

INFLUÊNCIA DA DUREZA E DA VELOCIDADE DE DESLIZAMENTO NO COMPORTAMENTO TRIBOLOGICO DO AÇO-FERRAMENTA VF800AT

Nicolas Goulart de Oliveira

Resumo: A liga de aço ferramenta VF800AT pertence a uma família de aços-liga modernos ao Cromo-Molibdênio-Vanádio, que representam alternativas aos tradicionais aços da série D em aplicações de trabalho a frio. Esta liga apresenta elevada aplicabilidade em processos de fabricação que exigem a associação das propriedades de alta resistência ao desgaste e alta dureza. Desse modo, este aço é amplamente empregado e recomendado para ferramentas que demandam tal combinação de características, como punções e matrizes para conformação a frio de metais, estampagem, extrusão e laminação de roscas. Para otimizar a vida útil das ferramentas, esses aços são submetidos a processos de têmpera, visando maximizar as propriedades da liga. O presente estudo avaliou amostras submetidas a duas condições distintas de tratamento térmico: têmpera a vácuo com temperatura de austenitização de 1040 °C, seguida de diferentes condições de revenimento, sendo obtidas, respectivamente, as durezas de 62 HRC e 58 HRC. Após os tratamentos, as amostras foram submetidas a ensaios de pino sobre disco. O comportamento de desgaste foi comparado por meio de microscopia confocal, adicionalmente, a resistência à fratura foi avaliada através do ensaio Charpy. Os dados de ambos os fatores foram correlacionados entre si na caracterização do comportamento da liga sob estas condições. Os resultados dos coeficientes de desgaste não apresentaram diferenciação relevante nas condições de analisadas, independente da dureza trabalhada. Apesar dos valores médios apresentarem distinção, os respectivos desvios padrões encontrados tornam os valores estatisticamente sobrepostos.

Palavras-chave: VF800AT; Resistência ao Desgaste; Trabalho a Frio; Têmpera; Pino-Disco; Tenacidade; Resistência à fratura; Microscopia Confocal.

1 INTRODUÇÃO

Na indústria, em processos de conformação a frio, especificamente na conformação de chapas de alta resistência, as ferramentas aplicadas tendem a ser submetidas a elevadas tensões mecânicas. Essa condição operacional resulta em desgaste acelerado e falhas prematuras das ferramentas. Comumente, associam-se tratamentos que elevam a dureza do aço-ferramenta visando à redução do desgaste (FARRAHI; GHADBEIGI, 2006). Aços-ferramenta nesta condição, conseqüentemente, tornam-se frágeis e propensos à propagação de trincas e lascamentos em níveis micro e macroestruturais.

Diante desses fatores, é crescente a necessidade de desenvolver ligas com capacidade de suportar solicitações mecânicas mais rigorosas, tais como maiores pressões de contato, esforços de impacto e altos coeficientes de desgaste. Ligas capazes de reduzir custos industriais por meio da melhoria de suas características

físicas, têm sido amplamente estudadas (CAO et al., 2020). Propriedades como dureza, resistência ao desgaste e durabilidade reduzem o tempo de paradas para troca de ferramentas e o descarte de produtos por falhas dimensionais, esses fatores têm fomentado o desenvolvimento de aços com microestruturas cada vez mais refinadas, grãos mais finos e carbonetos mais bem distribuídos. Nesse contexto, destacam-se ligas que empregam processos de fabricação mais controlados, como o processo de Refusão por Eletroescória (ESR), no qual utiliza uma escória reativa para purificar o metal líquido e remover inclusões não metálicas, resultando em um aço de altíssima pureza química e com uma microestrutura rigorosamente homogênea, processo aplicado à fabricação do aço-ferramenta VF800AT, patente da Villares Metals, além de elementos de liga em volumes mais controlados, visando à otimização da microestrutura e à formação de carbonetos (YANG et al., 2025). Em consonância com estes avanços, a liga VF800AT pode ser conceituada como uma evolução da série de aços D para trabalho a frio, sendo frequentemente apresentado como uma evolução do aço AISI D2.

Os aços-ferramenta da série D possuem elevados teores percentuais em peso de carbono e cromo, além de serem submetidos a tratamentos de têmpera e revenimento, visando a formação de uma fase martensítica revenida, microestrutura comum e amplamente encontrada nessa família de aços (HEIKKILÄ, 2004). Estes aços, com elevados teores de carbono e cromo, além de outros elementos formadores de carbonetos como o vanádio, tornam o material propenso a apresentar maiores frações volumétricas dessas fases. Essas ligas possuem carbonetos incorporados, os quais são divididos com base em seu tamanho. Eles podem ser categorizados em dois tipos: primários, com dimensões superiores a 5 μm , e secundários, inferiores a 5 μm (KABA et al., 2024). As fases primárias desses carbonetos favorecem a resistência ao desgaste, enquanto as fases secundárias contribuem predominantemente para a resistência à deformação plástica sob contato deslizante, característica essencial para matrizes de extrusão, bem como aplicações similares.

Os aços D6, D2 e M2 são amplamente empregados na indústria. Especificamente o AISI D2, com composição normalizada de 1,5% em peso de carbono, 12% de cromo e 1% de molibdênio e vanádio, apresenta, após o tratamento de têmpera e revenimento, dureza variando na faixa entre 54 e 61 HRC, além de alta resistência ao desgaste. Em contrapartida, esse aço, apesar de proporcionar características relevantes para aplicações em matrizes, possui propensão a apresentar trincas e lascamento, como citado anteriormente (WANG et al., 2014). Destaca-se que, o aço VF800AT, apresenta propriedades mecânicas mais controladas, quando utilizado sob as mesmas condições. Isso se deve, principalmente, à sua microestrutura mais refinada e a uma maior fração de fases primárias de carbonetos (SILVA et al., 2025). Tais características favorecem o aumento da tenacidade e a redução de trincas e lascamentos, preservando, ainda, a resistência ao desgaste.

A definição das condições de dureza em ferramentas de alto desempenho é invariavelmente limitada dentro do paradoxo que se tem entre o limite de dureza e a respectiva tenacidade. Conforme consolidado na literatura de Roberts et al. (1998), o

incremento da dureza é primordial para resistir a deformações e ao desgaste; contudo, o incremento favorece a formação de trincas e lascamentos. Deste modo, se faz necessária a avaliação desta correlação, buscando entender como otimizar o tratamento para que a matriz retenha tenacidade suficiente sem comprometer a sustentação mecânica promovida pelos carbonetos primários.

2 METODOLOGIA

2.1 MATERIAL

O material empregado no estudo foi a liga de aço-ferramenta para trabalho a frio VF800AT. Este aço apresenta a composição química indicada em percentuais de peso explicitados na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do VF800AT em % de peso										
C	Cr	Mo	Si	V	Mn	Ni	Nb	W	Co	Fe
0,83	8,14	2,02	0,87	0,48	0,38	0,23	0,13	0,05	0,04	Bal.

Fonte: elaborada pelo autor, dados fornecidos pela Villares Metals.

A liga de aço presente neste estudo é composta, predominantemente, por cromo e molibdênio como elementos de liga, possuindo também um volume em peso representativo em vanádio. Esses percentuais favorecem a formação de carbonetos, sobretudo os carbonetos ricos em cromo e vanádio. Neste percentual de composição, também é possível encontrar a combinação de carbonetos de Nb (SILVA et al., 2025). Essa liga é obtida através do processo de fabricação conhecido como Refusão por Eletroescória (ESR), o qual favorece a formação de uma microestrutura com maior refino de grãos (Roberts et al., 1998)

Para os ensaios de desgaste, as amostras foram obtidas a partir de uma barra bruta de VF800AT laminada com 25,5 mm de diâmetro. O corte foi realizado por eletroerosão a fio com uma espessura de 10 mm. As amostras, posteriormente ao corte, foram retificadas em ambas as faces planas para manter a regularidade nos ensaios. As 24 amostras foram submetidas à têmpera a vácuo na temperatura de 1040 °C seguido de duas condições diferentes de ciclos de revenimento. Estas condições levam a duas durezas distintas, 62 HRC e 58 HRC, respectivamente. Após o tratamento, as amostras foram submetidas ao ensaio pino sobre disco. A Tabela 2 apresenta a nomenclatura adotada para identificação destas amostras, conforme a condição de tratamento, carga aplicada e velocidade de deslizamento. O número identifica a amostra e a letra o lado utilizado para o ensaio, mantendo essa convenção ao longo de todo o estudo.

Tabela 2 - Denominação das Amostras por Variação de Ensaio de Desgaste

Condições do experimento			Carga (N)		Distância de deslizamento (m)	
			10		500	
Condição de dureza da amostra (HRC)	Velocidade de deslizamento (m/s)	Amostra / Lado				
58	0,10 m/s	1A	1B	2A	2B	3A
	0,20 m/s	3B	4A	4B	5A	5B
	0,30 m/s	6A	6B	7A	7B	8A
62	0,10 m/s	9A	9B	10A	10B	11A
	0,20 m/s	11B	12A	12B	13A	13B
	0,30 m/s	14A	14B	15A	15B	16A

Fonte: elaborada pelo autor

A preparação das amostras para ensaio Charpy ocorreu a partir de um bloco de VF800AT com dimensão de 45,00 × 105,00 × 125,00 mm. O corte foi realizado por eletroerosão a fio nas dimensões de 10 mm por 10 mm com comprimento de 55 mm conforme ASTM A370. As 10 amostras foram submetidas às mesmas condições de tratamento de têmpera a vácuo e revenimento descritas para as amostras feitas para o ensaio pino sobre disco. Após o tratamento, as amostras foram submetidas ao ensaio Charpy. A Tabela 3 apresenta a nomenclatura adotada para identificação destas amostras, conforme o tipo de tratamento, mantendo essa convenção ao longo de todo o estudo.

Tabela 3 - Denominação das Amostras para ensaio Charpy

Condição	Amostra				
58 HRC	1	2	3	4	5
62 HRC	6	7	8	9	10

Fonte: elaborada pelo autor

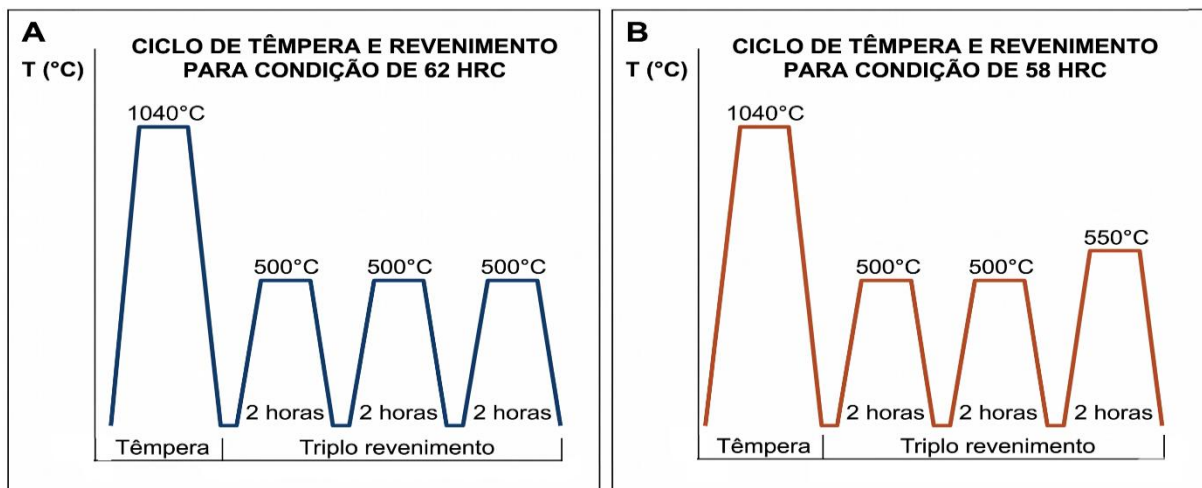
2.2 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E REVENIMENTO

Aços-ferramenta tendem a possuir níveis de dureza elevada após a têmpera, contudo, baixa tenacidade. Quando buscamos otimizar as características desse material o principal ponto se torna delimitar o equilíbrio entre o nível de dureza e a tenacidade encontrada. Desse modo, após o tratamento de têmpera, recomenda-se realizar o revenimento, duas ou três vezes, a depender das propriedades mecânicas desejadas (Torkamani et al., 2014).

Os ciclos de têmpera e revenimento utilizados estão ilustrados na Figura 1, a temperatura de austenitização no processo de têmpera a vácuo foi a mesma em

ambas as condições de tratamento, o valor de 1040 °C foi utilizado conforme orientação do fabricante do aço. Os ciclos de revenimento foram aplicados para reduzir a alta dureza obtida após a têmpera aos níveis empregados no estudo, para a condição de 62 HRC foram utilizados 3 ciclos de revenimento até o platô de 500 °C e para a condição de 58 HRC houve uma diferença apenas na condição do terceiro ciclo, onde ocorreu um acréscimo na temperatura até 550 °C visando a redução da dureza do material. Para todos os ciclos o platô de temperatura foi mantido por 2 horas.

Figura 1 – Ilustração do ciclo de têmpera e revenimento realizado para a obtenção das durezas do material aplicadas no estudo.



Fonte: elaborado pelo autor com dados fornecidos pela Villares

2.3 ENSAIO DE DESGASTE

Para a avaliação do comportamento ao desgaste das amostras, foi utilizado o ensaio pino-disco, dada sua relevância em estudos do comportamento tribológico como observa-se no estudo de Tang et al. (2013). O equipamento utilizado foi um tribômetro modelo Tribom CZ1000, desenvolvido e validado pela Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC) mostrado na Figura 2.

Os ensaios foram executados a seco, sem o uso de nenhum tipo de lubrificação, sendo empregada como contra corpo, uma esfera polida de alumina (Al_2O_3) com 6 mm de diâmetro conforme o diagrama esquemático do equipamento de teste da Figura 3.

Para a análise tribológica, optou-se pelo uso da esfera de alumina como par tribológico, dada sua alta dureza e inércia química. Essas propriedades minimizam adesão metálica na esfera e permitem isolar e avaliar os mecanismos de desgaste no VF800AT. Industrialmente, esse par simula de forma representativa contatos severos entre a ferramenta e os óxidos superficiais ou outras partículas rígidas, condições essas facilmente encontradas em processos de conformação e estampagem a seco em aços.

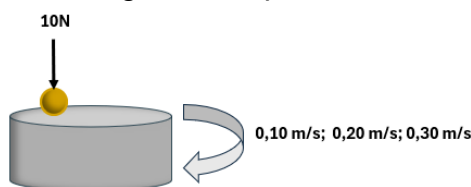
A coleta de dados dos coeficientes de atrito foi feita em tempo real pelo equipamento e registrados via software RS232 Data Logger. Todos os procedimentos deste ensaio foram executados conforme os critérios da norma ASTM G99-95A.

Figura 2 – Imagem do equipamento utilizado nos ensaios.



Fonte: elaborado pelo autor

Figura 3 – Diagrama esquemático do ensaio.



Fonte: elaborada pelo autor

O raio da pista de desgaste aplicado foi parametrizado em 6 mm, possuindo, portanto, um comprimento de pista de 500 metros para todas as condições. Para avaliar os efeitos da carga e da velocidade foi realizado um ensaio onde manteve-se a aplicação de carga constante em 10 N e variando-se a velocidade de deslizamento em três condições: 0,1 m/s, 0,2 m/s e 0,3 m/s. A utilização deste intervalo justifica-se pela necessidade de avaliar a influência do gradiente de velocidade no coeficiente de desgaste. O intervalo aplicado foi estabelecido em consonância com a faixa de velocidades aplicadas por Tang et al. (2013). A carga de 10 N foi definida por representar uma magnitude de carga adequada para promover as tensões de contato representativas e permitir uma melhor caracterização da pista, visto que, em pré-testes anteriores, pôde-se verificar que cargas inferiores à definida não apresentaram uma boa caracterização da pista de desgaste. Para cada uma dessas condições, foram realizados 5 ensaios visando garantir a repetibilidade dos resultados e consistência nos valores analisados, viabilizando, também, a análise dos desvios padrões dos dados avaliados.

2.4 CARACTERIZAÇÃO DA AMOSTRA

O mapeamento das pistas de desgaste foi realizado com o auxílio de um microscópio confocal de varredura 3D, modelo LEXT OLS5100-SAF. Previamente às medições do perfil da pista, a superfície de cada amostra passou por um processo de limpeza e remoção dos detritos de desgaste (debris). A limpeza foi realizada com álcool etílico e, imediatamente após a secagem da pista, as amostras foram armazenadas individualmente em pacotes herméticos (tipo ziploc), visando isolar o material do ambiente e mitigar efeitos de oxidação superficial que pudessem interferir nas medições.

A metodologia para realizar a aquisição dos perfis da seção transversal da pista consistiu em analisar 4 perfis da seção transversal para cada pista ensaiada, de modo a assegurar a representatividade estatística e contemplar a heterogeneidade local ao longo do perímetro. As medições foram realizadas de modo equidistante, distribuindo as seções angularmente a 90° entre si.

O processo de quantificar o desgaste foi feito a partir da média da área do material removido das seções multiplicado pela respectiva circunferência da pista, sendo esta definida inicialmente como um raio de 6 mm. Desta forma, obteve-se o levantamento quantitativo do volume total de material removido em cada corpo de prova.

2.5 ENSAIO DE TENACIDADE

Os valores de tenacidade para as amostras foram obtidos através do ensaio destrutivo Charpy, utilizando o martelo de 150 J. Os procedimentos experimentais foram executados seguindo plenamente a norma que rege o ensaio, a ASTM A370. Para cada condição de dureza trabalhada foram executados 5 testes, visando assegurar a reprodutibilidade nos valores e evitando potenciais distorções nos dados obtidos no equipamento analógico. Para esse ensaio foi definido o uso das amostras sem entalhes nas dimensões padronizadas de 55 mm de comprimento por uma seção transversal de 10 mm × 10 mm. A definição do uso desta condição se justifica pelo comportamento frágil do material após o tratamento. Materiais com essa condição fazem com que a presença do entalhe induza um concentrador de tensão severo, reduzindo a energia absorvida a níveis excessivamente baixos, o que faz com que a leitura em equipamentos analógicos seja afetada; portanto, a ausência do entalhe possibilita a maior absorção de energia e, assim, uma melhor percepção da diferença de energia absorvida. Essa prática é amplamente respaldada pela literatura em trabalhos com aços de alta dureza, como adotado por Podgornik et al. (2011) no artigo onde é feita a avaliação do comportamento de fratura do aço AISI D2.

2.6 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

Para a caracterização microestrutural, os corpos de prova foram seccionados transversalmente e, na sequência, submetidos ao embutimento metalográfico com

resina fenólica (baquelite), garantindo sustentação e paralelismo da superfície avaliada. Os procedimentos de preparação da superfície foram feitos com lixamento mecânico utilizando lixas de carbeto de silício (SiC) até a granulometria de 320. Visando à eliminação completa dos riscos remanescentes, as amostras foram submetidas também ao polimento mecânico com o uso de alumina (Al_3O_3).

A revelação das fases microestruturais e dos contornos de grão foi realizada por meio de ataque químico por imersão, sendo utilizado o reagente Nital (solução de ácido nítrico em etanol) com concentração de 2%, por tempo de exposição controlado de 30 segundos. Imediatamente após o ataque químico, as amostras foram limpas com álcool etílico para remover o ácido da superfície e interromper o ataque químico. Do mesmo modo, o ataque químico realizado pela MetaLab para realização do EDS e da quantificação da austenita retida foi feito com o uso do reagente Vilela.

2.7 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

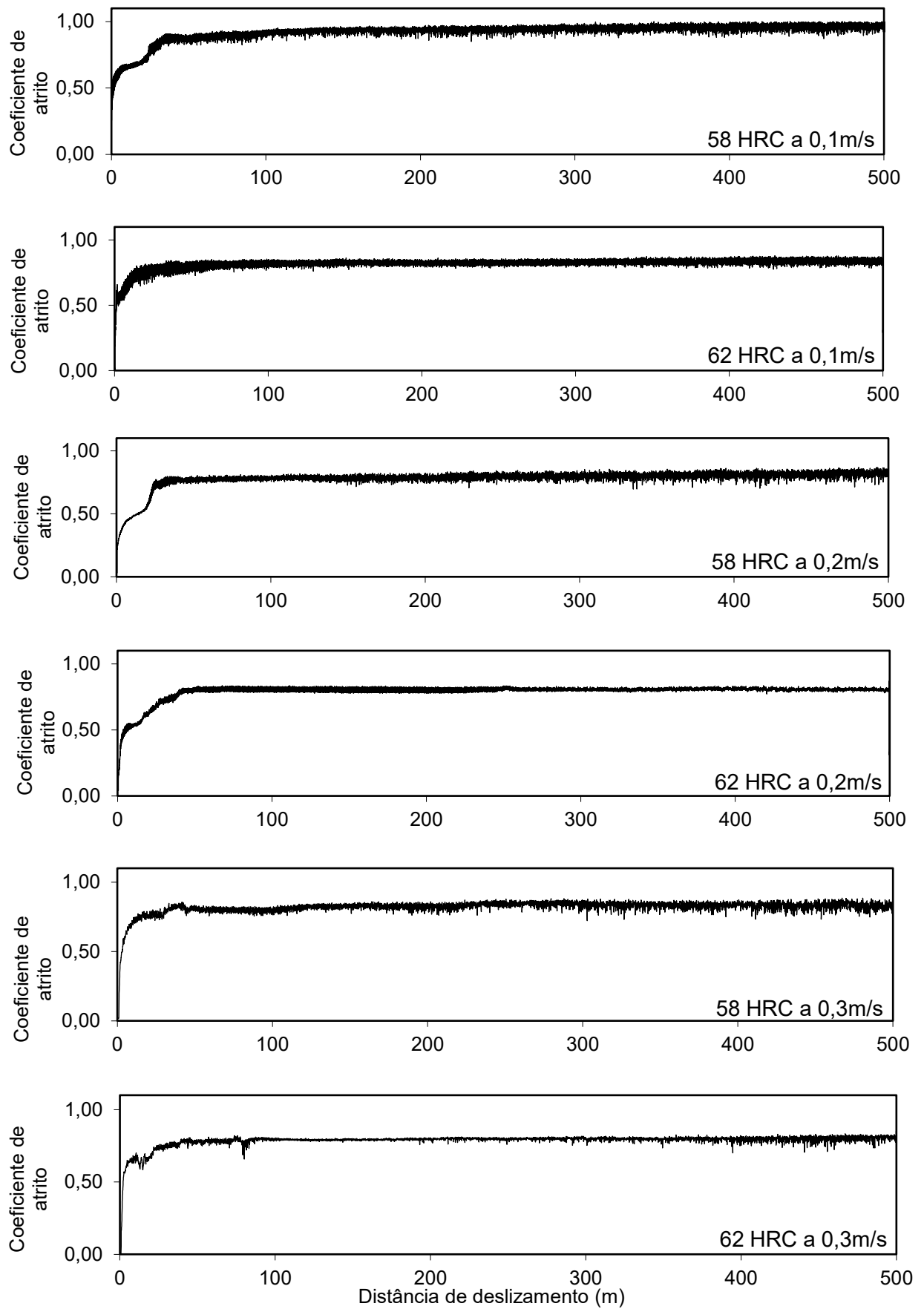
A caracterização da superfície, no que tange à distribuição dos elementos que compõem a liga, foi obtida por meio do microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo MEV/FEG - Jeol JSM 6107 F, equipado com espectroscopia de dispersão de energia (EDS), permitindo a obtenção não apenas de imagens com alta resolução da região desgastada, mas da identificação semiquantitativa dos constituintes presentes na matriz. A conversão das intensidades dos picos para valores percentuais quantitativos foi executada automaticamente pelo software.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

3.1 COEFICIENTE DE ATRITO

O estudo conduzido por Tang et al. (2013), que avaliou o aço ferramenta D2 em condições experimentais análogas às desenvolvidas neste estudo, indicou que o comportamento do coeficiente de atrito exigiria um comprimento de pista maior para atingir o segmento estacionário do atrito, quanto mais elevada a dureza do material. No entanto, para o VF800AT nas condições de 58 e 62 HRC, essa correlação não pode ser observada. Ambos os comprimentos de pista nestas durezas conforme mostrado na Figura 4 apresentaram um segmento de pista variando entre 35 e 50 metros até o atingimento do segmento estacionário, independente da condição de dureza ou velocidade de deslizamento.

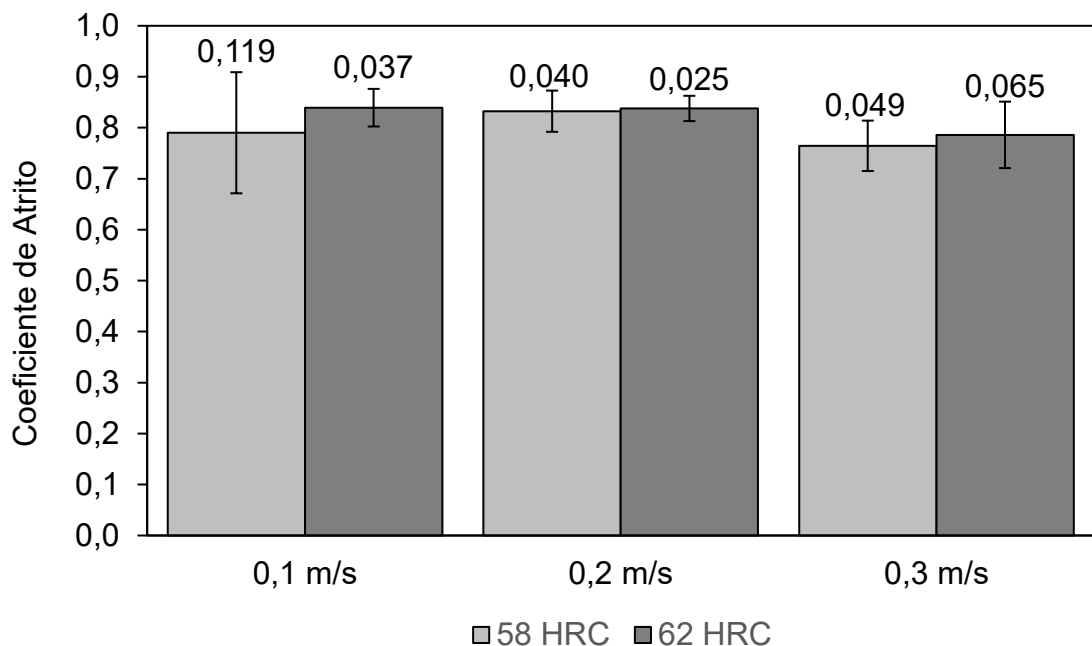
Figura 4 – Coeficientes de atrito conforme distância de deslizamento.



Fonte: elaborado pelo autor

O Gráfico 1 revela valores médios de atrito muito próximos, é possível observar uma sutil redução do coeficiente de atrito com o aumento da velocidade de deslizamento para uma mesma dureza, sendo que a condição de 0,3 m/s apresentou o valor mais reduzido, entretanto, estatisticamente sobreposto aos valores obtidos para as demais condições. Esta diferença também foi pontuada no estudo de Bourithis et al. (2006) em ligas similares, no qual se constata que a condição de maior velocidade de deslizamento favorece a formação de uma camada tribo-oxidada na superfície, que atua como lubrificante e reduz o atrito. Contudo, os dados como foram observados estão muito próximos entre si, assim como os desvios padrões de cada condição, tornam os coeficientes estatisticamente indistinguíveis, portanto, não pode ser afirmada a incidência do mesmo comportamento tribológico levantado no estudo citado.

Gráfico 1 – Dados dos coeficientes de atrito nas condições ensaiadas.

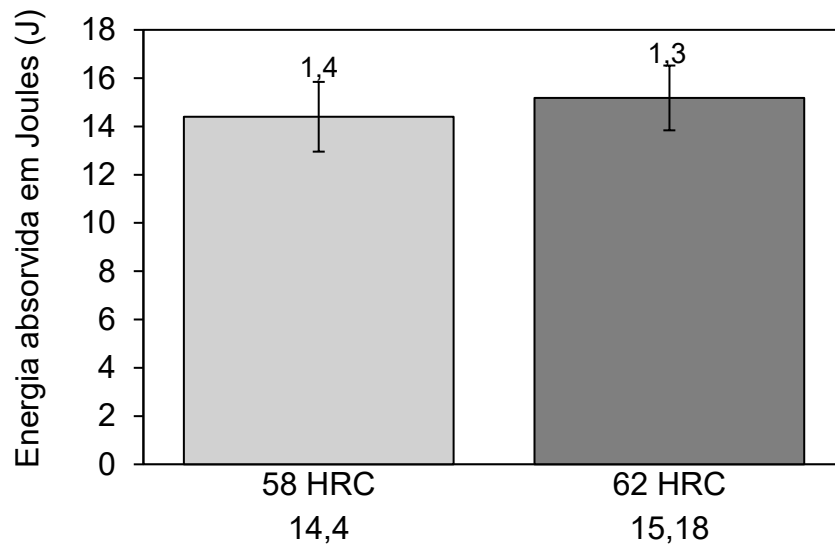


Fonte: elaborado pelo autor

3.2 TENACIDADE

Dada a elevada dureza das amostras e proximidade entre elas, os valores obtidos ficaram muito próximos, sendo estes, valores médios de 14,4 e 15,18 Joules absorvidos no impacto do martelo de 150 J para as durezas de 58 e 62 HRC, respectivamente, conforme apresentado no Gráfico 2. Levando em consideração o desvio padrão obtido a partir dos ensaios, podemos concluir que, nas condições avaliadas não foi observada diferença expressiva entre as médias obtidas, considerando a dispersão dos resultados no aspecto de tenacidade dos espécimes avaliados entre estas durezas especificadas.

Gráfico 2 – Valores médios de energia absorvida em Joules no ensaio Charpy

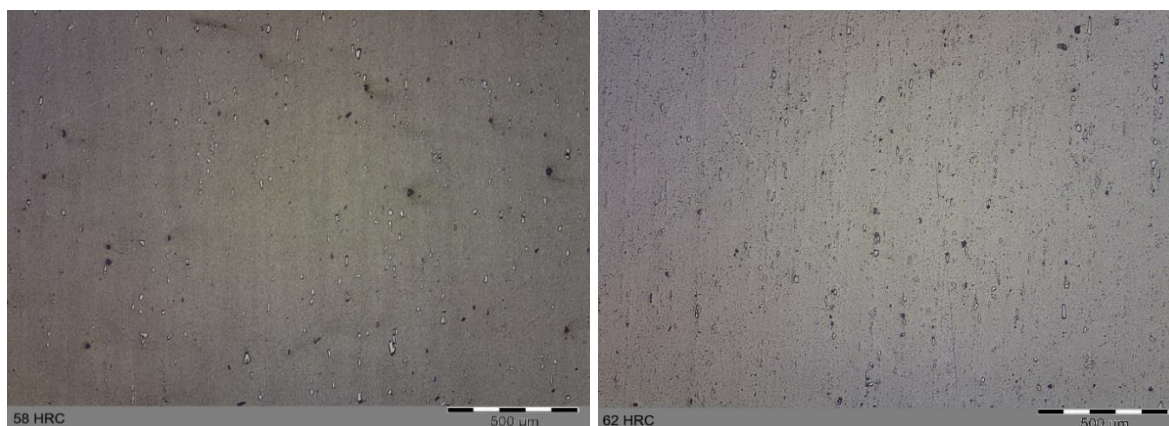


Fonte: elaborado pelo autor

3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

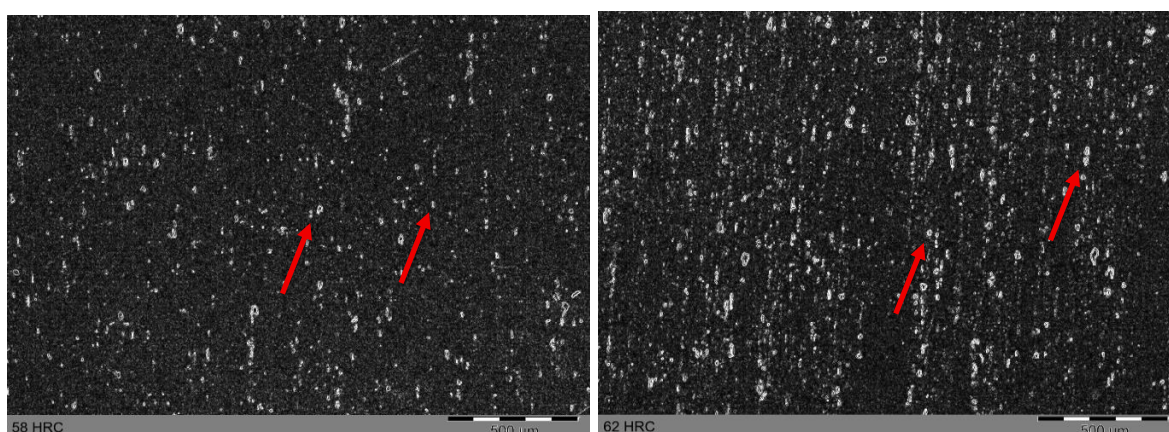
A partir das Figuras 5 e 6, observa-se a presença de uma matriz uniforme. Na ampliação, a ausência de contornos de grão claramente definidos pode estar associada ao elevado refino microestrutural da liga e às limitações de contraste da técnica utilizada. Além disso, conforme evidenciado na Figura 6, foi observada uma maior fração aparente de carbonetos na análise de imagem da condição de 62 HRC, sendo esta última associada a uma maior quantidade de carbonetos. A análise via ImageJ permitiu mensurar um percentual de 3,87% da matriz ocupada por carbonetos para a condição de 58 HRC, enquanto na matriz com 62 HRC foi observado um percentual de 6,13%. Esse comportamento é congruente com o observado por Singh et al. (2015), no estudo realizado com o aço AISI D2, o qual possui composição e características similares ao VF800AT. No que tange à distinção entre carbonetos primários e secundários, dadas as limitações na resolução que foi possível obter da matriz, pode-se inferir que a predominância destes percentuais indicados faz referência aos carbonetos primários, com dimensões superiores a 5 μm . Em ambas as condições de tratamento é possível observar uma orientação clara destes carbonetos num mesmo sentido. Essa orientação preferencial pode ser associada a uma condição de textura direcional (Du et al., 2022), causada pelo processo de fabricação onde ocorre uma deformação mecânica como uma laminação ou forjamento.

Figura 5 – Microestrutura com ampliação de 40×, imagem da amostra de 58 HRC a esquerda e 62 HRC a direita.



Fonte: elaborado pelo autor

Figura 6 – Microestrutura com ampliação de 40×, imagem da amostra de 58 HRC a esquerda e 62 HRC a direita utilizando o recurso Find Edges do software ImageJ.



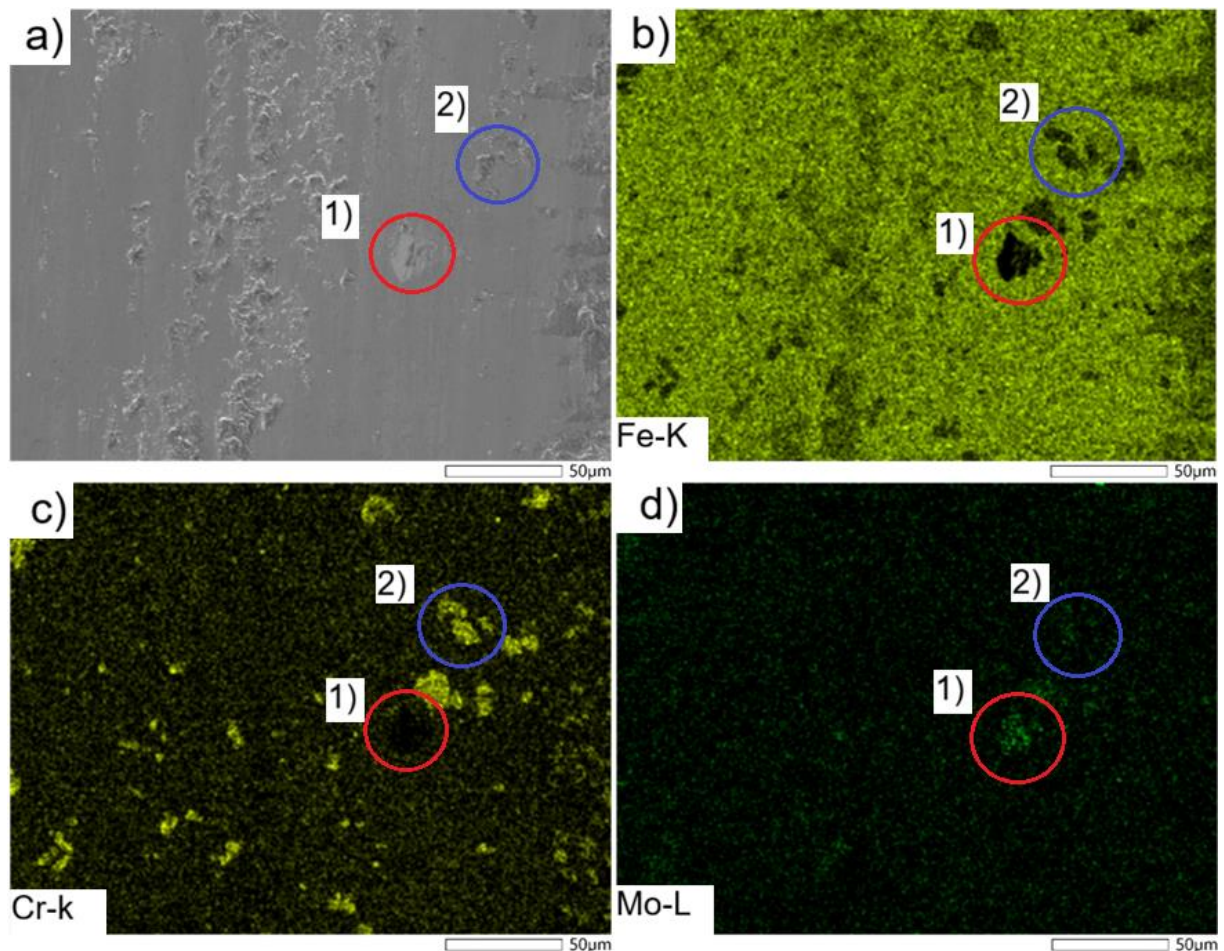
Fonte: elaborado pelo autor

O EDS realizado na superfície da amostra permitiu avaliar a presença de alguns compostos, dentre estes o ferro (Fe), o cromo (Cr) e o molibdênio (Mo). O molibdênio, em sua grande parte, está disperso na matriz, conforme a Figura 7d. O destaque 1) nas imagens desta figura indica a formação de uma região enriquecida em molibdênio, potencialmente associada a precipitados ricos nesse elemento. Visto que essa região apresentou uma baixa concentração de ferro no mapeamento Fe-K (Figura 7b), assim como quase nenhuma presença de cromo no mapeamento Cr-K (Figura 7c). No entanto, na Figura 7d, conseguimos visualizar uma maior intensidade do molibdênio justamente na região circulada.

Na imagem Figura 7c, as regiões enriquecidas em cromo observadas por EDS são compatíveis com a presença de carbonetos ricos nesse elemento. Em vista da maior presença de aglomerados desse elemento de liga na imagem, em contrapartida

à redução no mapeamento de ferro Fe-K, conforme indicado na imagem b) desta mesma figura.

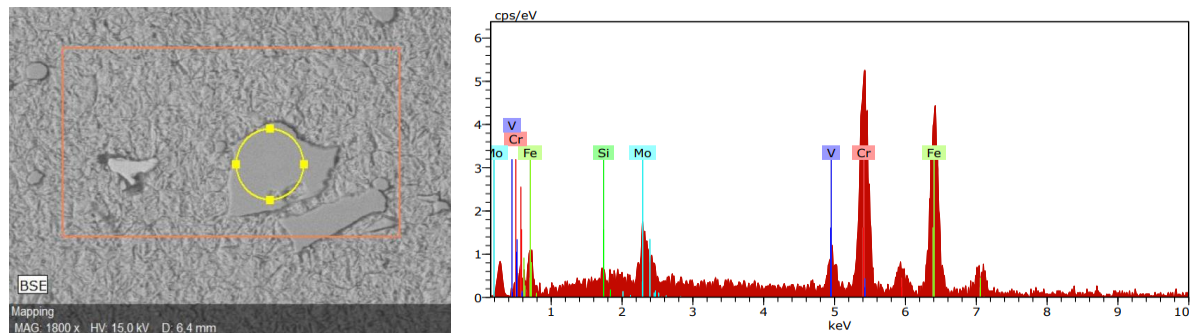
Figura 7 – Imagem do mapeamento EDS dos elementos cromo, ferro e molibdênio



Fonte: elaborado pelo autor

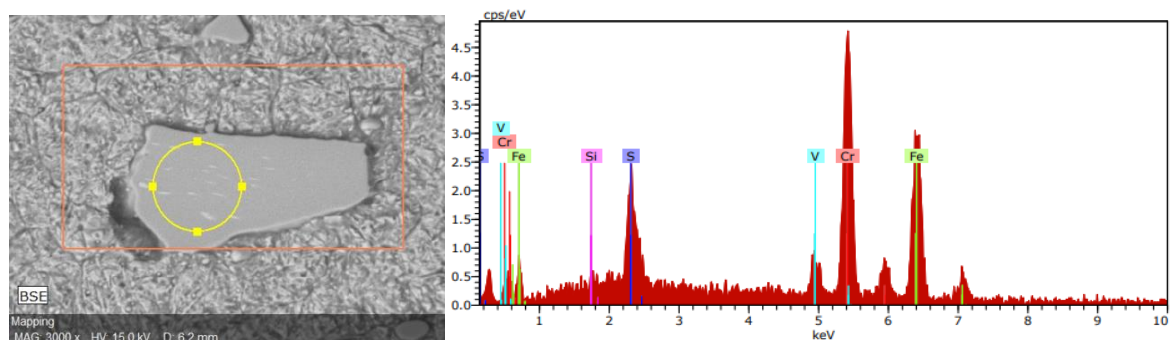
Os aços com altos percentuais em peso de carbono e cromo (HCHCr) são propensos a apresentar valores relativamente mais elevados de resistência ao desgaste, dado ao fato da presença mais acentuada de carbonetos de cromo (Singh et al., 2015). Para aplicações industriais que exigem ferramentas com capacidade de suportar altas pressões de contato e desgaste abrasivo severo, a estabilidade desses carbonetos torna-se o principal fator de proteção estrutural. As Figuras 8 e 9 representam, respectivamente, a análise dos carbonetos nas amostras de 58 e 62 HRC. É possível, portanto, comprovar a composição química por meio da Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), a qual evidencia a presença de cromo precipitado da matriz formando os respectivos carbonetos.

Figura 8 – Ampliação carbonetos de Cr, imagem da amostra de 58 HRC



Fonte: elaborado pela Metalab

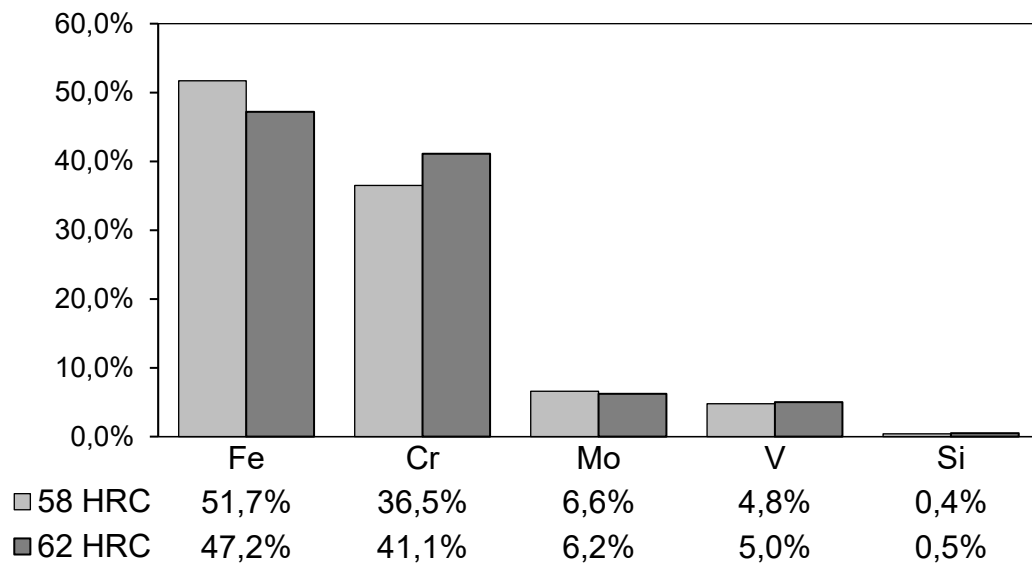
Figura 9 – Ampliação carbonetos de Cr, imagem da amostra de 62 HRC



Fonte: elaborado pela Metalab

Os valores obtidos por EDS devem ser interpretados de forma comparativa e semiquantitativa. Os dados levantados nesta mensuração, mostrados no Gráfico 3, tornam possível identificar que, a fração metálica de cromo nos carbonetos apresentou ser um pouco mais acentuada na condição de dureza superior, e reduzida na condição mais branda de dureza. O comportamento descrito é congruente com o observado por Kim et al. (2015), durante o processo de endurecimento os componentes destes carbonetos se difundem da matriz e se aglomeram nos carbonetos precipitados. Na condição de dureza inferior onde a matriz passou por uma temperatura de revenimento superior, ocorre o processo chamado de coalescência, onde pode ocorrer a substituição parcial do cromo pelo ferro na estrutura cristalina levando a diferença percentual que foi observada. A ocorrência deste fenômeno é reforçada, também, pelo fato de que o percentual em massa de ferro na dureza 58 HRC é superior ao percentual encontrado na dureza de 62 HRC.

Gráfico 3 – Comparativo dos valores percentuais em massa de cada elemento identificado na Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) nos carbonetos de Cromo



Fonte: elaborado pelo autor com dados fornecidos pela Metalab

3.4 AVALIAÇÃO DA AUSTENITA RETIDA

O papel e impacto da austenita retida no desgaste dos aços é ainda um fator controverso e variável conforme as condições de trabalho aplicadas (COLAÇO; VILAR, 2005). Para a avaliação quantitativa da austenita retida nas amostras desse estudo, utilizou-se a técnica de microscopia óptica associada às superfícies preparadas metalograficamente e submetidas ao ataque químico do reagente Vilella, sob ampliação de 1000×. Para cada condição de dureza analisada, foram avaliados dois campos distintos. Na condição de 58 HRC, as medições indicaram frações volumétricas locais de 11 e 4% de austenita retida. Já com a condição de 62 HRC, os valores obtidos foram de 8 e 4%, respectivamente.

Para a técnica de avaliação óptica, é imperativo destacar que a quantificação apresenta limitações intrínsecas de precisão. Dada a escala submicrométrica de dispersão das fases após o revenimento, os carbonetos secundários podem apresentar uma morfologia e contraste óptico similares aos da austenita retida, fator que pode induzir erros e distorções nos valores mensurados. Os valores obtidos devem ser interpretados apenas como estimativas qualitativas, uma vez que a microscopia óptica e o EDS não se constituem como método de referência para quantificação de austenita retida.

3.5 DESGASTE

A resistência ao desgaste é um dos pontos centrais ao tratar do aspecto de vida útil de uma ferramenta de conformação como já citado, tal como com o VF800AT em aplicações industriais. Com o intuito de esclarecer o impacto da diferenciação da dureza nessa propriedade, as amostras foram submetidas a ensaios de desgaste e posterior avaliação com o uso da microscopia confocal, visando a quantificação do volume de material removido. Os dados a seguir estão organizados em subseções, sendo estas referidas ao perfil das pistas e a quantificação propriamente deste desgaste. Neste artigo, os valores de desgaste são tratados em termos de coeficiente de desgaste específico ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$), visando possibilitar um quadro comparativo, caso seja necessário correlacionar o valor com outros materiais, sendo possível também fazer o cálculo do coeficiente de desgaste de Archard (k), uma grandeza adimensional que incorpora a resistência mecânica do substrato ao interconectar a taxa volumétrica com a dureza do material.

O coeficiente de desgaste específico W foi calculado a partir das Equações (1) e (2):

$$W = \frac{V}{L \times D} \quad (1)$$

$$V = A \times G \quad (2)$$

Onde V é o volume de material removido da pista de desgaste da amostra em mm^3 , L é tratada como a carga normal aplicada em Newtons, D corresponde a distância total de deslizamento em metros da pista, A corresponde a seção transversal da pista de desgaste em mm^2 determinada por seu perfil e G é o perímetro medido com o raio no centro da pista de desgaste em mm.

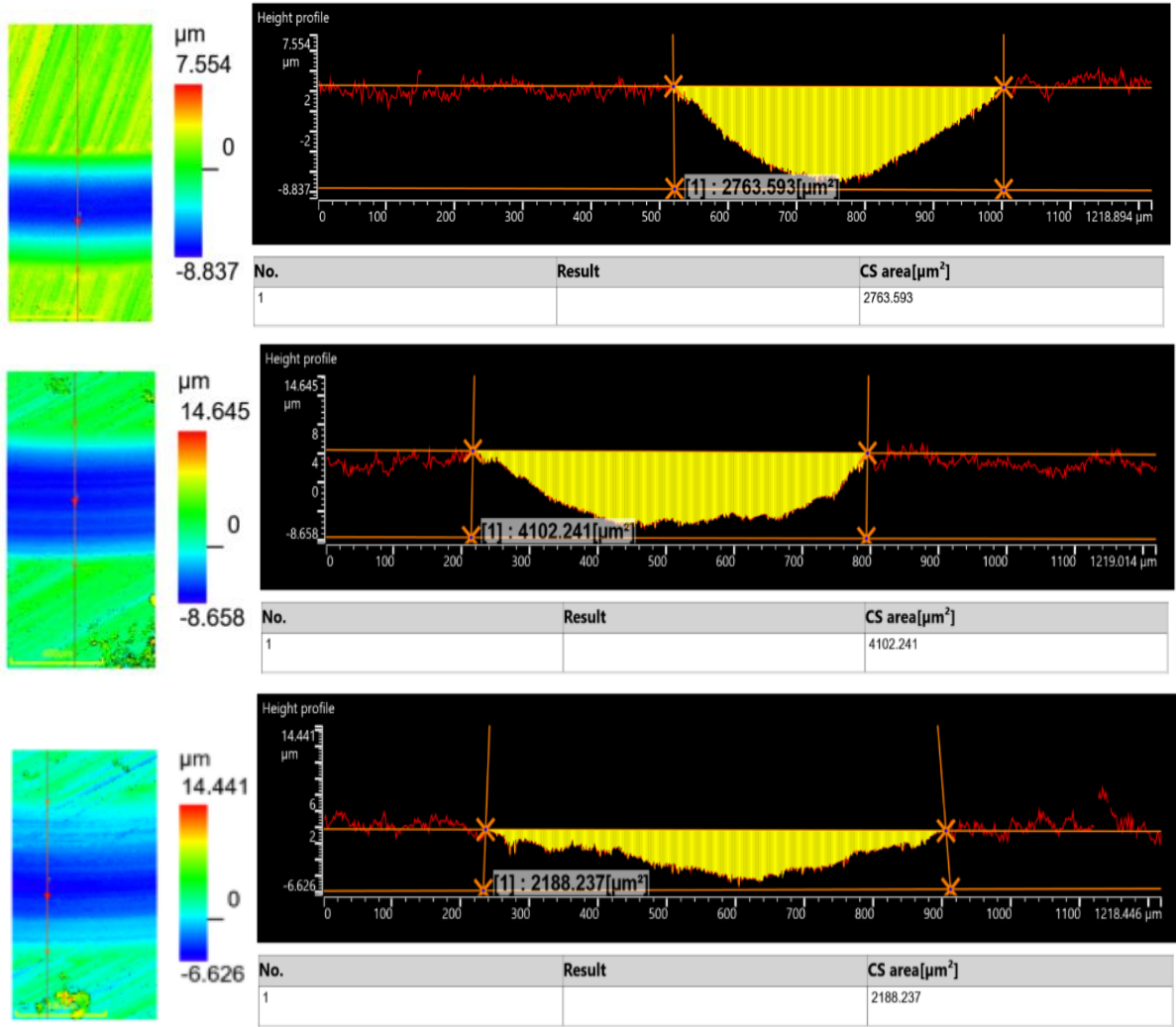
3.5.1 PERFIL DAS PISTAS DE DESGASTE

A avaliação da superfície das amostras, feita com o uso do microscópio confocal, permitiu que fosse caracterizado o perfil desgastado. Para todas as seções avaliadas, as características foram muito similares nos aspectos de visuais. Sendo, portanto, de fácil identificação da região destacada em amarelo, sendo visível que foi gerado uma curva característica da região ensaiada. Algumas das seções analisadas apresentaram irregularidades no fundo da seção da pista, como pode ser observado nas amostras de 58 HRC com velocidade de 0,2m/s (03B) e mais acentuado na amostra de 58 HRC com velocidade de 0,3 m/s (06A), assim como, nas 3 amostras da Figura 11 em contraste a amostra de 58 HRC com 0,1 m/s de velocidade de deslizamento (01A) da Figura 10.

Em ambas as Figuras, 10 e 11, é perceptível que a última condição, sendo esta 03 m/s como padronizado na Tabela 2, possuiu um perfil menos desgastado e com a topografia do fundo da pista mais irregular. Assim como, é possível observar que em

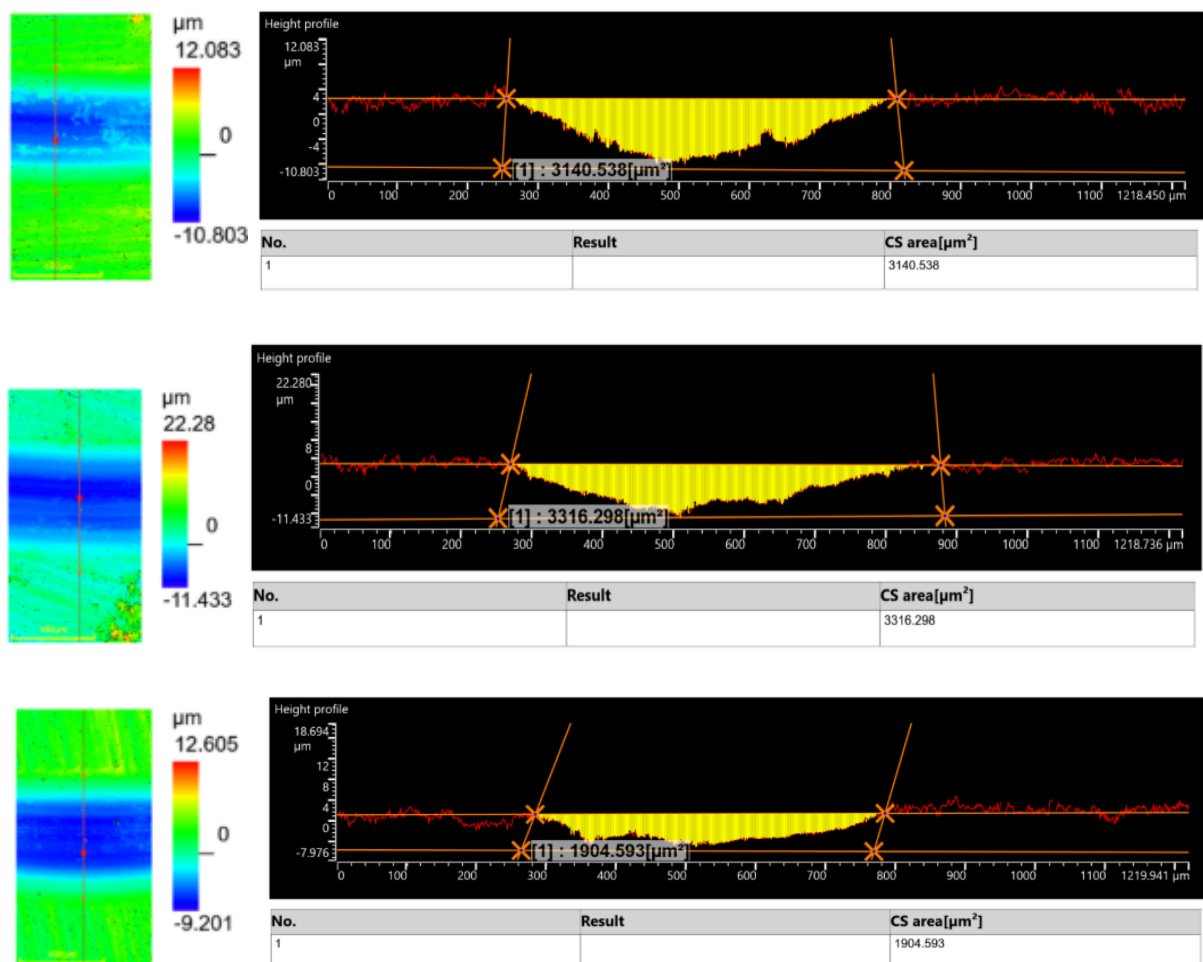
ambos os casos a condição de 0,1 m/s apresentou um perfil de pista com menos irregularidades e mais característico em ambas as condições de dureza trabalhadas.

Figura 10 – Microscopia confocal das amostras 01A, 03B e 06A que correspondem a dureza de 58 HRC e respectivamente as velocidades de 0,1; 0,2 e 0,3 m/s



Fonte: elaborado pelo autor

Figura 11 – Microscopia confocal das amostras 09A, 12A e 14B que correspondem a dureza de 62 HRC e respectivamente as velocidades de 0,1; 0,2 e 0,3 m/s



Fonte: elaborado pelo autor

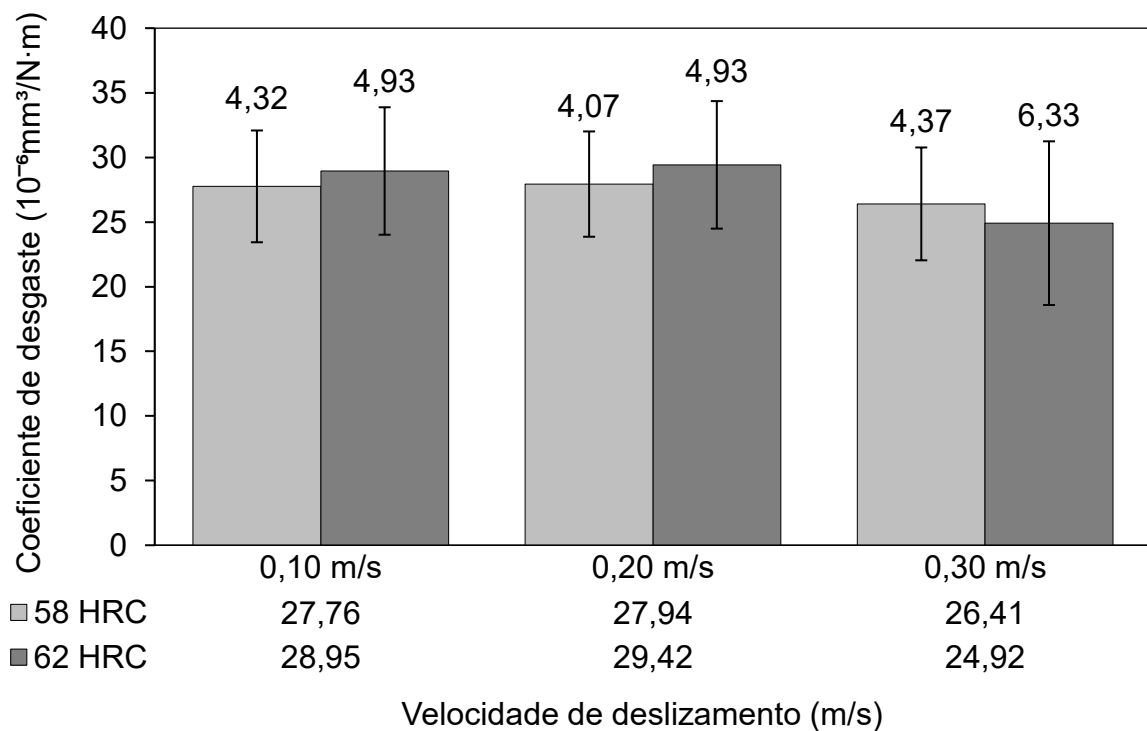
3.5.2 VOLUME DE MATERIAL DESGASTADO

Com a avaliação dos resultados dos coeficientes de desgaste obtidos, explicitadas no Gráfico 4, pode-se constatar que nas velocidades de deslizamento de 0,10 e 0,20 m/s os coeficientes de desgaste em ambas as condições de dureza, 58 e 62 HRC, possuíam valores nominais muito próximos, tais valores, variando na faixa entre 27,76 a 29,42 $10^{-6}\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ e com desvios padrões na faixa de 4 a 5 $10^{-6}\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$. Ponderando os dados dos desvios padrões, é evidente que existe uma sobreposição estatística, fato no qual indica que a avaliação sob estas condições de carga, dureza e velocidade de deslizamento, não se pode constatar uma diferença ou mitigação significativa no caráter do coeficiente de desgaste.

Contudo, é possível também observar que na condição mais severa de velocidade de deslizamento, sendo esta de 0,30 m/s, o comportamento do coeficiente de desgaste sofre uma sutil transição. Para essa condição de operação, ambas as variações de dureza apresentaram uma redução no coeficiente de desgaste. A

condição amostral de 58 HRC teve uma queda mais sutil, chegando ao coeficiente de 26,41 e a condição de 62 HRC teve uma variação mais significativa, apresentando o menor coeficiente médio de desgaste observado no estudo, sendo este de 24,92. Apesar desta diferenciação em relação às demais condições, houve, também, um acréscimo na dispersão dos dados desta condição, sendo este de 6,33, enquanto, nas demais condições levantadas o valor variou entre 4,07 e 4,93, tornando os dados estatisticamente indistinguíveis entre as condições analisadas.

Gráfico 4 – Coeficiente de desgaste conforme condições de velocidade de deslizamento e durezas do material



Fonte: elaborado pelo autor

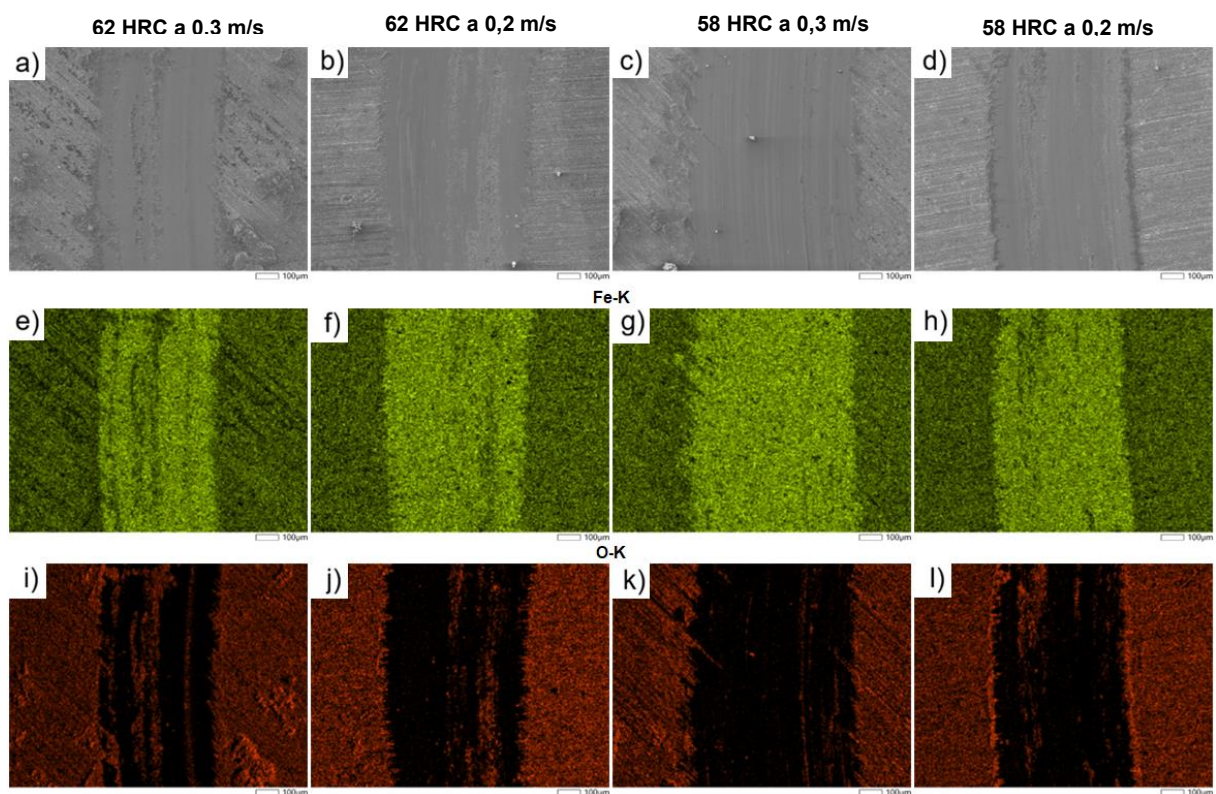
Para compreender a dinâmica interfacial e os mecanismos de desgaste, foi utilizado o mapeamento dos elementos presentes na superfície por meio da Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) acoplada à Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Essa técnica torna possível avaliar a distribuição dos elementos químicos superficialmente. Nessa análise, foram avaliados os sinais de ferro (Fe-K) e oxigênio (O-K) na região das pistas para correlacionar esse aspecto com o comportamento do desgaste e do atrito.

Os mapas de oxigênio (O-K) nas pistas das amostras de 62 HRC com velocidade de deslizamento respectivamente de 0,3 e 0,2 m/s (Figuras 12i e 12j) sugerem que, na primeira, houve a formação mais acentuada de uma camada tribo-oxidada, na qual se pode observar uma menor intensidade do mapa de ferro (Fe-K) (Figura 12e) e uma região com trilhas vermelhas de óxido mais bem delineadas e

contínuas (Figura 12i). Isso ocorre de modo concordante com o comportamento observado nos coeficientes de desgaste, em que a condição mais agressiva de velocidade e a topografia irregular indicariam a maior presença de um filme de óxido formado.

As pistas das amostras de 58 HRC com velocidades respectivamente de 0,2 e 0,3 m/s (Figuras 12k e 12l) apresentam, visualmente, uma menor presença de oxigênio no seu interior. A amostra de 58 HRC na velocidade de 0,2 m/s (Figura 12l) exibe, no entanto, uma maior concentração de oxigênio nas bordas da pista, o que pode sugerir a formação de uma camada tribo-oxidada na superfície, a qual foi arrancada e aderida às extremidades de contato, também demonstra uma pista menor e mais bem definida que a mesma condição de dureza a 0,3 m/s.

Figura 12 – Imagens de MEV das pistas de desgaste das amostras de 62 HRC (14B a 0,3 m/s; 11B a 0,2 m/s) e de 58 HRC (06A a 0,3 m/s; 03B a 0,2 m/s)

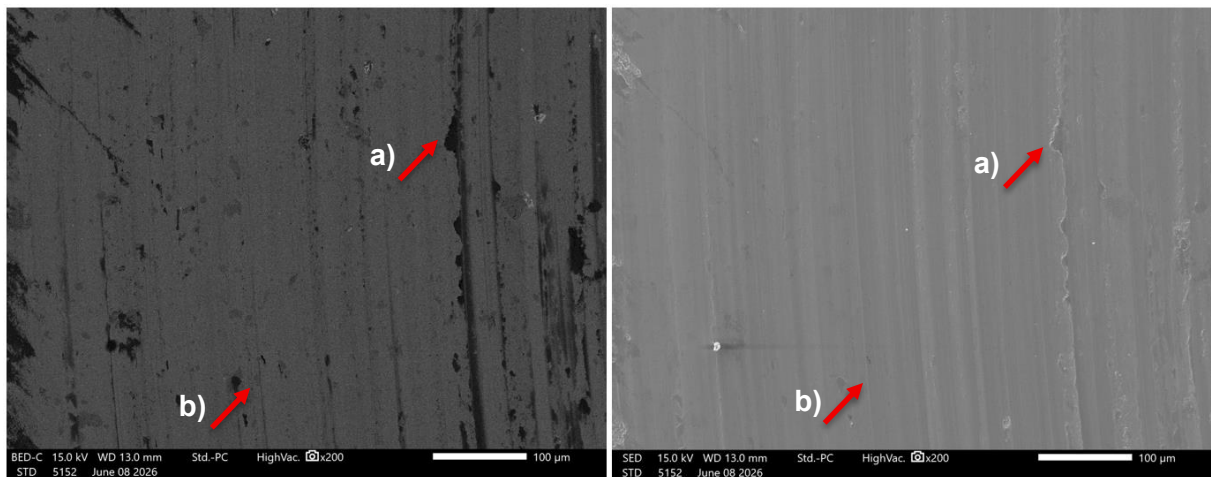


Fonte: elaborado pelo autor

Conforme se pode observar nas pistas de desgaste, houve a predominância de dois principais mecanismos de desgaste: deformação plástica e desgaste abrasivo, respectivamente representados pelas letras a e b da Figura 13. A deformação plástica, indicada na letra “a”, ocorre quando as tensões geradas no contato superam o limite de escoamento do material. Em vez de ser arrancado imediatamente, ele flui ou é mecanicamente deformado, o que se apresenta como um escoamento lateral do material para as bordas da pista ou a formação de um relevo que se sobressai ao longo da pista.

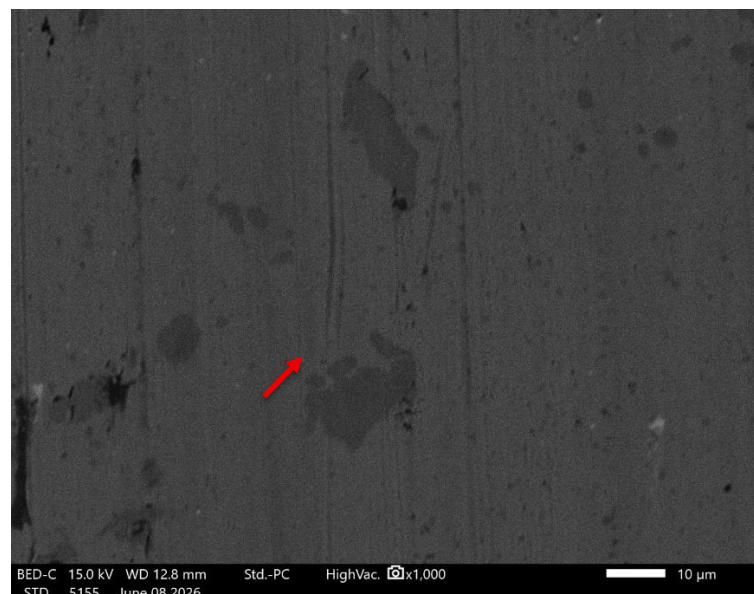
Já o comportamento do desgaste abrasivo é evidenciado pela letra b, na qual podemos observar a remoção de material pela formação de sulcos ao longo da pista. A Figura 14, com uma maior ampliação, evidencia o comportamento abrasivo na superfície, assim como demonstra a representatividade que a presença dos carbonetos na superfície tem na mitigação do desgaste, visto que, como destacado pela Figura 14, é possível observar a interrupção do sulco abrasivo formado no momento em que este encontra o carboneto.

Figura 13 – Imagens do MEV sob a superfície da pista da amostra 06A com ampliação de 200×



Fonte: elaborado pelo autor

Figura 14 – Imagens do MEV sob a superfície da pista da amostra 06A com ampliação de 1000×



Fonte: elaborado pelo autor

A redução observada no coeficiente de desgaste para a condição mais severa de 0,30 m/s sugere a formação de um filme tribo-oxidado na superfície. Como pontuado por Bourithis et al. (2006), o incremento da velocidade eleva o atrito interfacial e, conseqüentemente, promove uma elevação na temperatura dos pontos de contato. Esse aporte térmico mais elevado favorece a formação de uma camada de filme sobre a pista que atua como um triboprotetor.

Esse mesmo fenômeno também colabora com o fator observado no perfil da pista, no qual esta condição é a que apresenta maiores irregularidades no fundo da pista, assim como o desvio padrão mais elevado. Ao longo do ensaio, o filme óxido cresce até atingir uma espessura crítica limite, onde as tensões mecânicas crescem e o filme formado é delaminado parcialmente da superfície, seguido da reoxidação da superfície exposta. Essa alternância da topografia da pista pode ter elevado a distorção dos perfis entre os ensaios, refletindo no acréscimo do desvio padrão.

O comportamento do VF800AT em relação ao estudo de referência demonstrou que os coeficientes de desgaste observados foram superiores aos reportados por Tang et al. (2013), embora diferenças metodológicas limitem comparações diretas. Contudo, não é possível afirmar um melhor desempenho prático de ferramentas deste material, já que o estudo ignora a correlação da tenacidade no fator de desempenho do material. Um dos pontos que corroboram o aumento da resistência do D2 estudado é a elevada concentração de carbonetos de cromo com geometria maior, que favorece a fragilização e a formação de trincas, apesar de colaborar com a resistência ao desgaste, enquanto a morfologia dos carbonetos do VF800AT, dado o seu processo de fabricação, apresenta carbonetos menores e mais bem distribuídos, colaborando com a elevação do valor de energia absorvida para fratura.

4 CONSIDERAÇÕES FINAIS

- A variação na dureza do VF800AT de 58 para 62 HRC não teve relevância significativa nos valores de coeficiente de desgaste nas velocidades trabalhadas. Ambos os coeficientes levantados tiveram uma sobreposição estatística, não sendo possível diferenciar as condições. Os resultados indicam que a condição de 62 HRC pode representar uma alternativa interessante sob o ponto de vista industrial, uma vez que apresentou comportamento de desgaste semelhante ao observado para 58 HRC.
- Ambas as amostras tiveram valores de tenacidade muito próximos e estatisticamente sobrepostos, sendo este, portanto, um fator que no estudo não se mostrou relevante nestas condições de dureza do material utilizado. Do ponto de vista prático, essa conclusão sugere que o incremento de dureza de 58 para 62 HRC não promoveu redução perceptível da energia absorvida nas condições investigadas.
- A análise metalográfica indicou uma maior fração aparente de carbonetos na condição de 62 HRC.

- O coeficiente de atrito variou em uma faixa constante de 35 a 50 metros de pista para a estabilização em ambas as condições, também não sendo percebida uma diferenciação nos valores entre as variações amostrais e de ensaio. Para o setor produtivo, esse fator evidencia um período curto e constante de amaciamento (run-in) das ferramentas em operação, independentemente da variação pontual de dureza.

5 LIMITAÇÕES DO ESTUDO

Embora o desenvolvimento tenha fornecido dados sobre o comportamento mecânico e tribológico do aço VF800AT sob duas condições de dureza, algumas limitações metodológicas estão presentes.

A especificidade do par tribológico: Os ensaios foram restritos ao comportamento específico da geometria pino-disco com um contracorpo padrão. Portanto, outros comportamentos poderiam ser observados com a alteração nessas mecânicas de trabalho.

A invariabilidade de carga normal: A carga aplicada ao longo do estudo permaneceu constante em 10 N. A ausência de variação nesse valor pode limitar o entendimento da transição entre os regimes de desgaste moderado e severo em diferentes condições de pressão de contato.

Condição térmica ambiental: Todos os ensaios foram executados num ambiente controlado à mesma temperatura; num ambiente industrial, a dinâmica de trabalho em diferentes temperaturas pode afetar o resultado em relação à formação do filme óxido.

Resolução da análise microestrutural: A quantificação da austenita retida via microscopia óptica encontrou limitações técnicas, sendo, assim, um resultado menos confiável. Assim como a quantificação dos carbonetos, dada a resolução, impossibilitou uma distinção clara entre as fases primárias e secundárias.

As análises por EDS foram utilizadas com caráter predominantemente qualitativo e semiquantitativo. A identificação definitiva das fases presentes exigiria técnicas complementares, como difração de raios X (DRX), EBSD ou espectroscopia de maior resolução.

6 TRABALHOS FUTUROS

Variação de carga e temperatura: Executar os ensaios de desgaste com uma janela maior de cargas (ex.: 5 N, 20 N) e sob condições de temperaturas superiores para melhor mapear o comportamento do aço.

Ampliar o tempo de deslizamento, permitindo mapear o comportamento do desgaste e do atrito a longo prazo, garantindo que o sistema atinja o regime estacionário.

AGRADECIMENTOS

À Villares Metals, pelo fornecimento do material utilizado neste estudo e pelo suporte técnico relacionado ao aço VF800AT; à Metalab, pelo apoio na realização das análises laboratoriais; e também ao professor Anael Krelling, pelo suporte técnico e científico durante o desenvolvimento experimental e interpretação dos resultados; e ao professor Júlio Milan, assim como a todo suporte fornecido pelo professor Ivandro Bonetti na orientação deste trabalho.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G99-95a**: standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus. West Conshohocken: ASTM International, 1995.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 148-1**: materiais metálicos: ensaio de impacto por pêndulo Charpy: parte 1: método de ensaio. Rio de Janeiro: ABNT, 2017.

BOURITHIS, L.; PAPADIMITRIOU, G. D.; SIDERIS, J. Comparison of wear properties of tool steels AISI D2 and O1 with the same hardness. ***Tribology International***, v. 39, n. 6, p. 479–489, 2006. DOI: 10.1016/j.triboint.2005.03.005.

CAO, Jian et al. Manufacturing of advanced smart tooling for metal forming. ***CIRP Annals***, [S. l.], v. 69, n. 2, p. 609-632, 2020.

COLAÇO, R.; VILAR, R. On the influence of retained austenite in the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel. ***Wear***, v. 258, n. 1-4, p. 225-231, 2005.

DU, Yun-Fei; LU, Hui-Hu; SHEN, Xing-Quan. Coupled effects of banded structure and carbide precipitation on mechanical performance of Cr–Ni–Mo–V steel. ***Materials Science and Engineering: A***, v. 832, art. 142478, 2022.

FARRAHI, G. H.; GHADBEIGI, H. An investigation into the effect of various surface treatments on fatigue life of a tool steel. ***Journal of Materials Processing Technology***, v. 174, n. 1-3, p. 318-324, 2006. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.01.014.

HEIKKILÄ, I. Influence of tool steel microstructure on galling resistance against stainless steel. In: 30th Leeds-Lyon Symposium on Tribology, 2004, Villebanne. ***Tribology Series***. [S.l.]: Elsevier, 2004. v. 43, p. 641-650. DOI: 10.1016/S0167-8922(03)80092-5.

JHA, A. K.; PRASAD, B. K.; MODI, O. P.; DAS, S.; YEGNESWARAN, A. H. Correlating microstructural features and mechanical properties with abrasion resistance of a high

strength low alloy steel. **Wear**, v. 254, n. 1-2, p. 120–128, 2003. DOI: 10.1016/S0043-1648(02)00309-5.

KABA, M.; FILIZ, H. I.; CUI, Z.; BAYDOGAN, M.; CIMENOGLU, H.; ALPAS, A. T. Microstructural effects on impact-sliding wear mechanisms in D2 steels: the roles of matrix hardness and carbide characteristics. **Wear**, v. 538–539, 2024. DOI: 10.1016/j.wear.2023.205224.

KIM, H.; KANG, J.-Y.; SON, D.; LEE, T.-H.; CHO, K.-M. Evolution of carbides in cold-work tool steels. **Materials Characterization**, v. 107, p. 376-385, 2015

PODGORNIK, B.; LESKOVŠEK, V.; TEHOVNIK, J.; STEPHENSON, D. Effect of vacuum heat treatment conditions on toughness and fracture behavior of AISI D2 tool steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, n. 4, p. 663-670, 2011.

ROBERTS, George Adam; KENNEDY, Richard L.; KRAUSS, G. *Tool Steels*. 5. ed. Materials Park (Ohio): **ASM International**, 1998.

SILVA, Renan Santos et al. Effect of tool microstructure on the tribological behaviour of electrochemically textured tools in strip drawing tests. **Wear**, [S. l.], v. 450, p. 205759, 2025. DOI 10.1016/j.wear.2025.205759.

SINGH, Kritika; KHATIRKAR, Rajesh K.; SAPATE, Sanjay G. Microstructure evolution and abrasive wear behavior of D2 steel. **Wear**, v. 328-329, p. 206–216, 2015. DOI: 10.1016/j.wear.2015.02.019.

TANG, L.; Gao, C.; Huang, J.; Zhang, H.; Chang, W. Dry sliding friction and wear behaviour of hardened AISI D2 tool steel with different hardness levels. **Tribology International**, v. 66, p. 165–173, 2013. DOI: 10.1016/j.triboint.2013.05.006.

TORKAMANI, H.; RAYGAN, Sh.; RASSIZADEHGHANI, J. Comparing microstructure and mechanical properties of AISI D2 steel after bright hardening and oil quenching. **Materials & Design**, v. 54, p. 1049–1055, 2014. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.09.043.

WANG, C.; CHEN, J.; YU, X.; XIA, C.; REN, F. Experimental investigations on wear resistance characteristics of different die materials for advanced high-strength steel blanking in close section. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: **Journal of Engineering Manufacture**, v. 228, n. 11, p. 1515-1525, 2014. DOI: 10.1177/0954405414521192.

YANG, Mengwei et al. Microstructural evolution and mechanical property response of ESR-CDS processed superalloy ingots to homogenization heat treatment. **Materials Today Communications**, v. 47, art. 113269, 2025. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.113269.