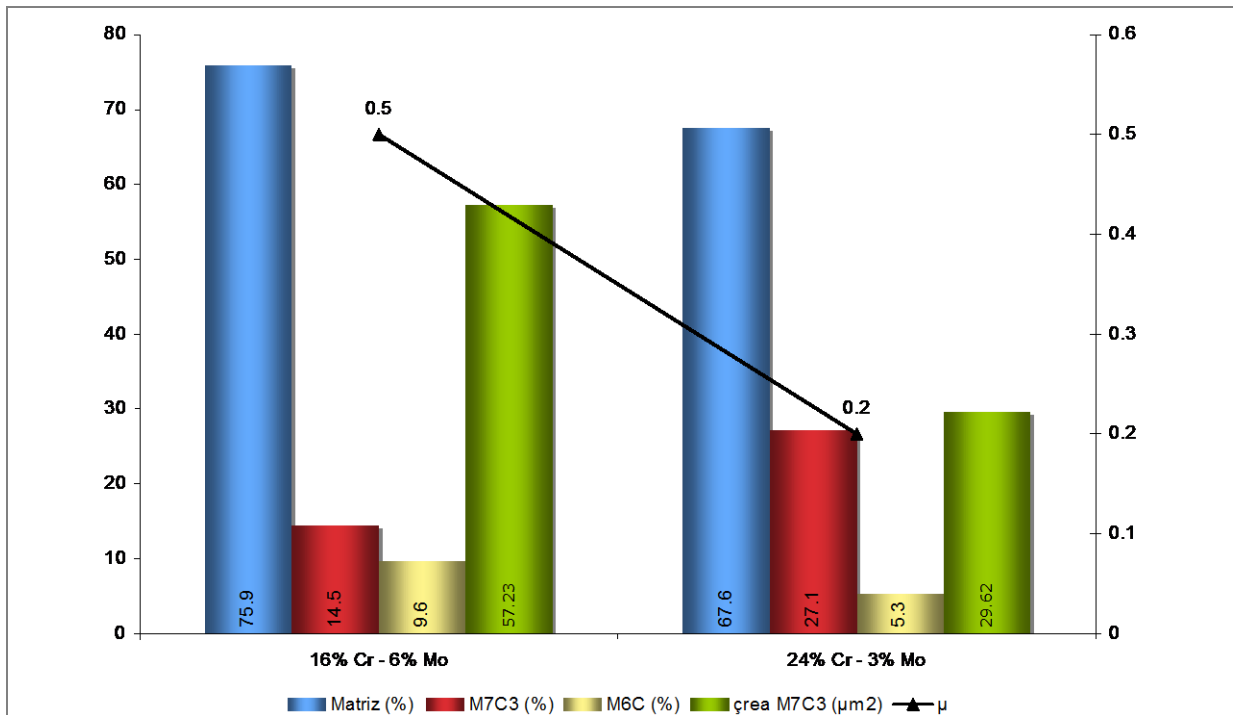
**Figura 15** – Evidência de regiões de matriz parcialmente coberta por óxidos na liga hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 3% Mo.

De maneira geral, um aumento na fração volumétrica da matriz tende a reduzir o atrito devido ao aumento da área coberta por óxidos, formando um filme óxido mais contínuo e, assim, uma maior camada protetora, reduzindo o contato plástico<sup>[25]</sup>. Da mesma forma, um aumento na fração volumétrica de carbonetos  $M_6C$  também tende a reduzir o atrito devido às características físicas inerentes à natureza cerâmica deste tipo de carboneto.

Em contrapartida, microtrincamentos nos carbonetos  $M_7C_3$  tendem a elevar o atrito, visto que a ocorrência de fratura origina um mecanismo adicional de dissipação de energia no deslizamento<sup>[22,30]</sup>. Contudo, nenhum destes fenômenos pode ser avaliado individualmente e o resultado do atrito deriva da competição dos três.

É importante observar também que, além da fração volumétrica da matriz e dos carbonetos, o tamanho dos carbonetos  $M_7C_3$  parece influenciar fortemente os resul-

tados. Uma evidência disto pode ser visualizada na comparação entre as ligas 24% Cr – 3% Mo e 16% Cr – 6 (Figura 16).



**Figura 16** – Comparação entre as ligas 16% Cr – 6% Mo e 24% Cr – 3% Mo no que tange à fração volumétrica das fases presentes, a área média dos carbonetos  $M_7C_3$  e ao coeficiente de atrito<sup>[15]</sup>.

Pode-se observar, a partir dos dados apresentados na Figura 14 que, apesar da maior fração volumétrica da matriz e de carbonetos  $M_6C$ , ainda que discretamente, e da menor fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$  na liga 16% Cr – 6% Mo, ela apresenta o maior valor de coeficiente de atrito, o que aparentemente contraria a teoria. Entretanto, na primeira liga, a área média dos carbonetos  $M_7C_3$  é, aproximadamente, duas vezes maior que os que constituem a microestrutura da segunda.

Desta forma, o microtrincamento dos carbonetos  $M_7C_3$  parece contribuir ainda mais para o aumento do atrito quanto maiores estes carbonetos forem e, particularmente neste estudo, quando suas áreas médias são maiores que  $50 \mu m^2$ , como nas ligas eutéticas e hipereutéticas que apresentam valores de coeficiente de

atrato ligeiramente mais elevados, bem como nas ligas com 6% de molibdênio, onde são encontrados os carbonetos  $M_7C_3$  com maiores dimensões<sup>[15]</sup>.

Para as ligas isentas de molibdênio, os valores de coeficiente de atrito obtidos são bastante próximos entre si e relativamente altos comparados às demais ligas, apesar da pequena fração volumétrica de carbonetos  $M_7C_3$ . Este resultado é compatível com a natureza dútil da matriz ferrítica em que predominam os mecanismos plásticos de adesão quando da transferência de óxidos. O resultado discrepante da liga hipoeutética 24% Cr – 0% Mo, que apresenta um valor menor, é devido, possivelmente, à presença de martensita em sua matriz. Assim, o efeito da transferência de óxidos, quanto à redução dos valores de coeficiente de atrito, parece ser mais efetivo quando há presença de microconstituintes duros, o que limita a atuação de mecanismos plásticos.

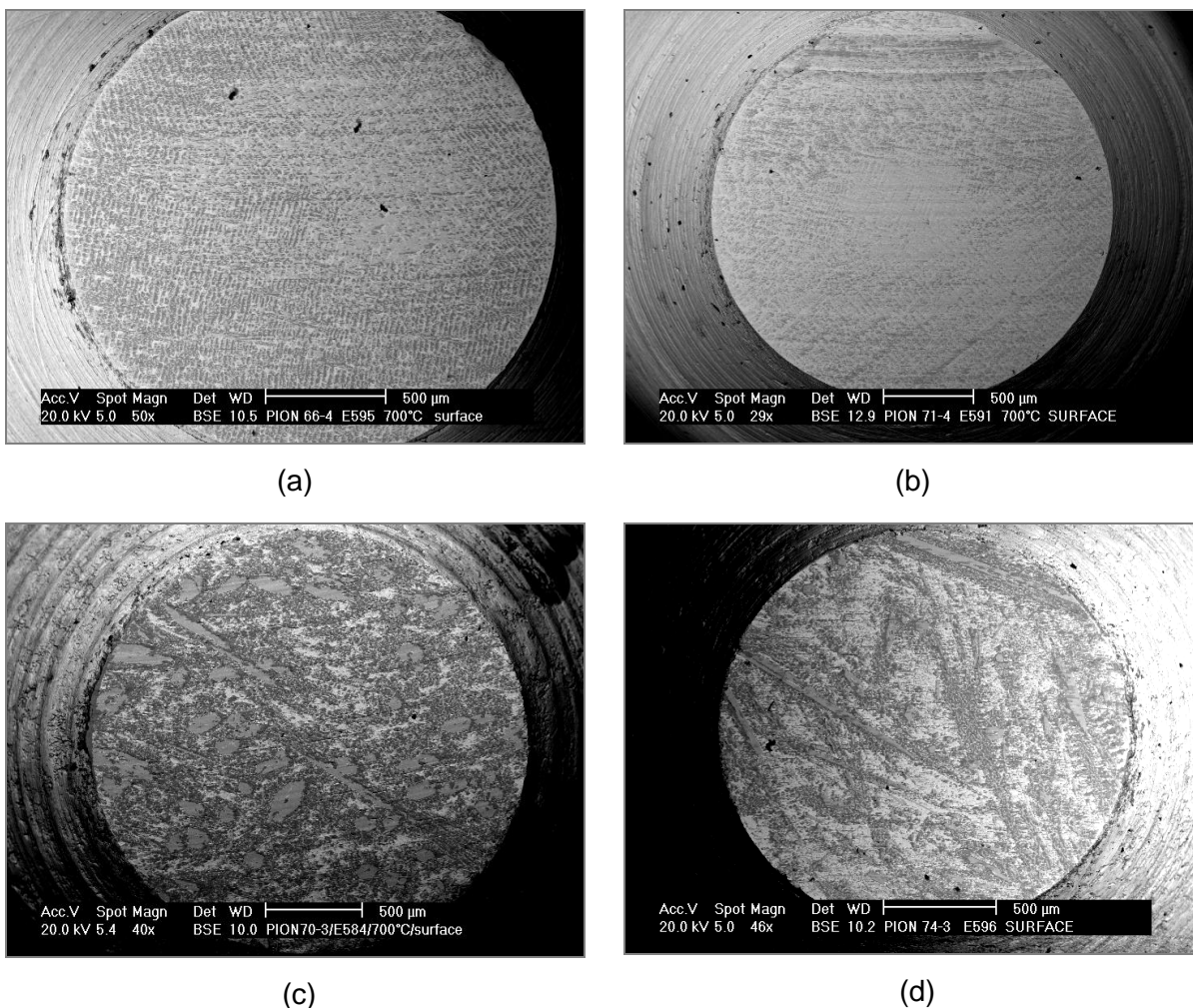
#### 3.4 – Influência do filme óxido

Observa-se que o desgaste é menor, ou nulo, quando os filmes óxidos formados sobre a superfície de desgaste dos pinos são espessos. Uma vez que um filme óxido substancial é formado, decorrente da transferência destes dos discos para os pinos, o contato é inibido e, pode-se dizer que, o desgaste não ocorre.

Alguns estudos<sup>[25,27]</sup> atribuem o caráter lubrificante aos filmes óxidos espessos. Já Vergne *et al.*<sup>[26]</sup>, conclui que um filme fino e aderente contribui para uma boa resistência ao desgaste da liga usada, um ferro fundido altamente ligado, no ensaio à alta temperatura.

Geralmente, as ligas que formam filmes bastante delgados apresentam algum desgaste, como no caso das ligas hipoeutéticas com matriz multifásica, excetuando-se a liga 24% Cr – 3% Mo, em oposição ao comportamento observado à temperatura ambiente em que não houve desgaste para estas ligas. Observa-se o mesmo para as ligas hipereutéticas com 3 e 6% de molibdênio e para a liga eutética 28% Cr – 9% Mo (Figura 17).



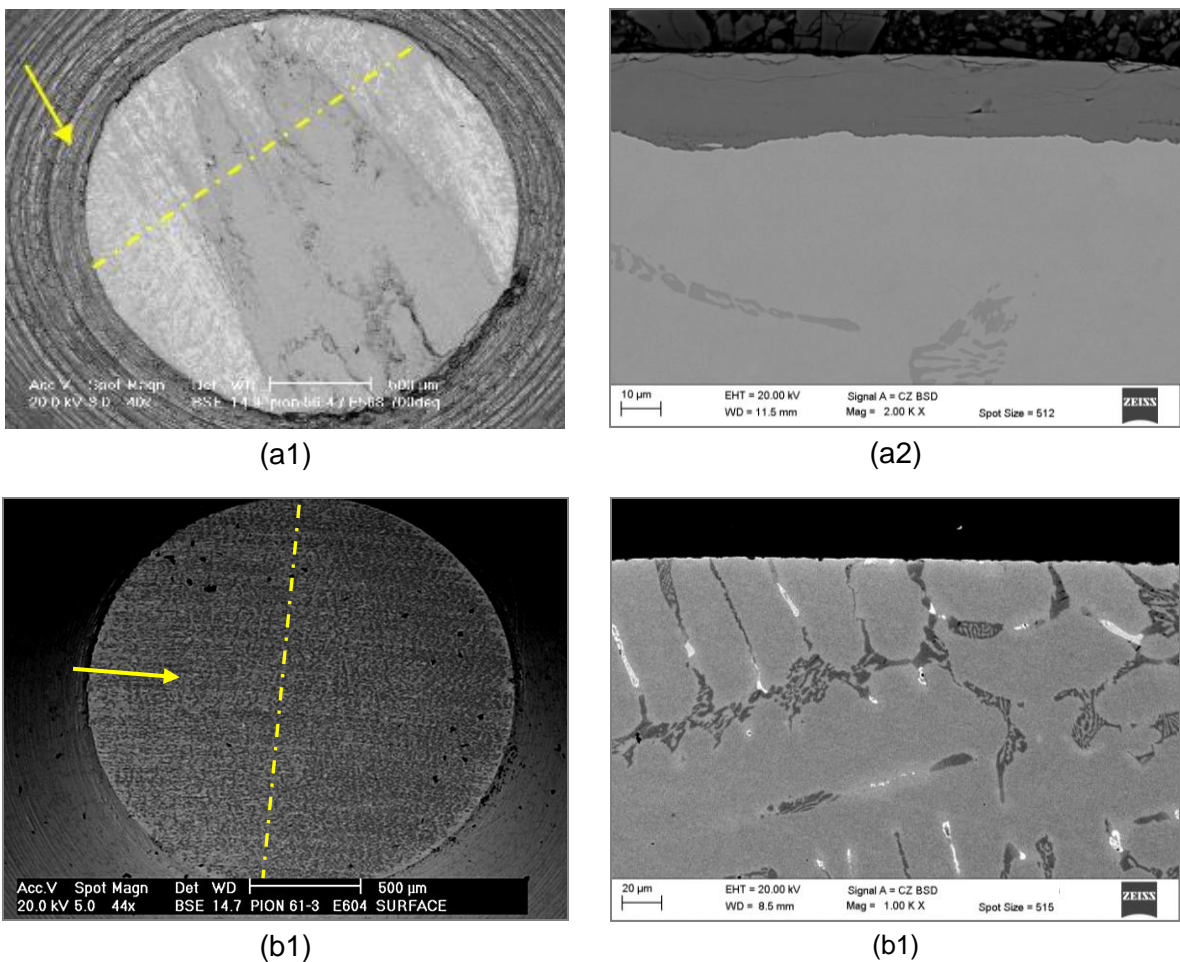


**Figura 17** – Superfícies de desgaste das ligas: (a) hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 6% Mo; (b) hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 9% Mo; (c) hipereutética com matriz ferrítica 32% Cr – 6% Mo; e (d) eutética com matriz ferrítica 28% Cr – 9%.

### 3.4.1 – Formação do filme óxido

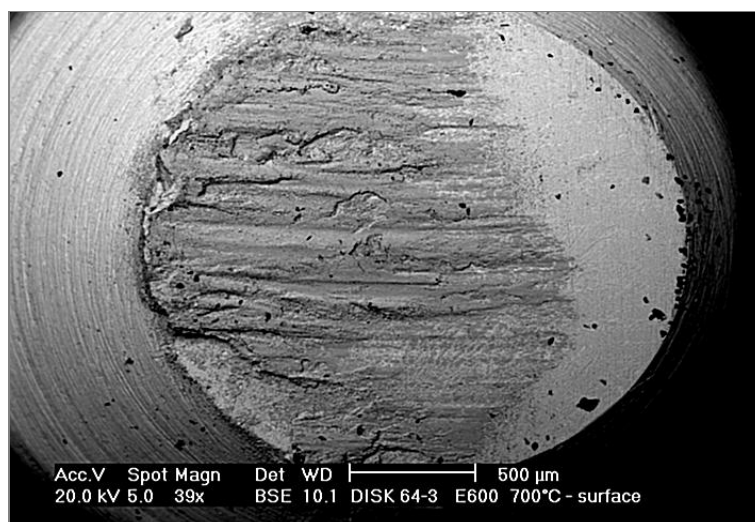
A formação de filmes óxidos espessos e contínuos parece ser mais favorável quando não há presença de carbonetos do tipo  $M_6C$ , pois, conforme já mencionado, a transferência e adesão de óxidos não acontece para este tipo de carboneto. Além do mais, quanto maior a fração volumétrica deste tipo de carboneto (que aumenta com o teor de molibdênio), menor a fração volumétrica da matriz, reduzindo, assim, a área disponível para a transferência dos óxidos. E, de fato, filmes espessos e contínuos são observados com maior frequência nas ligas isentas de Mo.

Com relação à espessura dos filmes óxidos, os filmes mais espessos têm, aproximadamente, entre 10 e 30  $\mu\text{m}$ , como observado nas ligas isentas de Mo (Figura 18a). Os filme finos, como, por exemplo, nas ligas com matriz multifásica, representadas pela liga 16 % Cr – 3 % Mo na Figura 18b, não puderam ser mensurados, pois, provavelmente, ou são ainda menores que a resolução do equipamento utilizado, ou foram removidos durante as etapas de lixamento para a obtenção da seção transversal.



**Figura 18** – Filmes óxidos formados sobre a superfícies de desgaste e respectivas micrografias das seções transversais das ligas: (a) hipoeutética com matriz ferrítica 16% Cr – 0% Mo; (b) hipoeutética com matriz multifásica 16% Cr – 3% Mo. As setas indicam o sentido de deslizamento e as linhas tracejadas, a posição mais provável em que foi obtida a seção transversal.

Ainda no que diz respeito à formação da camada de óxido, acredita-se que a ocorrência de desalinhamento no contato favoreça o surgimento de filmes espessos, como, por exemplo, na liga eutética 28% Cr – 3% Mo em que um pequeno desalinhamento no disco foi detectado durante a realização do ensaio (Figura 19).



**Figura 19** – Superfície de desgaste da liga eutética 28% Cr - 3% Mo com filme óxido espesso, provavelmente devido à ocorrência de desalinhamento durante o ensaio.

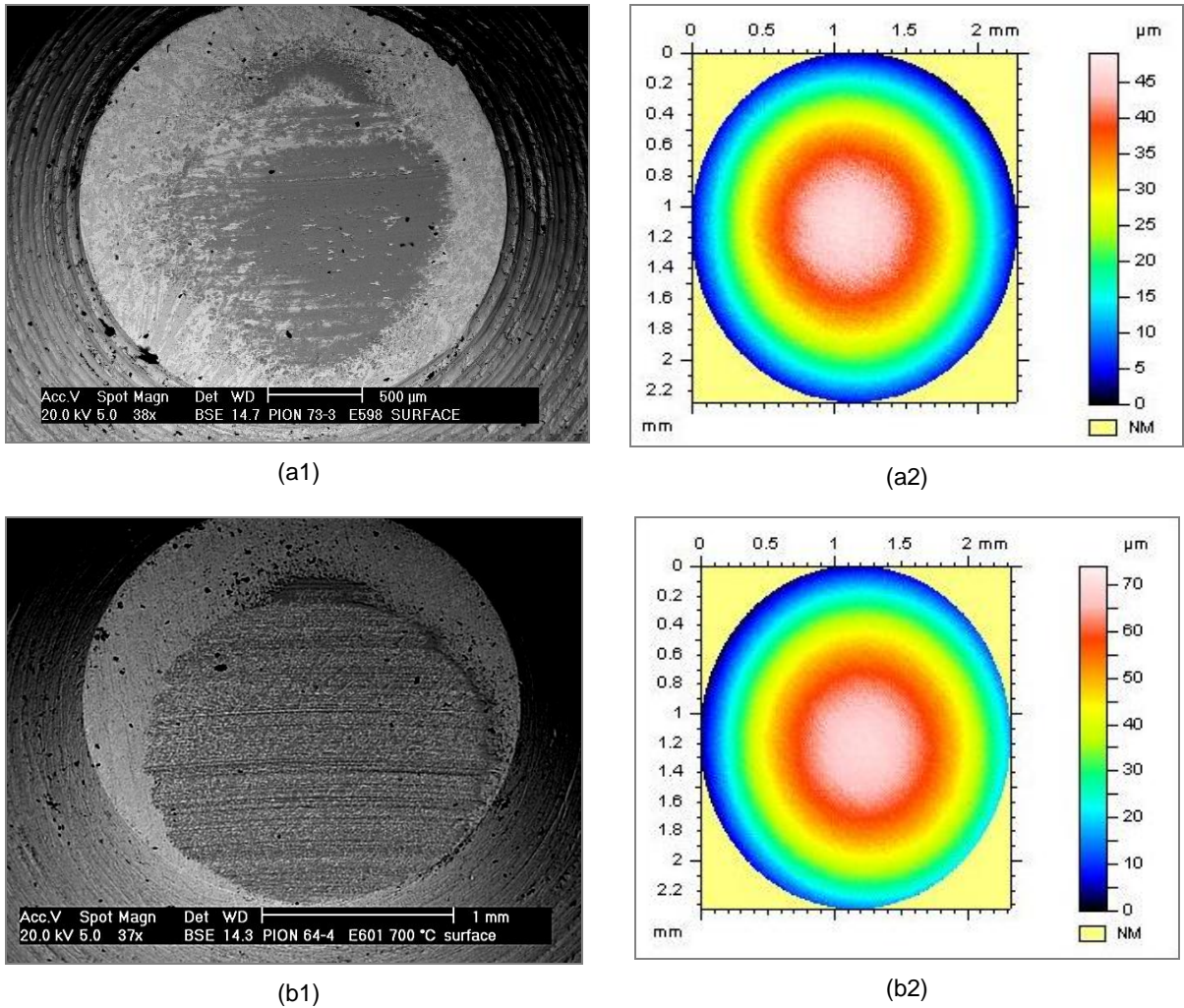
### 3.6 – Influência da geometria dos pinos

Barrau *et al.*<sup>[25]</sup>, estudaram a influência de duas geometrias da superfície de contato do pinos (plana e esférica) no deslizamento a variadas temperaturas. A taxa de desgaste para os pinos esféricos tende a zero devido à formação de camadas de óxido protetoras que inibem o contato. Estas camadas não foram observadas nos pinos com superfície plana, pois neste caso, a geometria não permite o enclausuramento dos óxidos na interface de deslizamento. E, uma vez que a camada de óxidos é formada, o contato é inibido.

Comportamento similar é observado, por exemplo, nas ligas 24% Cr – 9% Mo e 28% Cr – 3% Mo em que a região de contato se restringe à porção central devido ao abaulamento da superfície de contato (leve afastamento da planicidade) proveniente da etapa de polimento das amostras, como pode ser visto na Figura 20. Nestas



amostras, fica evidente que o desgaste medido é nulo, pois não há variação do diâmetro.



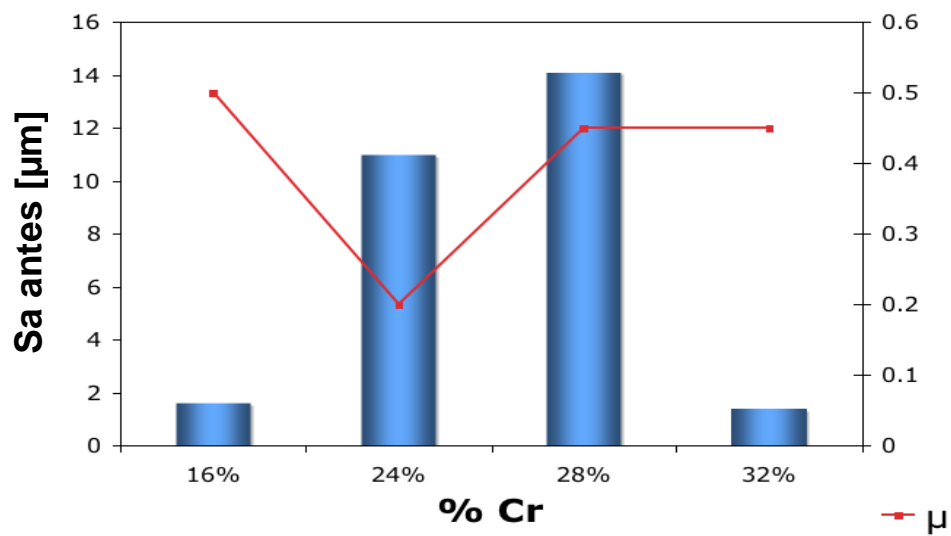
**Figura 20** – Superfície de desgaste das ligas: (a1) hipoeutética com matriz ferrítica 24% Cr – 9% Mo e (b1) eutética 28% Cr – 3% Mo. Topografia superficial dos pinos das respectivas ligas antes do ensaio (a2, b2).

### 3.7 – Medições topográficas

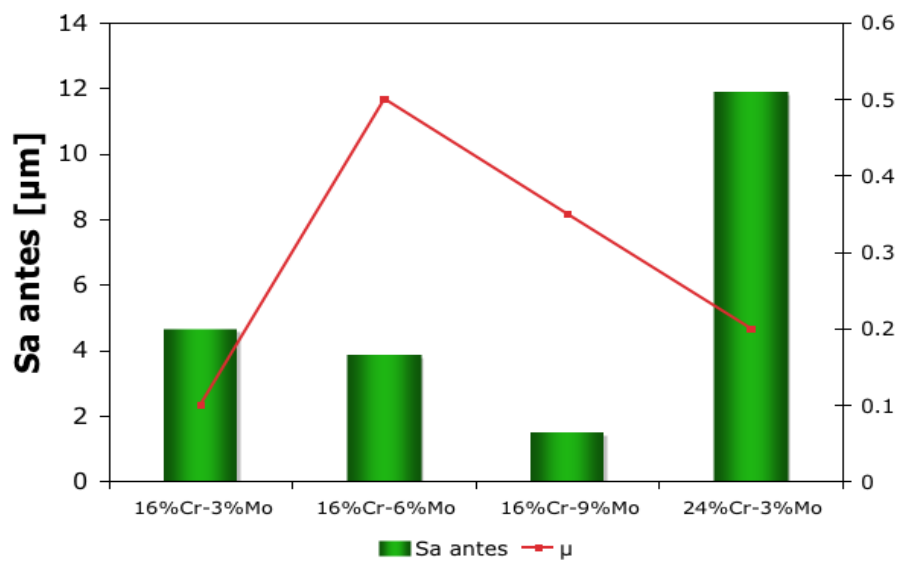
Os parâmetros de superfície ( $S_a$ ) antes dos ensaios são mostrados a seguir (Tabela 6). Este parâmetro corresponde ao desvio médio aritmético da superfície e é uma combinação entre a rugosidade e as ondulações da superfície.

**Tabela 6** – Parâmetro  $S_a$  médio calculado nas superfícies de deslizamento dos pinos antes dos ensaios.

		PARÂMETRO $S_a$ ANTES DOS ENSAIOS [ $\mu\text{m}$ ]			
		% Cr			
		16	24	28	32
% Mo	0	1,25	10,98	14,10	1,37
	3	4,64	11,72	15,86	-
	6	3,85	-	-	4,8
	9	1,48	9,96	4,46	*

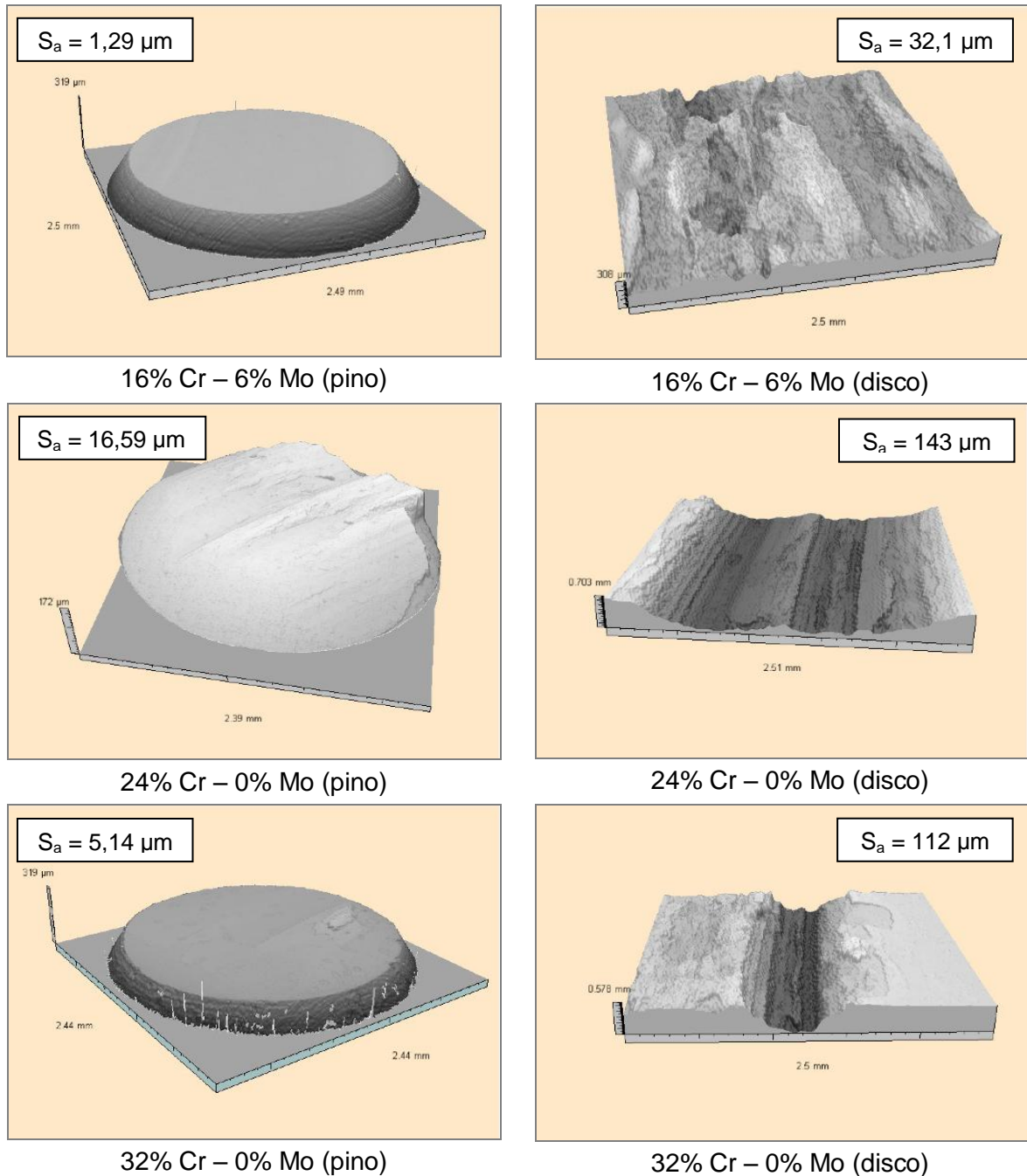


(a)



(b)

**Figura 21** – Comparação entre os valores iniciais do parâmetro de superfície  $S_a$  e o coeficiente de atrito para as ligas: (a) isentas de molibdênio e (b) ligas hipoeutéticas com matriz multifásica.



**Figura 22** – Imagens topográficas e parâmetros  $S_a$  das superfícies dos pinos e discos, respectivamente, após ensaio.

É possível verificar que não há correlação entre a rugosidade inicial da superfície de deslizamento dos pinos e o coeficiente de atrito (Figura 22). Observa-se que, tanto as ligas que apresentaram os menores ou mais altos coeficientes de atrito obtidos, podem apresentar, por exemplo, parâmetros  $S_a$  baixíssimos. O oposto

também acontece. Sendo assim, a microestrutura das ligas parece exercer influência predominante nos resultados de atrito obtidos.

Analisando as imagens topográficas dos pinos e discos, mostradas na Figura 22, observa-se claramente que a superfície do pino se mantém preservada, em contraste com a trilha de desgaste do disco. Além disso, o aspecto da trilha de desgaste do disco é diferente dependendo da espessura do filme óxido formado: quando um filme espesso é formado no pino, a profundidade da trilha de desgaste no disco é evidentemente maior, compatível com a respectiva transferência de material.

### 3.8 – Liga ensaiada a 300 rpm

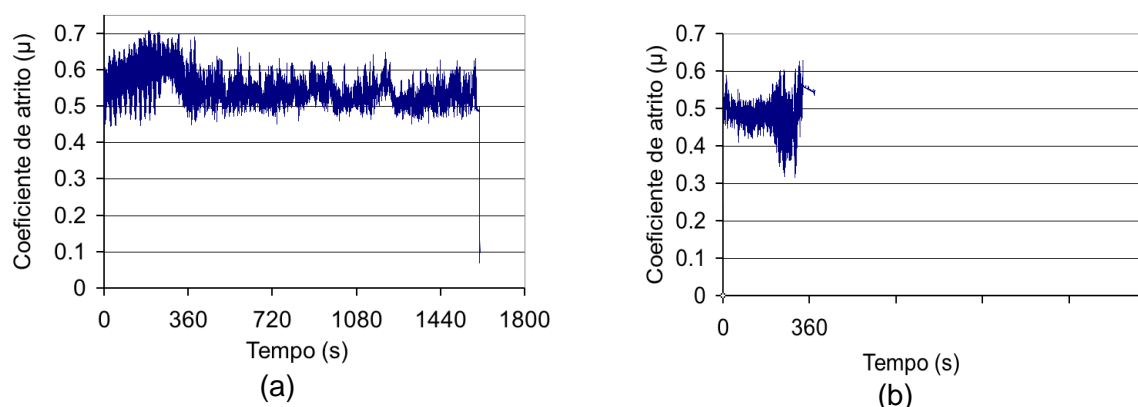
Inicialmente, a intenção era manter inalterados os parâmetros utilizados no estudo anterior destas ligas à temperatura ambiente, com a finalidade de avaliar apenas o efeito da diferença de temperatura. Entretanto, não foi possível realizar os ensaios à alta temperatura com a velocidade adotada previamente (300 rpm), devido à geração de altíssimas temperaturas no contato, chegando a produzir fogo. Assim, para os demais ensaios, a velocidade de rotação teve que ser reduzida para 100 rpm.

Apesar da liga em questão ter sido ensaiada a 300 rpm e cujos ensaios não tenham sido concluídos, é possível estabelecer uma correlação com os demais resultados.

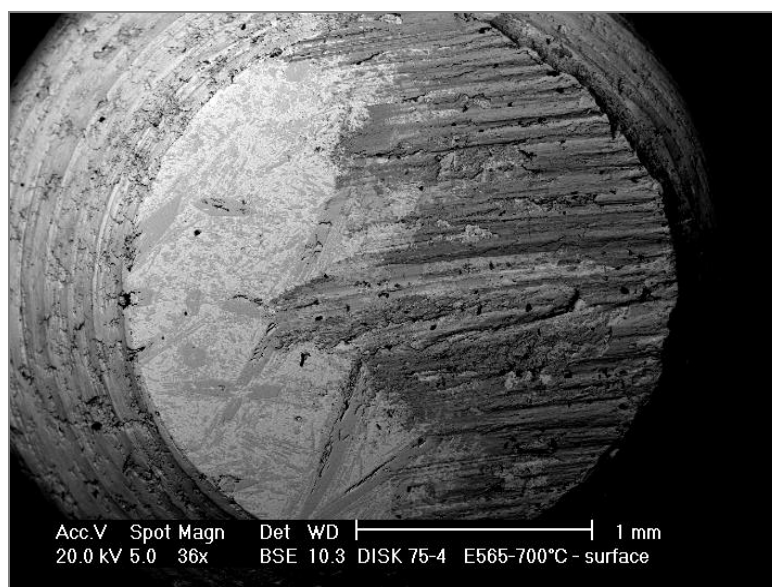
A Figura 23 mostra as curvas de atrito *versus* duração do ensaio de ambas as amostras da liga 32 % Cr – 9 % Mo, evidenciando a interrupção dos ensaios antes do tempo predeterminado de 1800 s. Os valores de coeficiente de atrito obtidos são: 0,50 e 0,55, para as amostras 1 e 2, respectivamente.

Ainda com relação ao atrito, verifica-se comportamento similar no que tange ao estágio inicial seguido de um período de estabilidade.

É possível que o ensaio da amostra 2 não tenha sido concluído devido ao desalinhamento apresentado, como pode ser verificado na Figura 23.



**Figura 23** – Curvas de atrito *versus* duração de ensaio para as amostras da liga 32% Cr – 9% Mo: (a) amostra 1; (b) amostra 2. Destaque para a interrupção dos ensaios antes do previsto.

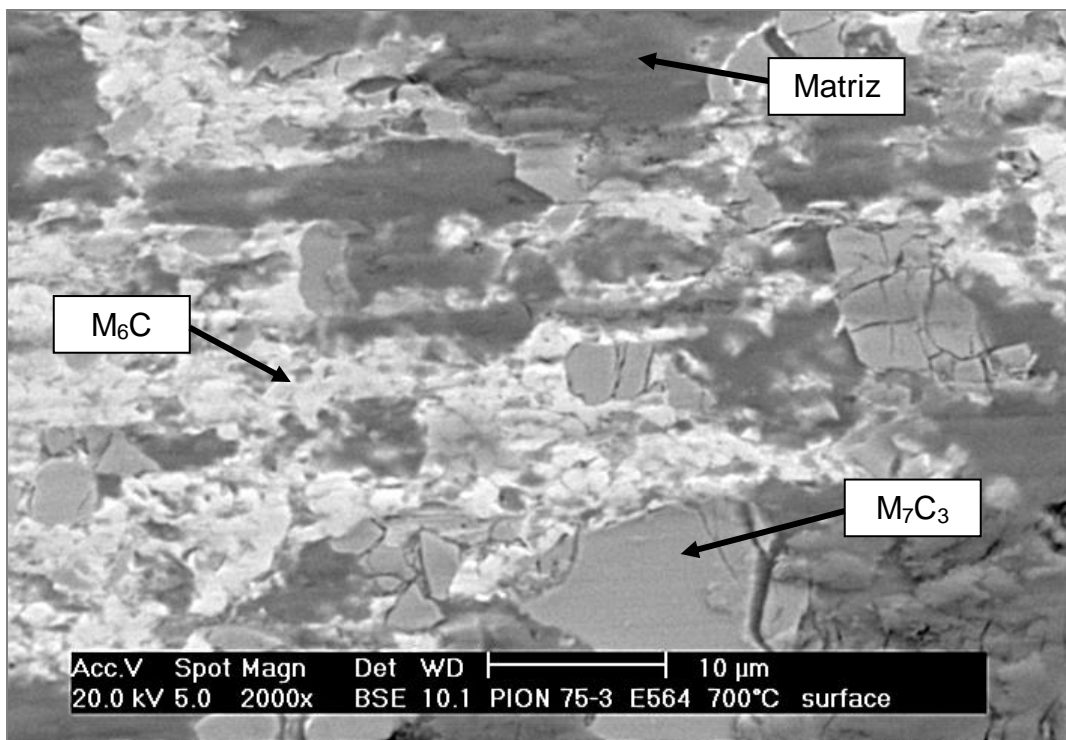


**Figura 24** – Desalinhamento verificado na amostra 2 da liga hipereutética 32% Cr – 9% Mo após ensaio.

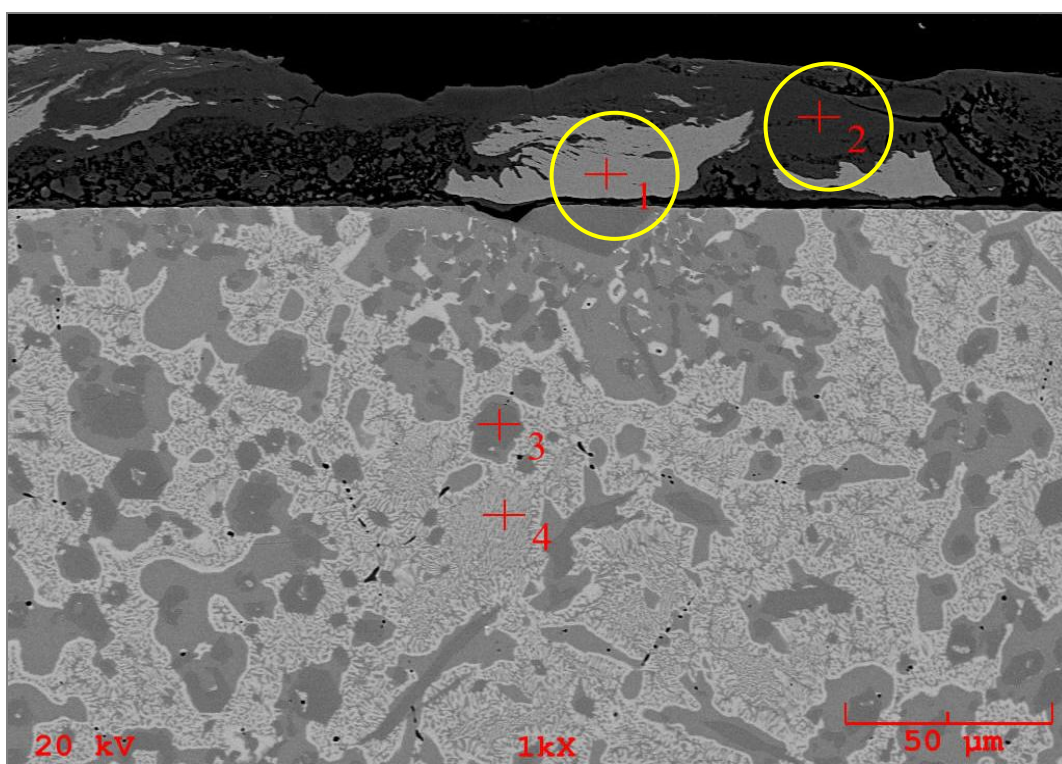
Observa-se, também, que a microestrutura se comportou da mesma forma com relação ao microtrincamento dos carbonetos  $M_7C_3$  e à resistência dos carbonetos  $M_6C$  (Figura 25).

Provavelmente devido à maior velocidade de rotação, formou-se uma camada de óxido mais espessa que as comumente observadas nos ensaios a 100 rpm, ultrapassando  $50\ \mu\text{m}$ , como pode ser visualizado na micrografia da seção transversal (Figura 26).





**Figura 25** – Presença de microtrincamento nos carbonetos  $M_7C_3$ , óxidos sobre a matriz e carbonetos  $M_6C$  intactos na liga hipereutética 32% Cr – 9% Mo ensaiada a 300 rpm.



**Figura 26** – Micrografia da seção transversal da liga hipereutética 32% Cr – 9% Mo ensaiada a 300 rpm. Visualização da camada de óxidos e da presença de debris metálicos.

É possível observar, ainda, vestígios de debris metálicos, compactados junto ao filme óxido na Figura 26, compatíveis com o material do disco (confirmado por espectrometria de energia dispersiva de raios-X). Conforme pode ser verificado na Tabela 7: o ponto 1 é composto por mais de 98% de Fe. Já o ponto 2, apresenta composição compatível com óxido de Fe.

**Tabela 7** – Análise química da camada de óxido na superfície de desgaste da amostra da liga 32% Cr – 9% Mo.

Elemento	PONTO 1		PONTO 2	
	% atômico	% em peso	% atômico	% em peso
C	0,382	0,082	-	-
O	0,000	0,000	60,991	30,905
Cr	0,876	0,818	0,089	0,147
Fe	98,570	98,804	38,830	68,676
Mo	0,172	0,296	0,090	0,272

## 5. CONCLUSÃO

Tendo em vista as evidências observadas, trabalhou-se com a hipótese de transferência de óxidos do disco para o pino como justificativa da presença de óxidos de ferro sobre a superfície de desgaste dos pinos no presente estudo.

A partir dos resultados e discussões apresentados, conclui-se que:

1. Óxidos transferidos dos discos são sempre observados aderidos à matriz dos pinos. Ocasionalmente, encontram-se sobre os carbonetos  $M_7C_3$ , mas nunca sobre os do tipo  $M_6C$ .
2. Microtrincamentos são frequentemente observados nos carbonetos  $M_7C_3$  e raramente nos carbonetos  $M_6C$ .
3. Os microtrincamentos nos carbonetos  $M_7C_3$  parecem influenciar fortemente os resultados do atrito. Quanto maior a fração volumétrica deste tipo de carbonetos e, especialmente, quanto maior o tamanho dos mesmos, existe a tendência a produzir maiores coeficientes de atrito. Em contrapartida, os carbonetos  $M_6C$  tendem a reduzir o atrito e atuam como uma barreira à propagação de trincas.
4. Os valores de desgaste medidos tendem a zero quando comparados aos resultados obtidos em estudo anterior à temperatura ambiente. A presença de filmes óxidos espessos evita o contato entre o par de materiais e, assim, o desgaste. Ao passo que algum desgaste é medido na presença de filmes delgados e descontínuos.
5. Os filmes óxidos formados tendem a ser mais espessos quanto maior a fração volumétrica da matriz e na ausência dos carbonetos  $M_6C$ . Além disso, a ocorrência de desalinhamentos também podem favorecer a formação de filmes espessos.
6. A geometria do pino influencia na formação do filme óxido e, consequentemente, no desgaste. A presença de abaulamento na superfície dos pinos



antes do ensaio pode impedir ou retardar o desgaste (medido da forma proposta neste estudo).

7. A rugosidade superficial dos pinos antes do ensaio, nos níveis apresentados, não influencia os resultados do atrito. O comportamento da microestrutura, neste caso, exerce papel predominante.
8. Os valores de coeficiente de atrito obtidos são inferiores aqueles obtidos à temperatura ambiente.
9. O desgaste medido em alta temperatura é insignificante quando comparado ao verificado à temperatura ambiente. Assim, as ligas ensaiadas apresentam boa resistência ao desgaste nas condições de ensaio adotadas.
10. Em termos tecnológicos, para as condições de ensaio adotadas, não há necessidade de se empregar ferros fundidos brancos alto cromo altamente ligados para a obtenção de bons resultados no que tange ao atrito e ao desgaste.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com a finalidade de dar continuidade a este trabalho, fica como sugestão:

1. A realização de ensaios destas ligas em temperaturas intermediárias as dos ensaios já realizados (por exemplo, a 500 °C ou 600 °C);
2. A realização de ensaios com préoxidação também para os pinos;
3. A verificação dos mecanismos envolvidos no desgaste.

## 7. REFERÊNCIAS

- [1] SANTOS, A. B.; BRANCO, C. H. C. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. IPT 100, 198).
- [2] TABRETT, C. P.; SARE, I. R.; GHOMASCHIL, M. R. **Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys**. *International Materials Reviews*, vol. 41, p. 59 – 80, 1996.
- [3] MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. **Facteur Affectant la Structure des Fontes Blanches au Chrome et au Molybdène**. *Climax Molybdenum*, 1<sup>a</sup> ed., p. 5 – 32, 1970
- [4] ZUM GAHR, K. H.; ELDIS, G. T. **Abrasive wear of white cast iron**. *Wear*, vol. 64, p. 175 – 194, 1980.
- [5] POWELL, L. F.; HEARD, L. S. **Misinterpretation of microstructure in wear resistant alloy white irons**. 34<sup>th</sup> Conference Australian Institute of Metal, p. 58 - 62, 1981.
- [6] IKEDA, M.; UMEDA, T.; TONG, C. P.; SUZUKI, T.; NIWA, N.; KATO, O. **Effect of molybdenum addition on solidification structure, mechanical properties and wear resistivity of high chromium cast irons**. *ISIJ International*, vol. 32, p. 1157 – 1162, 1992.
- [7] DE MELLO, J. D. B.; DURRAND-CHARRE, M.; HAMAR-THIBAUT, M. S. **Solidification and solid state transformation during cooling of chromium-molybdenum white cast irons**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 14 A, p. 1793-1801, 1983.
- [8] DOGAN, O. N.; HAWK, J. A. **Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron**. *Wear*, vol. 189, p. 136 – 142, 1995.
- [9] HANN, S. K.; GATES, J. D. **A transformation toughening white cast iron**. *Journal of Materials Science*, vol. 32, p. 1249 – 1259, 1997.

- [10] DOGAN, O. N.; HAWK, G.; LAIRD II, G. **Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 28A, nº 5, p. 1315-1328, 1997.
- [11] ZUM GAHR, K. H. **Wear by hard particles**. *Tribology International*, vol. 31, p. 587 – 596, 1998.
- [12] BOCCALINI, M; GOLDENSTEIN, H. **Solidification of high speed steels**. *International Materials Reviews*, v. 46, p. 92 – 115, 2001.
- [13] BERNS, H. **Comparison of wear resistant MMC and white cast iron**. *Wear*, vol. 254, p. 47 – 54, 2003.
- [14] MILAN, J. C. G.; CARVALHO, M. A.; XAVIER, R. R.; FRANCO, S. D.; DE MELLO, J. D. B. **Effect of temperature, normal load and pre-oxidation on the sliding wear of multi-component ferrous alloys**. *Wear*, vol. 259, p. 412 – 423, 2005.
- [15] CARVALHO, S. M. **Estudo microestrutural dos ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio**. Dissertação de mestrado, UFES, 2005.
- [16] ALMEIDA, Y. M. **Estudo do desgaste por deslizamento dos ferros fundidos brancos alto cromo e molibdênio**. Dissertação de mestrado, UFES, 2008.
- [17] SCANDIAN, C.; BOHER, C.; DE MELLO, J. D. B.; RÉZAÏ-ARIA, F. **Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear**. *Wear*, vol. 267, p. 401 – 408, 2009.
- [18] CARVALHO, S. M.; MACÊDO, M. C. S.; DE MELLO, J. D. B.; SCANDIAN, C. **The influence of Cr and Mo on the microstructure of the high chromium white cast iron with Cr/C = 10**. *Materials Characterization*. A ser publicado.
- [19] ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and wear of materials**. *Tribology series, vol. 10*, Elsevier. Amsterdã, 1987.
- [20] PATTYN, R. L. **Fundição e serviços**. Aranda Editora, São Paulo, p. 47-57, 1996.

- [21] American Society for Testing and Materials (ASTM). **Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. Annual Book of ASTM Standards, vol. 302. Filadélfia, 1993.
- [22] HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. Arnold. Inglaterra, 1992.
- [23] MENDES, J. L. T. **Influência dos parâmetros microestruturais no comportamento tribológico das ligas ferrosas multicomponentes**. Tese de doutorado, UFU, 2007.
- [24] STOTT, F. H.; **The role of oxidation in the wear of alloys**. *Tribology International*, v.31, nº 1-3, p. 61 – 71, 1998.
- [25] JOOS, O.; BOHER, C.; VERGNE, C.; GASPARD, C.; NYLEN, T.; RÉZAÏ-ARIA, F. **Assessment of oxide scales influence on wear damage**. *Wear*, vol. 263, p. 198 – 206, 2007.
- [26] VERGNE, C.; BOHER, C.; GRAS, R.; RÉZAÏ-ARIA, F. **Influence of oxides on friction in hot rolling: Experimental investigations and tribological modelling**. *Wear*, vol. 260, p. 957 – 975, 2006.
- [27] BARRAU, O.; BOHER, C.; GRAS, R.; RÉZAÏ-ARIA, F. **Wear mechanisms and wear rate in a high temperature dry friction of AISI H11 tool steel: Influence of debris circulation**. *Wear*, vol. 263, p. 160 – 168, 2007.
- [28] VERGNE, C.; BOHER, C.; LEVAILLANT, C.; GRAS, R. **Analysis of the friction and wear behavior of hot work tool scale: application to the hot rolling process**. *Wear*, vol. 250, p. 322 – 333, 2001.
- [29] BARRAU, O.; BOHER, C.; GRAS, R.; RÉZAÏ-ARIA, F. **Analysis of the friction and wear behaviour of hot work tool steel for forging**. *Wear*, vol. 255, p.1444 – 1454, 2003.
- [30] BHUSHAN, B. **Introduction to tribology**. John Wiley & Sons, 1<sup>a</sup> ed., 2002.

**ANEXO A – PLANILHA DE CÁLCULO DO DESGASTE**

ENSAIO PINO-DISCO A 700 °C										
PINO	%Cr	%Mo	HV	ANTES [pixel]	PÓS ENSAIO [pixel]	ANTES [mm]	PÓS ENSAIO [mm]	DESGASTE (h) [mm]	DESGASTE (h) [µm]	DESGASTE [mm³]
56-3	16	0	395	5,54	4,33	2,00825	2,002625	-0,00562	0	0,000
56-4				5,9	4,65	2,13875	2,150625	0,01188	12	0,043
58-3	24	0	531							
58-4				6,45	5,05	2,338125	2,335625	-0,00250	0	0,000
59-3	28	0	389	6,23	4,78	2,258375	2,21075	-0,04762	0	0,000
59-4				5,89	4,02	2,135125	1,85925	-0,27588	0	0,000
60-3	32	0	396	5,87		2,127875				
60-4				5,89	4,62	2,135125	2,13675	0,00163	2	0,006
61-3	16	3	469	5,28	4,29	1,914	1,984125	0,07013	70	0,209
61-4										
63-3	24	3	583							
63-4				5,58	4,37	2,02275	2,021125	-0,00162	0	0,000
64-3	28	3	411	6,23	4,81	2,258375	2,224625	-0,03375	0	0,000
64-4				6,58	5,158	2,38525	2,385575	0,00033	0	0,001
65-3	32	3	412	5,56	4,3585	2,0155	2,0158063	0,00031	0	0,001
65-4				5,39	4,31	1,953875	1,993375	0,03950	40	0,121
66-3	16	6	557	4,98	4,05	1,80525	1,873125	0,06787	68	0,180
66-4				5,75	4,64	2,084375	2,146	0,06162	62	0,217
68-3	24	6	701	5,35		1,939375				
68-4				6,09	4,87	2,207625	2,252375	0,04475	45	0,175
70-3	32	6	523	6,37	5,05	2,309125	2,335625	0,02650	27	0,112
70-4				6,65	5,14	2,410625	2,37725	-0,03337	0	0,000
71-3	16	9	732	6,34	4,59	2,29825	2,122875	-0,17538	0	0,000
71-4				6,29	5,01	2,280125	2,317125	0,03700	37	0,154
73-3	24	9	511	6,47	5,07	2,345375	2,344875	-0,00050	0	0,000
73-4				6,47	5,03	2,345375	2,326375	-0,01900	0	0,000
74-3	28	9	568	5,22	4,12	1,89225	1,9055	0,01325	13	0,038
74-4				5,99	4,63	2,171375	2,141375	-0,03000	0	0,000
75-3	32	9	595	6,28	4,89	2,2765	2,261625	-0,01488	0	0,000
75-4				6,63	5,17	2,403375	2,391125	-0,01225	0	0,000