

Analysis of the tribological behavior of high carbon and high silicon steel (HC-HSi) against pins with cemented carbide substrate and cermet in pin-on-disk tests

Análise do comportamento do par tribológico aço alto carbono e alto silício (HC-HSi) contra pinos com substrato de metal duro e cermet em ensaios de pino sobre disco

Article Info:

Article history: Received 2022-01-22 / Accepted 2022-03-02 / Available online 2022-03-04

doi: 10.18540/jcecvl8iss2pp13954-01e

Natália Fernanda Santos Pereira

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9686-8573>

Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, BRAZIL

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Minas Gerais - Congonhas, BRAZIL

E-mail: natsantos23@gmail.com

Anderson Júnior dos Santos

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5285-3289>

Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, BRAZIL

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Sudeste de Minas Gerais - Muriaé, BRAZIL

E-mail: anderson.santos@ifsudestemg.edu.br

Bárbara Cristina Mendanha Reis

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3266-0113>

Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP, BRAZIL

E-mail: barbara.reis@ufop.edu.br

Poliana Santos Souza

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6864-0253>

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - Timotéo, BRAZIL

E-mail: polianassouza1@gmail.com

Denilson José do Carmo

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7964-4244>

Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi - SENAI - CETEF, Brazil

E-mail: djcarmo@fiemg.com.br

Marcelo Araújo Câmara

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0617-9163>

Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, BRAZIL

E-mail: marcelocamara@demec.ufmg.br

Juan Carlos Campos Rubio

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6187-6442>

Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, BRAZIL

Email: juan@demec.ufmg.br

Resumo

Durante as últimas décadas, estudos envolvendo a estrutura bainítica tem atraído pesquisadores por combinar elevada resistência e alta ductilidade. Aços bainíticos são potencialmente úteis em estruturas que sofrem fadiga de rolamento e/ou deslizamento, por exemplo trilhos ferroviários, componentes de mineração, rolamentos e eixos. Essas propriedades mecânicas têm sido obtidas, elaborando cuidadosamente o projeto da liga e adequado tratamento térmico de austêmpera. No entanto, o material com essas propriedades tende a prejudicar a usinabilidade nos processos de manufatura, fazendo-se necessário usinar o material no estado recozido. Este trabalho tem por objetivo contribuir com a análise tribológica do contato entre aço fundido no estado recozido contra

metal duro e cermet (revestidos com Nitreto de Titânio (TiN)), que são materiais amplamente encontrados em ferramentas de corte. Para isso, foram realizados ensaios de pino sobre disco (PSD), de modo a analisar as evoluções do coeficiente de atrito (μ), coeficiente de desgaste específico (k) e o comportamento de induzidas deformações. Os resultados indicaram que os menores valores de μ foram observados utilizando pinos com substrato de cermet, o que sugere ter sido influenciado pela composição química desse substrato. Em relação ao k e a espessura da camada deformada para ambos os substratos não houveram variação significativa nos valores encontrados. Superfícies lisas foram observadas para as trilhas desgastadas em todas as condições avaliadas e sinais de deformação plástica (*ploughing*) no qual sugere atuação de suaves mecanismos de abrasão. No entanto, foi observado que tanto o mecanismo de adesão quanto o mecanismo de abrasão influenciaram o μ para o substrato de cermet na condição réplica. O trabalho contribui para avaliar a influência de diferentes substratos e identificação dos mecanismos de desgaste presente.

Palavras-chave: Aço fundido. Pino sobre disco. Metal duro. Cermet. TiN

Abstract

During the last decades, studies involving the bainitic structure have attracted researchers for combining high strength and high ductility. Bainitic steel be potentially useful in structures suffering rolling and/or sliding fatigue, e.g. rails railway, mining components, bearings and shafts. These properties have been obtained by carefully designing the alloy and an adequate austempering heat treatment. However, the material with these properties does not facilitate machinability in manufacturing processes, making it necessary to work the material in an annealed state. Therefore, this work aims to contribute to the tribological analysis of the contact between molten steel in the annealed state against carbide and cermet (coated with Titanium Nitride (TiN)), which are materials widely found in cutting tools. For this purpose, pin-on-disk (PSD) tests were carried out in order to analyze the evolution of the friction coefficient (μ), specific wear coefficient (k) and the behavior of induced deformations. The results indicated that the lowest μ values were observed using posts with cermet substrate, which suggests that it was influenced by the chemical composition of this substrate. Regarding the k and deformed layer thickness for both substrates, there was no significant variation in the values found. Smooth surfaces were observed for the tracks worn in all evaluated conditions and signs of plastic deformation (*ploughing*) which suggests the action of smooth abrasion mechanisms. However, it was observed that both the adhesion and the abrasion mechanism influenced the μ for the cermet substrate in the replica condition. The work contributes to evaluate the influence of different substrates and identify the wear mechanisms present.

Key-words: Cast steel. Pin-on-disk. Carbide. Cermet. TiN.

1. Introdução

A sociedade alemã de tribologia (2002) define a tribologia como a ciência e tecnologia de superfícies interagindo em movimento relativo. Isto abrange todo o campo de atrito e desgaste, incluindo lubrificação, e as interações interfaciais correspondentes entre ambos os sólidos bem como entre sólidos, líquidos ou gases.

De acordo com Singh, Kritika e Singh (2018), o atrito e o desgaste são extremamente complexos, pois são governados por uma gama de parâmetros experimentais como carga, velocidade, ambiente e condições de contato. Dureza, tenacidade à fratura, ductilidade e estabilidade microestrutural de um material sob tensões térmicas e mecânicas podem governar significativamente a resposta tribológica nas mesmas condições experimentais.

Aços carbonos totalmente perlíticos são de grande importância e apresentam extensas demandas em aplicações estruturais exigentes, devido à sua combinação de resistência e tenacidade, além de resistência ao desgaste, ductilidade e baixo custo de fabricação (TALEFF; LEWANDOWSKI e POURLADIAN, 2002). As propriedades mecânicas dos aços eutetóides como, por exemplo, dureza, resistência e tenacidade, são fortemente dependentes do espaçamento interlamelar da perlita (λ) (MODI et al., 2001). Em uma estrutura fina e 100% perlítica, o menor λ

produz propriedades mecânicas favoráveis à resistência ao desgaste, como aumento da dureza e da tensão limite de escoamento, ou seja, quanto menor o λ , maior a resistência ao desgaste e vice-versa (ADAMCZYK-CIEŚLAK et al., 2019).

Várias propriedades do sistema revestimento-substrato em uma ferramenta de corte são necessárias para alcançar uma alta resistência ao desgaste, bem como maior segurança em processos de fabricação por usinagem. O substrato determina a geometria e a tenacidade da ferramenta, enquanto as propriedades tribológicas dependem das características do revestimento. A zona intermediária entre o revestimento e o substrato, chamada de interface, determina a adesão do filme (BYRNE; DORNFELD; DENKINA, 2003).

Substratos de metal duro e de cermet têm sido amplamente utilizados em ferramentas de corte. De acordo com Noordin; Venkatesh e Sharif (2007), a introdução de ferramentas contendo esses substratos com propriedades superiores em comparação aos seus antecessores, vem de encontro ao desenvolvimento contínuo desses materiais. Esses desenvolvimentos incluem a melhoria dos substratos, e dos materiais de revestimento e ainda o aprimoramento das tecnologias de revestimentos (NOORDIN; VENKATESH; SHARIF, 2007). Tais aprimoramentos envolvendo substrato e revestimentos foram realizados nos estudos de (GASSNER et al., 2018) e (CHEN, XU e XIAO, 2015).

Em comparação ao metal duro, os cermets apresentam maior resistência ao desgaste abrasivo, alta dureza a quente, melhor estabilidade química e baixa tendência ao desgaste por oxidação. Por outro lado, a tenacidade do cermet é menor comparado ao metal duro, assim como a resistência ao choque térmico (GRZESIK et al., 2017). A manufatura dos cermets é muito similar à do convencional metal duro à base de WC. A diferença está na maior complexidade da microestrutura do cermet que dificulta a sua fabricação (STÅHL, 2012). Vários estudos, envolvendo a utilização de ferramentas de metal duro e cermet no processo de usinagem, têm sido realizados, porém poucos estudos abordam o comportamento tribológico desses substratos.

Portanto, o objetivo desse trabalho é avaliar as influências dos substratos de metal duro e cermet em relação ao comportamento tribológico por meio de ensaios de desgaste por deslizamento, para obtenção dos valores de coeficiente de atrito (μ), coeficiente de desgaste específico (k) e o comportamento da distribuição de induzidas deformações dos pares tribológicos estudados. Um estudo referente ao comportamento tribológico de aços perlíticos é interessante para futuras aplicações e assim reduzir o desgaste e aumentar o tempo de operação dos equipamentos.

2. Materiais e Métodos

Para execução do ensaio de desgaste, o material aço alto carbono e alto silício (HC-HSi) com estrutura perlítica foi utilizado como contracampo com dimensões de 75 mm de diâmetro por 10 mm de espessura, retirados no mesmo lote de fabricação. O aço HC-HSi foi fabricado pelo processo de fundição em areia, seguido por tratamento térmico de recozimento à temperatura de 1100°C por um período de 24 horas, para homogeneização e redução da tensão residual. O resfriamento lento dentro do forno tem como objetivo de obter a estrutura perlítica à temperatura ambiente e evitar transformação martensítica, como reportado por (GARCIA-MATEO, CABALLERO e BHADESHIA, 2003). No entanto, é necessário esclarecer que o projeto do aço foi elaborado para obtenção final da estrutura bainítica obtido por tratamento térmico de austêmpera, sendo o tratamento de recozimento uma etapa intermediária no processo de manufatura, para viabilizar a usinagem do material. Por isso, o direcionamento do estudo para a estrutura perlítica.

No aço HC-HSi foi realizado o ensaio de macrodureza em conformidade com a norma ISO 6508-1:2005 [12] escala Rockwell-C. Utilizou-se o durômetro 3814 do fabricante *Starrett* com o indentador cônico de diamante, ângulo de 120° e carga de 1471 N, sendo realizadas 15 medições. Além disso, uma máquina de teste EMIC universal eletrônico (DL-10000) foi usada para conduzir os testes de tração e investigar as propriedades mecânicas (tensão máxima de resistência à tração, tensão limite de resistência ao escoamento e o alongamento total). Seis corpos de prova cilíndricos

foram preparados com um diâmetro nominal de 6,25 mm e distância entre raios de 32 mm de acordo com a norma ASTM A370-2016 [13].

A análise microestrutural do aço HC-HSi foi realizada via Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) JEOL JSM-IT300 do Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais - PUC/MG. A amostra foi preparada com embutimento a quente, seguida de polimento e ataque com o reagente Nital 2% (mistura de 2 ml de ácido nítrico com 98 ml de álcool etílico) por 8s. A medição do espaçamento interlamelar da perlita (λ) foi obtida por meio de imagens de MEV com ampliações de 5000x. A medição consiste em traçar uma linha no meio de duas lamelas de cementita sobre a perlita com menor espaçamento interlamelar, que serão aquelas que o plano de polimento cortará perpendicularmente à perlita lamelar. Dividindo o tamanho da linha pelo número de interseções com as lamelas de cementita e o λ é obtido (ABBASCHIAN; ABBASCHIAN e REED-HILL, 2009). Foram realizadas 20 imagens de MEV e para cada imagem foram realizadas 3 medições, totalizando em 60 medições.

Para o ensaio de desgaste por deslizamento, utilizou-se um tribômetro da *Microtest* do tipo pino sobre dico (PSD), modelo SMT-A/0100 – n° série B01100-19, para determinar o μ dos pares tribológicos estudados. Os dados foram coletados por meio do programa *Nanovea Tribometer Software*. Os parâmetros escolhidos no ensaio de desgaste foram carga normal constante de 20 N; velocidade de deslizamento de 90 m/min; diâmetro das trilhas de 60 mm e distância percorrida de 10.000 m que corresponde a 57.600 ciclos. O ensaio foi realizado sem lubrificação e temperatura de $20^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$, sendo realizado teste, réplica e tréplica. A carga escolhida foi baseado no estudo de (VIÁFARA *et al.*, 2005). A velocidade de deslizamento foi determinada considerando a maior velocidade obtida pelo equipamento para assim realizar o ensaio PSD em condições severas de desgaste. A distância percorrida teve o intuito de atingir o substrato dos pinos. Antes do ensaio PSD, pinos e contracorpos foram limpos em uma solução com acetona no ultrassom *Branson* modelo 1800 por 10 minutos. Posteriormente ao ensaio PSD, o mesmo procedimento de limpeza foi realizado para as análises tribológicas.

As superfícies dos contracorpos, do ensaio de PSD, foram preparadas utilizando lixas d'água com granulometria entre 80 a 220 mesh e desvio médio aritmético (R_a) menor que $0,80\ \mu\text{m}$, conforme indicado na norma ASTM G99-05 (2010). As medições do R_a foram realizadas com o equipamento Taylor Robson modelo Surtronic 25. Verificou-se a planaridade dos contracorpos por meio do relógio comparador marca Digimess 121.304 com resolução de 0,01 mm. A verificação da planaridade é importante para minimizar o batimento da superfície e int interferência nos valores do μ .

Os pinos de topo esférico foram confeccionados conforme geometria e dimensões indicadas na FIGURA 1 (a). O material utilizado para a fabricação dos pinos foi o metal duro classe ISO K10-K20 (TSF44). Para a fabricação dos pinos de cermet, foi utilizado o material base oriundo de uma ferramenta de corte (*Mitsubishi* - AP25N), que foi submetida à confecção do topo esférico por processo de brasagem, sendo o mesmo para o corpo do pino de metal duro. O revestimento dos pinos foi realizado pela empresa *Oerlikon Balzers* para a deposição comercial do Nitreto de Titânio (TiN) pelo processo PVD (*Physical Vapour Deposition*). Na FIGURA 1 são apresentadas características dos pinos sendo em: (a) dimensões; (b) o pino de metal duro sem revestimento, (c) o pino de metal duro revestido, (d) o pino de cermet sem revestimento detalhando a região de brasagem em (e) o pino de cermet revestido.

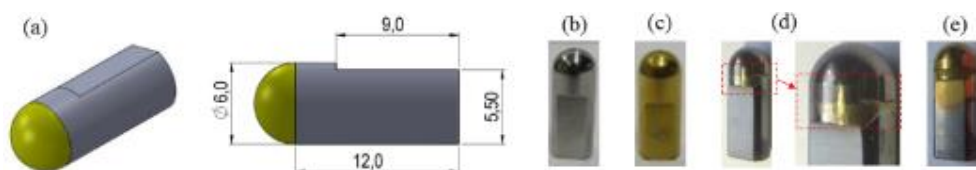


Figura 1 - Pinos de topo esférico: a) dimensões; b) metal duro sem revestimento, c) metal duro com revestimento; d) cermet destacando a região de brasagem; e) cermet com revestimento.

As medições do R_a dos pinos foram realizadas após o revestimento no perfilômetro *Hommelwerk T8000*. A caracterização dos substratos dos pinos de metal duro e cermet foram realizados por MEV e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) equipamento JEOL JSM-IT300. A análise de DRX foi realizada para comprovar a deposição do revestimento de TiN nos pinos de metal duro e cermet utilizados no PSD. Utilizou-se um difratômetro *Philips-Panalytical* (modelo PW 1710) operado a 15-50 kV e monocromatizado com radiação Cu-K α ($\lambda = 1,5406\text{\AA}$) onde a velocidade de varredura foi de 4 graus por minuto e intervalo de $10^\circ - 110^\circ$ (2theta).

O ensaio de PSD produz desgaste no pino e no contracorpo (formação de trilha de desgaste), conforme detalhado na Figura 2 (a), sendo as regiões das trilhas desgastadas submetidas a medição e análise por perfilometria no equipamento perfilômetro *Hommelwerk T8000* e o software de análise *Hommelmap Expert 6*. O volume de material removido no contracorpo foi calculado pela área desgastada, sendo esse dado coletado por meio da seção transversal da trilha obtida pelo ensaio de perfilometria, realizado em três regiões distintas para a obtenção da média. Posteriormente, o volume desgastado (em mm^3) é calculado por meio de relações geométricas.

O coeficiente k também referido como taxa de desgaste específica é calculado em função do volume (V) de material removido, distância percorrida (S) em metros (m) e carga normal (F) aplicada em newton (N). Por meio da análise do valor do coeficiente k , torna-se possível a comparação entre as taxas de desgaste em diferentes classes de materiais (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017). A equação 2.1 sintetiza o cálculo do k realizado para o contracorpo.

$$k = \frac{V}{F.S} \quad \text{Equação 2.1}$$

A equação 2.1 foi desenvolvida como ponto de partida da equação de Archard como descrito em (Archard *et al.*, 1956) e detalhado nos estudos de (FENG *et al.*, 2017).

Posteriormente, para avaliação da deformação induzida após PSD, discos foram submetidos ao corte na seção transversal ao longo da largura da trilha, conforme identificada na Figura 2 (b), no plano xx' . Após corte, foi realizado a preparação e o embutimento a quente das amostras para avaliação da deformação na subsuperfície abaixo da trilha desgastada.



Figura 2 – a) Tribômetro e configuração experimental do ensaio de desgaste por deslizamento do tipo PSD; b) região de análise da trilha desgastada para avaliação da deformação induzida após PSD.

Por último, os debrís foram coletados para os pares tribológicos estudados após PSD. Essas análises fornecem informações adicionais para melhor compreender os fenômenos de desgaste e mecanismos envolvidos nos ensaios PSD. A caracterização das seções transversais para avaliação da deformação induzida, juntamente com as análises dos pinos desgastados e debrís foram realizadas via (MEV) JEOL JSM-IT300 acoplado com EDS.

Apresenta-se na TABELA 1 a nomenclatura adotada dos pares tribológicos estudados nesse trabalho.

Tabela 1 – Nomenclatura dos pares tribológicos.

Nomenclatura	Ensaio	Descrição
MD-1	Teste	Pinos com substrato de metal duro revestido com TiN vs. aço HC-HSi
MD-2	Réplica	
MD-3	Tréplica	
CM-1	Teste	Pinos com substrato de cermet revestido com TiN vs. aço HC-HSi
CM-2	Réplica	
CM-3	Tréplica	

3. Resultados

3.1 Caracterização dos materiais

A composição química e as propriedades mecânicas do aço HC-HSi estão sintetizadas na TABELA 2. A composição química apresenta elementos de liga que contribuem significativamente no desenvolvimento morfológico da perlita e influenciam no refino e homogeneidade das lamelas de ferrita e cementita. O aço HC-HSi é classificado como um aço baixa liga, cuja soma dos elementos de liga é menor ou igual a 8% (AMS, 1990).

Tabela 2 - Composição química e propriedades mecânicas do aço HC-HSi (%)

Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S	Al	Cu
94,75	0,75	1,83	0,81	0,99	0,20	0,52	0,03	0,01	0,01	0,016
Tensão máxima de Resistência à Tração σ_{LR}			Tensão limite de Resistência ao Escoamento σ_{LE}			Alongamento total			Dureza	
831,98 ± 99,61 MPa			480 ± 44 MPa			2,83 ± 0,66%			270 ± 3	

A análise metalográfica do aço HC-HSi é caracterizada por uma microestrutura totalmente perlítica, ou seja, lamelas alternadas de ferrita (α) e cementita (Fe_3C), uma estrutura homogênea, conforme as micrografias detalhadas nas FIGURAS 3 (a) e (b) observada via MO e MEV, respectivamente.

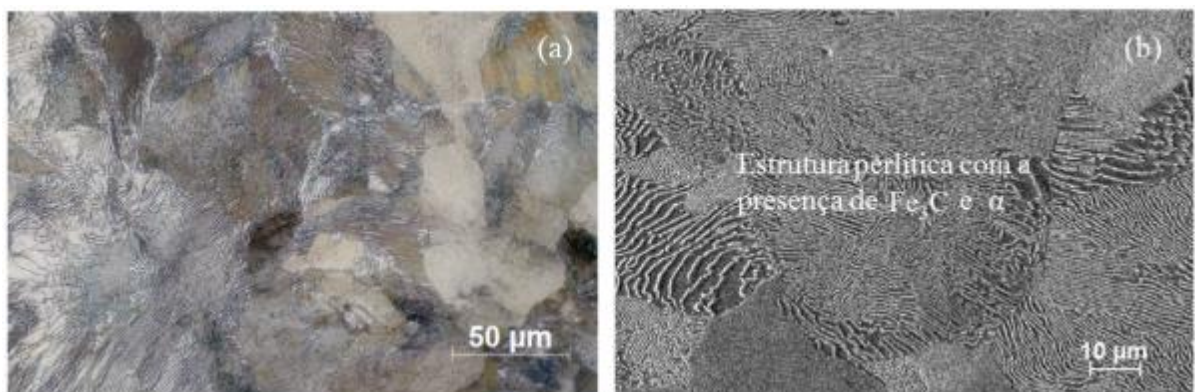


FIGURA 3 - Microestrutura do aço HC-HSi no estado recozido com ataque de 2% de Nital: a) MO com ampliação de 400x; b) MEV com ampliação de 1000x.

O espaçamento interlamelar médio da perlita apresentou valores de $0,41 \pm 0,08 \mu m$. Esses valores são correspondentes a microestrutura com uma rede fina de ferrita ao redor das colônias

perlítica que pode ter sido influenciado pelos elementos de liga adicionados no aço como o Si (1,83%), Ni (0,52%), Cr (0,99%), que contribuem na taxa de crescimento da perlita para obtenção de colônias mais finas, como observado nos estudos de Qiao *et al.* (2020), Hong *et al.* (2019) e (TALEFF *et al.*, 2002).

Em relação as propriedades mecânicas do aço HC-HSi, apresentadas na Tabela 2, observa-se para esse material pouca deformação plástica, o que se caracteriza pela sua rigidez devido os valores encontrados de tensão máxima de resistência à tração (σ_{LR}) e tensão limite de resistência ao escoamento (σ_{LE}), porém o material apresenta baixa ductilidade, dado aos valores obtidos de alongamento total. Portanto, o material estudado não deve propiciar (ou apresentar) deformações permanentes significativas. Os valores de dureza (270 ± 3 HV) estão associados à microestrutura totalmente perlítica e aos elementos de liga que contribuem para o refinamento da perlita.

Quanto aos valores de R_a dos contracorpos, estes se revelaram menores que $0,80 \mu\text{m}$ conforme indicado na norma ASTM G99-05 (2010), sendo de $0,26 \pm 0,20 \mu\text{m}$. Quanto à planaridade, os resultados apresentaram valores menores que $0,1 \text{ mm}$, portanto não interferem na realização do PSD. Em relação a R_a dos pinos utilizados nesse trabalho, os valores encontrados para os pinos de metal duro foram de $0,21 \pm 0,02$; $0,25 \pm 0,02$ e $0,23 \pm 0,02 \mu\text{m}$ correspondente as condições teste, réplica e tréplica, respectivamente. Enquanto que para os pinos de cermet o R_a foram de $0,43 \pm 0,02$; $0,47 \pm 0,02$ e $0,57 \pm 0,03 \mu\text{m}$ para as condições teste, réplica e tréplica, respectivamente.

As propriedades mecânicas dos substratos de metal duro e cermet estão detalhadas na TABELA 3. Os valores de densidade e dureza são próximos, diferenças maiores foram observadas na resistência à ruptura, sendo que o metal duro apresentou maior valor.

TABELA 3 - Propriedades mecânicas dos pinos de metal duro e cermet*

Substrato	Classe	Densidade [g/cm ³]	Dureza [HRA]	Resistência à ruptura transversal [MPa]
Metal duro	K10-k20 (TSF44) ^a	14,10	92,7	4600
Cermet	AP25N (NX2525) ^b	14,10	92,2	2000

*Catálogo *Ceratizit Group*^a (2016) e Catálogo geral da *Mitsubishi*^b (2007-2008)

As análises de MEV e EDS dos substratos dos pinos estão representadas respectivamente pelas FIGURAS 4 (a) e (b). A análise de EDS do substrato de metal duro, confirma a presença de W e C em maiores quantidades e indica que a principal fase é constituída de carboneto de tungstênio (WC), representado pelos grãos facetados (FIGURA 3a) e similar ao reportado no estudo de (GARCÍA *et al.*, 2019). Ademais, a presença de Co corresponde a fase ligante. A adição de Co no substrato de metal duro apresenta um bom balanço entre a tenacidade e a resistência à deformação plástica (ZHENG; XU; *et al.*, 2018).

Em relação ao EDS do substrato de cermet, os elementos Ti, C e N, correspondem a estrutura principal desse substrato, o carbonitreto de titânio (Ti(C,N)). Outros elementos foram evidenciados pelo EDS como W, Mo, Nb, Ni e Co. Os elementos Co e Ni indicam corresponder a fase ligante. A adição de Co e Ni, de acordo com (CÓRDOBA; CHICARDI; GOTOR, 2013), pode resultar em maior tenacidade e a resistência à corrosão na ferramenta de corte. Os elementos W, Mo e Nb são adicionados para formar ricos carbonetos metálicos e assim melhorar a tenacidade à fratura e a resistência à ruptura transversal (GARCÍA *et al.*, 2019).

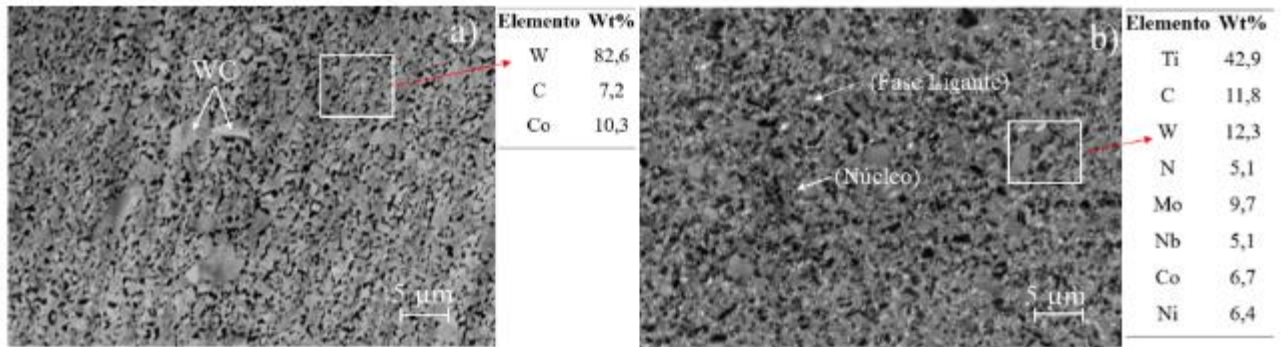


FIGURA 4 - Análise de MEV e EDS do substrato dos pinos: a) metal duro; b) cermet.

Os difractogramas de raios X dos pinos de metal duro e cermet revestidos com TiN utilizados para o PSD estão ilustrados na FIGURA 5. A investigação demonstrou que os picos de difração combinam bem com os picos característicos da fase TiN (cartão JCPDS número 00-065-6836) e está de acordo com o estudo de (TIAN *et al.*, 2015). Sendo assim, o revestimento de TiN apresenta uma estrutura cristalina de fase δ -TiN com orientação cristalográfica nos picos (111), (200) e (220). Revestimentos finos permitem que o feixe de raio X passe pelo filme, atingindo também o substrato. Dessa forma, a presença de picos de WC e Co relacionados ao substrato podem ser observados nos difractogramas, como também observado nos estudos de (AVILES; MANCOSU, ÁVILA, 2020). Contudo, observa que o para pino de cermet, os picos de difração estão relacionados somente com o substrato de metal duro, ou seja, os elementos WC e Co. A ausência dos picos característicos ao substrato do cermet pode ser atribuída a região que foi realizada a análise de DRX, sendo realizada em uma região correspondente ao substrato de metal duro, visto que somente a ponta do pino foi brasada com o substrato de cermet.

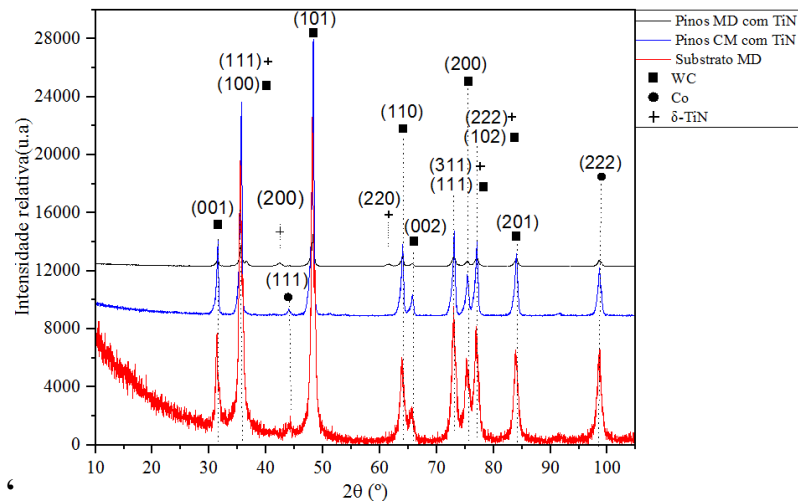


FIGURA 5 - Análise de DRX dos pinos com substrato de metal duro (MD) e cermet (CM) revestidos com TiN

3.2 Análise do Coeficiente de atrito (μ) e Desgaste Específico (k)

A evolução das curvas do μ estão representadas pela FIGURA 6 (a) e (b) e (c) até a distância de deslizamento de 10.000 m e os valores médios do μ foram coletados quando as curvas apresentaram o estágio estacionário. O comportamento das curvas de μ se mostraram reproduzível, para as condições avaliadas, sendo necessário realizar uma tréplica, visto que a curva de μ para a condição CM-2 apresentou diferente comportamento da condição CM-1. Em relação as curvas do μ para as condições MD-1, MD-2 e MD-3, observa-se curvas suaves com pequenas flutuações e com maior estabilidade comparado com as curvas CM-1, CM-2 e CM-3, o que pode inferir que o

estágio estacionário foi alcançado a partir da distância de 150 m, conforme observado na FIGURA 6 (a) e os valores de μ permaneceram relativamente constante.

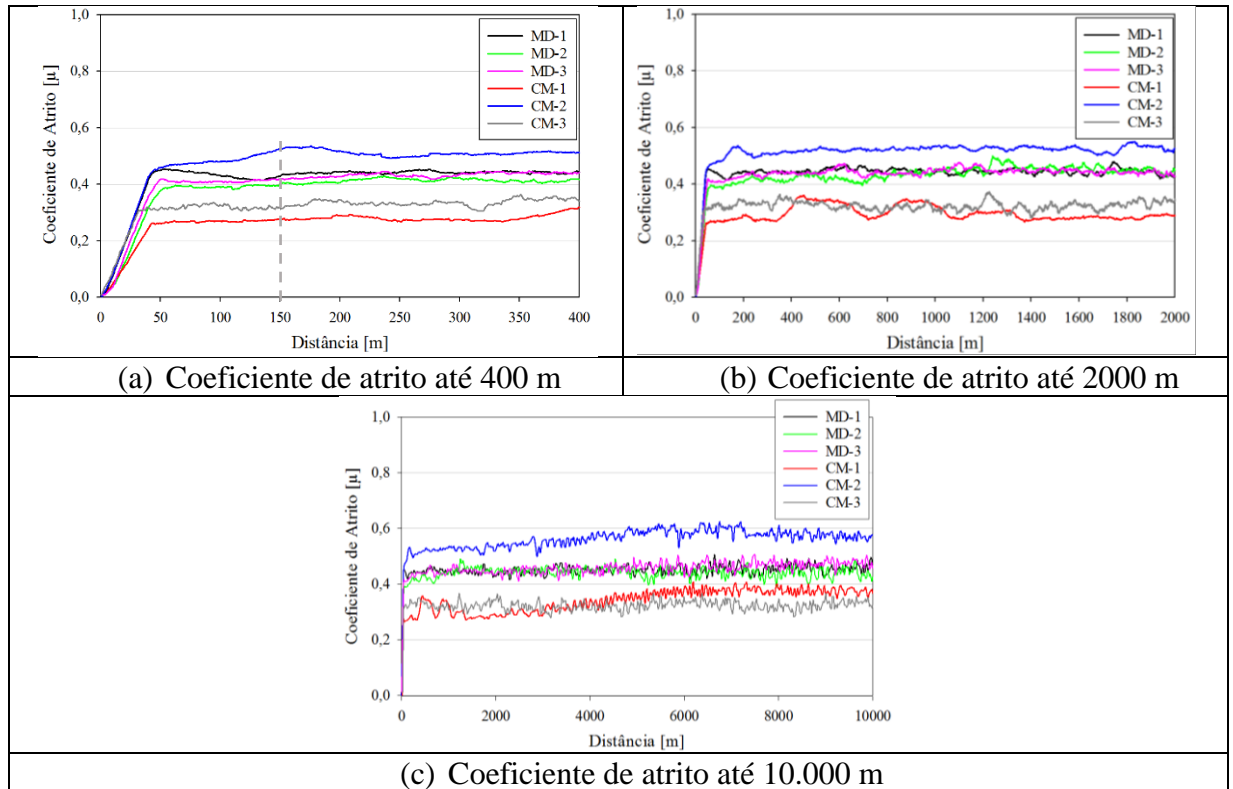


FIGURA 6 - Coeficiente de atrito nas distâncias de deslizamento: a) até 400 m; b) até 2000 m; c) até 10.000 m.

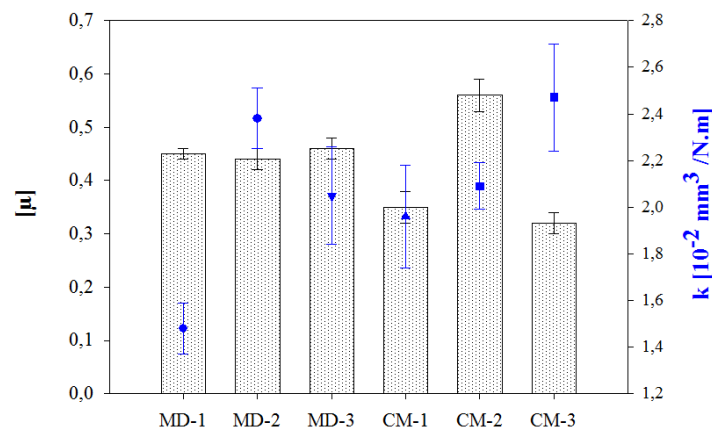
Porém, para as condições CM-1, CM-2 e CM-3, as curvas se apresentaram uma maior instabilidade e flutuações desde o *run-in* e o estágio estacionário foi alcançado aproximadamente à mesma distância de deslizamento, ou seja, de 150 m (FIGURA 6b). Os valores do μ até essa distância (150 m) foram em torno de 0,23; 0,41 e 0,28, respectivamente. As flutuações podem estar atribuídas a presença de debris, que ocasiona instabilidade da curva do coeficiente de atrito, devido à deformação e quebra das asperezas, como reportado por Ba *et al.* (2021), visto que no *run-in* as superfícies em contato ainda estão se acomodando (BLAU, 2009). Posteriormente, os debris são removidos da interface e uma área de contato real pode ser formada, terminando e estabilizando o atrito Ba *et al.* (2021). Além disso, as maiores instabilidades podem estar relacionadas a maiores valores de R_a verificada para os pinos de cermet após revestimento. Contudo, após a distância de deslizamento de 150 m, observou-se um aumento do μ , conforme representado pela FIGURA 6 (c) para CM-1, CM-2 e CM-3.

A TABELA 4 detalha os valores de μ para os pares tribológicos estudados a partir do estágio estacionário e do k do contracorpo. Observa-se que os valores de μ nas condições MD-1, MD-2 e MD-3, permaneceram com valores em torno de (0,44 a 0,46). Porém, ao avaliar o μ para a condição CM-2 ($0,56 \pm 0,03$), um maior valor de μ foi observado quando comparado as condições CM-1 ($0,31 \pm 0,03$) e CM-3 ($0,32 \pm 0,02$).

TABELA 4 - Coeficiente de atrito (μ) e coeficiente de desgaste específico (k) para os pares tribológicos avaliados.

Condições	μ	Volume desgastado (V) [mm ³]	k (Coeficiente de desgaste específico do contracorpo) [10 ⁻² mm ³ /N.m]
MD-1	0,45 ± 0,01	3,216	1,48 ± 0,11
MD-2	0,44 ± 0,02	5,163	2,38 ± 0,13
MD-3	0,46 ± 0,02	4,444	2,05 ± 0,21
CM-1	0,31 ± 0,03	4,252	1,96 ± 0,22
CM-2	0,56 ± 0,03	4,537	2,09 ± 0,10
CM-3	0,32 ± 0,02	5,376	2,47 ± 0,23

Observa-se que os menores valores de μ foram obtidos para as condições CM-1 e CM-3. Em relação ao coeficiente k , os valores para ambos os substratos se manteve próximos. A FIGURA 7 sintetiza os valores de μ e do k para os pares tribológicos avaliados. Espera-se que as análises do desgaste dos pinos, trilhas e debris possam ajuda a explicar os mecanismos de desgaste para as condições MD-1, MD-2, CM-1 e CM-2 que foram utilizadas para análises.

**FIGURA 7 - Comparação dos valores de μ e k para os pares tribológicos metal duro (MD) e cermet (CM) contra o aço HC-HSi.**

3.3 Análise do desgaste dos pinos

A análise de MEV, EDS e mapeamento químico da região desgastada dos pinos nas condições MD-1 e MD-2 estão representados pela FIGURA 8 (a) e (b), respectivamente. A ausência dos elementos Ti e N revelam um deslocamento do filme e exposição do substrato para o teste e a réplica. O deslocamento do filme contribui para a geração de debris com potencial abrasivo. A presença dos elementos W em maior quantidade, juntamente com C e Co correspondem aos elementos químicos presentes do substrato de metal duro (FIGURA 4a) e corroboram as afirmações acima em relação ao deslocamento do revestimento tanto para a condição MD-1 quanto para a MD-2. No entanto, a presença de Fe não foi evidenciado para MD-1 (FIGURA 8a), apenas teores de O e Cr em menor concentração (0,2%), o que sugere que não houve mecanismo de adesão atuando nesse tribossistema e que abrasão seja o principal mecanismo de desgaste.

Para a condição MD-2, observou-se interações um pouco mais acentuadas conforme imagens geradas na região de desgaste do pino (FIGURA 8b). A presença do elemento Fe e O mesmo em

menor concentração tanto na região de desgaste quanto na região externa do pino é indicativo de formação de óxido de ferro durante o desgaste por deslizamento, visto que o Fe é o principal elemento do aço HC-HSi, advinda do contracorpo e transferida para o pino. Adicionalmente, durante o desgaste por deslizamento, a introdução de energia via atrito pode induzir um aumento de temperatura e defeitos a partir da deformação do material na superfície, aumentando sua reatividade química e levando a reações triboquímicas (MITESKI, KURTULAN e HANKE, 2021). A presença de O promove uma fina camada de óxido (de 1,0 a 10,0 nm de espessura) na maioria dos metais (HOLMBERG, MATTHEWS, A.; H. RONKAINEN, 1998). Essas camadas de reação podem impedir o contato metálico direto e prevenir a formação de ligações adesivas, ou podem fraturar e levar à abrasão, dependendo de sua dureza (CZICHOS e HABIG, 2010). Portanto, para esse par tribológico, sugere que as camadas de óxido fraturaram e mecanismo de abrasão poderiam ter intensificado o desgaste, juntamente com a presença de debris devido o deslocamento do filme e influenciado nos valores de k .

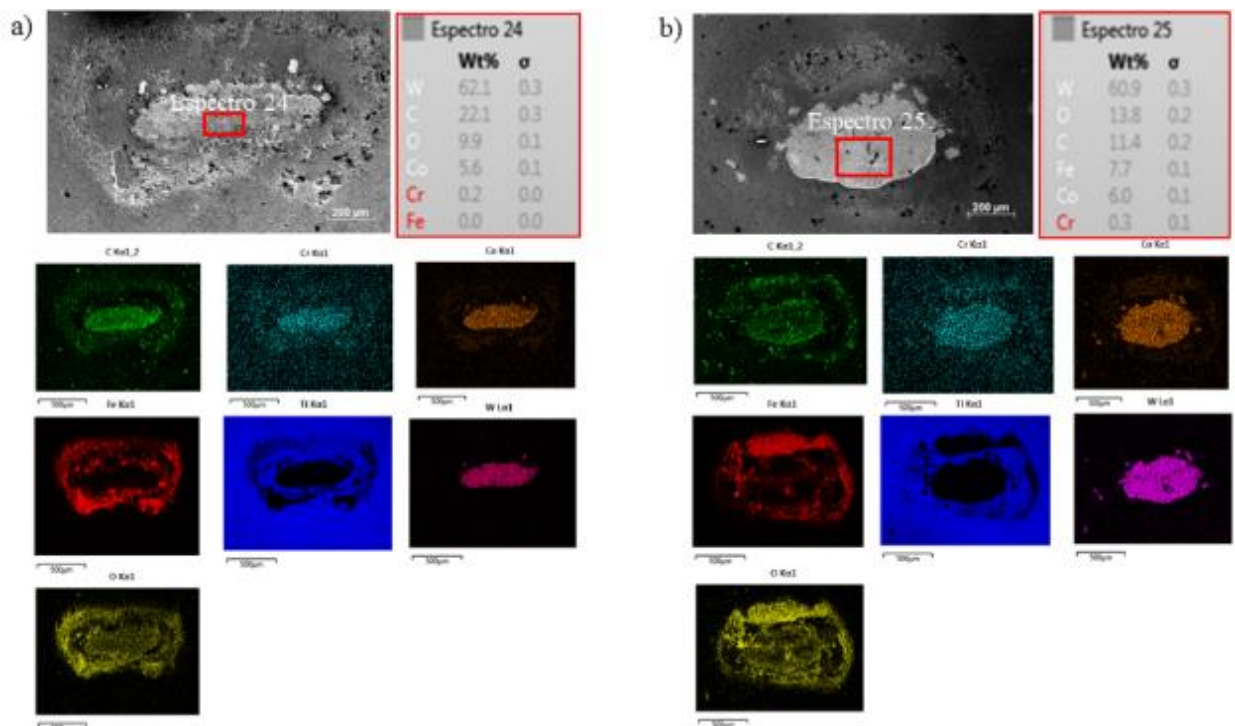


FIGURA 8 - Análise de MEV, EDS e mapeamento químico da região desgastada dos pinos com substrato de metal duro nas condições: a) MD-1; b) MD-2.

A análise de MEV, EDS e mapeamento químico da região desgastada dos pinos para CM-1 e CM-2 estão representados pela FIGURA 9 (a) e (b), respectivamente. Para CM-1, a presença do elemento Ti (37,2%) e demais elementos como C, W, N, Mo, Nb, Co e Ni, podem sugerir que o revestimento deslocou e atingiu o substrato de cermet, conforme elementos químicos do substrato indicados na FIGURA 4b. Contudo, a presença do elemento Fe juntamente com O na região de desgaste, sugere formação de camada de óxido. Visto que os valores de μ para esse par tribológico foram menores do que a réplica (CM-2), o que sugere que a camada de óxido impediu o contato metálico direto e ajudou a prevenir formação de ligações adesivas, conforme descrito por (CZICHOS e HABIG, 2010). Portanto, para esse par tribológico sugere principalmente a participação de mecanismo abrasivo.

Diferente da condição CM-1, observou-se um aumento dos elementos químicos Fe (15,6%), O (24,8%) para a condição CM-2, o que indica possíveis mecanismos de adesão atuando, juntamente com a presença de Cr (0,3%) sugerindo transferência de material do contracorpo para o pino. Os demais elementos como o C, W, Mo, Nb, Ti, Co e Ni elucidam a relação com substrato de cermet e, portanto sugere deslocamento do filme. Sendo assim, pode-se concluir que os mecanismos de

adesão juntamente com a abrasão, proporcionaram maiores interações o que poderia ter contribuído para o aumento do μ em 44% comparado com a condição CM-1.

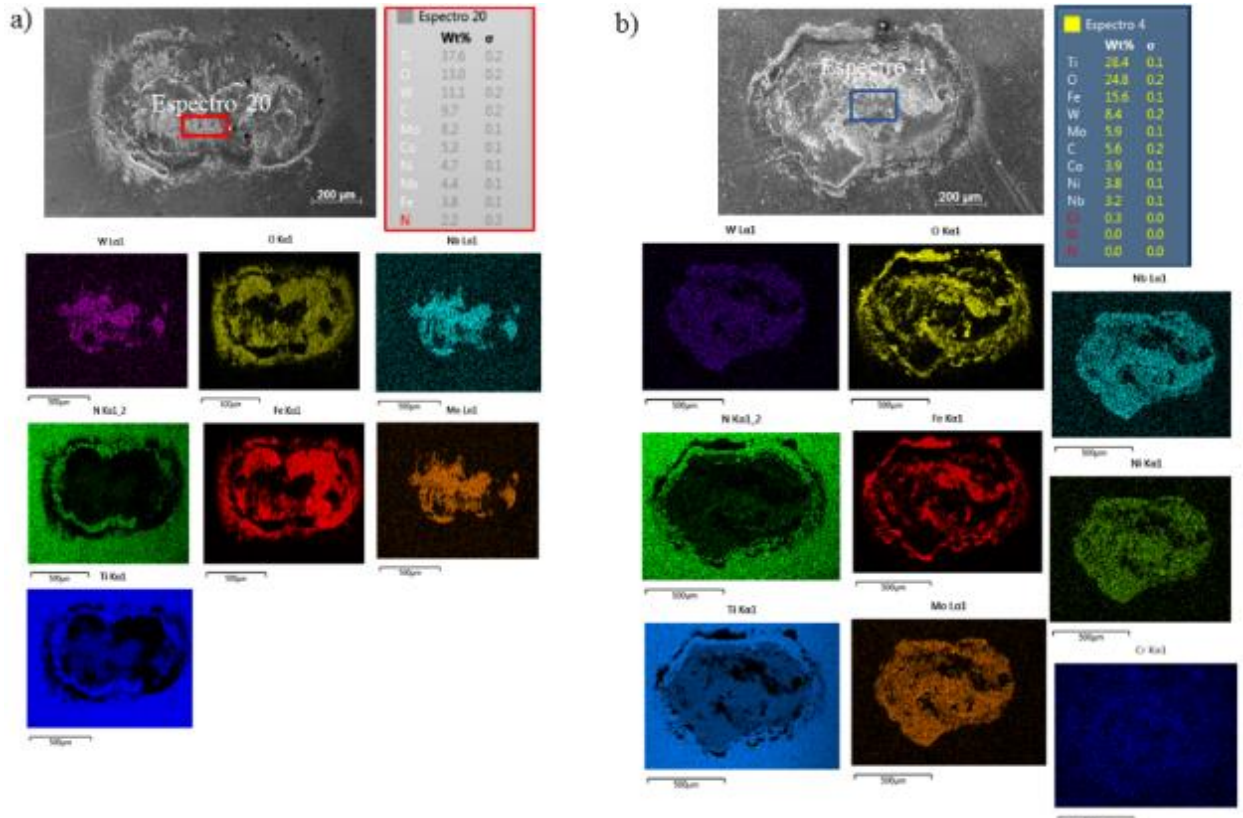


FIGURA 9 - Análise de MEV, EDS e mapeamento químico da região desgastada dos pinos com substrato de cermet nas condições: a) CM-1; b) CM-2.

3.4 Análise das trilhas desgastadas e dos debrís

As FIGURAS 10 (a) a (d) apresentam os perfis 2D das trilhas desgastadas após ensaio PSD. Os valores indicados nos perfis correspondem a média e o desvio padrão da profundidade extraídos de três regiões das trilhas após a análise de perfilometria. Observa-se que a trilha com menor profundidade corresponde a condição MD-1 o que corrobora os valores de k obtido para essa condição.

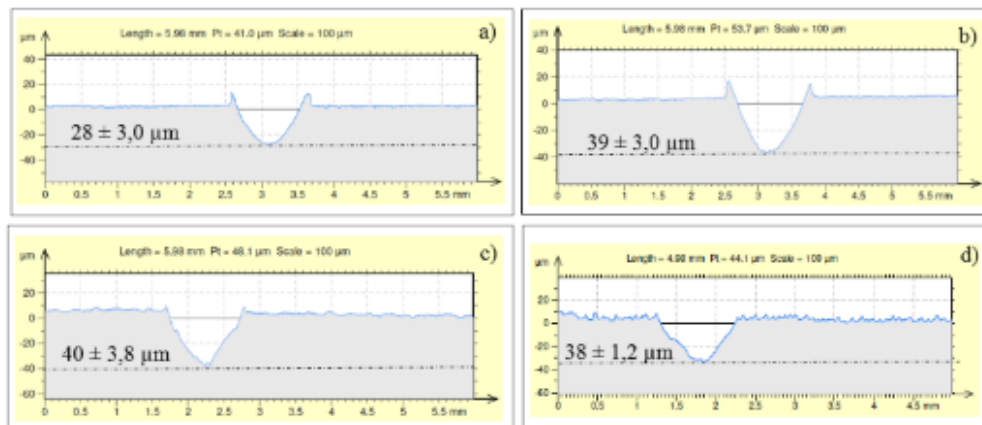


FIGURA 10 - Perfis 2D da região trilhas desgastadas: a) MD-1; b) MD-2; c) CM-1; d) CM-2

A FIGURA 11 apresentam as imagens de MEV das trilhas desgastadas para as condições MD-1, MD-2, CM-1 e CM-2.

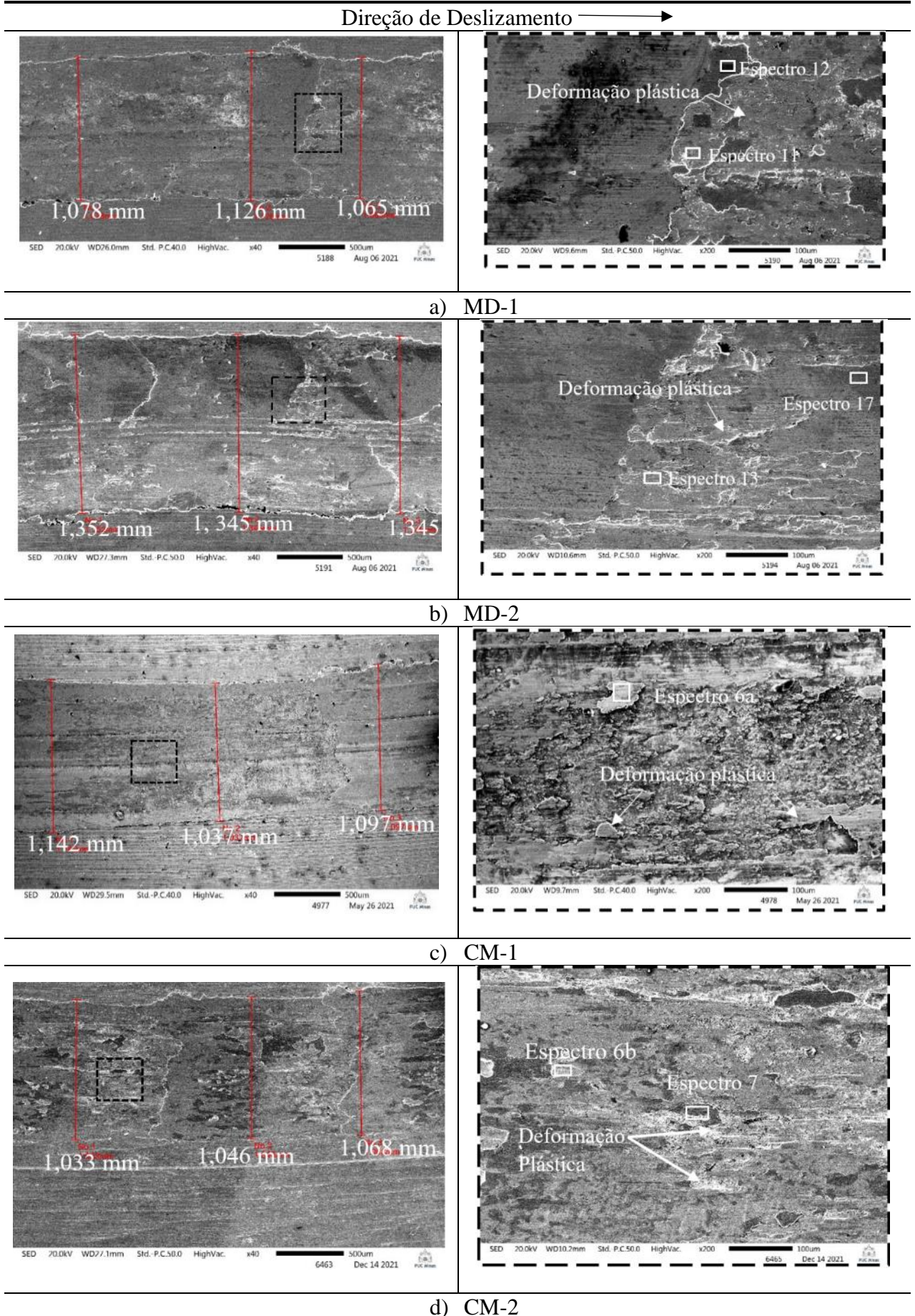


FIGURA 11 - Imagens de MEV das trilhas desgastadas após PSD: a) MD-1; b) MD-2; c) CM-1; d) CM-2.

Não houve variação significativa nos valores das larguras para todas as condições avaliadas. Superfícies lisas foram observadas para as todas as condições e sinais de deformação plástica (*ploughing*) no qual sugere atuação de suaves mecanismos de abrasão. Nesses casos, a maior parte do material removido das ranhuras foi apenas deslocada para suas bordas e, em seguida, deformada e deslocada plasticamente. Durante o teste de desgaste, o pino exerce pressão na superfície de contato e essa pressão nas asperezas torna-se muito alta e geralmente excede a resistência ao cisalhamento do material, causando deformação plástica das asperezas (BHUSHAN, 2013). Na condição CM-1, ficou mais evidente a presença de fratura frágil do material, o que sugere a ocorrência de quebras e partículas maiores de desgaste presas no contato, conforme verificado na FIGURA 11 (c), mas que não levaram ao aumento do k (tabela 4). Os fragmentos quando aderidos à superfície e mantendo ao plano de deslizamento poderiam contribuir para redução e estabilização do μ , conforme observado para esse par.

A análise de EDS das trilhas avaliadas (TABELA 5), apontam a presença de Fe e outros elementos químicos (Cr, Si, Ni, Mn, Mo) correspondente ao aço HC-HSi e sugere que não houve adesão de material dos pinos nas trilhas desgastadas. As imagens de MEV para as trilhas MD-1 e MD-2 apresentaram uma diferença de coloração nas trilhas de desgastes. A presença de O (22,9%) na região escura (espectro 12) pra MD-1 indicou que a superfície foi levemente oxidada (reação triboquímica) durante o deslizamento, o que pode contribuir para a formação da camada de óxidos. De acordo com Hutchings e Shipway (2017) partículas de óxidos de ferro que são formadas durante o deslizamento agem como lubrificante e contribuem para reduzir a resistência ao cisalhamento, o atrito entre os pares tribológicos e partículas abrasivas, sendo assim corrobora com o valor encontrado de k para esse par. O EDS da trilha desgastada para a condição MD-2 mostra a presença de O, mas em porcentagem inferiores (2,9% - espectro 17). Dessa forma, sugere que as camadas de óxidos tenham sido quebradas e agiram como elementos abrasivos acelerando o processo de desgaste o que levaram a maiores valores de k quando comparado com a condição MD-1. A condição CM-1 não foi observada aumento de O, apenas na condição CM-2 (27,9% - espectro 7). Para a condição CM-1 acredita que a presença de grande quantidade de fragmentos aderidos ao sistema apresentou um comportamento positivo (menor valor de μ e k , comparado a CM-2). Contudo, para a condição CM-2 a presença de O (27,9%) sugere formação de camada de óxido. Mas com o repetitivo deslizamento, as camadas de óxidos quebraram e a presença de fragmentos podem criar um sistema de três corpos e acelerar o processo de desgaste por abrasão tanto no pino quanto no disco, o que corrobora com os valores encontrados de μ e k para esse par. Durante o ensaio PSD, as tensões são elevadas, que pode resultar na deformação plástica, adesão e formação de junções que posteriormente sofrem abrasão no decorrer do ensaio, devido aos fragmentos de óxidos.

TABELA 5 - Análise química (%) por EDS da região das trilhas desgastadas referente as condições MD-1, MD-2, CM-1e CM-2.

Condições	Espectro	Elementos químicos							
		Fe	C	O	Si	Ni	Cr	Mn	Mo
MD-1	11	88,0	4,8	3,2	1,3	1,1	0,9	0,7	-
	12	71,9	2,0	22,9	1,3	0,4	0,8	0,7	-
MD-2	13	91,7	3,0	1,1	1,6	0,7	1,0	0,9	-
	17	88,6	4,4	2,9	1,2	1,2	0,8	0,7	0,3
CM-1	6a	89,4	4,6	1,8	1,7	1,2	1,0	0,8	-
CM-2	6b	87,2	3,9	4,6	1,9	0,6	1,0	0,9	-
	7	65,1	3,7	27,9	1,3	0,3	0,8	0,6	0,3

A FIGURA 12 (a), (b), (c) e (d) apresentam imagens de MEV das seções transversais para avaliação da deformação induzida dos pares tribológicos estudados. As imagens foram realizadas na região central da trilha desgastada.

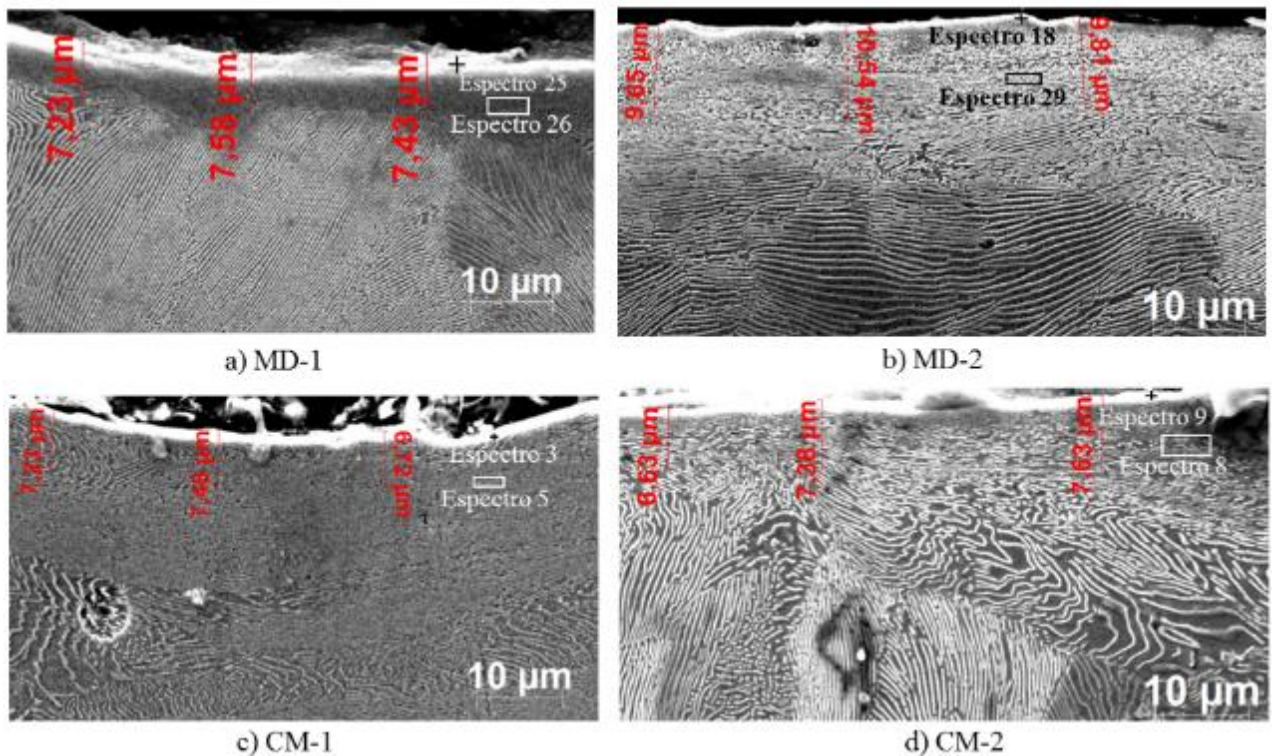


FIGURA 12 - Imagens de MEV das subsuperfícies após PSD: a) MD-1; b) MD-2; c) CM-1; d) CM-2.

Durante o processo de desgaste, significativa deformação plástica no material está associada ao aumento da densidade de deslocamento devido às altas tensões de contato (MOGHADDAM *et al.*, 2019). Consequentemente, o movimento de deslocamentos torna-se mais difícil e a dureza do material aumenta como resultado do endurecimento por deformação (MOGHADDAM *et al.*, 2019). Em materiais perlíticos, o endurecimento por deformação está relacionado à densidade de deslocamento e refinamento do grão da ferrita durante a deformação (HU *et al.*, 2019). De acordo com Moghaddam *et al.* (2019), a deformação plástica se torna mais pronunciada próxima a superfície de contato do qual é associado ao refinamento da microestrutura. Portanto, nas seções avaliadas observou o refinamento da microestrutura, deformação plástica e não foram observadas trincas na subsuperfície em nenhuma condição avaliada. Para as condições MD-1, CM-1 e CM-2 foram observadas menores espessuras de camada deformada (em torno de 6 a 8 µm), sendo possível verificar uma estrutura fragmentada da cementita próximo a superfície de contato (subsuperfície). Esses comportamentos remetem aos resultados de k para essas condições descritas acima. Contudo, para a condição MD-2, observou maiores espessuras de camada deformada maiores que 9 µm e fragmentação da cementita foram notadas, o que pode corroborar aos valores de k observados para essa condição. Severas deformações plásticas na subsuperfície do aço perlítico (pinos) após ensaio PSD foram observados nos estudos de (CHAVES *et al.* (2020) e um aumento significativo dos valores de dureza na subsuperfície até 10 µm da superfície de contato que influenciaram os valores de taxa de desgaste.

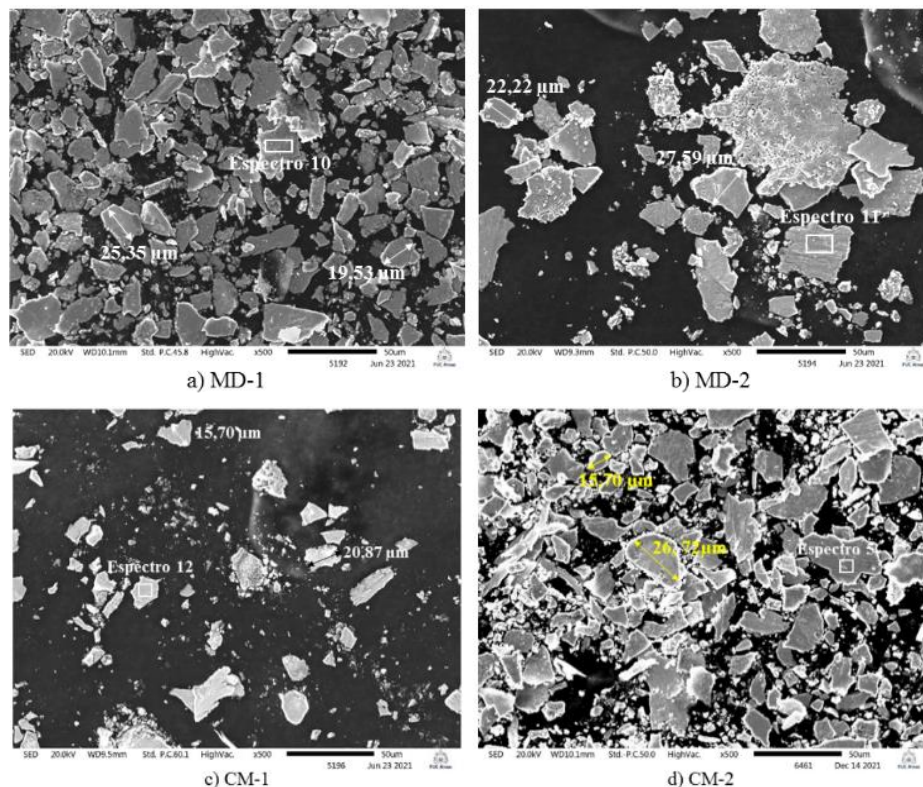
A TABELA 6 apresenta a análise de EDS próxima a superfície da trilha desgastada e da subsuperfície. Próxima a superfície de contato, indica formação de camada de óxidos, ou seja, uma mistura do material do contracampo e óxidos, verificada pela presença dos elementos químicos do aço HC-HSi e a presença de O nos EDS. Similar resultado verificado nos estudos de Moghaddam *et al.* (2019), no qual os autores denominaram de zona 3, que corresponde a uma mista composição do material de base e camada de óxidos (tribofilme). Já na subsuperfície (abaixo da camada de óxido) a concentração de O reduz e os elementos químicos do aço HC-HSi prevalece (espectros 26, 29, 5 e 8).

TABELA 6 - Análise química (%) por EDS dos debris correspondente as condições MD-1, MD-2, CM-1e CM-2.

Condições	Espectro	Elementos químicos							
		Fe	C	O	Si	Ni	Cr	Mn	Mo
MD-1	25	59,3	25,4	11,6	1,6	0,4	0,7	0,6	-
	26	82,1	12,2	1,3	1,8	0,5	0,9	0,8	0,3
MD-2	18	45,8	39,2	12,4	0,9	0,3	0,5	0,4	-
	29	86,0	8,1	1,5	2,0	0,5	1,1	0,8	-
CM-1	3	52,3	26,1	11,7	8,2	-	0,8	0,6	-
	5	91,5	3,9	0,6	1,8	-	1,1	0,8	-
CM-2	9	67,1	11,5	16,9	2,7	0,3	0,8	0,7	-
	8	87,8	6,6	1,3	1,7	0,6	1,2	0,9	-

Por fim, a FIGURA 13 apresenta as imagens de MEV dos debris para as condições MD-1, MD-2, CM-1e CM-2. Os debris são considerados partículas duras que agem como corpos abrasivos permanecendo dispersos na interface de contato (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017). Os debris de todos os pares tribológicos são desprendimento de material, devido a abrasão e fratura. Sugere que esses desprendimentos estejam relacionados a deformação plástica, visto que a deformação pode aumentar a área de contato e produzir mais debris na superfície e na interface de acordo com (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017).

Para todas as condições debris mais finos e granulados foram verificados, conforme visualizado na FIGURA 13 (a), (b) (c) e (d), o que pode ser atribuído a mecanismo abrasivo e ao submecanismo de microcorte. Não foram observadas marcas de cisalhamento relacionados a trincas que poderia ser indicativo de desgaste severo. Após repetitivos deslizamentos, os debris finos aderem a superfície do contracorpo e em seguida sofrem deformação plástica devido a carga aplicada e a força de atrito, o que corrobora as imagens de MEV das trilhas desgastadas, no qual foram observadas superfícies lisas e a presença de deformação plástica.

**FIGURA 13 - Imagens dos debris após PSD: a) MD-1; b) MD-2; c) CM-1; d) CM-2.**

A análise de EDS dos debris correspondem os elementos químicos tanto do disco quanto do pino e indicaram a predominância dos elementos Fe e O para todas as condições, conforme indicado na TABELA 7. Dessa forma, sugere formação de óxido de ferro durante o desgaste de deslizamento, o que leva a concluir que houve formação de camadas de óxidos no tribossistema.

TABELA 7 - Análise química (%) por EDS dos debris correspondente as condições MD-1, MD-2, CM-1e CM-2.

Condições	Espectro	Elementos químicos							
		Fe	C	O	Si	Ni	Cr	Mn	Mo
MD-1	10	76,1	3,8	13,9	1,5	1,1	0,8	0,7	-
MD-2	11	66,9	2,8	24,6	1,9	-	0,8	0,8	-
CM-1	12	63,3	3,6	27,6	1,4	-	0,6	0,6	0,2
CM-2	5	72,2	1,7	23,3	1,4	0,2	0,7	0,7	-

4. Discussão

Em relação as propriedades mecânicas dos substratos, pequenas diferenças de dureza foram observadas, contudo a maior diferença foi verificada nos valores de resistência à ruptura transversal, sendo maior para o substrato de metal duro. Contudo, acredita-se que o comportamento tribológico dos pares estudados tenha sido influenciado pela composição química dos substratos. Baseado nas informações do Catálogo geral da Mitsubishi (2007-2008), a classe NX2525 (substrato de cermet) possui partículas duras de Ti no interior de sua microestrutura que contribui para aumentar a resistência ao desgaste, juntamente com os elementos W, Mo e Nb que são adicionados para formar ricos carbonetos metálicos (GARCÍA *et al.*, 2019). Dessa forma, os valores encontrados de μ para as condições CM-1 e CM-3, podem estar relacionados a adição desses elementos químicos no substrato do cermet. No entanto, mecanismo de adesão e abrasão influenciaram nos valores de μ para a condição CM-2. A maior instabilidade da curva de μ também reforça interação mais intensa para essa condição.

Em relação ao comportamento de desgaste para os pares tribológicos MD-1 e MD-2 abrasão foi o principal mecanismo de desgaste juntamente com a presença de deformação plástica na trilha desgastada. Para a condição MD-1 sugere a formação de camada de óxidos (reação triboquímica) preveniram a formação de ligações adesivas e contribuíram para o valor de k encontrado. A oxidação da superfície desempenha um papel importante na determinação da resistência ao desgaste. Para as condições MD-2 a formação de camada de óxidos preveniu a formação de ligações adesivas, contudo com a evolução do desgaste, sugere que óxidos tenham sido quebrados, visto que teores de O nessas trilhas foram menores comparado a condição MD-1 e corrobora os valores de k encontrado para esses pares.

Uma aparente fragilidade foi observada na região da subsuperfície das trilhas desgastadas, visto que a deformação é mais pronunciada próxima a superfície de contato. Observou-se um baixo grau de deformação plástica para todas as condições em comparação com o aço perlítico nos estudos Chaves *et al.* (2020), no qual foi observado um alinhamento da cementita e ferrita paralelamente à direção de deslizamento. Esse baixo grau de deformação plástica pode estar relacionado aos valores obtidos de alongamento total (TABELA 2) indicando baixa ductilidade do aço estudado.

5. Conclusões

Ao comparar substratos diferentes em uma microestrutura perlítica do aço HC-HSi por meio de ensaios de desgaste por deslizamento do tipo PDS, os principais resultados são descritos abaixo:

- Os menores valores de coeficiente de atrito foram atribuídos aos pares tribológicos utilizando pinos com substrato de cermet, nas condições CM-1 e CM-3.
- Para a condição CM-2 mecanismo de abrasão e adesão contribuíram para aumentar o atrito.
- Para as condições MD-1, MD-2 e CM-1 o principal mecanismo de desgaste foi abrasão e a presença de camada de óxidos preveniram a formação de ligações adesivas.
- Em relação ao contracorpo, baixo grau de deformação plástica da microestrutura e com frágil aparência foi observado na subsuperfície para todas as condições, que pode estar relacionado com a baixa ductilidade do aço (alongamento total).

Agradecimentos

Ao SENAI-CETEF de Itaúna pela elaboração do aço fundido. Ao Laboratório de Difração de Raio-X e o Laboratório de Tribologia e Perfilometria do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) pela infraestrutura física disponibilizada para a realização dos ensaios. Ao Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais - Campus Coração Eucarístico pela realização das análises de MEV. Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG). O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES – Código de Financiamento 001.

Referências

- Adamczyk-cieślak, B.; Koralnika, M.; Kuziakb, R.; BRYNKA, T.; Zygmuntc, T.; Mizera, J. (2019). Low-cycle fatigue behaviour and microstructural evolution of pearlitic and bainitic steels. *Materials Science and Engineering A*, 747, 144-153. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.043>
- Abbaschian, R.; Abbaschian, L.; Reed-hill, R. E. (2009). *Physical Metallurgy Principles*. Cengage Learning.
- American Society for Testing and Materials. ASTM A370. (2016). *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*.
- American Society of Metal. (1990). *ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*.
- ASTM G99-05. (2010). *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*. ASTM International.
- Archard, J.F, Hirst, W. (1956). The wear of metals under unlubricated conditions. *Proceedings of the Royal Society of London*, 236, 397-410. <https://doi.org/10.1098/rspa.1956.0144>
- Aviles, J. D. B.; Mancosu, R. D.; Ávila, R.F.D. (2020). Estudo e caracterização de filmes finos em ferramentas de corte: comparação da concentração de alumínio em filmes de TiALN. *Revista Brasileira de Iniciação Científica*, 7 (2), 237-249.
- BA, E. C. T. E.; Dumont, M. R.; Martins, P. S.; Drumond, R. M.; Cruz, M. P. M.; Vieira, V. F. (2021). Investigation of the effects of skewness Rsk and kurtosis Rku on tribological behavior in a pin-on-disc test of surfaces machined by conventional milling and turning processes. *Materials Research*, 24 (2), 1-15. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2020-0435>
- Blau, P. J. (2009). *Friction Science and Technology: From concepts to applications*. 2 ed. New York: CRC Press.
- Byrne, G.; Dornfeld, D.; Denkena, B. (2003). Advancing Cutting Technology. *Annals of the CIRP*, 52 (2), 483-507.
- Bhushan, B. (2013). *Introduction to Tribology*. 2 ed. John Wiley & Sons, inc., New York.
- Catálogo Toolmaker Solutions by Ceratizit (2016): P-line Program Round Tool Materials.
- Catálogo Geral da Mitsubishi. Catálogo de Ferramentas de Corte (2007-2008).

- Chaves, A. P.G.; Centeno, D.M.A.; Masoumi, M.; Goldenstein, H. (2020). Effect of the microstructure on the wear resistance of a pearlitic steel. *Materials Research*, 23 (2),1–8. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2019-0605>
- Chen, X.; Xu, J.; Xiao, Q. (2015). Cutting performance and wear characteristics of Ti(C,N)-based cermet tool in machining hardened steel. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 52, 143-150. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2015.06.006>
- Córdoba, J. M.; Chicardi, E.; Gotor, F.J. (2013). Liquid-phase sintering of Ti(C,N)-based cermets. the effects of binder nature and content on the solubility and wettability of hard ceramic phases. *Journal of Alloys and Compounds*, 559, 34-38. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.01.046>
- Czichos, H.; Habig, K-H. (2010). *Tribologie Handbuch*, 3 ed. Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden.
- Feng, X.; ZhanG, Y.; Hu, H.; Zheng, Y.; Zhang, K.; Zhou, H. (2017). Comparison of mechanical behavior of TiN, TiNC, CrN/TiNC, TiN/TiNC films on 9Cr18 steel by PVD. *Applied surface science*, 422, 266-272. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.05.042>
- Gassner, M.; Schalk, N.; Tkadletz, M.; Pohler, M.; Czettl, C.; Mitterer, C. (2018). Influence of cutting speed and workpiece material on the wear mechanisms of CVD TiCN/ α -Al₂O₃ coated cutting inserts during turning. *Wear*, 398-399, 90-98. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.11.019>
- Garcia-mateo, C.; Caballero, F. G.; Bhadeshia, H. K.D.H. (2003). Acceleration of low-temperature bainite. *ISIJ International*, 43(11), 821–1825. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1821>
- García, J.; Ciprés, V. C.; Blomqvist, A.; Kaplan, B. (2019). Cemented carbide microstructures: a review. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 80, 40-68. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.12.004>
- Grzesik, W. (2017). *Advanced machining processes of metallic materials: theory, modelling and applications*. 2 ed. Elsevier.
- Gesellschaft für Tribologie e.V.: Arbeitsblatt 7. (2002). *Tribologie, Verschleiß, Reibung - Definitionen, Begriffe, Prüfung*.
- Holmberg, K.; Matthews, A.; H. Ronkainen. (1998). Coatings Tribology - contact mechanisms and surface design. *Tribology International*, 31(1-3), 107-120. [https://doi.org/10.1016/S0301-679X\(98\)00013-9](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(98)00013-9)
- Hong, Z.; Zhang, X.; Zhang, C.; Wen, Z.; Jin, X.; Yan, Q. (2019). Achievement of high strength-ductility combination in railway wheel steel with thin pearlite and spherical cementite via composition and undercooling design. *Materials Research Express*, 6 (1). <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aae6d7>
- Hu, Y.; Su, C.R.; Guo, L.C.; Liu, Q.Y.; Guo, J.; Zhou, Z. R.; Wang, W. J. (2019). Effect of rolling direction on microstructure evolution of CL60 wheel steel. *Wear*, 424–425, 203–215. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.02.022>
- Hutchings, I.; Shipway, P. (2017). *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*. 2 ed. Elsevier.
- Mitevski, B.; Kurtulan, D.; Hanke, S. (2021). The influence of submechanisms of abrasion on wear of steels under lubricated sliding. *Wear*, 477 (2/54):203836. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203836>
- Modi, O. P.; Deshmukh, N.; Mondal, D.P.; Jha, A. K.; Yegneswaran, A.H.; Khaira, H. K. (2001). Effect of interlamellar spacing on the mechanical properties of 0.65% C steel. *Materials Characterization*, 46, 347-352. [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(00\)00113-3](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(00)00113-3)
- Moghaddam, P. V.; Hardell, J.; Vuorinen, E.; Prakash, B. (2019). The role of retained austenite in dry rolling/sliding wear of nanostructured carbide-free bainitic steels. *Wear*, 428-429, 193-204. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.012>
- Noordin, M.Y, Venkatesh, V. C, Chan, C. L, Abdullah, A. (2001). Performance evaluation of cemented carbide tools in turning AISI 1010 steel. *J Mater Process Technol*, 116 (1), 16-21. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00838-X](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00838-X)

- Qiao, L.; Wang, Z.; Wang, Y.; Zhu, J. (2020). Mechanical performance-based optimum design of high carbon pearlitic steel by particle swarm optimization. *Steel Research International*, 92 (1), 1-9. <https://doi.org/10.1002/srin.202000252>
- Singh, K.; Singh, A. (2018). Tribological response and microstructural evolution of nanostructured bainitic steel under repeated frictional sliding. *Wear*, 410-411, 63-71. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.06.005>
- Ståhl, E.J. (2012). *Metal cutting theories and models*. Division of Production and Materials Engineering.
- Taleff, E. M.; Lewandowski, J. J.; Poursadian, B. (2002). Microstructure-property relationships in pearlitic eutectoid and hypereutectoid carbon steels. *JOM - The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, 54 (7), 25-30. <https://doi.org/10.1007/BF02700982>
- Tian B; Yue W; Wang C; Liu J. (2015). Surface properties of W-implanted TiN coatings post-treated by low temperature ion sulfurization. *Applied Surface Science*, 353(30), 1156-63. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.07.017>
- The National Standards Authority of Ireland (NSAI). ISO 6507-1: (2018). *Materiais metálicos - Teste de dureza Vickers - Parte 1: Método do teste*.
- Viáfara, C. C.; Castro, M. I.; Vélez, J.M.; Toro, A. (2005). Unlubricated sliding wear of pearlitic and bainitic steels. *Wear*, 259 (1–6), 405–411. <http://10.1016/j.wear.2005.02.013>
- Zheng, G.; Xu, R.; Cheng, X.; Zhao, G.; Li, L.; Zhao, J. (2018). Effect of cutting parameters on wear behavior of coated tool and surface roughness in high-speed turning of 300M. *Measurement*, 125, 99-108. <http://10.1016/j.measurement.2018.04.078>