

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E TRIBOLÓGICAS DO AÇO FERRAMENTA QCM8

Athirson Alexandre dos Santos¹

José Matheus Freitas dos Santos²

Resumo: A busca por materiais com elevada resistência ao desgaste e boa tenacidade tem-se tornado cada vez mais importante em aplicações industriais submetidas a severas condições de trabalho. Nesse contexto, os aços ferramenta utilizados em operações de conformação e trabalho a frio necessitam apresentar propriedades mecânicas capazes de garantir maior durabilidade e confiabilidade durante a aplicação. Dentre esses materiais, o aço QCM8 destaca-se por sua elevada resistência ao desgaste associada à boa tenacidade, sendo considerado uma alternativa aos aços convencionais utilizados em aplicações similares. Entretanto, o desempenho final desse material está diretamente relacionado aos parâmetros empregados no tratamento térmico.

Dessa forma, o presente trabalho teve como objetivo avaliar a influência de diferentes condições de têmpera no comportamento do aço ferramenta QCM8 quanto à dureza, tenacidade e resistência ao desgaste. Após os tratamentos térmicos, as amostras foram submetidas a ensaios de dureza, impacto Charpy, análise metalográfica, desgaste por deslizamento e perfilometria, buscando relacionar as alterações microestruturais com as propriedades mecânicas e tribológicas obtidas. Os resultados demonstraram que as diferentes condições de têmpera influenciaram diretamente a microestrutura e o desempenho do material, promovendo alterações na dureza, na tenacidade e no comportamento ao desgaste. Assim, o estudo contribui para a compreensão do comportamento do aço QCM8 sob diferentes condições de tratamento térmico, fornecendo suporte técnico para aplicações industriais que exigem elevada resistência mecânica e ao desgaste.

Palavras-Chave: Aço ferramenta. QCM8. Tratamento térmico. Resistência ao desgaste. Tenacidade.

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF QCM8 TOOL STEEL

Abstract: The search for materials with high wear resistance and good toughness has become increasingly important in industrial applications subjected to severe operating conditions. In this context, tool steels used in forming and cold working operations must possess mechanical properties capable of ensuring greater durability and reliability during use. Among these materials, QCM8 steel stands out for its high wear resistance combined with good toughness, making it a strong alternative to conventional steels used in similar applications. However, the final performance of this material is directly related to the parameters employed in the heat treatment. Thus, the objective of this study was to evaluate the influence of different quenching conditions on the behavior of QCM8 tool steel in terms of hardness, toughness, and wear resistance. After heat treatment, the samples were subjected to hardness testing, Charpy impact testing, metallographic analysis, sliding

¹ Discente do curso Engenharia Mecânica do Instituto Federal de Santa Catarina. titoalesantos@hotmail.com.

² Discente do curso Engenharia Mecânica do Instituto Federal de Santa Catarina. eng.jose.freitas@gmail.com.

wear testing, and profilometry, with the aim of correlating microstructural changes with the obtained mechanical and tribological properties. The results demonstrated that the different quenching conditions directly influenced the microstructure and performance of the material, causing changes in hardness, toughness, and wear behavior. Thus, the study contributes to the understanding of the behavior of QCM8 steel under different heat treatment conditions, providing technical support for industrial applications that require high mechanical strength and wear resistance.

Keywords: Tool steel. QCM8. Heat treatment. Wear resistance. Toughness.

1 INTRODUÇÃO

Ferramentas de conformação, corte e moldagem a frio operam sob solicitações severas de desgaste abrasivo e de impacto, condições em que a vida útil e a confiabilidade do componente dependem de uma combinação frequentemente conflitante de elevada dureza, alta resistência ao desgaste e tenacidade adequada. Como essas propriedades são, em grande medida, antagônicas, o desempenho final do material é determinado pelo balanço microestrutural estabelecido no tratamento térmico, o que torna o controle dos parâmetros de têmpera e revenimento um fator crítico de projeto (SKELA et al., 2019; HAIKO et al., 2019). Pequenas variações no ciclo térmico podem alterar significativamente a dureza, a profundidade das camadas deformadas e a resposta ao desgaste, evidenciando a forte correlação entre processo térmico, microestrutura e comportamento tribológico.

Os aços-ferramenta para trabalho a frio constituem a classe desenvolvida para atender a essas exigências. São aços de médio a alto teor de carbono, ligados principalmente com cromo, molibdênio e vanádio, cuja microestrutura típica é composta por uma matriz martensítica revenida endurecida por carbonetos primários e secundários. A natureza e a distribuição desses carbonetos ricos em cromo, molibdênio ou vanádio, conforme o elemento de liga predominante governam tanto a resistência ao desgaste quanto a tenacidade do material (KIM et al., 2015; CHIU; LU; CHEN, 2012). Nesse contexto situa-se o aço QCM8, empregado em conformação, moldagem e ferramentas de corte em razão da elevada resistência ao desgaste e à fadiga associada à boa tenacidade, qualidades que o tornam alternativa competitiva aos aços convencionais de aplicação similar.

O desempenho desses materiais é definido essencialmente na têmpera e no revenimento. Durante a austenitização, parte dos carbonetos é dissolvida e a austenita é enriquecida em carbono e em elementos de liga; o resfriamento subsequente promove a transformação martensítica, e o revenimento ajusta o balanço final entre dureza e tenacidade (PINEDO, 2021; ASKELAND; FULAY; BHATTACHARYA, 2019). A dureza máxima atingível relaciona-se à composição química sobretudo ao teor de carbono, à temperabilidade e à prática de resfriamento adotada (PINEDO, 2021). Por meio de tratamentos adequados, obtém-se uma superfície dura e resistente ao desgaste preservando-se um núcleo tenaz, capaz de resistir a falhas por impacto (ABBASCHIAN; REED-HILL, 2008). Em aços de trabalho a frio, a têmpera a vácuo e a têmpera em banho de sais estão entre as rotas mais empregadas para otimizar essas propriedades.

A transformação martensítica ocorre por cisalhamento, sem difusão, quando a austenita é resfriada abaixo da temperatura de início de transformação (M_s). Como o carbono e os elementos de liga deslocam as temperaturas M_s e de fim de transformação (M_f) para valores mais baixos, parte da austenita pode não se transformar e permanecer como austenita retida à temperatura ambiente, sobretudo

em aços de alto teor de carbono e alta liga (ABBASCHIAN; REED-HILL, 2008; PINEDO, 2021). Temperaturas de austenitização mais elevadas, ao dissolverem mais carbonetos, enriquecem a austenita e tendem a aumentar tanto a austenita retida quanto o tamanho médio dos carbonetos remanescentes; o revenimento, por sua vez, pode decompor a austenita retida em martensita secundária e carbonetos finos (REHAN et al., 2017). A austenita retida tem efeito ambíguo sobre o desempenho: por ser dúctil, contribui para a tenacidade e pode endurecer a superfície por transformação induzida por deformação (efeito TRIP) durante o contato, mas em excesso reduz a dureza, de modo que seu teor é um parâmetro relevante a ser controlado.

O comportamento ao desgaste por deslizamento, por sua vez, costuma ser descrito a partir da equação de Archard (ARCHARD, 1953), segundo a qual o volume de material removido é proporcional à carga normal e à distância de deslizamento e inversamente proporcional à dureza do material. Dessa relação deriva o coeficiente de desgaste específico (k), expresso em $\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$, amplamente utilizado para comparar materiais e condições. Em ensaios de deslizamento a seco observa-se tipicamente um regime inicial de amaciamento (running-in), seguido de um regime estacionário de desgaste. Embora a dureza seja o parâmetro de primeira ordem do modelo de Archard, diversos estudos mostram que a resistência ao desgaste de aços-ferramenta não depende exclusivamente dela, sendo fortemente influenciada pela microestrutura — em especial pelo teor de austenita retida e pela natureza e distribuição dos carbonetos (TANG et al., 2013; GOBBI et al., 2019; CHIU; LU; CHEN, 2012).

A caracterização dessas relações exige técnicas complementares. A dureza e o ensaio de impacto Charpy quantificam, respectivamente, a resistência à penetração e a energia absorvida na fratura; a metalografia revela as fases e a morfologia dos carbonetos; a espectroscopia de energia dispersiva (EDS) fornece a composição elementar das fases, permitindo inferir o tipo de carboneto presente a partir do elemento metálico predominante (GOLDSTEIN et al., 2018); e a microscopia confocal possibilita a reconstrução tridimensional das pistas de desgaste, a partir da qual se determina a área e o volume de material removido, e portanto a taxa de desgaste (LEACH, 2011). A associação dessas técnicas permite correlacionar os parâmetros de tratamento térmico com a microestrutura resultante e com o desempenho mecânico e tribológico.

Apesar da reconhecida sensibilidade dos aços-ferramenta às condições de tratamento térmico, o aço QCM8 por ser um material proprietário, com composição não divulgada pelo fabricante dispõe de literatura técnica restrita, o que limita a previsão de seu comportamento sob diferentes rotas de processamento. Diante dessa lacuna, o presente trabalho teve como objetivo avaliar a influência de duas condições de têmpera, conduzidas a diferentes temperaturas de austenitização e ciclos de revenimento, sobre a dureza, a tenacidade ao impacto e a resistência ao desgaste por deslizamento do aço QCM8, correlacionando as alterações microestruturais com as propriedades obtidas. Com isso, busca-se contribuir para a caracterização desse material e fornecer suporte técnico à otimização de processos industriais que demandam elevada resistência mecânica e ao desgaste.

METODOLOGIA

O material utilizado como base para o presente estudo foi o aço QCM8, fornecido pela Hitachi Metals. Por se tratar de um aço patenteado, as informações referentes à sua composição química não são disponibilizadas no catálogo do fabricante. Entretanto, de acordo com a análise realizada por Rodrigues (2014), foi identificada a composição química apresentada na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química nominal do aço QCM8 em % em massa

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe
1,00	0,95	0,40	7,60	2,00	0,30	87,75

Fonte: Rodrigues (2014)

Segundo o fabricante, o material consiste em um aço laminado fornecido na condição recozida, apresentando dureza de aproximadamente 220 HB, fabricado pela Sanyo Special Steel, Japão. Para os ensaios de desgaste, foi utilizada uma barra com diâmetro de 20 mm, da qual foram obtidos corpos de prova em formato de disco com espessura de 10 mm. Já para os ensaios de energia absorvida no impacto, foram confeccionados corpos de prova com dimensões de 10 × 7,5 × 55 mm.

Para a condição de 56 HRC, foram submetidos a tratamento térmico nove corpos de prova destinados ao ensaio de desgaste e seis ao ensaio de impacto Charpy. De modo análogo, nove corpos de prova para desgaste e seis para impacto Charpy foram tratados para a condição de 58 HRC.

2.1 TRATAMENTO TÉRMICO

Para que as propriedades mecânicas do aço sejam plenamente alcançadas, o fabricante estabelece recomendações específicas para o processo de tratamento térmico, destacando que a correta execução dessas etapas é fundamental para garantir o desempenho e a vida útil de ferramentas e matrizes. O procedimento técnico recomendado inicia-se pelas etapas de recozimento, realizadas entre 830 e 880 °C, e alívio de tensões, seguidas da têmpera com austenitização usualmente conduzida a 1030 °C.

Um dos aspectos mais relevantes do ciclo térmico do aço QCM8 é o revenimento, que deve ser executado no mínimo duas vezes, em temperaturas superiores a 530 °C, durante 2 horas por ciclo, com o objetivo de garantir estabilidade microestrutural e obtenção de elevadas durezas. Conforme as recomendações técnicas do fabricante, a seleção da temperatura de revenimento permite controlar o balanço entre resistência ao desgaste e tenacidade do material, sendo a faixa entre 520 e 530 °C associada ao aumento da resistência ao desgaste, enquanto temperaturas entre 540 e 550 °C são associadas ao favorecimento da tenacidade.

Quanto aos meios de resfriamento após o tempo do material na temperatura de austenitização, o fabricante destaca a utilização de resfriamento a vácuo, resfriamento em banho de sais com etapa inicial em sais a 250 °C ou 500 °C seguida de resfriamento por ar forçado, além do resfriamento em óleo quente.

Dessa forma, com base nas recomendações do fabricante e nas orientações técnicas da empresa Tecnotêmpera, responsável pela execução do tratamento térmico das amostras, foram definidas duas rotas de processamento, apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2 – Condições de tratamento térmico empregadas na preparação das amostras avaliadas.

Ciclo para tratamento térmico a banho de sais aço QCM8		
Dureza encontrada	56 HRC	58 HRC
Alívio de tensão	620 °C	
1° Pré-aquecimento	450 °C - 2 horas	
2° Pré-aquecimento	850 °C	
Austenitização	1020 °C	1050 °C
Resfriamento	320 °C	
1° Revenido	540 °C	
2° Revenido	560 °C	570 °C
3° Revenido	560 °C	

Fonte: Os autores (2026)

2.2 ENSAIO CHARPY

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados no laboratório do Instituto Federal de Santa Catarina (IFSC), utilizando um equipamento com capacidade de 150 J, ilustrado na Figura 1. O equipamento empregado permitiu a determinação da energia absorvida pelas amostras durante o ensaio de impacto, conforme os procedimentos estabelecidos para esse tipo de caracterização mecânica.

Figura 1: Pêndulo de impacto para realização do ensaio de impacto charpy.



Fonte: Os autores (2026)

Foram destinados aos ensaios 12 corpos de prova, sendo 6 para cada condição de dureza analisada, com dimensões de 10 × 7,5 × 55 mm, em conformidade com a norma ASTM E23, sem a utilização de entalhe. A opção por corpos de prova sem entalhe deve-se à elevada dureza e à baixa ductilidade do aço QCM8 nas condições avaliadas (56 e 58 HRC). Nesses níveis de dureza, o material

apresenta comportamento predominantemente frágil, e a usinagem de um entalhe normalizado, por atuar como concentrador severo de tensões, tende a provocar a ruptura com absorção de energia muito baixa, próxima ao limite inferior de resolução do pêndulo. Isso reduziria a capacidade de discriminar as duas condições de tratamento térmico e aumentaria a dispersão dos resultados. Soma-se a esse fator a dificuldade de usinagem de um entalhe padronizado em material já endurecido, que normalmente exige eletroerosão ou retífica e pode introduzir tensões residuais e alterações superficiais capazes de interferir na medida. Diante disso, optou-se por corpos de prova sem entalhe, a fim de obter valores de energia mensuráveis e repetíveis, adequados à comparação relativa entre as duas rotas de tratamento térmico estudadas. A geometria dos corpos de prova é apresentada na Figura 2.

Figura 2: Corpo de prova posicionado durante ensaio de impacto charpy.



Fonte: Os autores (2026)

2.3 METALOGRAFIA

A análise metalográfica foi realizada em parceria com a empresa Ciser, empregando etapas convencionais de preparação de amostras adotadas em ambiente industrial. Inicialmente, as amostras foram submetidas ao embutimento, com o objetivo de facilitar o manuseio durante as etapas subsequentes de preparação.

Em seguida, procedeu-se ao lixamento com lixas de granulometria 400 e 600, seguido do polimento do material, até a obtenção de uma superfície plana, regular e isenta de riscos significativos. Após a preparação superficial, as amostras foram submetidas a ataque químico com reagente Vilella, com o objetivo de revelar a microestrutura do material.

Por fim, a caracterização microestrutural foi conduzida em microscópio óptico metalográfico, permitindo a observação das fases presentes e da morfologia dos precipitados nas condições de dureza avaliadas.

2.4 ENSAIO DE DESGASTE

Os ensaios de desgaste foram realizados por meio da configuração pino sobre disco no laboratório da Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC), utilizando o tribômetro Tribom CZ1000 (Figura 3), desenvolvido internamente pela instituição.

Os experimentos foram conduzidos a seco, empregando como contraparte uma esfera polida de alumina (Al_2O_3) com diâmetro de 6 mm. Durante a realização dos ensaios, o coeficiente de atrito foi monitorado continuamente pelo próprio equipamento e registrado por meio do software RS232 Data Logger, permitindo posterior análise da estabilidade e confiabilidade do processo experimental. Todos os ensaios foram executados em conformidade com os procedimentos estabelecidos pela norma ASTM G99-23, sendo adotadas as condições experimentais apresentadas na Tabela 3.

Figura 3: Tribômetro Tribom CZ1000 usado no ensaio de desgaste.



Fonte: Os autores (2026)

Tabela 3 – Condições experimentais adotadas nos ensaios de desgaste realizados neste estudo.

Dureza (HRC)	Velocidade de deslizamento (m/s)	Raio da pista (mm)	Número de voltas	RPM	Tempo de ensaio (min)
56	0,1	6	13263	159,2	83,3
	0,2			318,3	41,7
	0,3			477,5	27,8
58	0,1			159,2	83,3
	0,2			318,3	41,7
	0,3			477,5	27,8
Carga (N)			Pista (m)		
10			500		

Fonte: Os autores (2026)

As amostras foram identificadas e organizadas de acordo com a dureza

resultante do tratamento aplicado e com a velocidade utilizada nos ensaios de desgaste. O sistema de nomenclatura adotado foi composto por um número, correspondente à identificação da amostra, e por uma letra, referente ao lado da amostra submetido ao ensaio.

Essa designação foi mantida ao longo de todo o desenvolvimento experimental, possibilitando a rastreabilidade das amostras, bem como a correta associação entre cada condição de ensaio e os respectivos resultados obtidos. A Tabela 4 apresenta a exemplificação do método de identificação utilizado, enquanto a Figura 4 ilustra uma das amostras analisadas.

Tabela 4 – Nomenclatura adotada para identificação das amostras utilizadas nos ensaios experimentais.

Dureza (HRC)	Velocidade (m/s)	Amostra / Lado				
56	0,1	1A	1B	2A	2B	3A
	0,2	4A	4B	5A	5B	6A
	0,3	7A	7B	8A	8B	9A
58	0,1	10A	10B	11A	11B	12A
	0,2	13A	13B	14A	14B	15A
	0,3	16A	16B	17A	17B	18A

Fonte: Os autores (2026)

Figura 4: Amostra após o ensaio de desgaste por deslizamento, evidenciando a trilha de desgaste formada durante o teste e utilizada para avaliação da resistência ao desgaste do material.



Fonte: Os autores (2026)

2.5 ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA DE RAIOS X (EDS)

A análise por espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS) foi realizada em parceria com a empresa Metalab, com o objetivo de auxiliar na identificação semiquantitativa dos elementos químicos presentes nas regiões analisadas da microestrutura. O ensaio foi conduzido conforme os procedimentos internos do laboratório, sendo utilizado como ferramenta complementar à caracterização metalográfica, especialmente para avaliação da composição química localizada dos precipitados e demais fases observadas nas amostras.

2.6 CARACTERIZAÇÃO DA AMOSTRA

A caracterização do desgaste das amostras foi realizada utilizando o microscópio confocal Olympus LEXT OLS5100, ilustrado na Figura 5, disponibilizado pela Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC). Para cada amostra ensaiada, foram obtidos arquivos contendo o perfil topográfico da superfície em quatro regiões distintas da trilha de desgaste.

A partir desses dados, e com o auxílio do software próprio do equipamento, foi possível determinar tanto a profundidade do desgaste quanto a área do perfil desgastado. Posteriormente, calculou-se a média das áreas correspondentes aos quatro perfis obtidos em cada ensaio. Esse valor médio foi multiplicado pelo perímetro da trilha do ensaio pino-disco, determinado em função do raio adotado durante os ensaios, permitindo a obtenção do volume de material removido de cada amostra.

Por fim, a partir do conhecimento do volume de material removido (V), em mm^3 , da carga aplicada durante o ensaio (F), em N , e da distância total de deslizamento da pista (s), em m , foi utilizada a equação da taxa de desgaste, apresentada na Figura 6, para a determinação quantitativa do desgaste das amostras. O parâmetro k , resultante da equação, representa a taxa de desgaste específica, expressa em $\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$. A aplicação dessa equação possibilitou a avaliação quantitativa do desempenho tribológico dos materiais analisados, permitindo correlacionar as diferentes condições de ensaio com os volumes de desgaste obtidos.

Figura 5: Microscópio confocal Olympus LEXT OLS5100 utilizado para a medição e caracterização tridimensional das pistas de desgaste.



Fonte: Os autores (2026)

Figura 6 – Equação utilizada para quantificação da taxa de desgaste dos materiais estudados.

$$k = \frac{V}{F \cdot s}$$

Fonte: Tang et al. (2013)

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 ENSAIO CHARPY

Ressalta-se que a ausência de entalhe fornece valores de energia absorvida sistematicamente superiores aos obtidos com corpos de prova entalhados, uma vez que não há um concentrador de tensões pré-existente para localizar a iniciação da trinca. Por essa razão, os valores aqui apresentados não são diretamente comparáveis aos relatados na literatura que emprega corpos entalhados (entalhe tipo A ou U, conforme a ASTM E23 ou ISO 148). Assim, os resultados devem ser interpretados em caráter comparativo entre as condições de 56 e 58 HRC deste estudo, e não como valores absolutos de tenacidade ao impacto do material.

Os resultados do ensaio de impacto Charpy estão apresentados na Tabela 5. A condição de 56 HRC apresentou absorção de energia média de aproximadamente 33,8 J, enquanto a condição de 58 HRC registrou média de 19,9 J, de modo que a condição de 56 HRC absorveu cerca de 70% mais energia que a de 58 HRC.

Esse comportamento é coerente com a relação inversa entre dureza e tenacidade amplamente documentada em aços-ferramenta para trabalho a frio. O aumento da dureza tende a reduzir a capacidade do material de absorver energia por deformação plástica antes da fratura, de modo que a condição de 58 HRC, mais dura, apresenta menor energia absorvida no impacto. Em termos de aplicação, esse resultado indica que a condição de 56 HRC é mais adequada a solicitações que envolvam carregamento por impacto, enquanto a condição de 58 HRC privilegia a dureza em detrimento da tenacidade. A maior dispersão observada nos valores individuais, sobretudo na condição de 56 HRC, é consistente com a ausência de entalhe dos corpos de prova, sem um concentrador de tensões pré-definido, o sítio de iniciação da trinca varia de amostra para amostra, o que tende a ampliar a dispersão da energia absorvida.

Tabela 5 – Resultados do ensaio de impacto Charpy, apresentando os valores de energia absorvida pelas amostras durante a fratura.

Dureza (HRC)	Amostra	Energia absorvida (J)	Média energia absorvida (J)	Desvio Padrão (J)
58	Q1	21	19,9	0,8
	Q2	19		
	Q3	19,5		
	Q4	20		
	Q5	21		
	Q6	19		
56	Q7	35	33,8	1,1
	Q8	32		
	Q9	33		
	Q10	35		
	Q11	34		
	Q12	34		

Fonte: Os autores (2026)

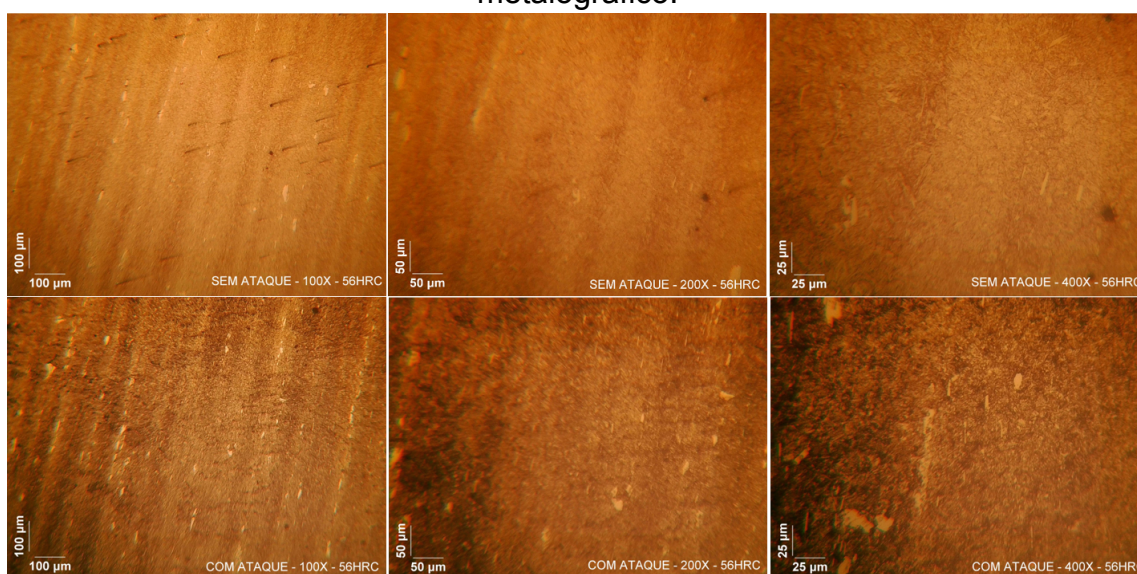
3.2 METALOGRAFIA

As micrografias obtidas para a condição de 56 HRC (Figura 7) revelam matriz martensítica revenida como fase predominante, com precipitados primários de morfologia globular e alongada distribuídos de forma relativamente homogênea ao longo da matriz.

A condição de 58 HRC (Figura 8) apresenta microestrutura similar, porém com precipitados primários de maior dimensão, resultado da maior temperatura de austenitização (1050 °C), que favorece a dissolução dos precipitados menores e o crescimento dos remanescentes. Segundo Pinedo (2021), temperaturas de austenitização mais elevadas promovem maior dissolução de carbonetos, enriquecendo a austenita em carbono e elementos de liga; após a têmpera, esse mecanismo tende a resultar em carbonetos primários de maior tamanho médio, comportamento coerente com os precipitados de maior dimensão observados nas micrografias.

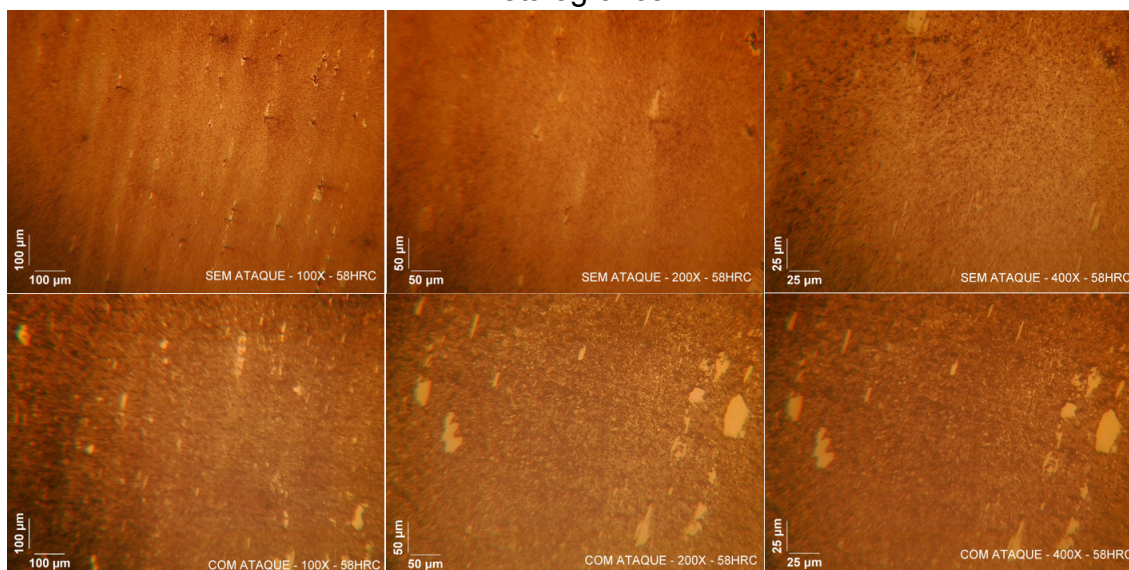
A morfologia e a distribuição dos precipitados influenciam diretamente o comportamento mecânico do material. Precipitados primários grosseiros, como os observados na condição de 58 HRC, podem atuar como sítios de concentração de tensões e de iniciação de trincas, ao passo que uma distribuição mais fina e homogênea, como a verificada na condição de 56 HRC, tende a favorecer um comportamento mais tenaz. Além do crescimento dos precipitados, a austenitização a 1050 °C possivelmente promoveu também o crescimento do grão austenítico prévio. Com a maior dissolução dos precipitados finos em temperaturas mais elevadas, reduz-se o ancoramento dos contornos de grão pelas partículas de segunda fase, favorecendo o crescimento do grão austenítico e, após a têmpera, a formação de uma estrutura martensítica mais grosseira. Uma matriz martensítica mais grosseira tende a apresentar menor tenacidade. Ressalta-se, contudo, que o tamanho de grão austenítico prévio não foi quantificado neste estudo, de modo que essa consideração permanece em caráter inferencial.

Figura 7 – Microestrutura das amostras com dureza de 56 HRC após ataque metalográfico.



Fonte: Os autores (2026)

Figura 8 – Microestrutura das amostras com dureza de 58 HRC após ataque metalográfico.



Fonte: Os autores (2026)

3.3 DUREZA

Os resultados obtidos nos ensaios de dureza das amostras avaliadas foram inicialmente mensurados na escala Vickers (HV) e, posteriormente, convertidos para a escala Rockwell C (HRC). Essa conversão justifica-se pelo fato de a escala HRC se consolidar como o método de referência de maior aplicabilidade e preferência no ambiente industrial. Os dados consolidados das medições experimentais, segmentados pelas durezas nominais esperadas, encontram-se detalhados na Tabela 6.

Tabela 6 – Valores de dureza das amostras submetidas às diferentes condições de tratamento térmico.

Dureza esperada (HRC)	Dureza encontrada (HRC)	Média (HRC)	Desvio Padrão (HRC)
56	55	56,2	0,7
	56		
	57		
	56		
	57		
58	59	58,6	0,8
	57		
	59		
	59		
	59		

Fonte: Os autores (2026)

A análise dos dados revela uma elevada precisão e reprodutibilidade no processo de obtenção das propriedades mecânicas das amostras. Para ambas as metas estipuladas (56 HRC e 58 HRC), as médias experimentais situam-se ligeiramente acima dos valores nominais esperados, registrando 56,2 HRC e 58,6 HRC, respectivamente. Ademais, a estabilidade e a homogeneidade do processo são ratificadas pelos baixos índices de dispersão, com desvios padrões de 0,7 HRC e 0,8 HRC. O fato de a variabilidade ter se mantido abaixo de 1,0 HRC em ambos os cenários confirma a uniformidade microestrutural ao longo dos corpos de prova e valida a confiabilidade do método de medição adotado.

3.4 ANÁLISE SEMIQUANTITATIVA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR EDS

A caracterização microquímica das fases presentes no aço ferramenta QCM8 foi conduzida por meio da técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), possibilitando a identificação elementar da matriz martensítica e dos precipitados resultantes das diferentes rotas de tratamento térmico, Figura 9 (56 HRC) e Figura 10 (58 HRC). Ressalta-se que o EDS fornece apenas a composição elementar das fases; por esse motivo, os constituintes de segunda fase observados são tratados neste trabalho como precipitados, e sua associação a carbonetos de tipos específicos (M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$) constitui referência da literatura, fundamentada na composição química indicativa obtida por EDS, uma vez que a identificação cristalográfica definitiva requereria difração de raios X (DRX) ou de elétrons.

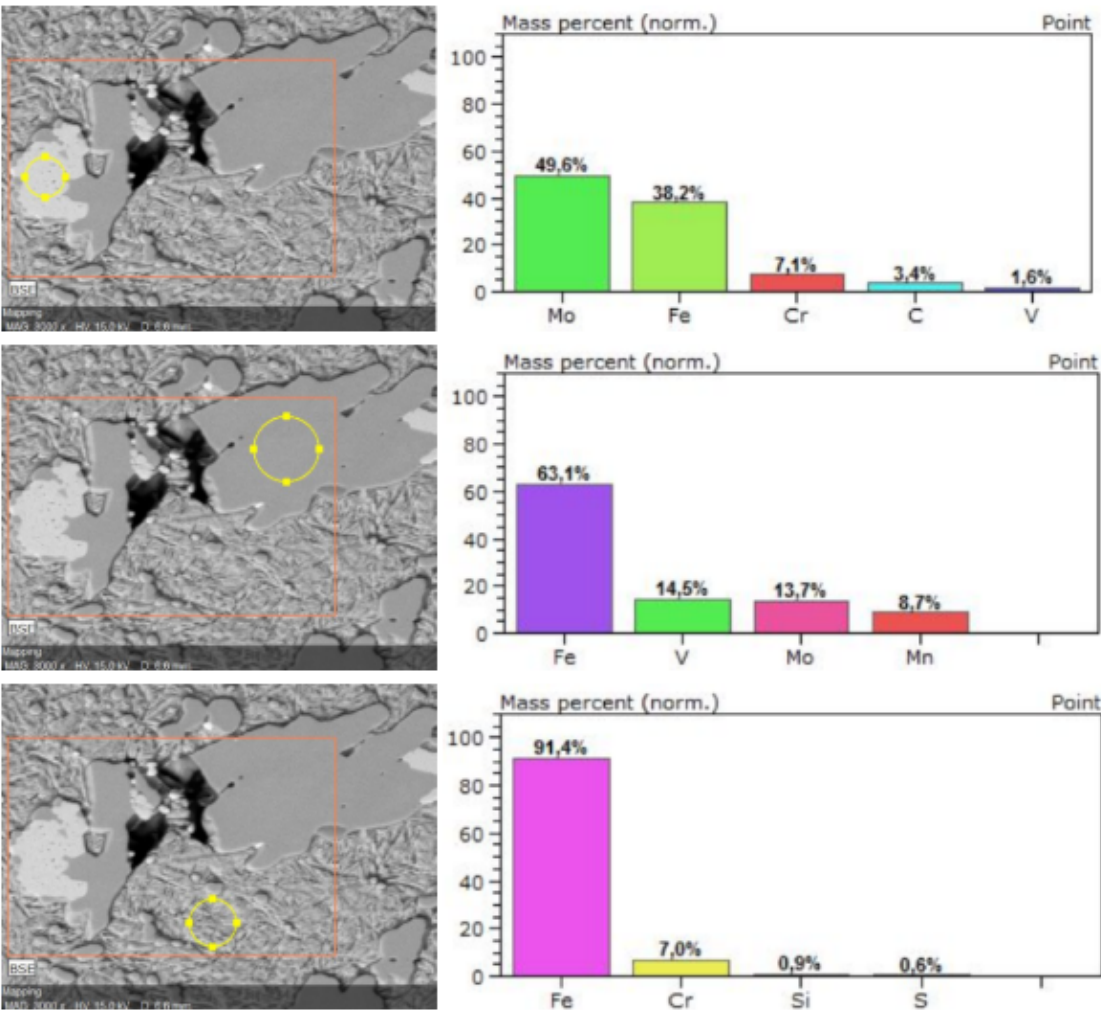
Na condição de 56 HRC (Figura 9), foram identificados dois tipos de precipitados primários e a matriz martensítica. O primeiro tipo, localizado nas regiões de maior brilho no imageamento BSE, apresentou 49,6% de Mo e 38,2% de Fe como elementos majoritários, acompanhados de 7,1% de Cr, 3,4% de C e 1,6% de V, composição compatível, segundo a literatura, com carbonetos do tipo M_6C , reconhecidos pela elevada estabilidade térmica e alta dureza. O segundo tipo, identificado nas regiões de tonalidade cinza-escura, apresentou composição dominada por 63,1% de Fe, 14,5% de V, 13,7% de Mo e 8,7% de Mn, caracterizando uma fase complexa enriquecida em vanádio. A matriz martensítica desta condição apresentou composição essencialmente ferrosa, com 91,4% de Fe e 7,8% de Cr dissolvido em solução sólida. A concentração de Mo e V nos precipitados, e não na matriz, é coerente com a forte tendência desses elementos à formação de carbonetos estáveis, que permanecem majoritariamente não dissolvidos na temperatura de austenitização empregada nessa condição.

Na condição de 58 HRC (Figura 10), a análise revelou igualmente dois tipos de precipitados e a matriz. O primeiro tipo, nas regiões de maior brilho, apresentou 42,9% de Mo, 39,7% de Fe e 10,3% de Cr como elementos principais, também compatível, segundo a literatura, com carbonetos do tipo M_6C . O segundo tipo, nas regiões de tonalidade cinza intermediária, exibiu 45,8% de Fe, 37,8% de Cr, 8,1% de Mo e 7,5% de C, composição compatível, segundo a literatura, com carbonetos ricos em cromo do tipo M_7C_3 ou $M_{23}C_6$. A matriz desta condição apresentou 87,1% de Fe e teor de Cr dissolvido de 9,6%, superior ao observado na condição de 56 HRC. Esse maior teor de Cr dissolvido indica que a austenitização a 1050 °C promoveu maior dissolução dos precipitados ricos em cromo, redistribuindo esse elemento para a solução sólida. Segundo Pinedo (2021), o cromo dissolvido eleva a temperabilidade do aço e contribui para a estabilização da austenita durante a têmpera; ainda assim, o menor teor de austenita retida medido nessa condição (seção 3.5) indica que o ciclo de revenimento mais agressivo aplicado ao 58 HRC prevaleceu sobre esse efeito, promovendo a decomposição da austenita retida.

A comparação entre as duas condições mostra que a principal diferença

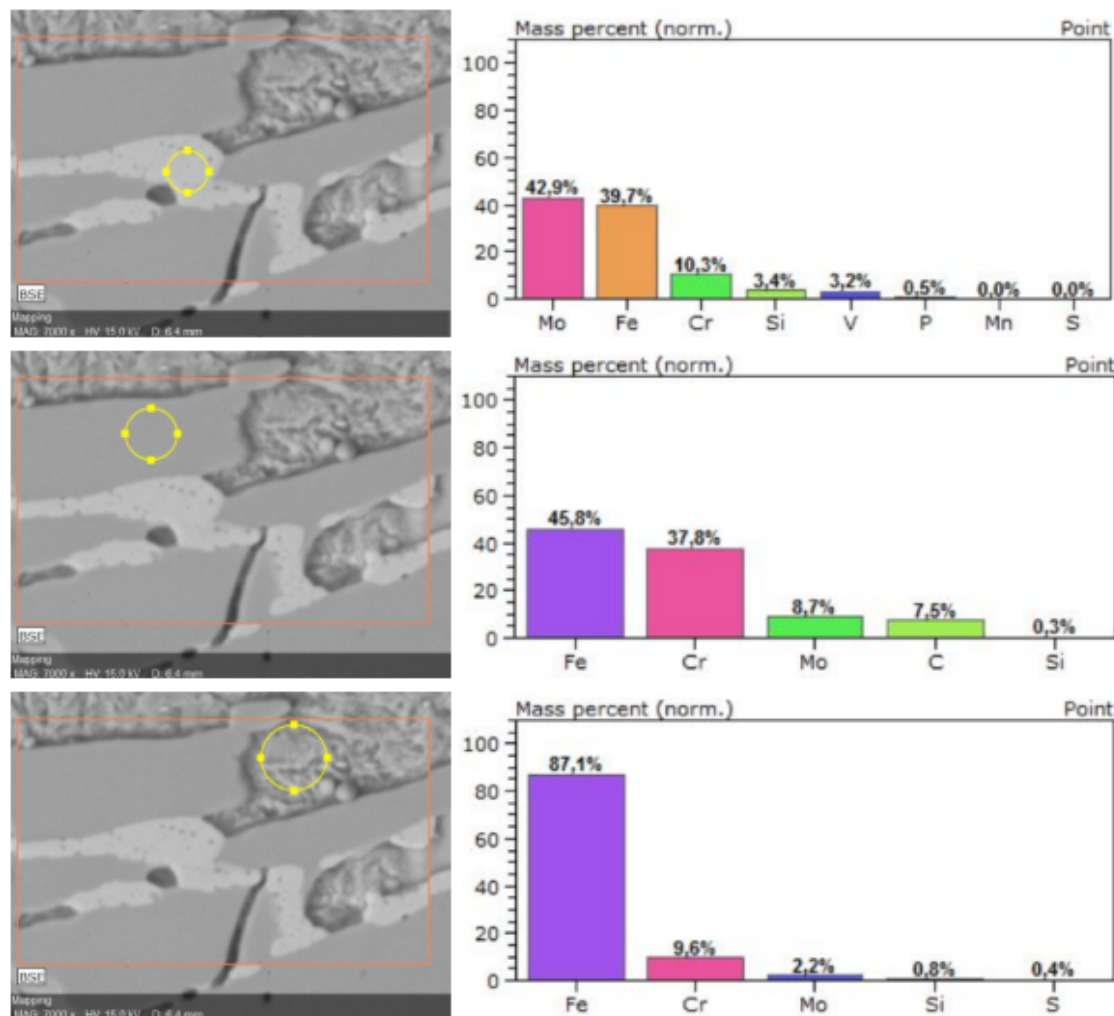
microquímica está na matriz: o maior teor de Cr em solução sólida na condição de 58 HRC reflete a maior dissolução dos precipitados ricos em cromo na temperatura de austenitização mais elevada. Em contrapartida, o Mo e o V permaneceram concentrados predominantemente nos precipitados primários, com baixos teores na matriz em ambas as condições, o que evidencia que a estabilidade térmica dessas fases não foi significativamente afetada pela diferença de temperatura de austenitização empregada. Dessa forma, a alteração de temperatura atuou principalmente sobre os precipitados ricos em cromo, e não sobre os precipitados ricos em molibdênio e vanádio.

Figura 9 – Composição química obtida por EDS das fases identificadas nas amostras com dureza de 56 HRC, expressa em percentual em massa dos elementos detectados.



Fonte: Metalab (2026)

Figura 10 – Composição química obtida por EDS das fases identificadas nas amostras com dureza de 58 HRC, expressa em percentual em massa dos elementos detectados.



Fonte: Metalab (2026)

3.5 ANÁLISE INDICATIVA DA AUSTENITA RETIDA POR EDS

A Tabela 7 apresenta os valores médios de austenita retida obtidos a partir de medições pontuais realizadas em diferentes regiões das amostras. A amostra com dureza de 56 HRC apresentou maior teor médio de austenita retida (7,5%) em comparação à amostra de 58 HRC (3,5%). Esse resultado indica que a condição de tratamento térmico utilizada para obtenção de 58 HRC favoreceu a redução da austenita retida na microestrutura. Além disso, a condição de 56 HRC apresentou maior dispersão dos resultados (desvio padrão de 4,5%), enquanto a condição de 58 HRC apresentou distribuição mais homogênea da austenita retida, com desvio padrão de apenas 0,5%.

Apesar de a austenitização a 1050 °C favorecer, em princípio, maior retenção de austenita pela maior dissolução de carbonetos e consequente enriquecimento da austenita em carbono e elementos de liga (PINEDO, 2021), o menor teor observado na condição de 58 HRC pode ser atribuído ao ciclo de revenimento mais agressivo aplicado a essa condição (560–570 °C), que promoveu a decomposição da austenita retida em martensita secundária e carbonetos finos.

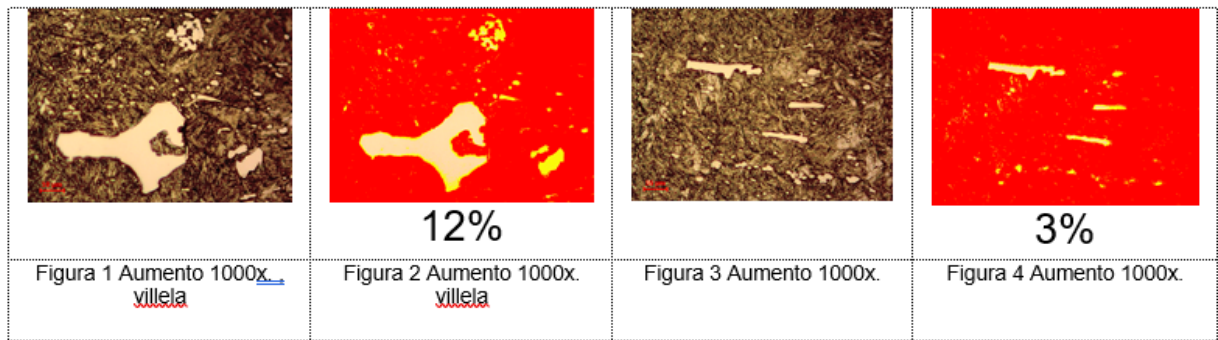
Tabela 7 – Percentual de austenita retida medido nas amostras após os tratamentos térmicos aplicados.

Amostra	Temperatura Austenitização (°C)	Dureza (HRC)	Média Austenita retida (%)	Desvio Padrão Austenita retida (%)
1	1020	56	7,5	4,5
2	1050	58	3,5	0,5

Nota: Faixa obtida a partir de duas medições em regiões distintas de cada amostra.

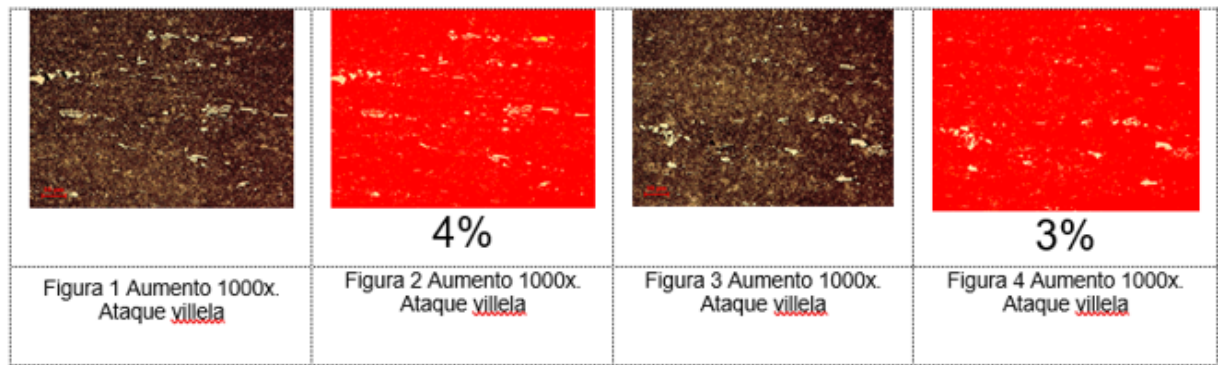
Fonte: Os autores (2026)

Figura 11 – Ensaio metalográfico das amostras com dureza de 56 HRC para caracterização da matriz e análise da ocorrência de descarbonetação superficial.



Fonte: Metalab (2026)

Figura 12 – Ensaio metalográfico das amostras com dureza de 58 HRC para caracterização da matriz e análise da ocorrência de descarbonetação superficial.



Fonte: Metalab (2026)

Esse resultado é coerente com o comportamento observado no ensaio Charpy: a maior fração de austenita retida na condição de 56 HRC contribui para a maior absorção de energia registrada nessa condição, uma vez que a fase austenítica, por ser dúctil, atua absorvendo energia durante a propagação de trincas (ABBASCHIAN; REED-HILL, 2008), enquanto a menor fração em 58 HRC favorece uma matriz predominantemente martensítica, de maior rigidez e menor capacidade de absorção de energia por deformação plástica.

3.6 ENSAIO DE DESGASTE

Os perfis apresentados nas Figuras 13 e 14 correspondem às médias das cinco pistas desgastadas na condição 0,1 m/s para as durezas estudadas. Em ambas as durezas, os perfis exibem fase inicial de amaciamento (running-in) nos primeiros 100 m, seguida de regime estacionário até aproximadamente 480 m, comportamento típico de ensaios de pino sobre disco a seco. A queda abrupta observada ao final do ensaio, próxima a 490 m, coincide com o término do percurso de deslizamento e decorre da finalização do teste (desaceleração e perda de contato pino-disco). Por representar um efeito do encerramento, e não o comportamento tribológico do par, esse trecho foi desconsiderado no cálculo do coeficiente de atrito médio, obtido sobre a região de regime permanente.

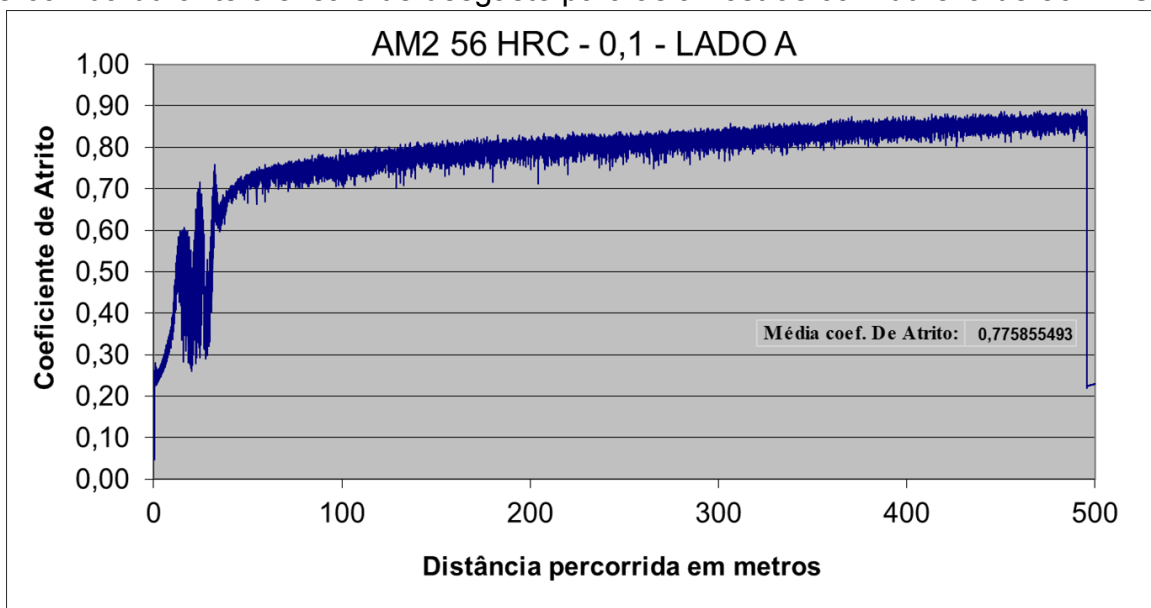
Os coeficientes médios obtidos ficaram entre 0,6 e 0,8 em todas as condições, faixa compatível com contato metálico a seco contra alumina. A condição de 56 HRC apresentou valores superiores ($\mu = 0,784$; 0,759; 0,733) aos da condição de 58 HRC ($\mu = 0,661$; 0,708; 0,645). Essa diferença é coerente com a relação entre dureza e atrito no deslizamento metal–cerâmica: a menor dureza tende a favorecer maior deformação plástica e maior área real de contato, intensificando as componentes adesiva e de sulcamento do atrito.

Tabela 8 – Coeficientes de atrito das amostra nas velocidades de ensaio.

Dureza (HRC)	Amostra	Lado	Velocidade (m/s)	Coeficiente de atrito	Média	Desvio Padrão
56 HRC	AM1	A	0,1	0,780	0,784	0,007
		B		0,794		
	AM2	A		0,776		
		B		0,788		
	AM3	A		0,783		
	AM1	A	0,2	0,745	0,759	0,009
		B		0,759		
	AM2	A		0,760		
		B		0,770		
	AM3	A		0,759		
	AM1	A	0,3	0,749	0,733	0,012
		B		0,739		
	AM2	A		0,734		
		B		0,726		
	AM3	A		0,719		
58 HRC	AM1	A	0,1	0,648	0,661	0,013
		B		0,658		
	AM2	A		0,678		
		B		0,670		
	AM3	A		0,653		
	AM1	A	0,2	0,691	0,708	0,012
		B		0,722		
	AM2	A		0,715		
		B		0,711		
	AM3	A		0,702		
	AM1	A	0,3	0,647	0,645	0,009
		B		0,637		
	AM2	A		0,635		
		B		0,647		
	AM3	A		0,657		

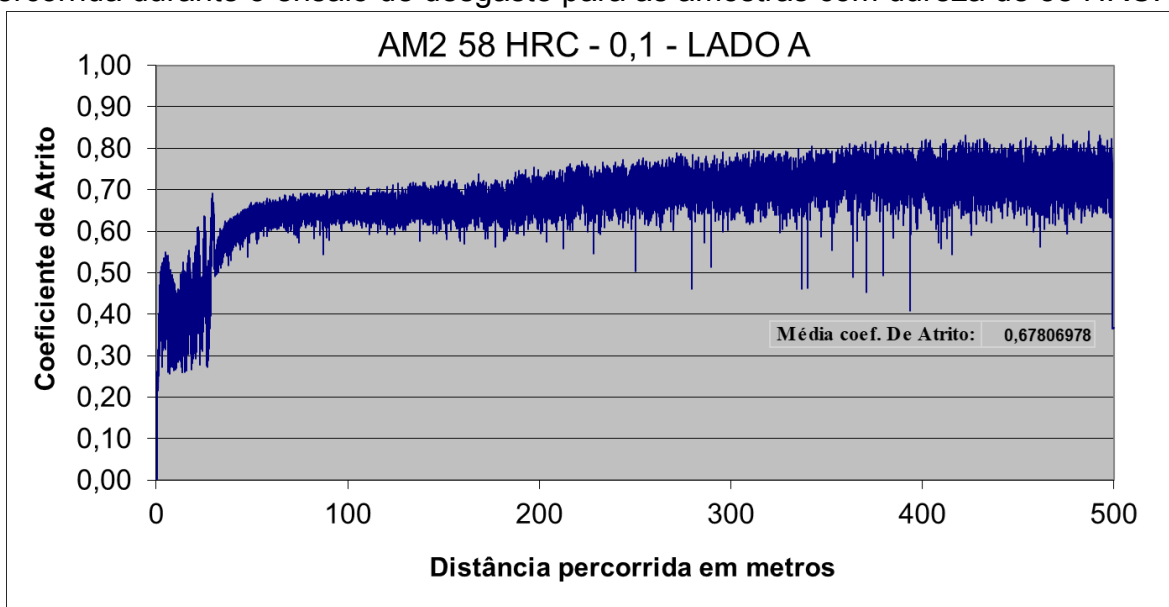
Fonte: Os autores (2026)

Figura 13 – Variação do coeficiente de atrito em função da distância percorrida durante o ensaio de desgaste para as amostras com dureza de 56 HRC.



Fonte: Os autores (2026)

Figura 14 – Variação do coeficiente de atrito em função da distância percorrida durante o ensaio de desgaste para as amostras com dureza de 58 HRC.



Fonte: Os autores (2026)

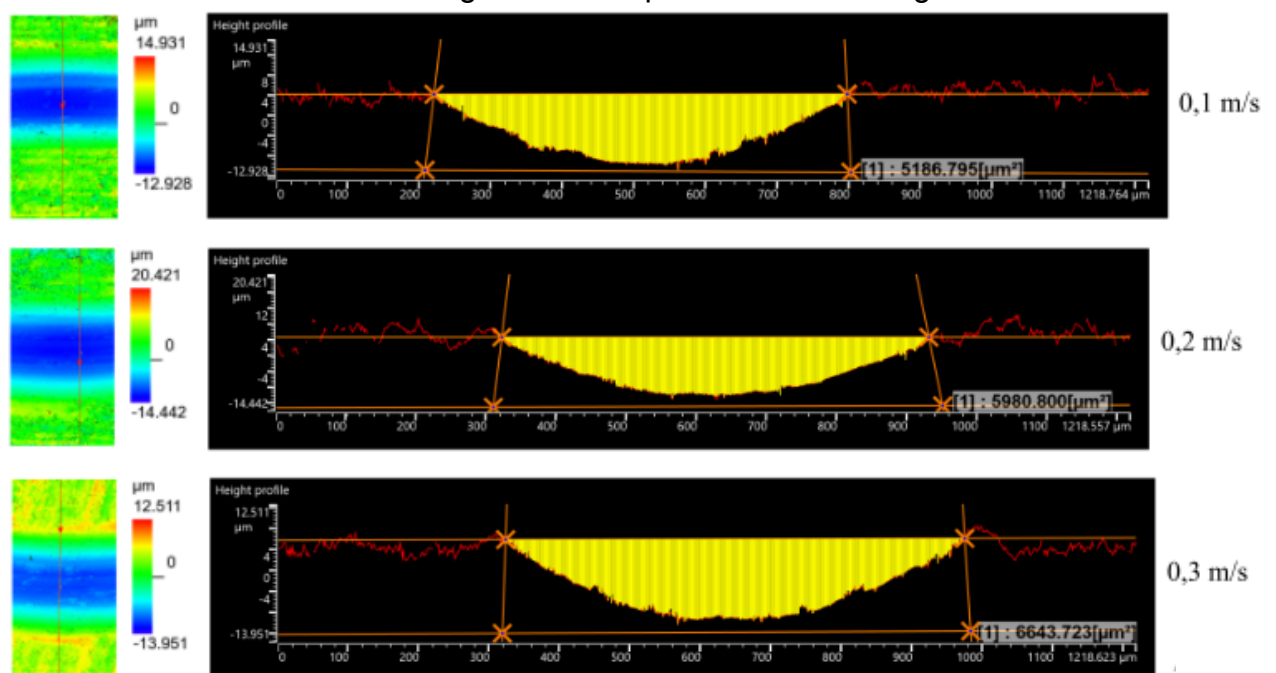
3.7 SUPERFÍCIE DESGASTADA

A análise das superfícies das amostras por microscopia confocal permitiu a caracterização tridimensional das pistas de desgaste geradas durante os ensaios tribológicos. Para ambas as condições de dureza, observou-se a formação nítida da pista, caracterizada por uma cavidade de seção transversal aproximadamente côncava, com geometria compatível com a da esfera de alumina utilizada como contracorpo. Essa correspondência entre o perfil da pista e a geometria do contracorpo indica que a remoção de material concentrou-se na região de contato e confere consistência ao método de quantificação adotado, uma vez que a área do perfil reflete diretamente o volume removido em cada condição.

Nas Figuras 15 e 16 são apresentados os resultados correspondentes às velocidades de deslizamento de 0,1, 0,2 e 0,3 m/s. Em cada figura, a imagem à esquerda representa a região da pista selecionada para análise e a imagem à direita, o perfil topográfico da superfície, com a área desgastada destacada em amarelo. A partir dessas imagens, o software do equipamento foi utilizado para a extração da área de material removido, possibilitando a quantificação do desgaste nas diferentes condições de ensaio.

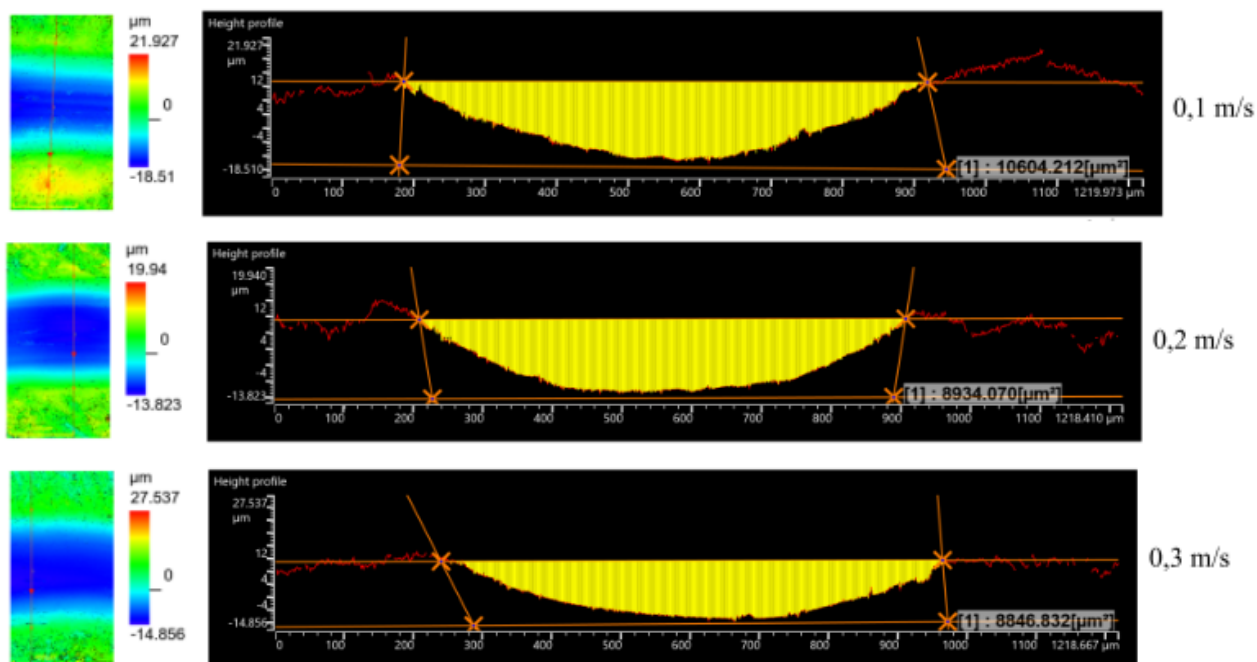
A comparação entre as condições evidencia que as amostras de 58 HRC apresentaram maior área de seção transversal das pistas associada a maior largura e profundidade do sulco do que as de 56 HRC, em todas as velocidades avaliadas. Essa observação qualitativa é coerente com os maiores valores de taxa de desgaste obtidos para a condição de 58 HRC (seção 3.8) e corrobora, do ponto de vista morfológico, o resultado de que a maior dureza nominal não se traduziu em menor remoção de material. Quanto ao efeito da velocidade, as pistas da condição de 56 HRC apresentaram crescimento progressivo de área com o aumento da velocidade de deslizamento, ao passo que as da condição de 58 HRC mantiveram-se relativamente constantes entre 0,2 e 0,3 m/s, comportamento condizente com a tendência de estabilização das taxas de desgaste discutida na seção 3.8.

Figura 15 – Superfície desgastada da amostra com dureza de 56 HRC, evidenciando a região afetada pelo ensaio de desgaste.



Fonte: Os autores (2026)

Figura 16 – Superfície desgastada da amostra com dureza de 58 HRC, evidenciando a região afetada pelo ensaio de desgaste.



Fonte: Os autores (2026)

3.8 TAXA DE DESGASTE

As Tabelas 9 e 10 apresentam os resultados do volume desgastado e taxa de desgaste específica com o desvio padrão em função da velocidade de deslizamento para as amostras submetidas às condições de dureza de 56 HRC e 58 HRC. Para cada combinação de dureza e velocidade de deslizamento, os valores foram obtidos a partir de 20 medições, realizadas em cinco corpos de prova, com quatro medições efetuadas em cada pista da amostra. Assim, os resultados médios e os desvios padrão apresentados representam um conjunto estatisticamente mais robusto de dados, aumentando a confiabilidade da análise e reduzindo a influência de variações locais inerentes à superfície dos corpos de prova. Para todas as velocidades analisadas, as amostras de 58 HRC apresentaram maiores valores de taxa de desgaste quando comparadas às de 56 HRC, comportamento coerente com as maiores áreas de seção transversal das pistas observadas na seção 3.7.

Para a condição de 56 HRC, verificou-se um aumento gradual da taxa de desgaste com o incremento da velocidade, passando de $49,6 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ em 0,1 m/s para $52,0 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ em 0,2 m/s, atingindo $56,8 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ em 0,3 m/s. Esse comportamento indica que o aumento da velocidade intensificou os mecanismos de remoção de material nessa condição. Para a condição de 58 HRC, os valores foram de $67,3 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ em 0,1 m/s, $66,0 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ em 0,2 m/s e $60,4 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ em 0,3 m/s. Diferentemente da condição de 56 HRC, observou-se uma tendência de redução da taxa de desgaste com o aumento da velocidade, comportamento que pode estar associado à estabilização progressiva do contato tribológico em velocidades mais elevadas, conforme também indicado pela relativa constância das áreas de pista observadas nas velocidades de 0,2 e 0,3 m/s na seção 3.7.

Os desvios padrão variaram entre $9,3$ e $16,6 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$, indicando uma dispersão moderada dos resultados experimentais. O maior valor de desvio padrão foi observado para a condição de 58 HRC na velocidade de 0,2 m/s, sugerindo maior

variabilidade do mecanismo de desgaste nessa condição.

O maior desgaste da condição de 58 HRC, apesar da maior dureza nominal, pode estar associado ao menor teor de austenita retida identificado na análise indicativa por EDS, que limita o endurecimento superficial por deformação, efeito TRIP, de transformação martensítica induzida por deformação da austenita retida, durante o contato deslizante. Esse comportamento reforça que a relação entre dureza e resistência ao desgaste não é linear, sendo a microestrutura resultante do ciclo de tratamento térmico, especialmente o teor de austenita retida — o fator determinante para o desempenho tribológico, conforme também observado por Tang et al. (2013) para o aço AISI D2 em condições de deslizamento a seco, embora em parâmetros experimentais distintos. Adicionalmente, a presença de precipitados primários de maior dimensão e de precipitados ricos em cromo cuja composição indicativa por EDS é compatível, segundo a literatura, com carbonetos do tipo $M_7C_3/M_{23}C_6$, identificados respectivamente na metalografia e no EDS, podem ter atuado como fatores potencializadores, favorecendo a concentração de tensões na interface de contato e a geração de debris abrasivos por fratura desses precipitados durante o deslizamento.

Cabe destacar que o coeficiente de desgaste específico (k) determinado neste estudo deriva do modelo de desgaste de Archard (ARCHARD, 1953), segundo o qual o volume de material removido é proporcional à carga normal e à distância de deslizamento e inversamente proporcional à dureza do material. Por adotar a dureza como parâmetro governante único, esse modelo prevê que materiais mais duros apresentem menor desgaste, comportamento oposto ao observado neste trabalho, em que a condição de 58 HRC, mais dura, registrou as maiores taxas de desgaste. Tal resultado evidencia uma limitação do modelo de Archard para o presente sistema: por se basear na dureza global, a formulação não incorpora os fatores microestruturais que, neste caso, governam a resposta tribológica, em especial o teor de austenita retida e sua transformação induzida por deformação, o tamanho e a distribuição dos precipitados e a tenacidade da matriz. Dessa forma, a dureza nominal, isoladamente, não constitui preditor adequado da resistência ao desgaste do aço QCM8 nas condições avaliadas.

No que se refere aos precipitados ricos em cromo, ressalta-se que a técnica de EDS não permite confirmar sua natureza cristalográfica nem distinguir com segurança entre as fases M_7C_3 e $M_{23}C_6$, cuja diferenciação requer difração de raios X ou de elétrons. A atribuição apresentada na seção 3.6 é, portanto, indicativa. Essa distinção é relevante porque os carbonetos M_7C_3 são, em geral, duros e benéficos à resistência à abrasão, ao passo que os carbonetos $M_{23}C_6$, sobretudo quando precipitados em contornos de grão, tendem a ser mais prejudiciais. Adicionalmente, a condição de 58 HRC apresentou simultaneamente menores coeficientes de atrito e maiores taxas de desgaste, combinação não característica de desgaste predominantemente adesivo e compatível com a participação de uma componente abrasiva de terceiro corpo.

Ressalta-se, entretanto, que a investigação dos mecanismos de desgaste atuantes não constituiu objetivo deste trabalho, dada a abrangência do estudo, de modo que as considerações sobre microfratura de precipitados e geração de debris são apresentadas em caráter de hipótese, a ser verificada por análise da superfície desgastada por MEV-EDS.

Tabela 9 – Valores médios e desvios padrão dos volumes de desgaste obtidos para as amostras avaliadas.

Dureza (HRC)	Velocidade de deslizamento (m/s)	Média (mm ³)	Desvio Padrão (mm ³)
56	0,1	248163,0	47437,5
	0,2	259977,9	46735,7
	0,3	284001,8	50654,1
58	0,1	336601,2	46726,2
	0,2	330235,3	83225,7
	0,3	302009,9	62127,8

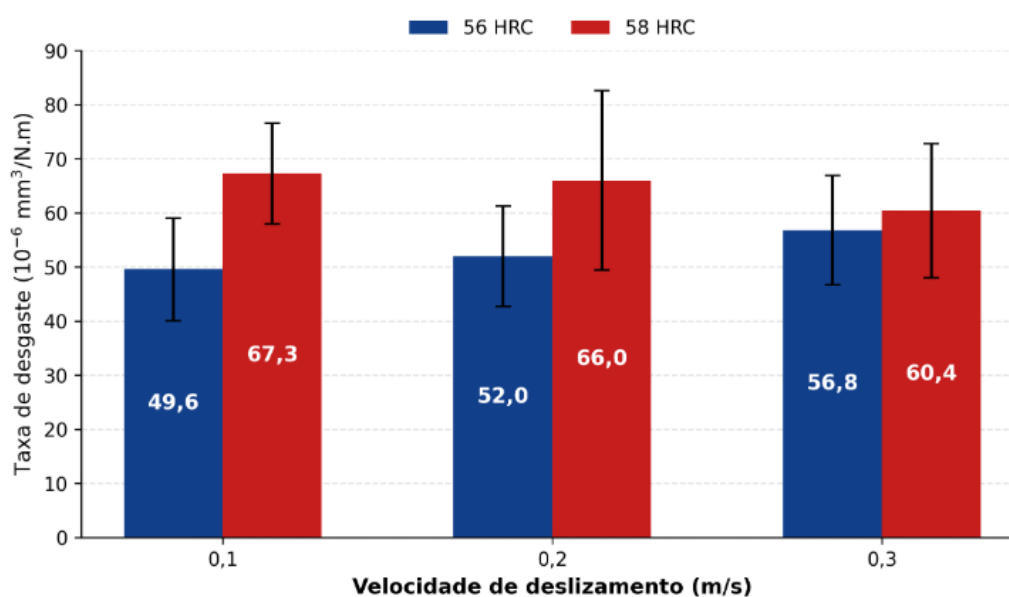
Fonte: Os autores (2026)

Tabela 10 – Valores médios e desvios padrão das taxas de desgaste obtidas para as amostras avaliadas.

Dureza (HRC)	Velocidade de deslizamento (m/s)	Média (10 ⁻⁶ mm ³ /N.m)	Desvio Padrão (10 ⁻⁶ mm ³ /N.m)
56	0,1	49,6	9,5
	0,2	52,0	9,3
	0,3	56,8	10,1
58	0,1	67,3	9,3
	0,2	66,0	16,6
	0,3	60,4	12,4

Fonte: Os autores (2026)

Figura 17 – Taxa de desgaste em função da velocidade de deslizamento para as condições avaliadas.



Fonte: Os autores (2026)

4 CONCLUSÕES

A variação da temperatura de austenitização entre 1020 °C e 1050 °C, associada a diferentes ciclos de revenimento, promoveu alterações microestruturais distintas no aço QCM8, com reflexos diretos nas propriedades mecânicas e tribológicas avaliadas. A condição de 56 HRC, austenitizada a 1020 °C e submetida a revenimento menos agressivo, apresentou maior teor de austenita retida, maior absorção de energia no ensaio Charpy e menor taxa de desgaste, demonstrando melhor equilíbrio entre tenacidade e resistência tribológica. Já a condição de 58 HRC, austenitizada a 1050 °C e revenida em temperaturas mais elevadas (560–570 °C), apresentou menor teor de austenita retida atribuído à decomposição dessa fase durante o revenimento, o que reduziu tanto a tenacidade quanto a capacidade de endurecimento superficial por deformação durante o deslizamento, resultando em maior taxa de desgaste apesar da maior dureza nominal.

Esse comportamento evidencia que a resistência ao desgaste do aço QCM8 não é governada exclusivamente pela dureza: o resultado contraria a previsão do modelo de Archard, segundo o qual materiais mais duros tenderiam a apresentar menor desgaste, demonstrando que a dureza global, isoladamente, não constitui preditor adequado do desempenho tribológico. A resposta ao desgaste mostrou-se fortemente influenciada pela microestrutura resultante do tratamento térmico, em especial pelo teor de austenita retida e pela natureza dos precipitados presentes. Quanto ao atrito, a condição de 58 HRC apresentou coeficientes sistematicamente menores, comportamento coerente com sua maior dureza, que tende a reduzir a deformação plástica e a área real de contato durante o deslizamento. A análise por EDS revelou precipitados cuja composição é compatível, segundo a literatura, com carbonetos do tipo M_6C em ambas as condições, além de precipitados ricos em cromo na condição de 58 HRC. Ressalva-se que o EDS não identifica a estrutura cristalina das fases, sendo necessária a difração de raios X (DRX) para confirmar se tais precipitados são, de fato, carbonetos; dessa forma, a hipótese de que esses precipitados tenham contribuído para o desgaste, por geração de debris durante o deslizamento, permanece a ser confirmada.

Em síntese, para aplicações que exijam maior resistência ao desgaste por deslizamento associada à tenacidade, a condição de 56 HRC mostrou-se mais adequada, ao passo que a condição de 58 HRC é mais indicada em situações nas quais a dureza nominal é o fator predominante.

Os resultados devem ser interpretados com algumas limitações já apontadas ao longo do trabalho: a quantificação da austenita retida apoiou-se em poucas medições, com dispersão elevada; a identificação dos precipitados por EDS é indicativa, e não cristalográfica, de modo que sua classificação como carbonetos de tipos específicos constitui referência da literatura baseada na composição química; a ausência de análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) restringiu a discussão dos mecanismos de desgaste ao nível inferencial. Além disto o fato de os ensaios terem sido conduzidos a seco, condição que não reproduz o ambiente lubrificado de aplicação das ferramentas e de o tamanho dos precipitados primários não terem sido quantificados, o que impediu sua correlação numérica com a taxa de desgaste.

Como desdobramento deste estudo, recomenda-se empregar a difração de raios X (DRX), em primeiro lugar, para confirmar se os precipitados observados são, de fato, carbonetos e definir seus tipos cristalográficos (M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$) e, em complemento, para uma melhor quantificação da austenita retida, com maior número de medições por amostra, de modo a permitir uma correlação quantitativa mais robusta com as propriedades mecânicas. Recomenda-se, ainda, a realização de

análise metalográfica quantitativa para medir a distribuição e o tamanho médio dos precipitados primários, bem como a caracterização da superfície desgastada por MEV-EDS, a fim de identificar diretamente os mecanismos de desgaste atuantes e verificar a hipótese de geração de debris por fratura dos precipitados ricos em cromo. Por fim, a ampliação do estudo a temperaturas de austenitização e revenimento intermediárias permitiria mapear com maior resolução a janela ótima de tratamento térmico, consolidando a caracterização do aço QCM8 como subsídio à otimização de processos industriais que demandam elevada resistência mecânica e ao desgaste.

REFERÊNCIAS

ABBASCHIAN, Reza ; REED-HILL, Robert E. **Physical Metallurgy Principles**. 4.ed. Cengage Learning, 2008.

ASKELAND, Donald R.; FULAY, Pradeep P.; BHATTACHARYA, D. K. **Ciência e Engenharia dos materiais**. 4ª edição. São Paulo: Cengage, 2019. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/reader/books/9786555583366>. Acesso em: 2 jun. 2026.

HAIKO, Oskari et al. **Effect of tempering on the impact-abrasive and abrasive wear resistance of ultra-high strength steels**. Wear: an international journal on the science and technology of friction lubrication and wear, v. 440–441, n. 203098, p. 203098, 2019.

PINEDO, Carlos Eduardo. **Tratamentos térmicos e superficiais dos aços**. São Paulo: Blucher, 2021. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/reader/books/9786555062212>. Acesso em: 2 jun. 2026.

RODRIGUES, Mariana Carla Mendes. **Caracterização de aços ferramenta usados em cilindros de laminação a frio de perfis**. 2014. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

SKELA, Božo et al. **Wear behaviour and correlations to the microstructural characteristics of heat treated hot work tool steel**. Wear: an international journal on the science and technology of friction lubrication and wear, v. 426–427, p. 1118–1128, 2019.

TANG, Linhu; GAO, Chengxiu; HUANG, Jianlong; ZHANG, Hongyan; CHANG, Wenchun. **Dry sliding friction and wear behaviour of hardened AISI D2 tool steel with different hardness levels**. Tribology International, v. 66, p. 165–173, 2013.

ARCHARD, J. F. **Contact and rubbing of flat surfaces**. Journal of Applied Physics, v. 24, n. 8, p. 981–988, 1953. DOI: 10.1063/1.1721448.

CHIU, L.-H.; LU, C.-H.; CHEN, H.-C. **Carbide distribution effect on wear behavior of cold work tool steels**. Advanced Materials Research, v. 567, p. 240–243, 2012.

CULLITY, B. D.; STOCK, S. R. **Elements of X-ray diffraction**. 3. ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, 2001.

GOBBI, S. J.; GOBBI, V. J.; REINKE, G.; MUTERLLE, P. V.; ROSA, D. M. **Ultra-low-temperature process effects on microscale abrasion of tool steel AISI D2.** Materials Science and Technology, v. 35, n. 11, p. 1355–1364, 2019. DOI: 10.1080/02670836.2019.1624018.

GOLDSTEIN, J. I.; NEWBURY, D. E.; MICHAEL, J. R.; RITCHIE, N. W. M.; SCOTT, J. H. J.; JOY, D. C. **Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis.** 4. ed. New York: Springer, 2018.

JURČI, P.; DLOUHÝ, I. **Cryogenic treatment of martensitic steels: microstructural fundamentals and implications for mechanical properties and wear and corrosion performance.** Materials, v. 17, n. 3, p. 548, 2024. DOI: 10.3390/ma17030548.

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. DOI: 10.1016/j.matchar.2015.08.001.

LEACH, R. (ed.). **Optical Measurement of Surface Topography.** Berlin: Springer, 2011.

REHAN, M. A.; MEDVEDEVA, A.; SVENSSON, L.-E.; KARLSSON, L. **Retained austenite transformation during heat treatment of a 5 wt pct Cr cold work tool steel.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 48, n. 11, p. 5233–5243, 2017. DOI: 10.1007/s11661-017-4232-5.