



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Ana Carolina Assumpção do Amaral

**Análise da influência dos parâmetros microestruturais e metalúrgicos no
desgaste de coroas de transmissão de motocicletas**

Florianópolis

2026

Ana Carolina Assumpção do Amaral

Análise da influência dos parâmetros microestruturais e metalúrgicos no desgaste de coroas de transmissão de motocicletas

Trabalho de Conclusão de Curso submetido ao curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Tecnológico da Universidade Federal de Santa Catarina como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharela em Engenharia de Materiais.

Orientador: Tainan Daniel Andrioni, Me.
Coorientador: Prof. Cristiano Binder Dr.

Florianópolis

2026

Amaral, Ana Carolina Assumpção do
Análise da influência dos parâmetros microestruturais e
metalúrgicos no desgaste de coroas de transmissão de
motocicletas / Ana Carolina Assumpção do Amaral ;
orientador, Tainan Daniel Andrioni, coorientador,
Cristiano Binder, 2026.
88 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) -
Universidade Federal de Santa Catarina, Centro
Tecnológico, Graduação em Engenharia de Materiais,
Florianópolis, 2026.

Inclui referências.

1. Engenharia de Materiais. 2. AISI 1045. 3. Coroas de
transmissão. 4. Desgaste.. 5. Microestrutura. I. Andrioni,
Tainan Daniel . II. Binder, Cristiano. III. Universidade
Federal de Santa Catarina. Graduação em Engenharia de
Materiais. IV. Título.

Ana Carolina Assumpção do Amaral

Análise da influência dos parâmetros microestruturais e metalúrgicos no desgaste de coroas de transmissão de motocicletas.

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi julgado adequado para obtenção do título de bacharel e aprovado em sua forma final pelo Curso de Engenharia de Materiais.

Florianópolis, 24 de março de 2026.



Coordenação do Curso

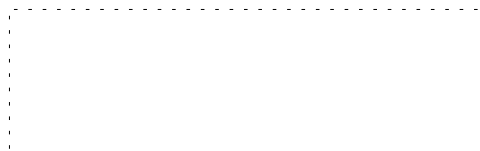
Banca examinadora



Me. Tainan Daniel Andrioni,
Orientador



Dr. Francisco Cavilha Neto
Universidade Federal de Santa Catarina



Eng. Gabriel Gonçalves Netto,
Instituto Federal de Santa Catarina

Florianópolis, 2026.

Aos que foram minha estrutura, minha luz,
e orbitaram comigo durante a fadiga do
caminho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à minha mãe, Solange Cristina Leme Assumpção do Amaral, por ser minha maior inspiração na busca pelo conhecimento, ao meu pai, Cristiano Augusto Gonçalves do Amaral, por sempre ter sido minha base e nunca ter me deixado desistir e à minha avó, Maria Aparecida Leme Assumpção, por ser minha segunda mãe, pois eu não estaria aqui sem as rezas da senhora. Aos meus irmãos, Caio Augusto e João Vitor, por serem meu suporte durante toda a vida. À minha tia Sandra (*em memória*), cujo orgulho por minha trajetória sinto presente em cada etapa vencida. Ao meu namorado, Luciano Garné Bonacin, que se fez presente em todos os momentos, sendo o meu suporte no dia a dia.

Aos meus amigos do trabalho: Gabriel, Leonardo, John, Cyrillo e Valdir, que além de ajudarem em minha formação profissional, se tornaram base e suporte. Aos amigos que fiz na graduação: Tassiane, Lasmin, Natasha, Sarah, Livia, Vitor e Luiz, obrigada por fazerem o caminho até aqui ser mais descontraído, e aos meus amigos de infância por estarem presentes em toda a minha vida.

Ao meu orientador e ao meu coorientador, pela paciência, pela partilha de conhecimento técnico e por guiarem este estudo com tanto rigor. Sem o suporte e a confiança de vocês nesta pesquisa, este trabalho não teria alcançado a profundidade necessária.

À Universidade Federal de Santa Catarina e a todos os técnicos de laboratório que auxiliaram na realização dos ensaios e análises metalográficas.

"O ferro enferruja com o desuso, a água parada perde sua pureza e, no frio, torna-se gelo; assim como a inação drena o vigor da mente." - Leonardo da Vinci

RESUMO

Este trabalho analisa a influência dos parâmetros microestruturais e metalúrgicos no desgaste de coroas de transmissão de motocicletas, tomando como referência a norma ABNT NBR 16427:2022. A integridade do sistema de transmissão é vital para a segurança operacional, e falhas prematuras nestes componentes são frequentemente associadas a desvios na composição química e no tratamento térmico do aço AISI 1045. A metodologia compreendeu a caracterização química por espectrometria de emissão óptica, análise metalográfica, mapeamento de microdureza Vickers e ensaios de durabilidade em bancada dinâmica durante 3.000.000 de ciclos. Os resultados revelaram que apenas a amostra com teor de carbono em conformidade com a norma (0,467% C) apresentou desempenho satisfatório, registrando um desgaste residual de apenas 0,078 mm, valor significativamente inferior ao limite normativo de 1,0 mm. Em contrapartida, as amostras com subespecificação de carbono (< 0,43% C) apresentaram colapso geométrico total e falha por ganchamento (*hooking*), tornando-se imensuráveis antes da conclusão do ensaio. A análise fenomenológica demonstrou que a ausência de uma camada martensítica acicular plena, decorrente da baixa temperabilidade dos materiais não conformes, é a causa raiz da deformação plástica macroscópica. Conclui-se que a confiabilidade do conjunto cinemático é dependente do rigor metalúrgico, indicando que a conformidade química do aço AISI 1045 desempenha papel determinante no desempenho tribológico do componente.

Palavras-chave: AISI 1045. Coroas de transmissão. Desgaste. Microestrutura. NBR 16427:2022.

ABSTRACT

This study analyzes the influence of microstructural and metallurgical parameters on the wear of motorcycle transmission sprockets, based on the ABNT NBR 16427:2022 standard. The integrity of the transmission system is vital for operational safety, and premature failures in these components are frequently associated with deviations in the chemical composition and heat treatment of AISI 1045 steel. The methodology comprised chemical characterization via optical emission spectrometry, metallographic analysis, Vickers microhardness mapping, and durability tests on a dynamic bench for 3,000,000 cycles. The results revealed that only the sample with carbon content in compliance with the standard (0.467%C) showed satisfactory performance, recording a residual wear of only 0.078mm, a value significantly lower than the normative limit of 1.0mm. In contrast, samples with carbon sub-specification ($< 0.43\% \text{ C}$) exhibited total geometric collapse and failure by hooking, becoming unmeasurable before the conclusion of the test. Phenomenological analysis demonstrated that the absence of a full acicular martensitic layer, resulting from the low hardenability of non-compliant materials, is the root cause of macroscopic plastic deformation. It is concluded that the reliability of the kinematic assembly is dependent on metallurgical rigor, indicating that the chemical compliance of AISI 1045 steel plays a critical role in the tribological performance of the component.

Keywords: AISI 1045. Transmission sprockets. Wear. Microstructure. NBR 16427:2022.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Representação esquemática da ondulação e rugosidade superficial.....	21
Figura 2 - Representação das asperezas e da área de contato real entre superfícies sólidas.....	22
Figura 3 - Curva de Stribeck ilustrando os regimes de lubrificação limite, mista e hidrodinâmica em função do parâmetro Λ	24
Figura 4 - Representação esquemática dos mecanismos de desgaste abrasivo: (a) contato direto entre dois corpos e (b) abrasão por três corpos com partículas aprisionadas.....	26
Figura 5 – Evolução do desgaste em dente de coroa de aço AISI 1045: (a) nucleação de microtrincas; (b-d) propagação de trincas de fadiga de contato.....	27
Figura 6 – Configurações geométricas clássicas do modelo de contato de Hertz, incluindo contatos esfera–esfera, esfera–plano e cilindro–plano.....	28
Figura 7 - Micrografias eletrônicas de varredura (MEV): (a) micro-corte abrasivo; (b-d) nucleação e propagação de trincas de fadiga de contato; (e) formação de cratera por spalling após o ensaio de durabilidade. Barras de escala: 50 μm em (a-d) e 300 μm em (e).....	29
Figura 8 - Distribuição da tensão cisalhante em função da profundidade subsuperficial, evidenciando o ponto de tensão máxima abaixo da superfície de contato.....	30
Figura 9 - Representação esquemática do efeito poligonal e da ação cordal (chordal action) em transmissões por correntes.....	31
Figura 10 - Detalhe de medição do desgaste do dente.....	34
Figura 11 - Metodologia experimental.....	36
Figura 12 – Diagrama do conjunto pinhão, coroa e corrente na bancada de testes.....	38
Figura 13 - Máquina Mitutoyo Quick Vision.....	41
Figura 14 - Detalhamento do processo de medição dimensional: (a) posicionamento da amostra na mesa; (b) detalhe do sensor óptico na zona de medição; (c) interface do <i>software</i> para mapeamento do perfil.....	43
Figura 15 - Espectrômetro de emissão óptica (OES) utilizado na caracterização química das coroas.....	45

Figura 16 - Demonstração da execução das queimas por espectrometria de emissão óptica (OES).....	47
Figura 17 - Durômetro de bancada.....	48
Figura 18 - Face lateral da coroa evidenciando os pontos de indentação para o ensaio de dureza HRB.....	50
Figura 19 - Embutidora metalográfica digital utilizada para o condicionamento das amostras.....	51
Figura 20 - Amostras do dente da coroa embutidas em resina termofixa prontas para a etapa de lixamento.....	52
Figura 21 - Lixadeira e politriz metalográfica utilizada no preparo final das superfícies para microscopia.....	52
Figura 22 - Micrografia das indentações Vickers evidenciando a geometria do ensaio.....	55
Figura 23 - Esquema demonstrativo dos critérios de espaçamento entre indentações e afastamento da borda para a validação do perfil de microdureza Vickers.....	55
Figura 24 - Comparativo macroscópico da Amostra A: (a) estado inicial; (b) aspecto após o ensaio evidenciando perda de perfil no flanco.....	58
Figura 25 - Comparativo macroscópico da Amostra B: (a) estado inicial; (b) aspecto após o ensaio com severa deformação plástica e rebarbas superficiais.....	59
Figura 26 - Comparativo macroscópico da Amostra C: (a) estado inicial; (b) aspecto após o ensaio apresentando irregularidades geométricas e perda de simetria.....	59
Figura 27 - Comparativo macroscópico da Amostra D: (a) estado inicial; (b) aspecto após 3.000.000 de ciclos com perfil geométrico preservado.....	60
Figura 28 - Dureza Rockwell B (HRB) média no núcleo das amostras analisadas, com indicação do desvio padrão das medições.....	64
Figura 29 - Gráfico de perfil de dureza Vickers da região do topo do dente com barras de erro representando o desvio padrão das medições.....	66
Figura 30 - Mapa de regiões para análise metalográfica e de microdureza: Topo (azul), Fundo do dente (vermelho) e Núcleo (verde).....	68
Figura 31 - Análise comparativa da microestrutura do dente: (a) região da superfície (topo) e (b) região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500x.....	69

Figura 32 - Análise de integridade estrutural do núcleo da Amostra A: (a) presença de porosidades e vazios (200x); (b) detalhamento do poro como concentrador de tensão (500x).....	70
Figura 33 - Fundo do Dente da Amostra A – 200x.....	71
Figura 34 - Micrografia do núcleo da Amostra B: (a) visão geral a 200x evidenciando o bandamento e direcionalidade (setas azuis para perlita e vermelhas para ferrita); (b) detalhamento a 500x.....	72
Figura 35 - Análise de integridade estrutural da Amostra B: (a) presença de porosidades no núcleo (200x); (b) detalhamento e medição dimensional do poro atingindo 39,63 µm (500x).....	73
Figura 36 - Topo do Dente da Amostra B – 100x e (b) Topo do Dente da Amostra B – 200x.....	74
Figura 37 - Fundo do Dente da Amostra B – 200x.....	75
Figura 38 - Núcleo da Amostra C (Região Íntegra) – 200x.....	76
Figura 39 - Fundo do Dente da Amostra C – 200x.....	77
Figura 40 - Análise de integridade na raiz da Amostra C: (a) porosidade detectada no fundo do dente (200x); (b) detalhamento da interrupção das lamelas de perlita pelo poro (500x).....	77
Figura 41 - Topo do dente da Amostra C – 200x.....	78
Figura 42 - Topo do Dente da Amostra D – 200x.....	79
Figura 43 - Transição no Topo da Amostra D – 200x.....	80
Figura 44 - Fundo do Dente da Amostra D – 200x.....	80
Figura 45 - Núcleo da Amostra D – 200x.....	82

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Parâmetros operacionais de bancada.....	39
Quadro 2 - Parâmetros dimensionais e geométricos avaliados.....	42

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Limites de composição química do aço AISI 1045 (ASTM A29, 2020).....	47
Tabela 2 - Resultados do ensaio de durabilidade.....	57
Tabela 3 - Dimensões iniciais das amostras.....	60
Tabela 4 - Comparativo metrológico final e desgaste total.....	61
Tabela 5 - Resultados da análise química centesimal.....	62
Tabela 6 - Resultados consolidados de microdureza Vickers.....	65

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
Ar	Área de Contato Real
ASTM	American Society for Testing and Materials
BCD	Bolt Circle Diameter (Diâmetro do Círculo de Furação)
BU	Biblioteca Universitária
CNC	Computer Numeric Control (Controle Numérico Computadorizado)
CRM	Certified Reference Materials (Materiais de Referência Certificados)
Ef	Espessura Final
Ei	Espessura Inicial
HRB	Dureza Rockwell Escala B
HV	Dureza Vickers
LH	Regime de Lubrificação Hidrodinâmico
LL	Regime de Lubrificação Limite
LM	Regime de Lubrificação Mista ou Marginal
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MMC	Medição por Coordenadas
MnS	Sulfeto de Manganês (comum em inclusões de Enxofre)
NBR	Norma Brasileira
O.D.	Outer Diameter (Diâmetro Externo)
OES	Optical Emission Spectrometry (Espectrometria de Emissão Óptica)
P.D.	Pitch Diameter (Diâmetro Primitivo)
Ra	Rugosidade Média Aritmética
RSD	Relative Standard Deviation (Desvio Padrão Relativo)
Rz	Profundidade Média de Rugosidade
S	Enxofre
SAE	Society of Automotive Engineers
SiC	Carbeto de Silício (utilizado nas lixas)
UFSC	Universidade Federal de Santa Catarina
W	Desgaste Linear Acumulado

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	16
2	OBJETIVOS.....	18
2.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	18
3	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	19
3.1	TRIBOLOGIA E CIÊNCIA DAS SUPERFÍCIES.....	19
3.1.1	Microgeometria e a integridade superficial.....	20
3.1.2	Atrito e regimes de lubrificação.....	23
3.1.3	Mecanismos de desgaste no par cinemático.....	25
3.1.4	Tensões de contato de Hertz no engrenamento.....	28
3.2	DINÂMICA DO CONJUNTO CINEMÁTICO E ASPECTOS NORMATIVOS...31	
3.2.1	Interpretação cinemática e o fenômeno do efeito poligonal.....	31
3.2.2	Norma ABNT NBR 16427.....	32
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	36
4.1	ENSAIO DE DURABILIDADE E SELEÇÃO DAS AMOSTRAS.....	36
4.2	CARACTERIZAÇÃO DIMENSIONAL E GEOMÉTRICA SISTÊMICA.....	40
4.3	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL E ANÁLISE QUÍMICA.....	44
4.4	ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL (HRB).....	48
4.5	METALOGRAFIA.....	50
4.6	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV).....	53
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	57
5.1	ENSAIO DE DURABILIDADE.....	57
5.2	CARACTERIZAÇÃO DIMENSIONAL E GEOMÉTRICA SISTÊMICA.....	60
5.3	ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS COMPONENTES.....	62
5.4	DUREZA ROCKWELL.....	63
5.5	PERFIL DE MICRODUREZA VICKERS (HV _{0,1}).....	64
5.5.1	Análise do gradiente de dureza e camada endurecida.....	65
5.5.2	Influência do carbono na dureza vickers.....	67
5.6	ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	68
5.6.1	Análise da amostra A.....	68
5.6.2	Análise da amostra B.....	71
5.6.3	Análise da amostra C.....	75

5.6.4 Análise da amostra D.....	78
6 CONCLUSÃO.....	83
6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	85
7 REFERÊNCIAS.....	86

1 INTRODUÇÃO

A tribologia, ciência voltada ao estudo do atrito, desgaste e lubrificação, desempenha um papel fundamental na economia global e na sustentabilidade industrial. Estima-se que cerca de 23% do consumo total de energia no mundo originam-se de contatos tribológicos, dos quais 20% são destinados apenas para superar o atrito e 3% para a remanufatura de componentes desgastados (Holmberg; Erdemir, 2017). No setor de transportes, a mitigação dessas perdas é crucial para aumentar a eficiência energética e a vida útil de componentes mecânicos sujeitos a condições severas de operação.

Nesse contexto, o sistema de transmissão secundária de motocicletas composto de forma interdependente pelo pinhão, pela corrente de rolos e pela coroa, constitui um conjunto cinemático crítico para a funcionalidade do veículo. Segundo Norton (2013), sistemas de transmissão por corrente são amplamente utilizados em aplicações automotivas devido à sua robustez e eficiência mecânica. Contudo, pesquisas recentes, como as de Sokolski (2023), apontam que o desgaste progressivo dos elos da corrente altera o passo do sistema, gerando concentrações de tensão anômalas nos dentes da coroa e acelerando a degradação do conjunto.

O desgaste severo altera o perfil evolvente dos dentes da coroa comprometendo o engrenamento e a segurança do condutor. Essas coroas são majoritariamente produzidas em aço de médio teor de carbono, como o AISI 1045, o pinhão e a coroa também dependem de tratamentos térmicos de superfície para resistir ao desgaste abrasivo e adesivo. De acordo com Meffert *et al.* (2021) o comportamento tribológico em sistemas de transmissão é complexo, pois envolve o contato metal-metal sob lubrificação limítrofe, onde a microestrutura do material é o principal determinante da taxa de remoção de massa. Com a atualização da norma ABNT NBR 16427:2022, os critérios de aceitação tornaram-se mais rigorosos — reduzindo a tolerância de desgaste linear de 1,6 mm para 1,0 mm —, o que demanda uma reavaliação da capacidade do aço 1045 em atender a esses novos patamares de durabilidade.

A fundamentação deste trabalho baseia-se na integração dos procedimentos de inspeção metrológica e dureza superficial, preconizados pela norma com técnicas

avançadas de caracterização. A problemática reside na hipótese de que a conformidade macroscópica é uma variável dependente de propriedades metalúrgicas intrínsecas (Colpaert, 2017). Estudos contemporâneos indicam que variações na profundidade da camada endurecida e na morfologia das fases (ferrita, perlita e martensita) podem levar a falhas prematuras, mesmo quando a dureza superficial inicial parece adequada (Silva, 2023).

Portanto, este trabalho propõe uma investigação que correlaciona os resultados dos ensaios normativos com a análise da composição química, a morfologia microestrutural e o perfil de profundidade de dureza. O objetivo é compreender como essas variáveis governam a resistência do conjunto cinemático de motocicletas, provendo um diagnóstico técnico fundamentado sobre a durabilidade e a confiabilidade de kits de transmissão perante o rigor das exigências normativas atuais.

2 OBJETIVOS

Analisar a correlação entre as propriedades microestruturais e metalúrgicas do aço AISI 1045 e o comportamento tribológico de coroas de transmissão de motocicletas, tomando como referencial os parâmetros de desgaste e durabilidade estabelecidos pela norma ABNT NBR 16427:2022.

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Avaliar o comportamento tribológico de quatro modelos distintos de coroas de transmissão descaracterizadas, submetendo-as a ensaios de durabilidade em bancada dinâmica conforme a norma ABNT NBR 16427:2022;
- Determinar a conformidade da composição química das coroas com os requisitos do aço AISI 1045 e analisar sua influência na temperabilidade do material;
- Analisar como a profundidade da camada endurecida nos dentes das coroas e as características microestruturais influenciam a evolução do desgaste sob às condições de solicitação do componente;
- Correlacionar composição química, microestrutura e propriedades mecânicas com os resultados obtidos nos ensaios normativos, buscando interpretar os mecanismos atuantes e a confiabilidade do conjunto de transmissão.

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Este capítulo apresenta os fundamentos teóricos necessários para a compreensão dos fenômenos tribológicos e metalúrgicos envolvidos no desgaste de coroas de transmissão de motocicletas. Inicialmente são abordados os conceitos fundamentais da tribologia, incluindo a interação entre superfícies em contato, regimes de lubrificação e mecanismos de desgaste. Em seguida, discute-se a influência da microgeometria das superfícies e das tensões de contato no comportamento tribológico dos componentes. Por fim, são apresentados aspectos relacionados à dinâmica do sistema de transmissão por corrente e aos requisitos estabelecidos pela norma ABNT NBR 16427, que estabelece os critérios de desempenho e durabilidade para kits de transmissão utilizados em motocicletas.

3.1 TRIBOLOGIA E CIÊNCIA DAS SUPERFÍCIES

O termo tribologia foi introduzido por Hans Peter Jost em 1966 e deriva do grego *tribos*, que significa "atrito" ou "esfregar". Esta ciência estuda a interação entre superfícies em movimento relativo, abrangendo os fenômenos de atrito, desgaste e lubrificação. De acordo com Jost (2006) o domínio desses fenômenos é crucial para a eficiência industrial, proporcionando reduções significativas em perdas de produção, custos operacionais e consumo de energia.

Para compreender o comportamento tribológico em componentes como as coroas de transmissão, é fundamental analisar a microgeometria das superfícies. Na escala macroscópica as superfícies podem parecer perfeitamente lisas, mas, em nível microscópico, apresentam irregularidades denominadas asperezas, cuja magnitude é geralmente medida em micrômetros (μm). É no contato entre esses picos de aspereza que ocorrem as maiores pressões localizadas, sendo o ponto de origem para os mecanismos de desgaste.

O desgaste, portanto, é definido como a perda progressiva de material de uma superfície sólida devido à ação mecânica ou química resultante do contato entre corpos. Como destacado por Zum Gahr (1987) o desgaste não deve ser visto como uma propriedade intrínseca do material, mas como uma resposta de um

sistema tribológico composto pelo corpo, contra-corpo, elemento interfacial (como o lubrificante) e o meio ambiente.

Os principais mecanismos que regem essa perda de massa são: a abrasão, a adesão, a erosão e a fadiga superficial. Em kits de transmissão de motocicletas, esses fenômenos ocorrem no contato direto entre as asperezas das superfícies sob lubrificação limítrofe. Portanto, o estudo dessas interações em escala micrométrica é fundamental para prever a vida útil do componente.

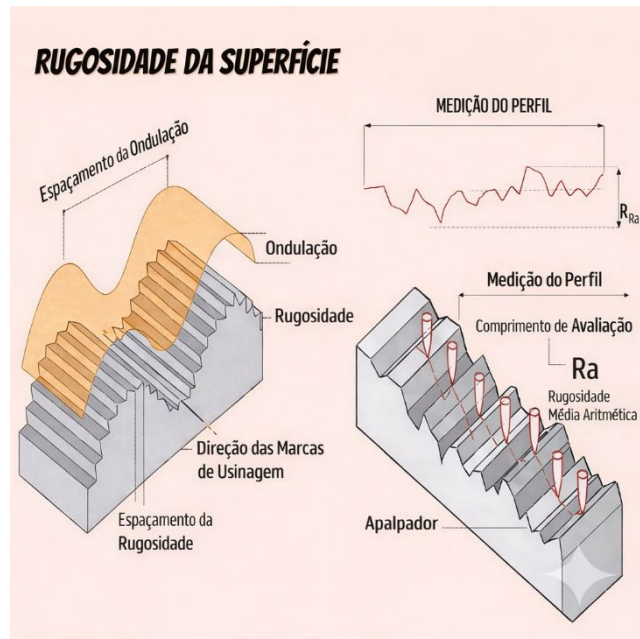
3.1.1 Microgeometria e a integridade superficial

A compreensão dos fenômenos tribológicos em componentes mecânicos, como as coroas de transmissão, exige uma análise detalhada da topografia das superfícies em contato. Sob a ótica da metrologia científica nenhuma superfície sólida é perfeitamente plana, na verdade, são compostas por um conjunto de irregularidades geométricas que se sobrepõem. De acordo com Agostinho; Rodrigues, Lirani, (1977) uma superfície real é caracterizada por três componentes principais de desvio classificados de acordo com sua ordem de grandeza e natureza:

1. Erros de Forma: referem-se aos desvios macroscópicos de geometria, como falta de planeza ou circularidade, geralmente causados por imprecisões nas guias da máquina-ferramenta ou deformações térmicas durante o processo de fabricação;
2. Ondulação: é um desvio de ordem intermediária (mesoscópica), resultante de vibrações no sistema de usinagem, empenamentos ou tensões residuais provenientes de tratamentos térmicos;
3. Rugosidade: constitui os erros microgeométricos de menor escala, originados pela ação direta da ferramenta de corte ou grãos abrasivos sobre o material.

A Figura 1 ilustra a distinção entre os componentes de ondulação e rugosidade/aspereza, evidenciando como estas se sobrepõem ao perfil ondulado da superfície e como um perfilômetro de contato faria a varredura desse perfil.

Figura 1- Representação esquemática da ondulação e rugosidade superficial.



Fonte: Adaptado de Mitutoyo (2023).

Diferente das dimensões nominais da peça (mm), a interação tribológica ocorre na escala de micrômetros (μm). Para aços de engenharia como o AISI 1045, as alturas das asperezas situam-se tipicamente entre $0,4\mu\text{m}$ e $3,2\mu\text{m}$ (Hutchings; Shipway, 2017). A quantificação dessas irregularidades é feita através de parâmetros estatísticos, sendo a Rugosidade Média Aritmética (R_a) o mais difundido. Ela representa a média dos desvios absolutos do perfil em relação à linha média (y), como mostra a Equação (1):

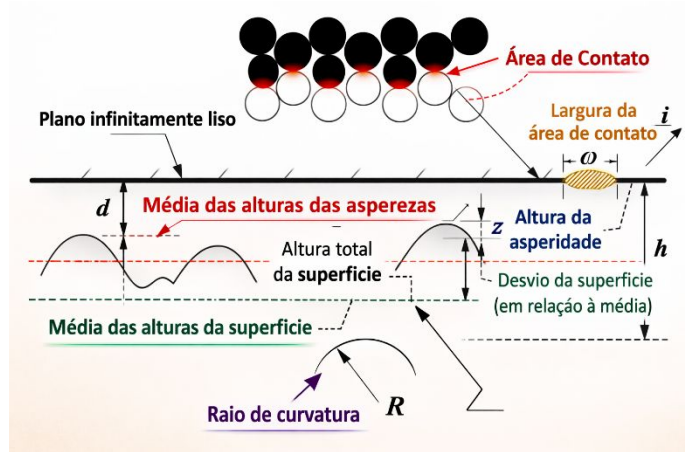
$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |f(x)| dx \quad (1)$$

Contudo, o R_a não descreve picos isolados que podem romper o filme lubrificante. Para isso, utiliza-se a Profundidade Média de Rugosidade (R_z), que calcula a média aritmética entre os cinco picos mais altos e os cinco vales mais profundos no percurso de medição, como mostra a Equação (2):

$$R_z = \frac{\sum_{i=1}^5 |P_i| + \sum_{i=1}^5 |V_i|}{5} \quad (2)$$

Essa natureza microgeométrica fundamenta o conceito de Área de Contato Real (A_r) que acontece quando a coroa e os rolos da corrente interagem e, com isso, a carga não é distribuída por toda a superfície nominal (área aparente), mas exclusivamente nos picos das asperezas mais elevadas. Conforme a teoria de Bowden e Tabor (2001) a área real de contato é apenas uma pequena fração da área aparente, muitas vezes inferior a 1%, conforme esquematizado na Figura 2.

Figura 2 - Representação das asperezas e da área de contato real entre superfícies sólidas.



Fonte: J. A.; Williamson, J. B. P. (1966).

A relação entre essa rugosidade e a eficiência da lubrificação é dada pela Razão de Lambda (λ), que correlaciona a espessura mínima do filme de óleo (h_{\min}) com a rugosidade composta das superfícies, como mostra a Equação (3):

$$\lambda = \frac{h_{\min}}{\sqrt{R_{q,1}^2 + R_{q,2}^2}} \quad (3)$$

Como a carga total é suportada por uma área extremamente reduzida, as pressões localizadas nos pontos de contato tornam-se elevadíssimas, superando o limite de escoamento do aço AISI 1045. Esse fenômeno resulta em deformação plástica localizada, ruptura do filme lubrificante e o início dos mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo (Hutchings; Shipway, 2017). Tais processos degradam a geometria original do dente até que se atinja o limite crítico de 1,0 mm de desgaste linear, critério estabelecido pela norma ABNT NBR 16427 (2022) para a interrupção dos ensaios e substituição do componente por fim de vida útil.

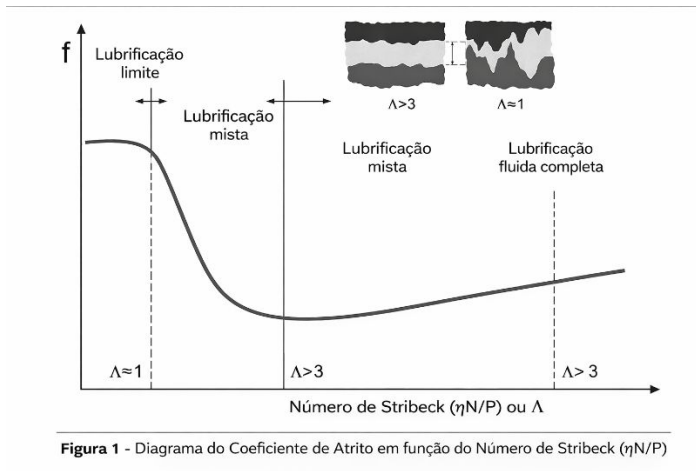
3.1.2 Atrito e regimes de lubrificação

O atrito pode ser definido como a força resistente ao movimento relativo entre duas superfícies em contato. Fisicamente, ele surge como uma resposta dissipativa derivada das interações microgeométricas e adesivas na interface, opondo-se ao deslizamento ou a rolagem. Em sistemas de transmissão, a presença de um agente lubrificante entre a corrente e a coroa visa mitigar essa força, reduzindo o coeficiente de atrito e auxiliando na dissipação do calor gerado pelo engrenamento.

O comportamento desse sistema é tecnicamente descrito pela Curva de Stribeck, que relaciona o coeficiente de atrito (μ) com a viscosidade do fluido, a velocidade relativa e a carga aplicada. Diferente de sistemas internos de motores que operam em regime hidrodinâmico (onde as superfícies não se tocam), as coroas de motocicletas operam predominantemente no Regime de Lubrificação Limítrofe (*Boundary Lubrication*). Neste regime a espessura da película de lubrificante é menor do que a rugosidade (asperezas em μm) das superfícies.

Norton (2013) destaca que, nesta condição, a proteção contra o desgaste não é garantida apenas pelo óleo, mas principalmente pelas propriedades mecânicas da superfície do material. Isso justifica a necessidade do tratamento térmico de endurecimento superficial para elevar a dureza do dente e suportar o contato metal-metal inevitável. A transição entre esses regimes e o comportamento do atrito são sintetizados pela Curva de Stribeck (Figura 3).

Figura 3 - Curva de Stribeck ilustrando os regimes de lubrificação limite, mista e hidrodinâmica em função do parâmetro Λ .



Fonte: Adaptado de Stachowiak e Batchelor (Engineering Tribology).

Nesse diagrama, estão delimitados os 3 distintos regimes de lubrificação (Bhushan; Gupta, 1991) (Bannister, 1996) (Hutchings; Shipway, 2017), sendo eles:

- Regime de lubrificação limite (LL): Neste regime de lubrificação a espessura de filme formada é significativamente menor que a rugosidade média das superfícies, de forma que ocorrem contatos significativos entre as asperidades mais proeminentes das rugosidades gerando maior desgaste e coeficiente de atrito;
- Regime de lubrificação mista ou marginal (LM): Esse regime de lubrificação, como indicado pelo nome, trata-se de um regime em que partes da superfície estão em contato enquanto outras regiões estão separadas pelo filme de lubrificante, de forma que a carga é suportada parte por forças hidrodinâmicas do filme e parte pelo contato entre as superfícies. Isso reduz significativamente o atrito e desgaste observados no regime limite, mas eles ainda são elevados;
- Regime de lubrificação hidrodinâmico (LH): Neste regime o filme de lubrificante formado é espesso, fazendo com que não exista contato entre as superfícies, ou seja, a espessura do filme é cerca de três vezes maior que a rugosidade média combinada das superfícies. O contato então é mantido por forças fluidodinâmicas, e, portanto, o desgaste é nulo e o coeficiente de atrito é baixo.

Embora o regime de operação mais desejado seja o regime de lubrificação hidrodinâmico, onde o atrito e o desgaste são menores, muitos sistemas tribológicos operam nos regimes de lubrificação limite e mista. Nesse caso, como há contatos entre os corpos e não é formado um filme contínuo, o atrito e o desgaste tendem a aumentar.

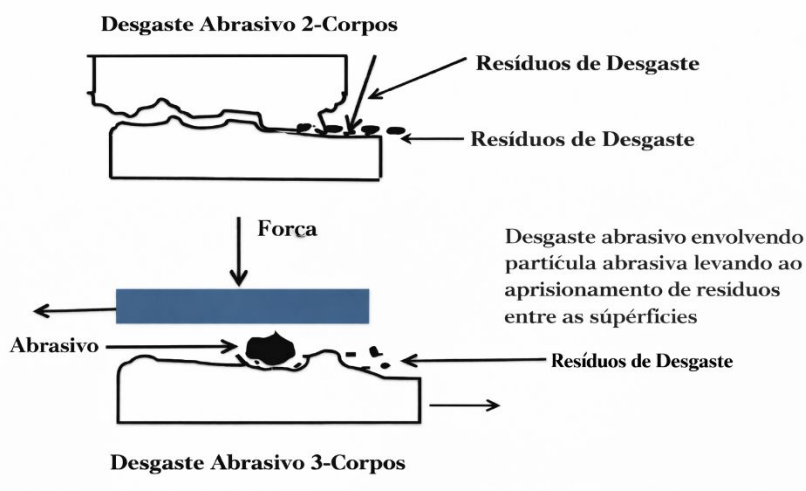
Ressalta-se que, para a realização desta pesquisa, os ensaios de desgaste seguiram rigorosamente os parâmetros estabelecidos pela norma ABNT NBR 16427:2022. A condição de lubrificação foi mantida através da utilização do lubrificante SAE 90, garantindo que o comportamento tribológico observado em laboratório represente fielmente as condições de operação real de um kit de transmissão de motocicletas.

3.1.3 Mecanismos de desgaste no par cinemático

O desgaste é definido como a perda progressiva de material resultante da interação mecânica e química entre superfícies em movimento relativo. No sistema de transmissão, os mecanismos agem de forma sinérgica, apresentando características visuais distintas que permitem identificar a severidade da falha:

O Desgaste Abrasivo ocorre pela ação de partículas duras que penetram na superfície da coroa. No sistema corrente-coroa, este fenômeno manifesta-se por dois corpos quando as asperezas da corrente riscam a coroa, ou por três corpos quando contaminantes como areia e poeira ficam aprisionados na interface. Fenomenologicamente, a abrasão se divide em dois modos: o micro-sulcamento (*micro-ploughing*), no qual a partícula desloca o material lateralmente gerando deformação plástica severa; e o micro-corte (*micro-cutting*), onde há a remoção efetiva de um "cavaco" metálico. Visualmente, este mecanismo caracteriza-se pela presença de sulcos paralelos e riscos profundos na face de contato, assemelhando-se a uma superfície lixada, sendo o aspecto final o resultado da combinação desses dois modos conforme a severidade do contato. A distinção entre a ação das asperezas e a interferência de partículas externas é apresentada na Figura 4.

Figura 4 - Representação esquemática dos mecanismos de desgaste abrasivo: (a) contato direto entre dois corpos e (b) abrasão por três corpos com partículas aprisionadas.



Fonte: Adaptado de Hutchings e Shipway (2017).

O Desgaste Adesivo manifesta-se quando a película de óleo SAE 90 se rompe localmente, permitindo o contato metal-metal e a micro-soldagem instantânea das asperezas. Em termos de aspecto visual, a superfície apresenta-se rugosa e irregular, com evidências nítidas de transferência de material por arrancamento. Em casos severos, o processo evolui para o *scuffing* (escoriamento), onde a superfície assume uma aparência "borrada" ou fundida. A taxa de remoção é regida pela Lei de Archard, que demonstra que a elevação da dureza superficial via tratamento térmico é a variável primordial para mitigar este desgaste, como mostra a equação:

$$V = k \cdot \frac{L \cdot d}{H} \quad (4)$$

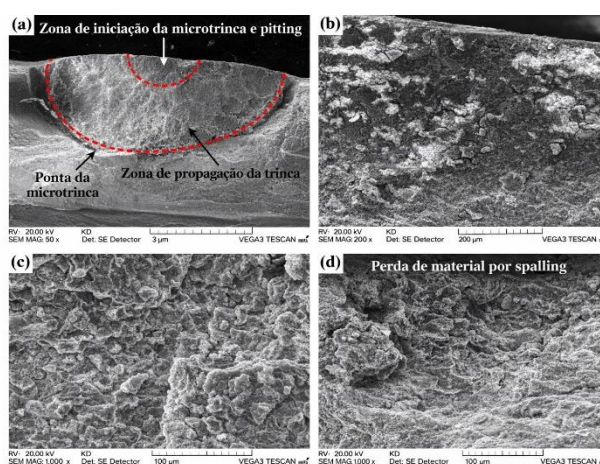
Onde V é o volume de material removido, k é a constante de desgaste, L é a carga, d é a distância e H é a dureza. Esta relação demonstra que a elevação da dureza superficial via tratamento térmico é a variável primordial para reduzir o desgaste adesivo.

Uma consequência macroscópica severa da sinergia entre o desgaste abrasivo e a deformação plástica em coroas de transmissão é o fenômeno denominado *hooking* (ganchamento). Segundo Norton (2013), esse processo ocorre quando as tensões de contato de Hertz excedem o limite de escoamento do material na superfície do flanco do dente. A baixa dureza superficial permite que o rolete da

corrente desloque o material metálico alterando o perfil evolvente original para uma geometria côncava em formato de gancho. Conforme destacado por Shigley (2011) essa alteração geométrica degrada a linha de ação e o passo do engrenamento, impedindo a saída suave dos roletes e resultando em vibrações, ruídos excessivos e, em casos extremos, no salto ou na ruptura da corrente.

A Fadiga de Superfície (*Pitting*) é o resultado de tensões cíclicas de compressão de Hertz durante o engrenamento. Manifesta-se inicialmente através de microtrincas que evoluem para o destacamento de pequenas lascas, formando cavidades ou crateras na superfície. Com o progresso dos ciclos, essas crateras podem coalescer, gerando grandes áreas de perda de material conhecidas como *spalling*, conforme exemplificado na Figura 5.

Figura 5 – Evolução do desgaste em dente de coroa de aço AISI 1045: (a) nucleação de microtrincas; (b-d) propagação de trincas de fadiga de contato.



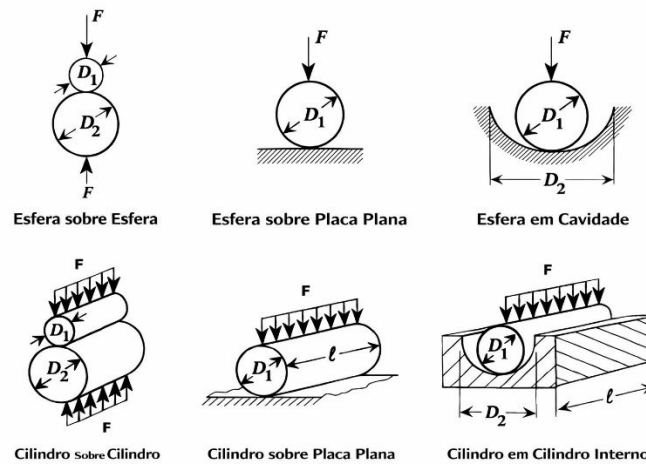
Fonte: Adaptado de Stachowiak, Batchelor (2013).

Por fim, o Desgaste Triboquímico (Oxidativo) ocorre devido à operação do conjunto em ambiente aberto, onde a reação do aço AISI 1045 com o oxigênio e a umidade gera camadas de óxidos. Este mecanismo é identificado visualmente pela mudança de coloração, apresentando manchas escuras ou avermelhadas, e pelo acúmulo de partículas finas que podem atuar como um terceiro corpo abrasivo, acelerando a degradação do sistema.

3.1.4 Tensões de contato de Hertz no engrenamento

A interação mecânica no par cinemático rolete-coroa não se limita a uma distribuição uniforme de carga, é governada pela teoria do contato elástico de Hertz. Dado que o contato ocorre entre um corpo cilíndrico (rolete da corrente) e uma superfície de geometria côncava ou convexa (flanco do dente), a área de contato assume uma morfologia elíptica ou retangular, que resulta em elevados gradientes de pressão (Shigley, 2011). Conforme ilustrado na Figura 6, o modelo de Hertz permite visualizar como a carga aplicada se distribui em uma área reduzida, gerando uma pressão máxima no centro do contato.

Figura 6 – Configurações geométricas clássicas do modelo de contato de Hertz, incluindo contatos esfera–esfera, esfera–plano e cilindro–plano.



Fonte: Adaptado de Shigley; Budynas; Nisbett (2011).

A pressão máxima de contato de Hertz ($\tilde{\sigma}_{max}$) para esta configuração é expressa pela Equação (5):

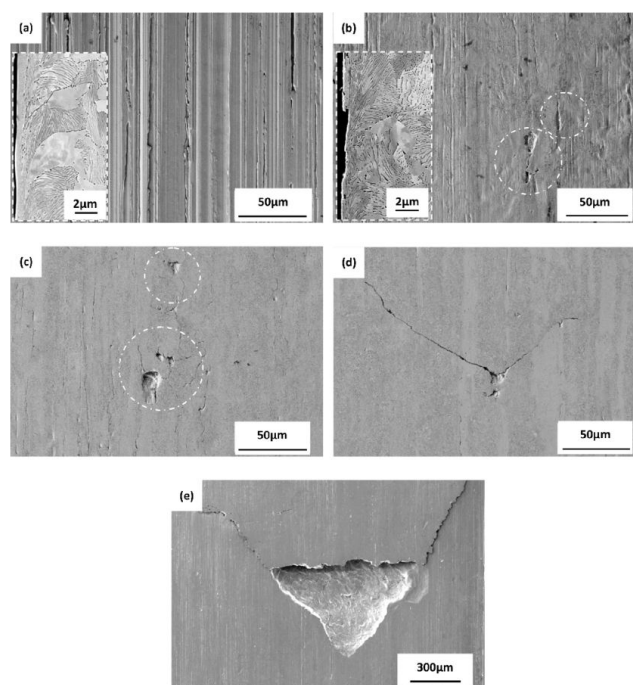
$$\tilde{\sigma}_{max} = \frac{2 \cdot P}{\pi \cdot a \cdot l} \quad (5)$$

Onde P representa a carga normal aplicada, l a extensão da linha de contato e a o semieixo da área de contato, definido pela Equação (6):

$$a = \sqrt{\frac{4 P \cdot R'}{\pi \cdot l \cdot E'}} \quad (6)$$

Nesta expressão, R' e E' denotam, respectivamente, o raio de curvatura equivalente e o módulo de elasticidade efetivo dos materiais em contato. Do ponto de vista tribológico, a relevância desta análise reside na identificação das tensões cisalhantes máximas, que ocorrem em uma profundidade subsuperficial específica. Segundo Norton (2013), quando estas tensões excedem o limite de escoamento do aço AISI 1045, iniciam-se processos de nucleação de microtrincas abaixo da superfície, conforme detalhado nas micrografias de varredura da Figura 7.

Figura 7 - Micrografias eletrônicas de varredura (MEV): (a) micro-corte abrasivo; (b-d) nucleação e propagação de trincas de fadiga de contato; (e) formação de cratera por spalling após o ensaio de durabilidade. Barras de escala: 50 μm em (a-d) e 300 μm em (e).

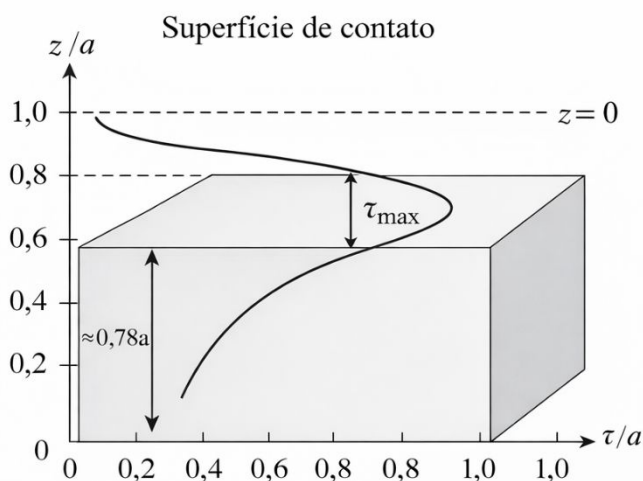


Fonte: Adaptado de Stachowiak, Batchelor (2013).

A evolução dos mecanismos de falha típicos do aço AISI 1045 sob fadiga de contato pode ser observada, em caráter demonstrativo, nas micrografias eletrônicas de varredura (MEV) da Figura 7. Estas imagens de referência, adaptadas de Stachowiak, Batchelor (2013), ilustram fenomenologicamente como a ação de solicitações cíclicas (3.000.000 de ciclos) faz com que microtrincas se propaguem em direção à superfície, culminando nos fenômenos de *spalling* ou *pitting*. Esse processo de degradação é o fator determinante para o compromisso da integridade geométrica exigida pela norma ABNT NBR 16427:2022.

Para mitigar essas falhas, a aplicação da Teoria de Hertz mostra-se fundamental, pois além de calcular as pressões de contato, ela permite estimar a profundidade crítica onde ocorre a tensão cisalhante máxima, conforme ilustrado no gráfico de distribuição de tensões da Figura 8.

Figura 8 - Distribuição da tensão cisalhante em função da profundidade subsuperficial, evidenciando o ponto de tensão máxima abaixo da superfície de contato.



Fonte: Elaborado pelo autor com base na teoria de contato de Hertz (1882).

A análise deste gráfico revela que a tensão cisalhante máxima não ocorre na interface de contato, mas em uma região subsuperficial específica. Para as condições de carga ($60 \pm 6 \text{ N}\cdot\text{m}$) e a geometria do par cinemático rolete-coroa deste estudo, a profundidade do pico de tensão cisalhante máxima (z_{max}) pode ser estimada por meio da Teoria de Hertz. Segundo Shigley (2016), para contatos cilíndricos, essa profundidade é tipicamente proporcional à largura da área de contato elástico. Cálculos analíticos baseados nessas premissas indicam que, para o sistema avaliado, esse pico ocorre em uma profundidade entre 0,1 mm e 0,2 mm.

Portanto, este valor define o requisito mínimo de profundidade para o tratamento térmico de endurecimento superficial. Garantir que o material suporte esse pico de tensão subsuperficial é essencial para evitar que a fadiga de contato destrua o perfil do dente prematuramente, protegendo a zona de nucleação de trincas antes que estas alcancem a superfície.

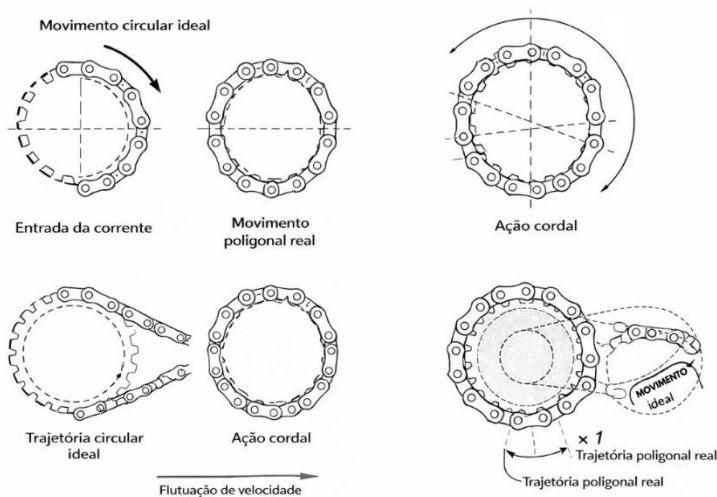
3.2 DINÂMICA DO CONJUNTO CINEMÁTICO E ASPECTOS NORMATIVOS

A funcionalidade e a segurança operacional de uma motocicleta dependem da transferência eficiente de torque do motor para a roda traseira, processo mediado pelo conjunto de transmissão secundária. Esta interação não é puramente estática, ela envolve fenômenos dinâmicos complexos que exacerbam os mecanismos de desgaste discutidos nos tópicos precedentes.

3.2.1 Interpretação cinemática e o fenômeno do efeito poligonal

Diferentemente dos sistemas de transmissão por correias, as correntes de rolos são constituídas por elos rígidos de passo discreto. Essa característica geométrica impõe que a corrente não se comporte como um círculo perfeito ao contornar a coroa, e sim como um polígono. Esse fenômeno, denominado Efeito Poligonal ou Ação Cordal (*Chordal Action*), resulta em flutuações cíclicas na velocidade linear da corrente e na velocidade angular da coroa (Shigley *et al.*, 2016). As variações de velocidade linear decorrentes desse fenômeno são ilustradas na Figura 9.

Figura 9 - Representação esquemática do efeito poligonal e da ação cordal (chordal action) em transmissões por correntes.



Fonte: Adaptado de Shigley, Mischke e Budynas (2016).

Fisicamente, a variação de velocidade ocorre porque o braço de alavanca (raio de atuação) oscila entre o raio do círculo de crista e o raio do círculo de raiz do dente enquanto o rolete se acomoda. A amplitude dessa variação de velocidade

(ΔV) é função direta do número de dentes (Z) da coroa, sendo expressa pela Equação (7):

$$\Delta V = V_{max} - V_{min} = R \cdot w \left(1 - \cos \left(\frac{180^\circ}{Z} \right) \right) \quad (7)$$

Onde V é a velocidade linear, R é o raio do círculo primitivo e w é a velocidade angular. Nas coroas de motocicletas, onde o número de dentes é otimizado para a relação de transmissão, essa oscilação gera acelerações e desacelerações constantes, traduzindo-se em cargas dinâmicas de impacto no momento do engrenamento.

Segundo Norton (2013), essas cargas percussivas elevam as tensões de contato de Hertz para patamares significativamente superior aos calculados em condições estáticas. À medida que o desgaste progride e o perfil evolvente do dente é alterado pela perda de material, o efeito poligonal é agravado, gerando um ciclo de degradação que amplia as vibrações e reduz a eficiência mecânica do sistema.

Do ponto de vista da integridade estrutural, esse incremento na carga dinâmica impacta diretamente a profundidade da tensão cisalhante máxima. De acordo com a Teoria de Hertz, o semieixo da área de contato (a) aumenta proporcionalmente à carga aplicada (P); como a profundidade do pico de tensão cisalhante é dependente das dimensões dessa área de contato ($z \approx 0,48a$) para contatos cilíndricos), as sobrecargas dinâmicas tendem a deslocar o ponto de tensão máxima para regiões mais profundas do material.

Contudo, em um sistema com alto índice de vibração e impacto, a profundidade crítica de 0,1 mm a 0,2 mm, identificada em condições nominais, pode sofrer variações subsuperficiais. Isso reforça a necessidade de um tratamento térmico com uma camada de endurecimento que possua uma margem de segurança adequada, garantindo que o núcleo mais macio do aço AISI 1045 não seja atingido pelo deslocamento desse gradiente de tensões durante os picos de impacto percussivo.

3.2.2 Norma ABNT NBR 16427

A regulamentação dos requisitos de segurança para kits de transmissão no Brasil é regida pela norma ABNT NBR 16427. Em sua atualização de 2022, a norma estabeleceu critérios mais rigorosos para a validação de componentes, visando mitigar falhas catastróficas em uso urbano e rodoviário (ABNT, 2022).

O protocolo de ensaio de durabilidade submete o conjunto a um regime de 3.000.000 de ciclos sob torque e rotação controlados. O parâmetro crítico de aceitação é o desgaste linear do flanco do dente, que não deve ultrapassar o limite de 1,0 mm. Sob a ótica da engenharia de materiais, este limite é fundamentado na integridade da camada endurecida:

- **Alteração do Passo:** Desgastes superiores a 1,0 mm provocam o descasamento entre o passo da corrente e o perfil da coroa. Isso força o rolete a trabalhar no topo do dente (rampa de saída), aumentando o risco de salto da corrente ou quebra dos dentes sob carga trativa (Sokolski, 2023);
- **Consumo da Camada Martensítica:** Em coroas de aço AISI 1045, uma profundidade de têmpera insuficiente resultaria no consumo total da martensita antes do término dos 3 milhões de ciclos. Ao atingir o núcleo ferrítico-perlítico (de menor dureza), a taxa de desgaste torna-se exponencial, levando à falha prematura conforme previsto pela relação inversa da Lei de Archard (Hutchings; Shipway, 2017).

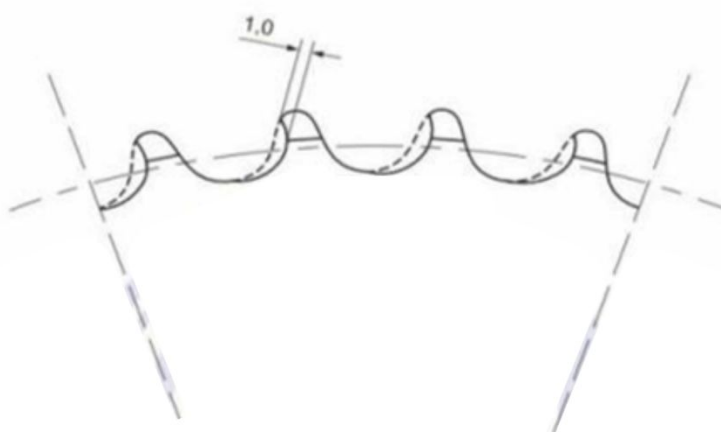
Assim, a conformidade normativa atua como um validador do projeto metalúrgico e dos parâmetros de tratamento térmico por indução, assegurando que o gradiente de dureza seja capaz de suportar a severidade tribológica do sistema até o limite de descarte do componente.

Ensaio de durabilidade com elevada contagem de ciclos são amplamente empregados na literatura para a validação de componentes submetidos a fadiga de contato, especialmente em sistemas de transmissão por correntes e engrenagens. Esses protocolos permitem correlacionar a evolução do desgaste com variáveis metalúrgicas, como profundidade efetiva de camada endurecida, gradiente de dureza e heterogeneidades microestruturais. Estudos indicam que falhas prematuras nesses ensaios estão frequentemente associadas a tratamentos térmicos

insuficientes ou a gradientes de dureza inadequados que levam à exposição do núcleo de menor dureza e à aceleração da taxa de desgaste. Dessa forma, o limite normativo de desgaste linear estabelecido em ensaios de durabilidade atua como um indicador indireto da integridade metalúrgica e da confiabilidade do componente em serviço (Hutchings; Shipway, 2017; Norton, 2013).

A comparação entre componentes que falham em diferentes estágios de ensaios de durabilidade e aqueles que atendem aos critérios normativos constitui a abordagem recorrente na literatura para a identificação de variáveis metalúrgicas críticas. Tal estratégia permite correlacionar profundidade de camada endurecida, gradiente de dureza e características microestruturais com o desempenho em desgaste, evidenciando a relação entre tratamento térmico e confiabilidade do componente em serviço. O critério de medição para a rejeição do componente segue o modelo da Figura 10.

Figura 10 - Detalhe de medição do desgaste do dente.



Fonte: ABNT NBR 16427, 2022.

Para a captura desses dados com alta precisão, a norma orienta o uso de sistemas que garantam a repetibilidade, sendo os sistemas de medição por coordenadas via visão óptica (MMC óptica) frequentemente empregados por permitirem a análise de perfis evolventes com resolução micrométrica sem contato físico. Segundo Stachowiak e Batchelor (2013), essa fundamentação metrológica é indispensável para distinguir entre a deformação plástica do material e a perda

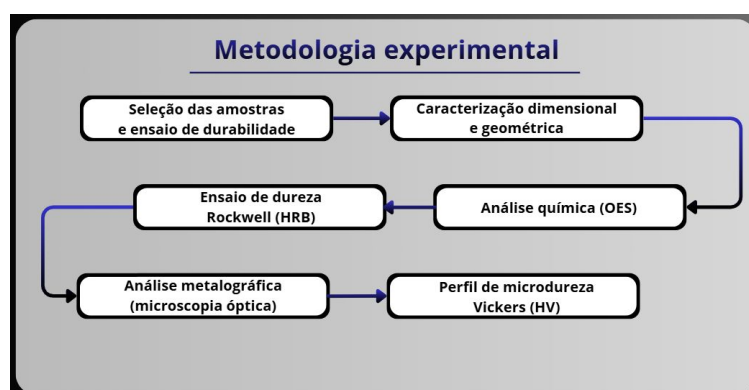
efetiva de massa por mecanismos tribológicos. Embora a análise gravimétrica possa complementar o estudo, a integridade geométrica do perfil permanece como o principal critério de funcionalidade para sistemas de transmissão.

A precisão dimensional dos dentes exerce influência direta na distribuição de tensões de contato. Segundo Shigley (2011), desvios no perfil, no passo ou na concentricidade resultam em concentrações localizadas de tensão, acelerando a nucleação de trincas subsuperficiais. Em sistemas sob carregamento cíclico, pequenas variações geométricas intensificam o efeito de impacto entre rolete e dente, elevando as tensões de Hertz e contribuindo para a progressão da fadiga de contato. Dessa forma, a avaliação dimensional integrada aos ensaios de durabilidade permite correlacionar o tratamento térmico com o desempenho em serviço, garantindo que o perfil suporte as solicitações percussivas sem perda prematura de funcionalidade.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo descreve os materiais utilizados e os procedimentos experimentais adotados para a realização deste estudo. Inicialmente são apresentados os ensaios de durabilidade realizados em bancada, utilizados para avaliar o comportamento tribológico das coroas de transmissão sob condições controladas de operação. Em seguida, são detalhadas as técnicas de caracterização empregadas, incluindo análise dimensional, espectrometria de emissão óptica para determinação da composição química, preparação metalográfica e ensaios de dureza e microdureza. A aplicação integrada dessas metodologias permitiu correlacionar o desempenho em desgaste das amostras com suas características microestruturais e metalúrgicas. Para a compreensão da sequência experimental adotada, a Figura 11 apresenta o fluxograma de execução deste trabalho, detalhando a interdependência entre os ensaios de durabilidade em bancada e as caracterizações laboratoriais subsequentes.

Figura 11 - Metodologia experimental.



Fonte: A autora (2026).

4.1 ENSAIO DE DURABILIDADE E SELEÇÃO DAS AMOSTRAS

A primeira etapa deste trabalho consistiu na realização de ensaios de desempenho em bancada, utilizando o critério de durabilidade funcional como filtro seletivo para a definição dos grupos de estudo. Nesta fase, avaliou-se o comportamento tribológico do componente sob condições controladas de carga,

permitindo a investigação das variáveis metalúrgicas em quatro amostras de coroas em aço AISI 1045, identificadas como A, B, C e D para fins de confidencialidade.

"As coroas utilizadas (A, B, C e D) foram selecionadas para abranger diferentes perfis de desempenho disponíveis ao consumidor final, tendo sido descaracterizadas para garantir o sigilo comercial dos fabricantes e a imparcialidade da análise técnica: em (1) a Amostra A representa o grupo de falha precoce, com interrupção prematura do ensaio; em (2) a Amostra B caracteriza-se por falha intermediária com desgaste acentuado; em (3) a Amostra C situa-se no grupo de reprovação por limite normativo, tendo atingido o desgaste máximo de 1,0 mm antes da conclusão satisfatória do ciclo; e (4) a Amostra D atua como grupo de referência, apresentando alto desempenho e desgaste residual mínimo.

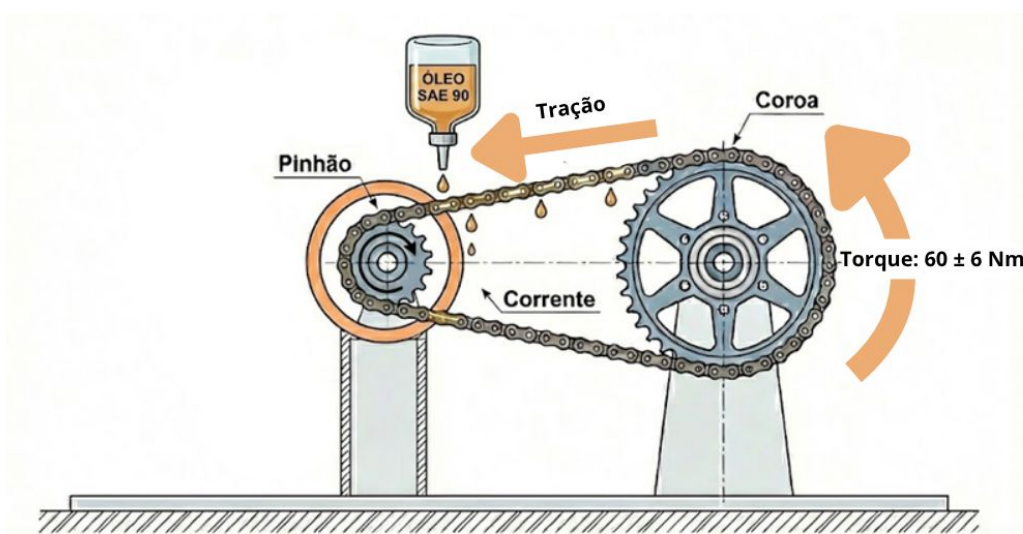
A identificação alfabética visa isolar as variáveis metalúrgicas como objeto principal de estudo, tratando os componentes como amostras de um sistema cinemático interdependente e não como produtos de marcas específicas. Esta classificação justifica a necessidade de análises microestruturais subsequentes para identificar as causas raízes da amplitude de comportamentos observada. Para assegurar que as propriedades metalúrgicas medidas fossem as causas primárias do comportamento em bancada, e não consequências de alterações induzidas pelo uso como encruamento superficial ou revenimento por calor de atrito, adotou-se um protocolo de amostragem pareada. E, embora todas as amostras (A, B, C e D) sejam destinadas à mesma aplicação e modelo de motocicleta, observam-se variações geométricas nominais entre os fabricantes do mercado de reposição. Tais diferenças, que incluem o perfil de curvatura dos dentes e alívios de massa, foram mantidas em suas condições originais de aquisição. O objetivo dessa abordagem é avaliar o desempenho do componente como um todo, considerando que a geometria influencia a distribuição de tensões e, conseqüentemente, a evolução do desgaste e da fadiga de contato durante o serviço.

Dessa forma, para cada grupo foram identificadas duas unidades idênticas do mesmo lote de fabricação: (1) a Amostra de Desempenho, submetida ao ensaio de durabilidade em bancada conforme a NBR 16427 para registro do histórico de

desgaste; e (2) a Amostra de Caracterização, mantida em estado original ("virgem") para a realização das análises laboratoriais de metalografia e microdureza.

Os ensaios de durabilidade das coroas de transmissão foram realizados em bancada instrumentada pertencente a laboratório de certificação de produtos, projetada para avaliação de conjuntos de transmissão secundária de motocicletas conforme os requisitos da ABNT NBR 16427:2022, como mostra a Figura 12.

Figura 12 – Diagrama do conjunto pinhão, coroa e corrente na bancada de testes.



Fonte: A autora (2026).

O sistema de ensaio é constituído por um conjunto motriz acionado por um motor elétrico, ao qual é acoplado a corrente e a coroa sob avaliação, permitindo a aplicação controlada de torque e rotação em regime contínuo. Foram realizados quatro ensaios distintos, correspondentes às amostras de cada fabricante (A, B, C e D), totalizando uma ciclagem prevista de até 3 milhões de ciclos por amostra, dependendo da resistência estrutural do dente.

Durante os ensaios foi aplicado um torque de (60 ± 6) N·m ao conjunto de transmissão, valor mantido ao longo de toda a operação. A rotação do sistema foi mantida em regime contínuo, com movimento no sentido horário, simulando a condição real de funcionamento do conjunto cinemático em serviço.

Para garantir as condições tribológicas controladas e mitigar o desgaste adesivo severo, o sistema foi submetido a um protocolo de lubrificação por gotejamento contínuo utilizando óleo SAE 90. O sistema de gotejamento

permaneceu ativo por 2 horas a cada ciclo de lubrificação, com reaplicação a cada 6 horas, assegurando a presença constante de uma película de óleo na interface de contato dente-rolete.

Este procedimento excede ligeiramente o volume sugerido pela norma NBR 16427:2022 (mínimo de 50 mL) e optou-se pelo gotejamento ininterrupto em vez de pulsos periódicos. Essa escolha metodológica visou isolar a resistência mecânica do material como a variável principal, garantindo que as falhas observadas nas amostras A, B e C não fossem decorrentes de uma lubrificação intermitente ou insuficiente.

A bancada de ensaio possui controle operacional dos parâmetros de torque e rotação, assegurando a repetibilidade das condições experimentais entre as diferentes amostras analisadas e a conformidade com os requisitos normativos para ensaios de durabilidade de kits de transmissão.

Os parâmetros operacionais adotados durante os ensaios de durabilidade estão apresentados no Quadro 1.

Quadro 1 - Parâmetros operacionais de bancada

Parâmetro	Valor adotado	Observações
Velocidade de ensaio	(1000 ± 50) RPM	ABNT NBR 16427:2022
Torque contrário ao sentido de rotação aplicado na coroa	(60 ± 6) Nm	
Lubrificação do sistema	Lubrificante mineral SAE 90	
Frequência de lubrificação	A cada 6 h	
Inspeção da folga da corrente	A cada 12 h	
Critério de interrupção do ensaio	Colapso funcional ou 3.000.000 ciclos da corrente	

Fonte: A autora (2026).

A quantificação do desgaste linear (W) foi obtida por meio da comparação metrológica. Cada coroa teve sua espessura inicial (E_i) mapeada na região do diâmetro primitivo (P.D.) antes do ensaio. Após a interrupção do teste, por colapso funcional ou término do ciclo programado, a peça foi limpa e submetida a uma nova

medição de espessura final (E_f) nos mesmos pontos. O valor de W foi determinado pela Equação (8):

$$W = E_i - E_f \quad (8)$$

Onde:

- W : desgaste linear acumulado (mm);
- E_i : espessura inicial do dente no diâmetro primitivo (mm);
- E_f : espessura final do dente no diâmetro primitivo (mm).

Diferente dos protocolos interrompidos preventivamente, este ensaio adotou o colapso funcional impeditivo como determinante para o encerramento da operação. Os critérios de interrupção do sistema foram: ruptura da corrente (arrebetamento); saltitamento ou perda de engrenamento (quando o desgaste impedia o alojamento dos roletes, fazendo a corrente "pular" sobre a dentagem); travamento do sistema (impossibilidade física de rotação devido à deformação geométrica severa); ou o atingimento do limite normativo de 3.000.000 de ciclos.

Este rigor metodológico isola as variáveis de entrega do produto, garantindo que as variações microestruturais encontradas sejam as propriedades intrínsecas que determinaram a vida útil do componente em serviço.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DIMENSIONAL E GEOMÉTRICA SISTÊMICA

Esta etapa consistiu na caracterização dimensional das amostras A, B, C e D, com o objetivo de verificar a conformidade dos componentes em relação às tolerâncias de projeto e aos requisitos estabelecidos pela norma ABNT NBR 16427 (2022).

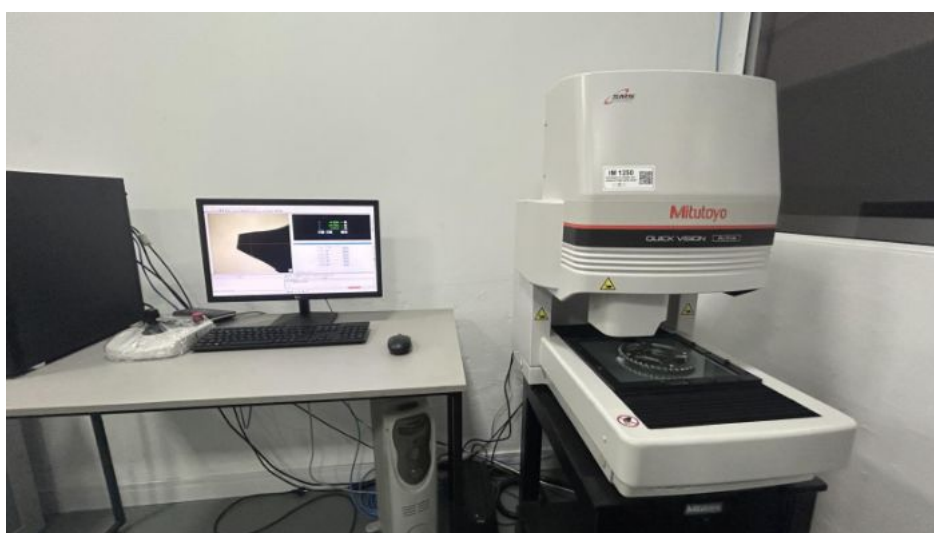
A caracterização geométrica foi conduzida previamente às análises metalúrgicas, de modo a assegurar que eventuais diferenças observadas no ensaio de durabilidade não fossem atribuídas a desvios dimensionais ou geométricos.

A aquisição dos dados dimensionais e a quantificação do perfil geométrico foram realizadas em todas as quatro condições avaliadas (A, B, C e D). Para tal, utilizou-se um sistema de medição por coordenadas via visão óptica, modelo *Quick Vision Apex* (Mitutoyo, Japão). A escolha deste equipamento de fabricação japonesa

justifica-se pela necessidade de alta precisão na captura do perfil evolvente, garantindo a rastreabilidade metrológica exigida para a validação dos resultados.

O equipamento é dotado de mesa de deslocamento CNC, câmera de alta resolução e sistema de iluminação programável (episcópica, diascópica e anelar), conforme ilustrado na Figura 13. Este sistema permitiu o mapeamento detalhado da superfície dos dentes sem contato físico, eliminando erros de pressão de medição e possibilitando a distinção precisa entre a deformação plástica e o desgaste linear efetivo ocorrido durante os 3.000.000 de ciclos.

Figura 13 - Máquina Mitutoyo Quick Vision.



Fonte: A autora (2026).

A escolha por um método óptico sem contato justifica-se pela necessidade de garantir a integridade dos perfis usinados e das superfícies desgastadas. O sistema apresenta uma incerteza combinada de 0,005 mm, reduzindo as incidências de erros instrumentais.

Para assegurar a confiabilidade estatística e a repetibilidade dos dados, adotou-se o seguinte protocolo de medição:

1. Cronologia: Cada coroa foi mapeada integralmente em dois momentos: em estado original (antes do ensaio) para estabelecer o *baseline* geométrico; e após o ensaio de durabilidade (3.000.000 de ciclos);
2. Amostragem Espacial: Foram analisadas três regiões distintas e equidistantes em cada coroa. Em cada uma dessas regiões a varredura automatizada

coletou os parâmetros descritos no Quadro 2, permitindo calcular a média e o desvio padrão do desgaste linear (W).

Os parâmetros avaliados (Quadro 2) focam na funcionalidade do engrenamento e na centragem do componente.

Quadro 2 - Parâmetros dimensionais e geométricos avaliados.

Símbolo	Parâmetro	Descrição
O.D.	Diâmetro externo	Diâmetro máximo na crista dos dentes
P.D.	Diâmetro primitivo	Diâmetro teórico de engrenamento
M.D.	Diâmetro interno	Região de centragem no cubo
B	Largura do dente	Espessura do dente na região de contato
C	Alívio lateral	Rebaixo lateral usinado
H	Altura do chanfro	Inclinação vertical do topo do dente
θ	Ângulo do chanfro	Inclinação do flanco lateral
Fx	Furos de fixação	Diâmetro dos furos
Fc	Diâmetro do cubo	Região de apoio central
Df	Distância entre furos	Diâmetro do círculo de furação (BCD)

Fonte: A autora (2026).

O detalhe do posicionamento do componente na mesa de medição é apresentado na Figura 14a. A imagem evidencia a zona de contato e o alinhamento necessário para a inspeção óptica. Na Figura 14b observou-se a aproximação do sensor sobre a região de interesse, que garantiu a captura precisa das coordenadas dimensionais sem o contato físico com a peça. A Figura 14c mostra a interface do *software* utilizada para mapear o perfil.

Previamente à medição, as amostras foram submetidas a um protocolo de limpeza rigoroso utilizando álcool isopropílico, assegurando a remoção completa de resíduos de óleo SAE 90 e partículas metálicas, sem deixar filmes residuais que pudessem interferir na leitura óptica da superfície.

Visando eliminar erros por dilatação térmica e garantir a repetibilidade micrométrica, a aquisição dos dados foi realizada em uma sala com temperatura controlada em $20^{\circ}\text{C} \pm 0,5^{\circ}\text{C}$. Todas as amostras (A, B, C e D) foram mantidas neste ambiente por um período de termalização prévio, garantindo o equilíbrio térmico entre o material (aço AISI 1045) e o sistema de medição antes do início da inspeção.

Figura 14 - Detalhamento do processo de medição dimensional: (a) posicionamento da amostra na mesa; (b) detalhe do sensor óptico na zona de medição; (c) interface do *software* para mapeamento do perfil.



Fonte: A autora (2026).

O processamento das informações via *software* permitiu a sobreposição dos perfis "antes" e "depois". A nuvem de pontos gerada em cada uma das três regiões serviu de base para o cálculo da perda de material no flanco do dente, garantindo que o valor de desgaste linear reportado seja representativo de toda a periferia da coroa e não apenas de um ponto isolado.

A quantificação do desgaste linear foi realizada por meio da sobreposição de perfis digitais obtidos no sistema óptico. Inicialmente, o perfil do dente em estado virgem foi digitalizado, registrando-se a espessura inicial (E_i) sobre a linha do diâmetro primitivo (P.D).

Após o ensaio de durabilidade a amostra foi realinhada a partir do diâmetro interno e dos furos de fixação, assegurando a coincidência do plano de medição. A espessura final (E_f) foi então determinada, permitindo o cálculo do desgaste linear (W) conforme a Equação (8). Este procedimento permitiu a obtenção do valor quantitativo do desgaste, bem como a análise da distribuição da perda de material ao longo do perfil do dente.

4.3 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL E ANÁLISE QUÍMICA

O material utilizado para a fabricação das coroas de transmissão avaliadas neste estudo é o aço AISI 1045, de médio carbono, amplamente aplicado na indústria mecânica por sua versatilidade e excelente resposta ao endurecimento superficial. Este aço é tipicamente submetido ao tratamento térmico de têmpera por indução nos dentes, um processo que visa elevar a dureza superficial para resistir aos mecanismos de desgaste abrasivo e adesivo, preservando a tenacidade no núcleo do componente para a absorção de impactos durante o serviço. Para este material, na condição de fornecimento e aplicação pretendida, espera-se uma microestrutura composta majoritariamente por ferrita proeutetoide e perlita lamelar fina. Após o tratamento térmico de indução, é prevista a transformação para martensita na camada superficial, garantindo a dureza necessária para a resistência ao desgaste, enquanto o núcleo deve preservar a tenacidade original do material. Esta configuração microestrutural servirá como referencial para a análise de conformidade das amostras A, B, C e D.

Após a caracterização dimensional e geométrica, procedeu-se à análise da composição química do material das coroas. Esta etapa teve como objetivo verificar a conformidade das amostras com a classificação nominal do aço AISI 1045, bem como avaliar a homogeneidade química entre as amostras A, B, C e D. A caracterização química foi conduzida de modo a identificar possíveis desvios de composição que pudessem influenciar o desempenho observado nos ensaios de durabilidade.

A exatidão nos teores de elementos como Carbono (C) e Manganês (Mn) é crítica, pois estes governam a temperabilidade do material. Variações fora das faixas normatizadas podem resultar em camadas endurecidas insuficientes ou excessivamente frágeis, com impacto direto na vida útil do componente frente aos requisitos da norma ABNT NBR 16427:2022.

A análise quantitativa dos elementos químicos foi realizada por meio de um Espectrômetro de Emissão Óptica (OES) por centelha. O equipamento opera sob atmosfera controlada de argônio (pureza 99,999%) para garantir a estabilidade do plasma e evitar a contaminação da leitura por gases atmosféricos durante a

vaporização do material. Esta técnica permite a detecção simultânea e precisa de diversos elementos, desde o carbono até elementos residuais e impurezas. O equipamento é apresentado pela Figura 15.

Figura 15 - Espectrômetro de emissão óptica (OES) utilizado na caracterização química das coroas.



Fonte: A autora (2026).

Para assegurar a repetibilidade estatística e a representatividade dos dados, adotou-se o seguinte procedimento:

1. Amostragem: Foram analisadas as quatro amostras de caracterização (A, B, C e D) em estado virgem;
2. Preparação do Local: As leituras foram realizadas no corpo lateral da coroa (superfície plana) em região afastada dos dentes para evitar interferências da camada temperada. O local passou por lixamento prévio para remoção de tratamentos superficiais, óxidos e contaminantes, expondo o metal base;
3. Execução: Foram realizadas 6 queimas (centelhas) por amostra, totalizando 24 análises. O valor final de cada elemento químico foi obtido pela média aritmética das leituras, permitindo a comparação com os valores de referência da norma AISI.

A decisão de ampliar o número de queimas de três para seis medições por amostra visou elevar a representatividade estatística e mitigar possíveis desvios causados por segregações químicas pontuais, que são inerentes ao processo de

solidificação e conformação do aço AISI 1045. Como a espectrometria de emissão óptica (OES) analisa uma área muito pequena, o aumento da amostragem permite que a média aritmética resultante seja mais robusta, reduzindo o Desvio Padrão Relativo (RSD) e garantindo que o teor de elementos como Carbono e Manganês reflita a real composição da liga e não uma variação local.

Para assegurar uma leitura fidedigna do metal base e eliminar interferências de camadas superficiais como óxidos, óleos protetivos ou contaminantes de manuseio, as quatro amostras de caracterização (A, B, C e D) em estado virgem foram preparadas seguindo o protocolo sistemático descrito abaixo:

- **Preparação da Superfície:** A face lateral de cada coroa foi submetida a um lixamento em lixadeira de bancada, utilizando uma lixa de carbetto de silício (SiC) com granulometria #220. Este procedimento visou a remoção integral da camada de proteção da superfície e a consequente exposição do metal base, garantindo que o plasma de argônio incidisse diretamente sobre a liga estrutural do componente;
- **Higienização e Desengraxagem:** Após o lixamento, a superfície foi limpa com álcool isopropílico para a eliminação total de resíduos abrasivos, óleos de manuseio ou partículas suspensas que pudessem mascarar os resultados espectrométricos ou instabilizar a centelha;
- **Posicionamento e Atmosfera:** A amostra foi posicionada sobre o eletrodo do espectrômetro, garantindo a vedação hermética da câmara para o fluxo contínuo de argônio, conforme detalhado na instrumentação;
- **Execução do Ensaio:** Foram realizadas seis aberturas de centelha (queimas) em pontos distintos e equidistantes da região preparada de cada amostra. A decisão de ampliar o número de queimas (de três para seis) visou elevar a representatividade estatística e mitigar possíveis desvios causados por segregações químicas pontuais, inerentes ao processo de solidificação do aço AISI 1045. Tanto a disposição espacial dessas análises quanto o aspecto resultante na face lateral da peça podem ser observados na Figura 16;

- Tratamento dos Dados: Os resultados, expressos em porcentagem em massa (% em peso) foram processados pelo *software* dedicado do equipamento. Adotou-se a média aritmética das seis leituras para a obtenção do valor final de cada elemento químico. Este rigor no tratamento de dados é indispensável para a posterior comparação com os requisitos da norma AISI e para a correlação com os resultados de dureza obtidos nas etapas seguintes.

Figura 16 - Demonstração da execução das queimas por espectrometria de emissão óptica (OES).



Fonte: Elaborado pela autora (2026).

A precisão analítica do espectrômetro foi assegurada pela calibração prévia do sistema com amostras de referência certificadas (CRM - *Certified Reference Materials*) específicas para aços de médio carbono. O equipamento apresenta uma resolução espectral de alta fidelidade, operando com uma precisão de leitura de $\pm 0,001\%$ para elementos residuais e $\pm 0,01\%$ para elementos de liga majoritários como o carbono e o manganês. O desvio padrão relativo (RSD) foi calculado automaticamente pelo *software* do equipamento com base nas seis queimas realizadas, garantindo que a média final apresentada na Tabela 1 seja seguida para a composição química, livre de influências de segregações locais.

Tabela 1 - Limites de composição química do aço AISI 1045 (ASTM A29, 2020).

Elemento	Limite especificado (% em peso)
C	0,43 – 0,50
Mn	0,60 – 0,90
P	máx. 0,040
S	máx. 0,050

Fonte: ASTM A29 (2020).

A análise desses parâmetros é fundamental para garantir que o aço AISI 1045 possua o potencial metalúrgico necessário para atingir as propriedades

mecânicas exigidas pelo projeto. O carbono e o manganês são os principais responsáveis pela resposta do material ao tratamento térmico; o primeiro define a dureza máxima da fase martensítica na região dos dentes, enquanto o segundo amplia a temperabilidade, assegurando que o endurecimento atinja a profundidade necessária para suportar as tensões subsuperficiais de Hertz.

Além disso, o monitoramento rigoroso de impurezas como fósforo e enxofre é essencial para mitigar riscos de fragilização intergranular e reduzir a formação de inclusões não metálicas que poderiam atuar como sítios de nucleação de trincas por fadiga sob cargas dinâmicas. Dessa forma, a conformidade com os limites normativos estabelece a base técnica para a interpretação dos perfis de microdureza e dos mecanismos de desgaste observados nas etapas subsequentes deste estudo.

4.4 ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL (HRB)

A caracterização da dureza macrográfica nas amostras A, B, C e D foi realizada para avaliar a resistência mecânica do material de base (núcleo) das coroas. O ensaio Rockwell, em escala B, é amplamente utilizado para aços de dureza média e baixa, sendo ideal para validar o estado metalúrgico do aço AISI 1045 em sua condição de fornecimento ou após tratamentos térmicos de normalização.

Para a execução deste ensaio, utilizou-se um durômetro de bancada de leitura direta. Diferente dos métodos que exigem medição óptica da impressão, o durômetro Rockwell mede eletronicamente (ou via relógio comparador analógico) a diferença de profundidade de penetração sob condições de carga específicas, convertendo esse deslocamento diretamente em uma unidade de dureza. Como mostra a Figura 17.

Figura 17 - Durômetro de bancada.



Fonte: A autora (2026).

Para a realização do ensaio de dureza Rockwell (HRC), as superfícies das faces das coroas foram submetidas a um lixamento prévio com lixa de granulometria #220 para a remoção de camadas de óxidos e irregularidades superficiais. Este procedimento visou garantir o paralelismo entre as faces e a estabilidade da amostra na mesa do durômetro, assegurando que a aplicação da pré-carga e da carga principal ocorresse de forma perpendicular à superfície.

O procedimento seguiu as diretrizes da norma NBR ISO 6508-1 (2022). Para a escala Rockwell B (HRB) adotaram-se os seguintes parâmetros normatizados:

- Tipo de penetrador: esfera de aço temperado ou carbeto de tungstênio com diâmetro de 1/16" (1,588 mm);
- Pré-carga (F_0): 10 kgf (98,07 N), utilizada para estabelecer a posição de referência (zero);
- Carga total (F): 100 kgf (980,7 N);
- Escala de leitura: HRB (cor preta ou vermelha, dependendo do mostrador do equipamento).

A metodologia de ensaio consistiu nas seguintes etapas:

1. Preparação da Superfície: Foi realizado um lixamento localizado na face lateral da coroa utilizando lixa de carbeto de silício (SiC) com granulometria #220, visando garantir a planicidade e a remoção de óxidos ou revestimentos

superficiais. Imediatamente após o lixamento, a superfície foi submetida a uma limpeza rigorosa com álcool isopropílico e secagem com jato de ar comprimido, assegurando a eliminação integral de partículas remanescentes de abrasivos, fuligem metálica ou contaminantes de manuseio que pudessem causar erros de leitura ou instabilidade na centelha durante o ensaio espectrométrico;

2. Aplicação da pré-carga: o penetrador foi colocado em contato com a peça e a pré-carga de 10 kgf foi aplicada para estabilizar o conjunto e eliminar folgas;
3. Aplicação da carga principal: foi aplicada a carga adicional para atingir os 100 kgf totais. Após a estabilização a carga principal foi removida, mantendo-se a pré-carga;
4. Leitura da dureza: o valor da dureza foi obtido diretamente no visor do durômetro, representando a profundidade remanescente da indentação.

Para cada amostra de caracterização realizaram-se três indentações em pontos distintos do corpo da coroa. Respeitou-se a distância mínima de três vezes o diâmetro do penetrador entre as marcas para evitar a interferência do encruamento localizado.

A disposição das indentações realizadas na face da amostra pode ser observada na Figura 18. As setas evidenciam os locais onde o penetrador atuou, validando se a dureza do núcleo da coroa permanece dentro dos limites especificados para a segurança e durabilidade do conjunto cinemático.

Figura 18 - Face lateral da coroa evidenciando os pontos de indentação para o ensaio de dureza HRB.



Fonte: A autora (2026).

A determinação da dureza média do núcleo estabelece a linha de base estrutural do componente e garante que o material apresente tenacidade suficiente para absorver os impactos do engrenamento e suporte mecânico à camada endurecida superficial. Este mapeamento macrográfico é fundamental para assegurar que as tensões de contato de Hertz não causem o colapso plástico da base ferrítico-perlítica subsuperficial. Além disso, os valores obtidos em HRB servirão como referência para a análise do gradiente de propriedades que será detalhada no ensaio de microdureza Vickers, permitindo quantificar a eficácia do tratamento térmico de indução em relação ao metal base.

O valor de dureza Rockwell B (HRB) é inversamente proporcional à profundidade permanente de penetração (h), conforme a Equação (9):

$$HRB = 130 - \frac{h}{0,002} \quad (9)$$

Onde h é a profundidade permanente de penetração, após a remoção da carga principal e manutenção da pré-carga, expressa em milímetros (mm).

4.5 METALOGRAFIA

A preparação metalográfica das amostras de caracterização (A, B, C e D) foi realizada para permitir a identificação dos microconstituintes microestruturais e a caracterização detalhada da profundidade da camada endurecida. O procedimento seguiu uma sequência rigorosa de etapas para garantir uma superfície isenta de riscos e deformações plásticas induzidas, assegurando a fidelidade da análise óptica posterior e a correta interpretação da morfologia da zona temperada.

Para uma investigação completa da profundidade da têmpera e da morfologia do desgaste foram realizados dois tipos de corte em cada dente selecionado: um corte transversal (radial) e um corte longitudinal (tangencial). O seccionamento foi conduzido em uma cortadora metalográfica de precisão equipada com disco abrasivo específico para aços de médio carbono. Utilizou-se sistema de refrigeração abundante com fluido solúvel para evitar o aporte térmico excessivo e prevenir alterações na microestrutura original (como o revenimento indesejado da martensita), garantindo que os resultados de microdureza refletissem a condição real de entrega do componente.

Para garantir a integridade das bordas, que é fundamental para a medição da dureza e análise da microestrutura próxima à superfície, e facilitar o manuseio durante as etapas de acabamento, os corpos de prova foram submetidos ao embutimento a quente com resina termofixa (baquelite). O equipamento utilizado para este fim foi a embutidora metalográfica digital apresentada na Figura 19, operando sob ciclos controlados de temperatura e pressão para a cura completa da resina, assegurando a aderência necessária entre o polímero e a amostra metálica.

Figura 19 - Embutidora metalográfica digital utilizada para o condicionamento das amostras.



Fonte: A autora (2026).

O resultado deste procedimento são as pastilhas de baquelite ilustradas na Figura 20.

Figura 20 - Amostras do dente da coroa embutidas em resina termofixa prontas para a etapa de lixamento.



Fonte: A autora (2026).

O lixamento foi realizado em politriz rotativa, mostrada na Figura 21, seguindo a sequência decrescente de granulometria de lixas de carbeto de silício (SiC: #220, #320, #400, #600 e #1200). A cada troca de lixa a amostra foi rotacionada em 90° para a eliminação completa dos riscos da etapa anterior. As amostras foram limpas em água corrente e secas com jato de ar quente para evitar a contaminação cruzada entre as granulometrias.

Figura 21 - Lixadeira e politriz metalográfica utilizada no preparo final das superfícies para microscopia.



Fonte: A autora (2026).

O polimento final buscou um acabamento espelhado utilizando pano de polimento impregnado com suspensão de diamante de 1 μm . A revelação das fases

foi obtida por meio de ataque químico com reagente Nital 2% (mistura de ácido nítrico e álcool etílico), com o tempo de imersão controlado para destacar o contraste entre a ferrita (clara), a perlita (escura/lamelar) e a martensita (acicular), constituintes típicos do aço AISI 1045 após tratamento térmico por indução.

As amostras foram analisadas em um microscópio óptico metalográfico de campo claro. O uso de dois cortes embutidos simultaneamente (transversal e longitudinal) permitiu a observação comparativa da profundidade da camada temperada e da morfologia dos grãos em diferentes planos de solicitação mecânica.

Esta caracterização microestrutural detalhada fornece o suporte qualitativo necessário para a interpretação dos fenômenos de superfície observados na bancada de durabilidade. Ao isolar as variações de morfologia de grão e distribuição de fases, estabelece-se a base para a análise quantitativa do perfil de microdureza Vickers, permitindo diagnosticar se a profundidade da camada martensítica está em conformidade com o projeto e como essa variável influenciou na vida útil de cada amostra.

4.6 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV)

Para a caracterização detalhada do perfil de endurecimento resultante do tratamento térmico de têmpera por indução realizou-se o ensaio de microdureza Vickers nas amostras A, B, C e D. Este método foi selecionado devido à sua alta sensibilidade e capacidade de realizar indentações microscópicas, permitindo quantificar a variação da dureza desde a superfície do dente até o metal base (núcleo) com alta resolução.

As amostras destinadas a esse ensaio foram submetidas ao mesmo protocolo de preparação que o ensaio de metalografia, que consistiu em corte refrigerado, embutimento em resina, lixamento e polimentos destacados no item 4.5 desse trabalho. Essa padronização garante que a leitura das diagonais da microdureza não sofra interferências da rugosidade superficial e que a microestrutura seja revelada com precisão.

As medições foram conduzidas em um microdurômetro digital de bancada equipado com um penetrador de diamante em formato de pirâmide de base quadrada com ângulo de 136° entre as faces.

O procedimento seguiu rigorosamente as diretrizes da norma NBR NM ISO 6507-1 (2019).

Os parâmetros configurados para o ensaio foram:

- Carga aplicada (F): 0,1 kgf (escala HV_{0,1}), correspondente a uma força de 0,9807 N;
- Tempo de aplicação (*dwell time*): 15 segundos;
- Óptica de medição: objetiva de alta resolução (40x ou superior) para a leitura precisa das diagonais (d_1 e d_2) da impressão.

A escolha da carga de 0,1 kgf (HV_{0,1}) justifica-se pela necessidade de mapear a zona endurecida por transformação de fase com maior densidade de pontos. Esta carga permite a geração de impressões menores, o que é fundamental para garantir que o gradiente de dureza e a transição entre a martensita da camada temperada e o núcleo ferrítico-perlítico sejam capturados com fidelidade.

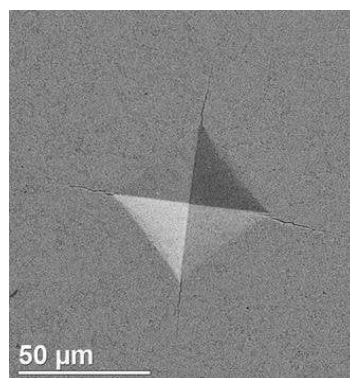
A utilização de uma carga reduzida possibilita um espaçamento menor entre as indentações sem que ocorra a interferência de campos de tensão entre impressões adjacentes. Esse detalhamento é indispensável para a determinação precisa da profundidade efetiva de camada, identificando o ponto exato onde a dureza atinge o limite de transição metalúrgica do aço AISI 1045.

As indentações foram realizadas na seção transversal do dente, partindo da extremidade externa (face de trabalho) em direção ao núcleo da peça. Este procedimento, denominado perfil de microdureza, visa quantificar a profundidade da camada endurecida e a extensão da zona de transição metalúrgica. Para cada condição de estudo (A, B, C e D), foram realizados três perfis de dureza em dentes distintos, garantindo a representatividade estatística e a verificação da homogeneidade do tratamento térmico ao longo da coroa.

A metodologia de medição seguiu o protocolo abaixo:

1. Posicionamento: A primeira indentação foi posicionada em uma distância de 0,1 mm da borda. Este afastamento é necessário para assegurar a integridade da indentação e evitar o colapso da borda da amostra, garantindo a validade da leitura conforme os requisitos de suporte do material;
2. Trilha de Medição: Realizou-se uma sequência de indentações lineares com espaçamento constante. Conforme ilustrado no esquema da Figura 22, o distanciamento entre os centros das impressões foi mantido em, no mínimo, três vezes o valor da diagonal da indentação ($3 \times d$), evitando que a zona de deformação plástica (encruamento) de uma medida interferisse na leitura subsequente.
3. Mapeamento: O caminhamento prosseguiu de forma sistemática até que os valores de dureza atingissem o patamar estável do núcleo, permitindo a construção do gráfico de perfil de profundidade de endurecimento.

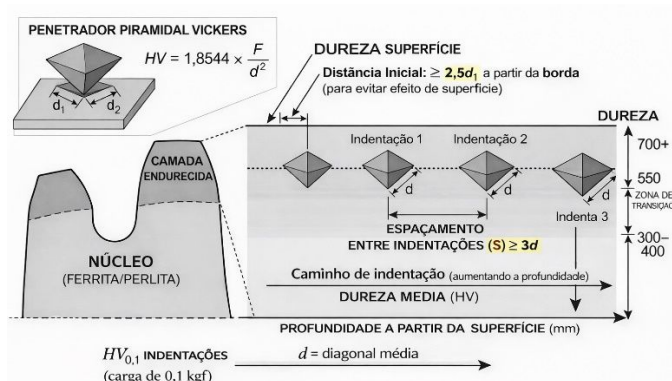
Figura 22 - Micrografia das indentações Vickers evidenciando a geometria do ensaio.



Fonte: Adaptado de Zhang et al. (2009)

A nitidez das diagonais, deixadas pelo penetrador de diamante de base piramidal, permite que o *software* do equipamento realize o cálculo da dureza HV com alta precisão. A Figura 23 apresenta um esquema demonstrativo dos critérios de afastamento da borda e entre indentações, fundamentais para a rastreabilidade e confiabilidade dos dados que compõem o gráfico de perfil de endurecimento.

Figura 23 - Esquema demonstrativo dos critérios de espaçamento entre indentações e afastamento da borda para a validação do perfil de microdureza Vickers.



Fonte: Adaptado de ASTM E384 (2022) e ISO 6507-1 (2018).

A aplicação dos critérios normativos foi fundamental para garantir a integridade mecânica das medições, especialmente considerando a matriz ferrítico-perlítica das amostras. Como a dureza do aço AISI 1045 em seu estado de fornecimento é inferior a de uma camada temperada, as indentações resultantes apresentam diagonais maiores para a mesma carga de 0,1 kgf. Dessa forma, o rigoroso distanciamento de 3 x d (três vezes a diagonal) entre os centros das impressões evitou a sobreposição das zonas de deformação plástica e o encruamento localizado, que poderiam elevar artificialmente os valores de dureza subsequentes.

O valor de microdureza Vickers (HV) foi obtido pela média aritmética das diagonais, processada pelo *software* do equipamento ou através da Equação (9):

$$HV = 0,1891 \times \frac{F}{d^2} \quad (9)$$

Onde:

- F é a carga aplicada (0,1 kgf);
- d é a média das diagonais da impressão (mm).

Os dados coletados servirão de base para a análise da eficácia do tratamento térmico e sua correlação direta com a resistência ao desgaste observada nos ensaios dinâmicos.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos a partir dos ensaios experimentais realizados. Inicialmente são analisados os resultados do ensaio de durabilidade e das medições dimensionais, permitindo avaliar o comportamento em desgaste das coroas de transmissão. Em seguida, são discutidos os resultados das análises químicas, metalográficas e dos ensaios de dureza, com o objetivo de identificar as características microestruturais e metalúrgicas responsáveis pelas diferenças de desempenho observadas entre as amostras. A integração desses resultados possibilita estabelecer correlações entre composição química, microestrutura, propriedades mecânicas e resistência ao desgaste.

5.1 ENSAIO DE DURABILIDADE

O ensaio de durabilidade, realizado conforme os parâmetros estabelecidos no item 4.1, serviu como o validador macroscópico da integridade das coroas. Este teste não apenas quantifica a vida útil em ciclos, mas expõe a capacidade do par tribológico (corrente-coroa) de manter a eficiência de transmissão sob carga cíclica.

A Tabela 2 apresenta a cronologia de falhas e o atingimento da meta de projeto de 3000000 de ciclos.

Tabela 2 - Resultados do ensaio de durabilidade.

Amostra	Ciclos Acumulados	Tempo de Ensaio (h)	Observação Técnica
A	571.917	19	Falha por perda de sincronismo e salto de elos.
B	1.732.290	57	Falha por perda de sincronismo e salto de elos.
C	2.839.582	94	Falha por ruptura da corrente.
D	3.000.000	100	Concluído sem evidências de falha funcional.

Fonte: A autora (2026).

Na Figura 24, (a) e (b) ilustram o estado da Amostra A antes e após o ensaio de 3.000.000 de ciclos, respectivamente. Nota-se que o perfil original do dente sofreu deformação plástica moderada nos flancos, o que resultou em um polimento severo na zona de contato. Essa alteração geométrica foi suficiente para

comprometer a linha de ação da corrente que contribuiu para o fenômeno de *hooking* observado sob o regime de carga de (60 ± 6) N·m e resultou na reprovação por perda dimensional.

Figura 24 - Comparativo macroscópico da Amostra A: (a) estado inicial; (b) aspecto após o ensaio evidenciando perda de perfil no flanco.



Fonte: A autora (2026).

O colapso estrutural mais severo do grupo de estudo é evidenciado na comparação entre (a) e (b), da Figura 25, que são referentes à Amostra B. O confronto entre o estado inicial e final revela uma perda drástica da geometria evolvente com o surgimento de rebarbas laterais e um ganchamento pronunciado no topo dos dentes. Este estado de degradação macroscópica, visivelmente superior ao da Amostra A, justifica a interrupção prematura do ensaio e a consequente reprovação por incapacidade de manter a estabilidade dimensional necessária para a transmissão.

Figura 25 - Comparativo macroscópico da Amostra B: (a) estado inicial; (b) aspecto após o ensaio com severa deformação plástica e rebarbas superficiais.



Fonte: A autora (2026).

A Amostra C, apresentada na Figura 26 em (a) e (b), exibe um desgaste irregular e pronunciado condicionado pela sobrecarga progressiva que antecedeu a ruptura da corrente. A análise comparativa mostra que, apesar de possuir um design inicial robusto, a peça sofreu deformações geométricas acentuadas sob esforços dinâmicos, culminando na perda de funcionalidade do conjunto cinemático.

Figura 26 - Comparativo macroscópico da Amostra C: (a) estado inicial; (b) aspecto após o ensaio apresentando irregularidades geométricas e perda de simetria.



Fonte: A autora (2026).

Diferente das demais, a Amostra D, representada na Figura 27 por (a) e (b), manteve sua estabilidade dimensional praticamente inalterada após os ciclos programados. O confronto entre o estado inicial e final revela apenas marcas tribológicas superficiais e um polimento homogêneo sem evidências de deformação

plástica significativa ou alteração na linha de ação. Este comportamento comprova que o design e a integridade geométrica da peça foram eficazes para garantir a manutenção da geometria evolvente, tornando-a a única aprovada nos critérios do Ensaio de Durabilidade de acordo com a ABNT NBR 16247:2022.

Figura 27 - Comparativo macroscópico da Amostra D: (a) estado inicial; (b) aspecto após 3.000.000 de ciclos com perfil geométrico preservado.



Fonte: A autora (2026).

Apesar da análise visual indicar tendências de deformação e desgaste, a confirmação da integridade geométrica exige avaliação metroológica quantitativa. Assim, procede-se à caracterização dimensional sistêmica apresentada no item 5.2.

5.2 CARACTERIZAÇÃO DIMENSIONAL E GEOMÉTRICA SISTÊMICA

A metrologia pós-ensaio é o indicador mais preciso do desgaste sofrido. De acordo com a norma NBR 16427:2022, o desgaste não deve comprometer a geometria do dente a ponto de exceder a tolerância de 1,0 mm no ponto de medição, ou alterar o Diâmetro Primitivo (P.D.) e o Diâmetro Externo (O.D.).

A Tabela 3 consolida as medidas iniciais das quatro amostras. Estes dados confirmam que todas as coroas iniciaram o ensaio dentro das especificações dimensionais de projeto e garantiram que o desempenho posterior dependesse exclusivamente das propriedades do material.

Tabela 3 - Dimensões iniciais das amostras.

Amostra	Diâmetro Externo (O.D. - mm)	Diâmetro Primitivo (P.D. - mm)	Espessura do Dente (B - mm)
A	185,500	176,100	4,427
B	185,480	176,080	4,699
C	185,520	176,120	4,482
D	185,510	176,110	4,753

Fonte: A autora (2026).

Após a submissão ao ensaio de durabilidade as amostras foram reavaliadas. A Tabela 4 apresenta a comparação entre o estado inicial e final e destaca a variação dimensional (Δ) que representa o desgaste efetivo.

Tabela 4 - Comparativo metroológico final e desgaste total.

Amostra	Inicial (mm)	Final (mm)	Desgaste (Δ mm)	Status (Norma)
A	4,427	Imensurável	Falha Total	Reprovado
B	4,699	Imensurável	Falha Total	Reprovado
C	4,482	Imensurável	Falha Total	Reprovado
D	4,753	4,675	0,078	Aprovado

Fonte: A autora (2026).

O *status* de "Imensurável" atribuído às amostras A, B e C após o ensaio de durabilidade transcende a métrica de desgaste acentuado, caracterizando a destruição completa do perfil evolvente do dente. Sob as tensões de contato de Hertz, o colapso observado nestas peças decorre de propriedades mecânicas aquém das solicitações de projeto. A deformação plástica macroscópica resultou em um fluxo lateral de metal e gerou rebarbas severas que descaracterizaram as superfícies de referência para medição.

Como consequência direta dessa insuficiência de resistência, manifestou-se o fenômeno de *Hooking* (ganchamento). Conforme discutido no referencial teórico, o desgaste excessivo nos flancos altera o ângulo de pressão original e cria uma concavidade que "aprisiona" o rolete. Esse perfil em forma de gancho impede a saída suave dos elos, o que desencadeou as vibrações e trancos que levaram à interrupção prematura dos ensaios nas amostras A e B.

Em contraste, a Amostra D demonstrou estabilidade dimensional e conformidade rigorosa, com uma variação de apenas 0,078 mm – menos de 8% do limite permitido pela norma NBR 16427:2022. A manutenção da espessura próxima ao valor nominal comprova que a superfície suportou o regime de deslizamento sem entrar em falha catastrófica.

Cabe ressaltar que, como os conjuntos de transmissão (corrente e coroa) foram fornecidos por diferentes fabricantes, os resultados refletem a performance do par tribológico específico de cada marca. A estabilidade observada exclusivamente na Amostra D sugere que a combinação entre a sua geometria de dente, as propriedades metalúrgicas do aço AISI 1045 e a interação com a sua respectiva corrente foi a única capaz de garantir a vida útil sistêmica exigida, suportando as pressões de contato sem a degradação prematura do perfil.

5.3 ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS COMPONENTES.

A análise química por espectrometria de emissão óptica, descrita no item 4.3, constitui a base fundamental para a interpretação dos fenômenos mecânicos observados. No contexto dos aços para componentes de transmissão, a concentração de elementos intersticiais, C (Carbono), e substitucionais, Mn (Manganês), dita a capacidade de resposta ao tratamento térmico e a dureza máxima da martensita. A Tabela 5 apresenta a composição centesimal das amostras em comparação com os requisitos da norma AISI 1045.

Tabela 5 - Resultados da análise química centesimal.

Elemento	Amostra A (%)	Amostra B (%)	Amostra C (%)	Amostra D (%)	AISI 1045
Carbono (C)	0,166 ± 0,033	0,317 ± 0,092	0,390 ± 0,039	0,467 ± 0,047	0,43 – 0,50
Manganês (Mn)	0,322 ± 0,023	0,524 ± 0,016	0,537 ± 0,022	0,504 ± 0,029	0,60 – 0,90
Silício (Si)	0,11 ± 0,027	0,21 ± 0,029	0,229 ± 0,035	0,211 ± 0,036	0,10 – 0,35
Fósforo (P)	0,021 ± 0,007	0,021 ± 0,007	0,011 ± 0,009	0,014 ± 0,008	máx. 0,040
Enxofre (S)	0,018 ± 0,004	0,004 ± 0,001	0,006 ± 0,002	0,015 ± 0,005	máx. 0,050

Fonte: A autora (2026).

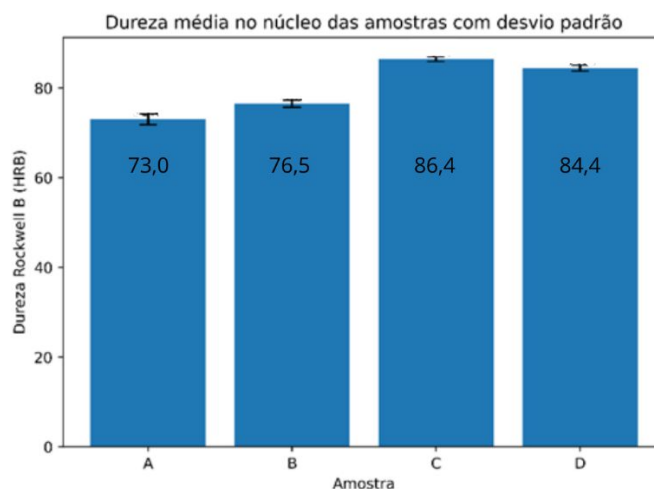
Os resultados são apresentados como valor médio ± incerteza expandida fornecida pelo equipamento de composição química. A análise química revela uma falha crítica de conformidade nas amostras que apresentaram os piores desempenhos no ensaio dinâmico:

1. Déficit de Carbono na Amostra A: Com um teor de 0,17%, a Amostra A possui apenas 39,5% do carbono mínimo necessário para ser classificada como um aço AISI 1045. Metalurgicamente, este material enquadra-se na categoria de aços de baixo carbono (como o SAE 1017). A principal consequência é a baixa temperabilidade, ou seja, quando a falta de carbono impede que a têmpera por indução gere uma estrutura martensítica com dureza e resistência à abrasão suficientes, justificando o colapso prematuro observado aos 571 mil ciclos;
2. Amostras B e C: Apresentam teores de 73,7% e 90,7% do mínimo normativo, respectivamente. Embora estejam mais próximas da faixa ideal, essa subespecificação ainda compromete a dureza máxima da camada temperada, o que resultou no desgaste excessivo medido na metrologia (Seção 5.2);
3. Análise de Impurezas: Os teores de Fósforo (P) e Enxofre (S) estão dentro dos limites normais, o que descarta falhas por fragilização química. O problema é estritamente a falta de potencial de endurecimento do material base;
4. O Papel do Manganês (Mn): O fato de todas as amostras estarem com o Manganês abaixo de 0,60% agrava o problema da temperabilidade. Como ele contribui para que o endurecimento atinja zonas mais profundas, sua baixa concentração exige um controle de processo de têmpera, algo que o material com baixo carbono não consegue compensar.

5.4 DUREZA ROCKWELL

A Figura 28 apresenta os valores de dureza Rockwell B (HRB) medidos no núcleo das amostras analisadas juntamente com os respectivos desvios padrão. Observa-se que as amostras C e D apresentam os maiores valores de dureza média, enquanto as amostras A e B apresentam valores inferiores. A pequena magnitude dos desvios padrões indica boa repetibilidade nas medições realizadas.

Figura 28 - Dureza Rockwell B (HRB) média no núcleo das amostras analisadas, com indicação do desvio padrão das medições.



Fonte: A autora (2026).

As amostras C (86,4 HRB) e D (84,4 HRB) apresentaram valores de dureza de núcleo aproximados, indicando matrizes ferrítico-perlíticas com capacidades de suporte de carga semelhantes em suas regiões centrais. Essa proximidade entre os valores sugere que, do ponto de vista estrutural, o núcleo das amostras possua comportamento mecânico comparável, não sendo o principal fator responsável pelas diferenças de desempenho observadas entre os conjuntos analisados.

Apesar dessa tendência, observa-se que as diferenças de dureza entre algumas amostras são relativamente pequenas, indicando que variações moderadas no teor de carbono resultaram em alterações limitadas na dureza do núcleo. Dessa forma, embora o teor de carbono contribua para o aumento da dureza do material, os resultados sugerem que as diferenças observadas no desempenho tribológico entre as amostras não podem ser atribuídas exclusivamente à dureza de núcleo, indicando a influência de outros fatores microestruturais no comportamento tribológico do material.

5.5 PERFIL DE MICRODUREZA VICKERS ($HV_{0,1}$)

O ensaio de microdureza Vickers, realizado com carga de 100 gf, conforme o item 4.6, permitiu mapear o gradiente de resistência da superfície em direção ao núcleo (perfil de dureza). Este mapeamento é fundamental para validar a

profundidade efetiva da camada endurecida e a transição microestrutural observada na metalografia.

A Tabela 6 apresenta os valores de dureza máxima na superfície e a dureza estabilizada no núcleo para as quatro amostras.

Tabela 6 - Resultados consolidados de microdureza Vickers.

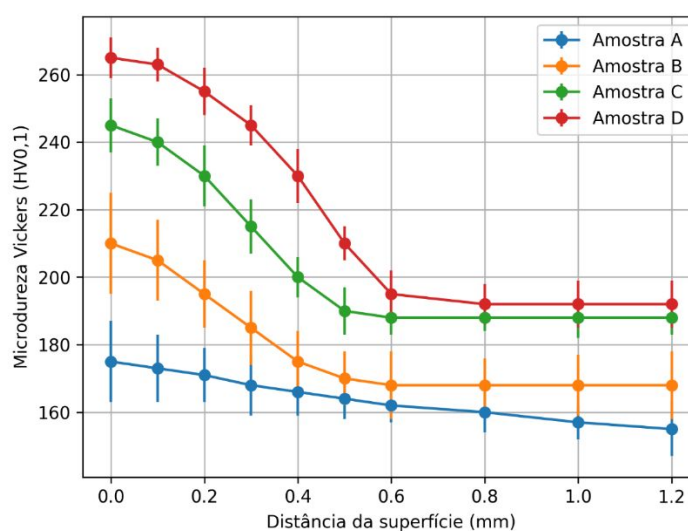
Amostra	Carbono (%)	Dureza Superficial (HV0,1)	Dureza do Núcleo (HV0,1)	Varição(Δ HV)
A	0,170	175,0 \pm 12,0	155,0 \pm 8,0	20,0
B	0,317	210,0 \pm 15,0	168,0 \pm 10,0	42,0
C	0,390	245,0 \pm 8,0	188,0 \pm 5,0	57,0
D	0,467	265,0 \pm 6,0	192,0 \pm 7,0	73,0

Fonte: A autora (2026).

5.5.1 Análise do gradiente de dureza e camada endurecida

O perfil de microdureza (Figura 29) revela o comportamento metalúrgico de cada componente sob o efeito do tratamento térmico de indução.

Figura 29 - Gráfico de perfil de dureza Vickers da região do topo do dente com barras de erro representando o desvio padrão das medições.



Fonte: A autora (2026).

A análise visual do perfil de microdureza na Figura 47 evidencia a queda gradual da resistência mecânica da superfície em direção ao núcleo, destacando a influência do teor de carbono na resposta ao ciclo térmico de indução.

Amostra D (Referência): A dureza máxima de 265 HV na superfície decai de forma controlada até atingir o patamar do núcleo em aproximadamente 0,6 mm. Este gradiente indica uma perlita, capaz de suportar a abrasão severa, resultando no menor índice de desgaste (0,078 mm).

Amostra C: Embora apresente uma zona endurecida, o valor máximo de 245 HV é inferior ao da amostra de referência. A curva de dureza nesta amostra é mais instável, o que corrobora com a presença da "camada clara" com ferrita residual vista na metalografia permitindo um desgaste maior, porém, quase finalizando o ensaio.

Amostras A e B: Os perfis de dureza destas amostras são caracterizados pela ausência de um gradiente significativo. Na Amostra A, a variação entre superfície e núcleo é de apenas 20 HV, o que tecnicamente descaracteriza a existência de uma camada temperada. Sem o diferencial de dureza, estas amostras comportaram-se como corpos homogêneos e dúcteis, falhando por deformação plástica macroscópica.

5.5.2 Influência do carbono na dureza vickers

A disparidade entre os valores superficiais das amostras C e D ($245,0 \pm 8,0$ HV e $265,0 \pm 6,0$ HV, respectivamente) evidencia diferenças na resposta a um possível encruamento. Para avaliar a significância dessa diferença, foi aplicado o teste t de *Student* para duas amostras independentes, considerando as médias e os desvios padrão das medições de microdureza ($n = 10$). O valor calculado ($t = 6,32$) foi superior ao valor crítico para um nível de confiança de 95% ($t \approx 2,10$), indicando que a diferença observada entre as durezas médias das amostras é estatisticamente significativa.

Os resultados obtidos indicam que o desempenho do componente é influenciado pela interação entre diversos fatores, incluindo a composição química do material, a homogeneidade microestrutural e a geometria do dente da coroa de transmissão. A geometria do componente influencia diretamente a distribuição de

tensões durante o contato com a corrente, tornando a dureza superficial um parâmetro importante para a resistência ao desgaste e à deformação plástica.

No caso da Amostra C (0,390% C), o teor de carbono mais baixo pode ter contribuído para uma menor capacidade de endurecimento superficial. Já a Amostra D (0,467% C) apresentou valores de dureza mais elevados na região superficial, indicando uma resposta mais favorável ao processo de endurecimento.

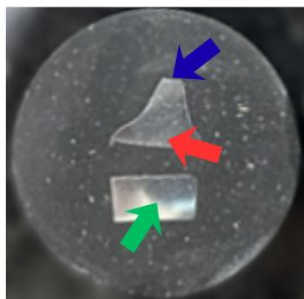
Dessa forma, os resultados sugerem que a composição química atua como um dos fatores que influenciam a eficácia do endurecimento superficial, em conjunto com as demais variáveis do processo e com as características geométricas do componente.

A análise dos perfis de microdureza Vickers (HV0,1) revelou que não houve variação significativa de dureza entre a região periférica (topo e flanco do dente) e o núcleo das amostras analisadas. Os valores obtidos na superfície mantiveram-se na ordem de grandeza da matriz ferrítico-perlítica original, não apresentando o incremento de dureza característico que resultaria da transformação martensítica por tratamento térmico de indução. Portanto, a ausência de um gradiente de dureza do topo para o interior do componente evidencia que as amostras não foram submetidas a processos de endurecimento superficial efetivos, o que compromete diretamente a resistência ao desgaste.

5.6 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Para a interpretação sistemática dos resultados metalúrgicos e mecânicos, apresentados neste capítulo, define-se a terminologia das regiões funcionais analisadas no dente da coroa. Conforme ilustrado na Figura 30.

Figura 30 - Mapa de regiões para análise metalográfica e de microdureza: Topo (azul), fundo do dente (vermelho) e Núcleo (verde).



Fonte: A autora (2026).

- Topo do Dente (Seta Azul): Refere-se à extremidade periférica da crista. É a região de maior intensidade do ciclo térmico de indução, onde se avalia o refino de grão ou a formação de fases endurecidas destinadas a resistir ao micro-corte;
- Fundo do Dente ou Raiz (Seta Vermelha): Compreende a zona de transição interna na base da dentagem. Esta área é crítica por suportar as maiores tensões trativas durante o engrenamento e deve manter a integridade da matriz ferrítico-perlítica para evitar falhas por fadiga;
- Núcleo da Amostra (Seta Verde): Localizado na seção central do corpo da coroa, preserva o estado original de fornecimento do aço AISI 1045.

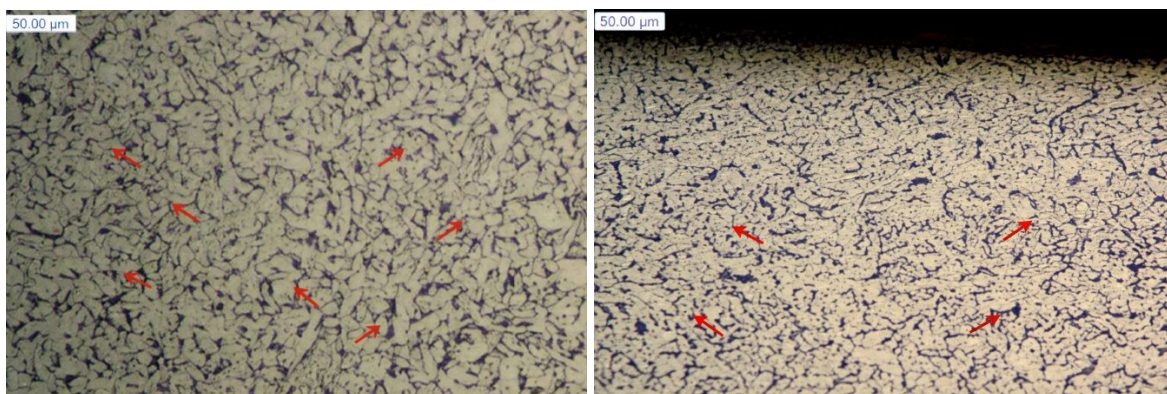
5.6.1 Análise da amostra A

A Amostra A representa o caso de maior desvio metalúrgico e desempenho mais crítico deste estudo, servindo como o exemplo clássico de como a não conformidade química inviabiliza o componente para fins industriais. Com um teor de carbono de apenas $0,166 \pm 0,033\%$ esta peça situa-se tecnicamente na categoria de aços de baixo carbono, aproximando-se das propriedades de um aço SAE 1020 e distanciando-se significativamente dos requisitos do aço AISI 1045. Essa não conformidade de composição química é a causa primária da falha da amostra, pois o carbono é o elemento fundamental para a distorção da rede cristalina durante o resfriamento rápido que é o principal mecanismo de endurecimento destes aços. Sem o teor adequado o material perde sua temperabilidade, o que significa que,

independentemente da eficiência do processo de têmpera por indução, a matriz não deve alcançar a dureza necessária para resistir aos esforços tribológicos.

A análise metalográfica das regiões funcionais confirma a ineficiência do tratamento térmico superficial que revela uma variação microestrutural crítica. Conforme apresentado na Figura 31, a comparação direta entre o topo do dente (a) e o núcleo da peça (b) evidencia estruturas virtualmente idênticas, compostas por uma matriz de ferrita proeutetoide (fase clara) de $71 \pm 3\%$ e uma fração volumétrica de perlita (fase escura) de $29 \pm 3\%$, a ferrita proeutetoide está identificada com setas vermelhas para melhor visualização.

Figura 31 - Análise comparativa da microestrutura do dente: (a) região da superfície (topo) e (b) região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500x.

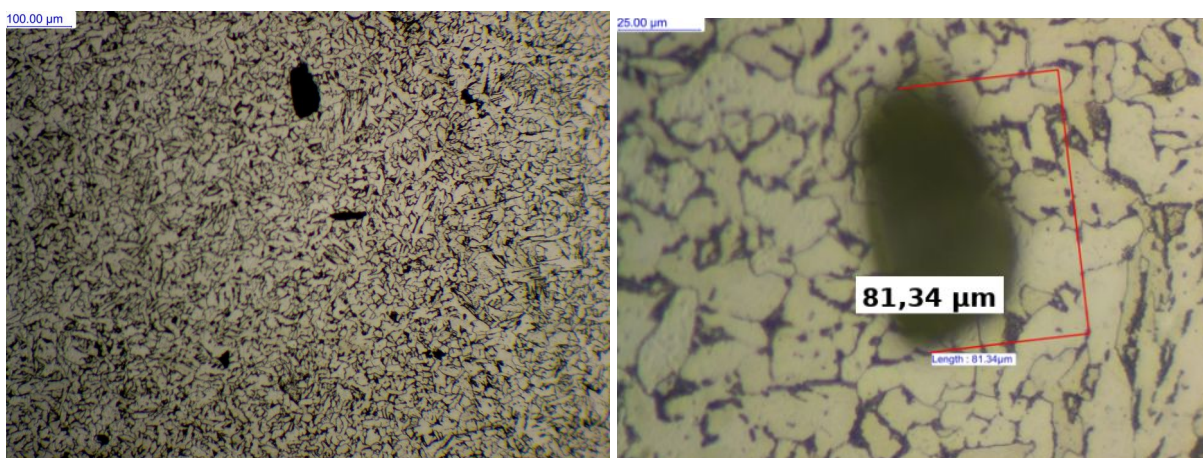


Fonte: A autora (2026).

A predominância ferrítica justifica a baixa dureza de núcleo de 73,0 HRB. Em termos de engenharia, essa característica é extremamente prejudicial, pois o núcleo deveria atuar como um suporte resiliente para a camada temperada. Quando o núcleo é excessivamente de menor dureza, ocorre o comprometimento da integridade estrutural do dente sob as elevadas tensões de contato (esforços de Hertz), facilitando a deformação plástica da geometria original da peça.

A situação da Amostra A é agravada por falhas de integridade estrutural detectadas ainda no núcleo, onde a presença de porosidades e vazios dispersos na matriz sugere um controle de qualidade precário no processo de aciaria ou na etapa de conformação mecânica do material, conforme ilustrado na Figura 32.

Figura 32 - Análise de integridade estrutural do núcleo da Amostra A: (a) presença de porosidades e vazios (200x); (b) detalhamento do poro como concentrador de tensão (500x).

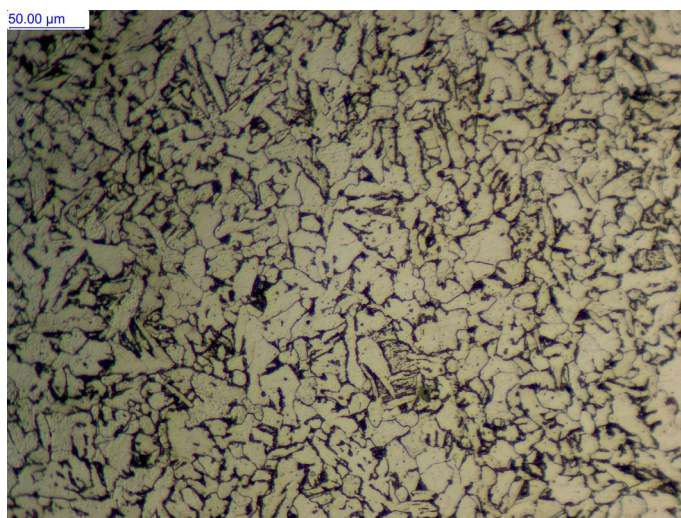


Fonte: A autora (2026).

No aumento de 200x, mostrada na Figura 32 (a), observou-se a distribuição dessas discontinuidades que se tornam ainda mais evidentes quando analisadas em maior magnitude. O detalhamento em 500x, na Figura 32 (b), revela que essas porosidades atuam como potentes concentradores de tensão microscópicas na matriz ferrítico-perlítica. Sob um regime de carregamento dinâmico, como o exigido no ensaio de 3 milhões de ciclos, essas cavidades facilitam a nucleação e propagação de microtrincas internas, fragilizando a coesão metálica e reduzindo drasticamente a resistência à fadiga do componente.

A análise microestrutural do fundo do dente, apresentada na Figura 33, revela uma matriz composta por ferrita e perlita condizente com o estado de fornecimento do material. Diferente do topo e dos flancos, onde se busca o endurecimento superficial, a manutenção de uma estrutura mais dúctil no fundo do dente é característica de projetos que visam evitar a fragilidade excessiva nesta zona.

Figura 33 - Fundo do Dente da Amostra A – 200x.



Fonte: A autora (2026).

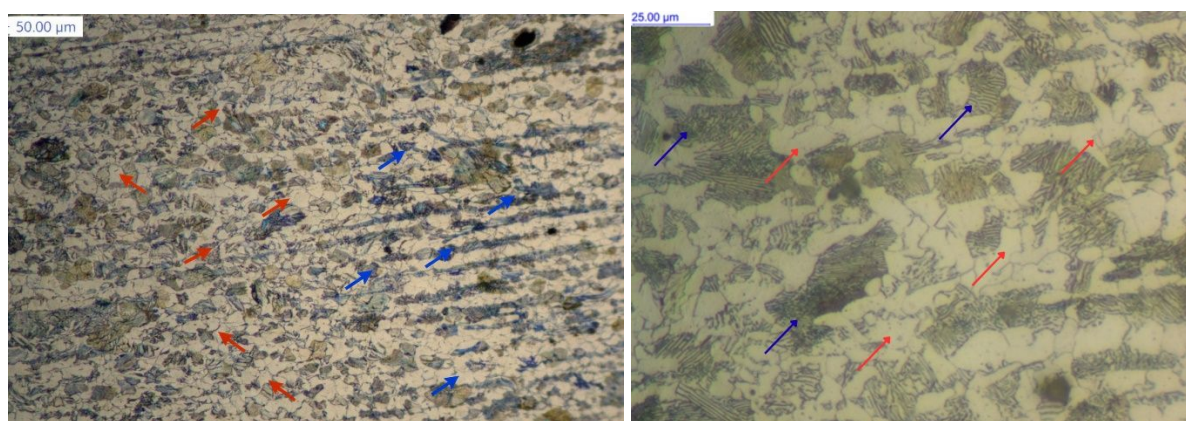
A presença de uma microestrutura de dureza inferior no fundo do dente permitiu que o material escoasse plasticamente sob a pressão dos roletes da corrente. Essa deformação na raiz é o fator gerador do fenômeno de *hooking*, que altera o passo da transmissão e gera vibrações catastróficas. Em última análise a Amostra A falhou precocemente aos 571.000 ciclos porque sua constituição metalúrgica – tanto na superfície quanto no núcleo – era incapaz de suportar as solicitações mecânicas básicas do sistema, o que resultou em uma peça dimensionalmente imensurável após o teste e tecnicamente reprovada.

5.6.2 Análise da amostra B

A Amostra B apresenta uma evolução microestrutural em relação à amostra anterior, porém permanece fora dos limites de conformidade estabelecidos para o aço AISI 1045. Com um teor de $0,317 \pm 0,092\%$, este material apresenta um percentual de carbono fora da especificação da norma. Embora essa composição resulte em um incremento nas propriedades mecânicas do núcleo, quando comparada à Amostra A, a amostra ainda não tem a resistência ao desgaste adequada. O resultado é uma peça que, apesar de apresentar maior conformidade metalúrgica, falha em desenvolver a camada endurecida necessária para suportar o regime de trabalho de uma coroa de transmissão.

Ao analisar o núcleo da Amostra B em uma região íntegra, a microestrutura revela uma matriz composta por $58 \pm 4\%$ ferrita proeutetoide (fase clara) e $42 \pm 4\%$ de perlita (fase escura), conforme apresentado na Figura 34. Na escala de 200x (Figura 34 a), observou-se uma característica marcante da herança de fabricação do aço AISI 1045 utilizado: a direcionalidade microestrutural.

Figura 34 - Micrografia do núcleo da Amostra B: (a) visão geral a 200x evidenciando o bandamento e direcionalidade (setas azuis para perlita e vermelhas para ferrita); (b) detalhamento a 500x.



Fonte: A autora (2026).

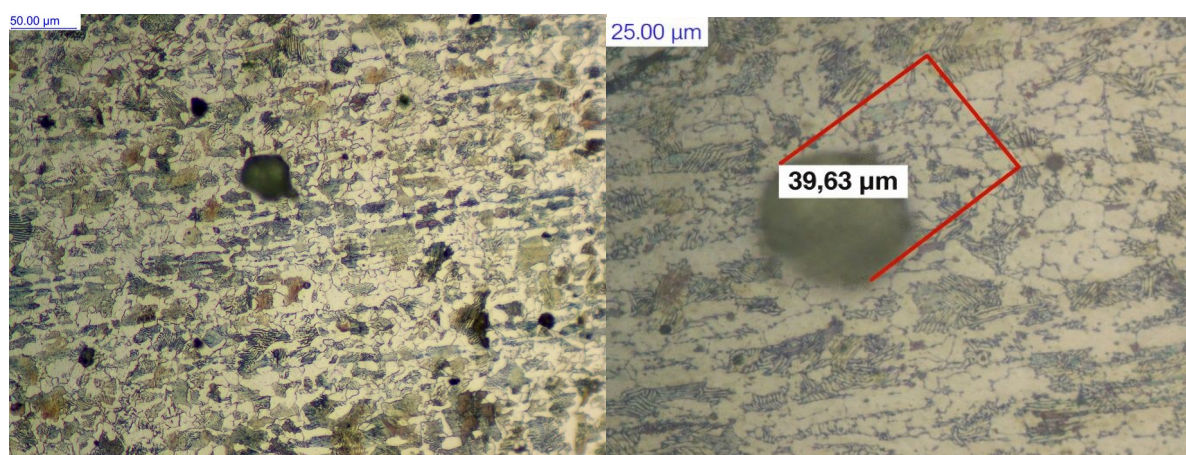
Este fenômeno de bandamento, indicado pelo alinhamento preferencial das colônias de perlita (setas azuis) intercaladas por bandas de ferrita (setas vermelhas), é resultante dos processos de conformação mecânica a quente, como a laminação. Tecnicamente, essa morfologia induz uma anisotropia nas propriedades mecânicas, onde as interfaces alinhadas podem se tornar caminhos preferenciais para o escoamento plástico sob as severas solicitações cíclicas de compressão e deslizamento nos dentes da coroa. A presença desta estrutura direcional no núcleo, sem a proteção de uma camada temperada superficial, contribuiu para a incapacidade da amostra em manter a estabilidade geométrica do perfil evolvente.

Ainda na magnitude de 200x, nota-se que as colônias de perlita são mais volumosas e frequentes do que na Amostra A, o que justifica o aumento da dureza de núcleo para 76,5 HRB. Entretanto, é na análise com maior aumento (500x) que a riqueza de detalhes metalúrgicos da Amostra B se revela, como mostra a Figura 34 (b).

Nesta imagem de 500x, a distinção entre as fases torna-se nítida. É possível observar a morfologia da perlita lamelar, onde a cementita (Fe_3C) se organiza em lamelas finas e alternadas com a ferrita.

A integridade estrutural da Amostra B apresenta fragilidades análogas às observadas na Amostra A, caracterizadas pela persistência de descontinuidades internas no material base. A análise metalográfica do núcleo evidenciou a presença de porosidades, conforme ilustrado na Figura 35.

Figura 35 - Análise de integridade estrutural da Amostra B: (a) presença de porosidades no núcleo (200x); (b) detalhamento e medição dimensional do poro atingindo 39,63 μm (500x).



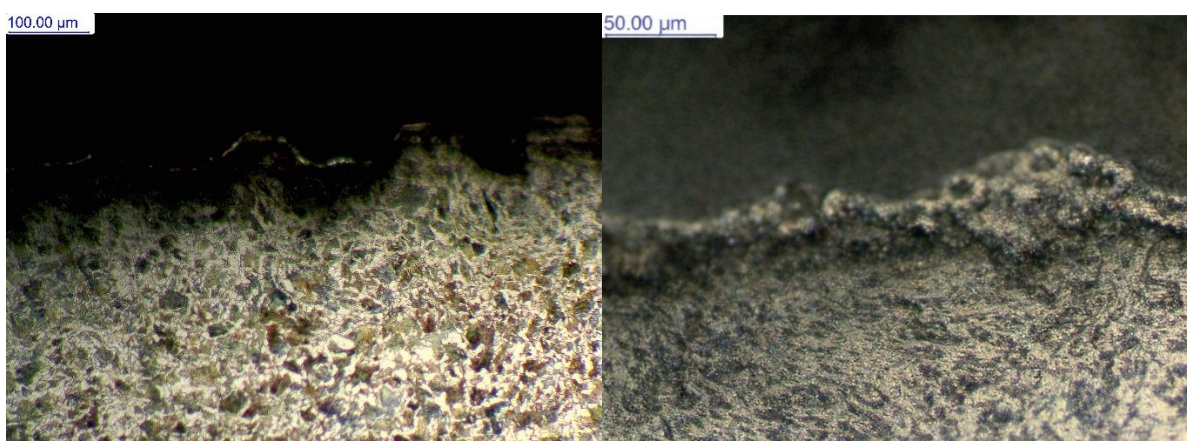
Fonte: A autora (2026).

Na escala de 200x, mostrada na Figura 35 (a), observou-se a distribuição dessas cavidades na matriz ferrítico-perlítica. Contudo, é no detalhamento em maior magnitude (500x), apresentado na Figura 35 (b), que a gravidade da falha se torna evidente. O poro manifesta-se como uma descontinuidade física severa permitindo a quantificação dimensional do defeito com um registro de 39,63 μm de diâmetro.

Embora não tenha sido realizado um levantamento estatístico para determinar a média e o desvio padrão do percentual de defeitos em toda a liga, a detecção pontual de porosidades com dimensões próximas a 40 μm é tecnicamente relevante. Essas descontinuidades atuam como severos concentradores de tensão internos que, sob solicitações cíclicas de torque ($60 \pm 6 \text{ N}\cdot\text{m}$), reduzem a seção transversal efetiva do dente e funcionam como sítios preferenciais para a iniciação de trincas por fadiga.

Passando para a análise das regiões funcionais, o topo do dente confirma a inexistência de um tratamento térmico. Na micrografia, em aumento de 200x, observou-se que a constituição metalúrgica na extremidade do dente permanece composta pelas fases de ferrita e perlita, como mostra a Figura 36.

Figura 36 - Topo do Dente da Amostra B – 100x e (b) Topo do Dente da Amostra B – 200x.



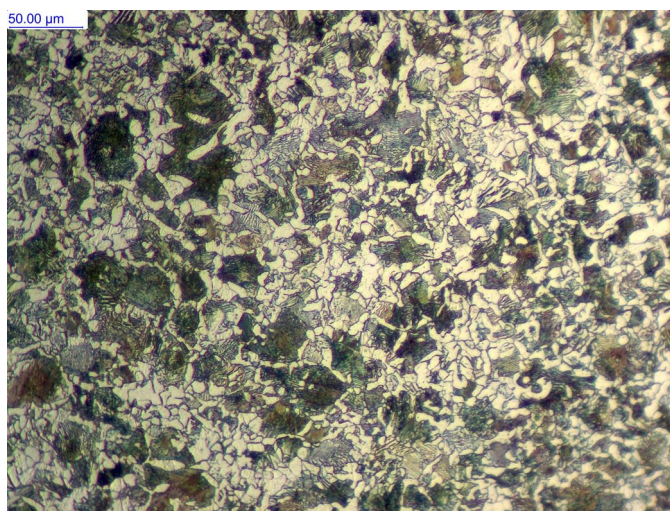
Fonte: A autora (2026).

Diferentemente do esperado para uma zona temperada, onde a morfologia deveria ser martensítica. Observa-se um refino da microestrutura nesta região periférica, caracterizado por colônias de perlita e grãos de ferrita menores em comparação ao núcleo.

Este refino microestrutural, proveniente do processamento do componente, confere um ganho incremental de dureza e resistência, o que justifica o desempenho superior da Amostra B em relação à Amostra A. Entretanto, essa alteração morfológica não foi suficiente para criar uma barreira mecânica robusta, já que, sem a formação de uma matriz martensítica, a face de contato do dente permaneceu vulnerável ao micro-corte e à abrasão severa gerada pelos roletes da corrente, culminando na perda de geometria ao longo dos ciclos de ensaio.

O cenário é ratificado pela análise do fundo do dente (raiz), região de máxima concentração de esforços trativos. A micrografia em 200x exibe uma microestrutura ferrítico-perlítica que não oferece resistência ao escoamento plástico, como mostra a Figura 37.

Figura 37 - Fundo do Dente da Amostra B – 200x.



Fonte: A autora (2026).

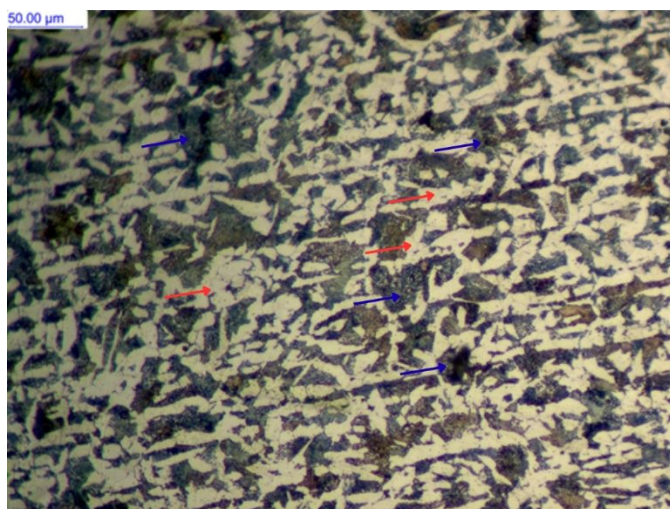
A ausência de uma camada endurecida nesta zona crítica facilita a alteração da geometria da raiz do dente. Sob a pressão dos roletes, o material sofre deslocamento plástico, exacerbando o fenômeno de desgaste. Embora a Amostra B tenha demonstrado uma durabilidade ligeiramente superior à Amostra A, ela ainda falhou precocemente, tornando-se imensurável antes do término dos 3 milhões de ciclos, o que sugere que teores de carbono abaixo de 0,43% inviabilizam a proteção metalúrgica necessária para o componente.

5.6.3 Análise da amostra C

A Amostra C representa o estágio de transição metalúrgica neste estudo. Com um teor de carbono de $0,390 \pm 0,039\%$, este material aproxima-se da faixa nominal do aço AISI 1045, mas ainda permanece tecnicamente subespecificado. Essa maior proximidade química reflete-se em uma microestrutura mais densa e resistente, que confere à peça uma maior dureza de núcleo observada entre as amostras não conformes, com um valor de 86,4 HRB.

Ao analisar o núcleo da Amostra C, em aumento de 200x, observou-se uma distribuição de fases significativamente mais equilibrada que nas amostras anteriores, como mostra a Figura 38. O alinhamento preferencial das colônias de perlita (setas azuis) e das redes de ferrita (setas vermelhas) evidencia o bandamento resultante do processo de conformação mecânica do aço AISI 1045.

Figura 38 - Núcleo da Amostra C (Região Íntegra) – 200x.



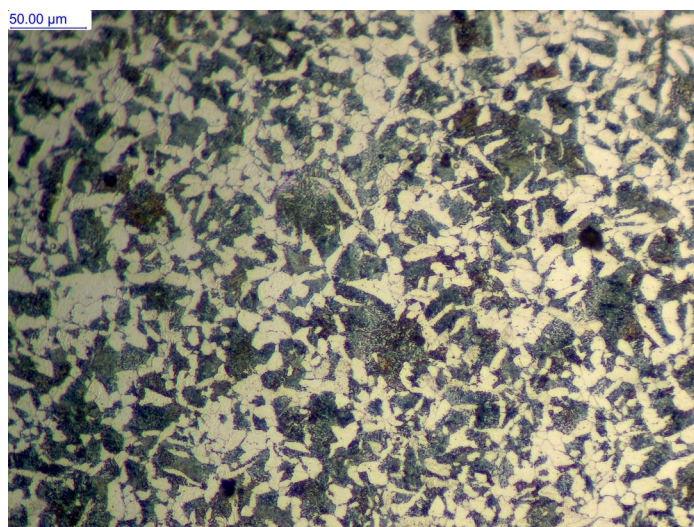
Fonte: A autora (2026).

Diferente de uma estrutura isotrópica, essa morfologia orientada facilita o escoamento plástico lateral sob as elevadas pressões de contato de Hertz. Na ausência de uma camada temperada superficial que rompesse essa direcionalidade, as interfaces alinhadas atuaram como caminhos de menor resistência, contribuindo para a deformação macroscópica.

Diferente das amostras A e B, a perlita nesta amostra apresenta-se em maior fração volumétrica, o que indica um material com maior limite de escoamento e maior suporte mecânico global, devido à natureza mais resistente dessa fase em comparação à ferrita.

A investigação prosseguiu para a região funcional do fundo do dente (raiz), zona crítica devido às altas tensões de tração. Inicialmente, observou-se uma região isenta de defeitos macroscópicos em aumento de 200x, evidenciando a morfologia base do material nesta zona, como mostra a Figura 39.

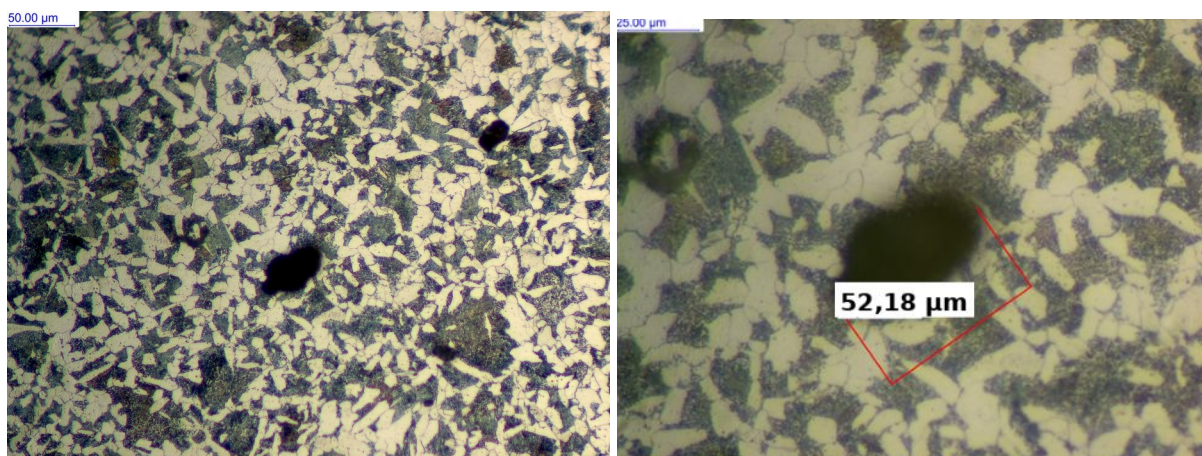
Figura 39 - Fundo do Dente da Amostra C – 200x.



Fonte: A autora (2026).

Nesta região íntegra, a perlita apresenta-se refinada, o que favorece a resistência à fadiga e ao desgaste. Entretanto, em varreduras adjacentes na mesma amostra, identificou-se a presença de uma descontinuidade física no fundo do dente, conforme ilustrado na Figura 40.

Figura 40 - Análise de integridade na raiz da Amostra C: (a) porosidade detectada no fundo do dente (200x); (b) detalhamento da interrupção das lamelas de perlita pelo poro (500x).



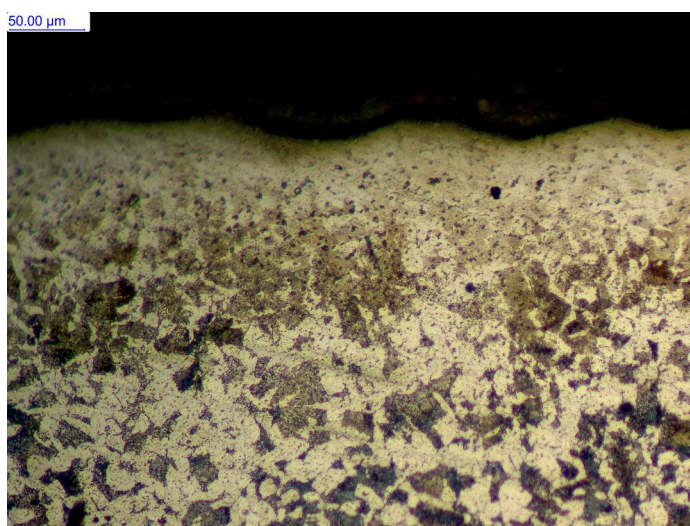
Fonte: A autora (2026).

Na escala de 200x, mostrada na Figura 40 (a), observou-se a localização do poro na raiz, região que suporta os maiores esforços trativos do componente durante o serviço. Contudo, é no detalhamento em maior magnitude (500x), apresentado na

Figura 40 (b), que a interação desse defeito com os constituintes microestruturais se torna evidente.

A resolução ampliada permite observar que a geometria irregular do poro atua como uma descontinuidade física na matriz metálica, ocasionando a interrupção súbita das lamelas de cementita (Fe_3C) que compõem a perlita. Esta interrupção das lamelas evidencia que o poro não é apenas uma característica superficial, mas um vazio estrutural que rompe a continuidade da microestrutura perlítica, o que, teoricamente, pode gerar pontos de concentração de tensões, embora o desgaste observado tenha ocorrido de forma indistinta nas áreas de contato, que anula os ganhos mecânicos que seriam obtidos pelo maior teor de carbono e pelo refino da estrutura observado inicialmente. Como mostra a Figura 41.

Figura 41 - Topo do dente da Amostra C – 200x.



Fonte: A autora (2026).

A análise da extremidade do dente revela que, apesar do teor de 0,390% de carbono, a microestrutura permanece predominantemente ferrítico-perlítica com maior presença da fase perlítica, mas que ainda não foi o suficiente para o material ter a resistência ao desgaste necessária.

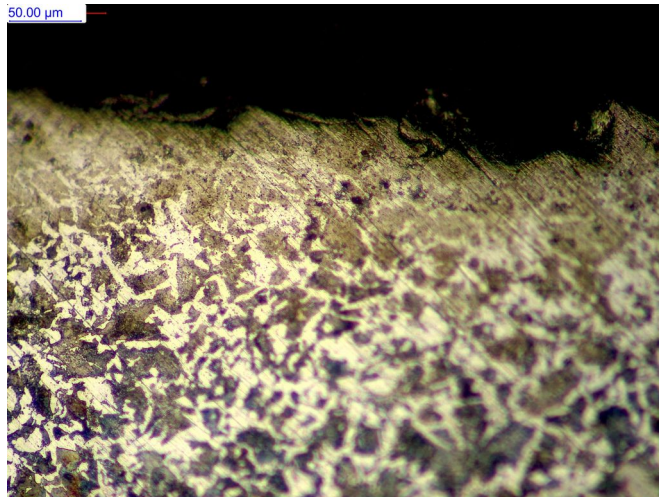
5.6.4 Análise da amostra D

A Amostra D é a peça de referência para o desempenho de longa duração neste estudo. Com um teor de carbono de $0,467 \pm 0,047\%$, ela é a única que se enquadra plenamente na especificação normativa do aço AISI 1045. O fato de ter

atingido a marca de 3.000.000 de ciclos sem falhas, revela a importância da composição química na resistência intrínseca do componente.

Ao analisar a região funcional do topo do dente em aumento de 200x, observou-se uma microestrutura composta por ferrita e perlita, como mostra a Figura 42.

Figura 42 - Topo do Dente da Amostra D – 200x.



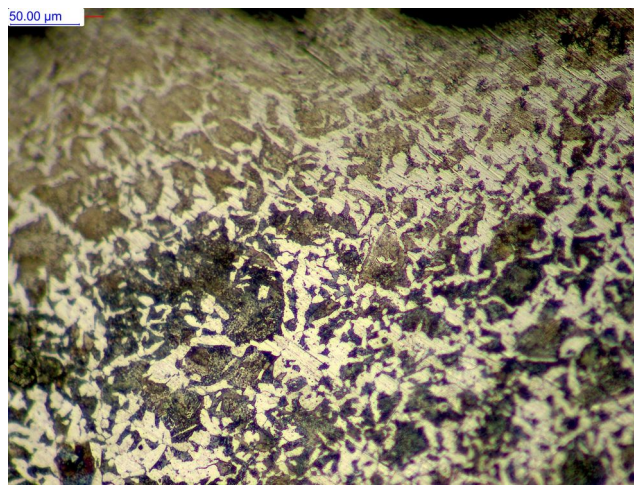
Fonte: A autora (2026).

Diferente das amostras subespecificadas (A, B e C), a Amostra D exibe uma matriz predominantemente perlítica, com $64 \pm 5\%$ e $36 \pm 5\%$ de Ferrita proeutetóide. Surpreendentemente, não se observa a presença de martensita, o que indica que, apesar de possuir o carbono necessário, não foi feito um tratamento termico.

1. Resistência por Fração de Fases: A superioridade da Amostra D em seu percentual de carbono com $0,469 \pm 0,047\%$. Mesmo sem a dureza extrema da martensita, essa estrutura perlítica rica conferiu ao dente uma resistência ao escoamento e ao desgaste suficiente para suportar o ensaio de fadiga sem as deformações plásticas severas observadas nas amostras mais pobres em carbono;
2. Inércia ao Desgaste: A preservação da geometria evolvente do dente após 3 milhões de ciclos prova que, para esta aplicação, o suporte mecânico de uma matriz com alto teor de perlita é essencial para uma coroa de kit de transmissão;

3. O padrão de ausência de fase endurecida se repete na região de transição no topo do dente, onde é mantida a homogeneidade da mistura ferrítico-perlítica, conforme ilustrado na Figura 43. Um refino de grão nesta extremidade em comparação ao núcleo da peça, resultante do aquecimento localizado durante o processo de indução. Embora esse refino microestrutural promova um aumento incremental na dureza superficial e explique a resistência superior da Amostra C em relação à Amostra A, ele não é suficiente para conferir a proteção necessária contra o desgaste severo.

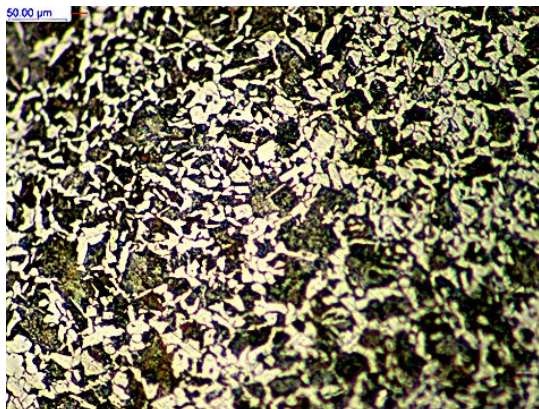
Figura 43 - Transição no Topo da Amostra D – 200x.



Fonte: A autora (2026).

No fundo do dente, região de máxima tração, a microestrutura também se manteve íntegra e puramente ferrítico-perlítica, como mostra a Figura 44.

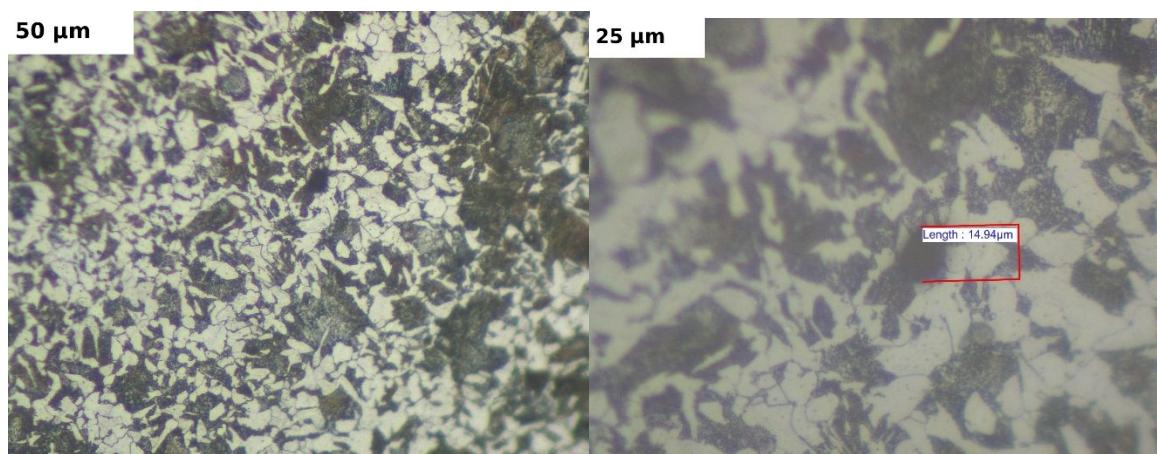
Figura 44 - Fundo do Dente da Amostra D – 200x.



Fonte: A autora (2026).

Diferentemente das amostras A, B e C, que apresentaram porosidades severas (superiores a 50 μm), a Amostra D exibiu uma integridade estrutural superior. Foi identificada apenas uma descontinuidade isolada de **14,8 μm** (Figura 45).

Figura 45- Análise de integridade na raiz da Amostra D: (a) porosidade detectada no fundo do dente (200x); (b) detalhamento do poro (500x).

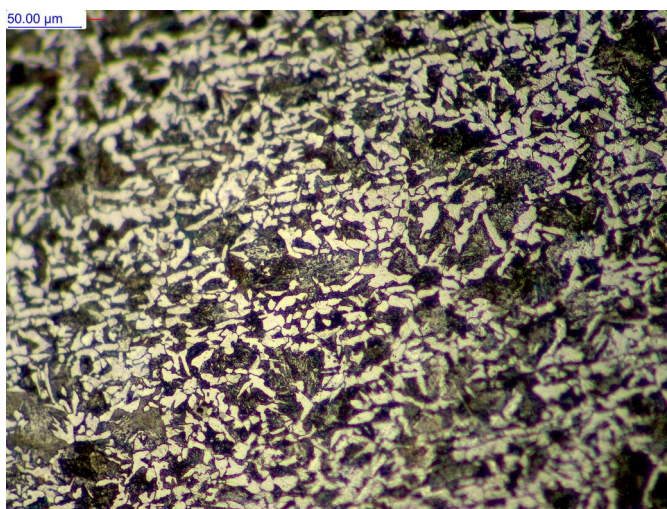


Fonte: A autora (2026).

Esse valor, significativamente inferior aos observados nas demais amostras, indica um melhor controle no processo de fabricação do aço. Devido às suas dimensões reduzidas, aliadas à conformidade do teor de carbono, garantiu-se a integridade necessária para que o componente suportasse os 3.000.000 de ciclos sem a nucleação de trincas ou deformações plásticas severas. Essa homogeneidade microestrutural reforça que a qualidade de fabricação do metal-base, isenta de vazios térmicos ou de conformação, é um fator determinante para a confiabilidade do conjunto de transmissão sob regime de carga.

Finalmente, o núcleo da peça confirma a estabilidade do material, com uma dureza de 84,4 HRB sustentada por uma rede refinada de fases, conforme a Figura 46.

Figura 45 - Núcleo da Amostra D – 200x.



Fonte: A autora (2026).

Dessa forma, o desempenho superior da Amostra D é atribuído a uma sinergia de fatores: a conformidade química (0,467% C); a baixa escala de descontinuidades (poro isolado de 14,94 μm); e a manutenção de uma geometria inicial. Essa combinação impediu que as pressões de contato excedessem o limite de escoamento do material subsuperficial.

No que se refere à integridade microestrutural, observou-se uma coincidência entre a presença de poros nas regiões analisadas e o desempenho insatisfatório nos ensaios de durabilidade. As amostras que apresentaram porosidade em sua caracterização metalográfica foram as mesmas que não atingiram o critério de vida útil em bancada dinâmica. Entretanto, não é possível estabelecer umnexo causal direto entre esses poros e o mecanismo de falha, uma vez que o desgaste se manifestou de forma homogênea nas zonas de contato. Dessa forma, a porosidade é tratada neste estudo não como o agente deflagrador do desgaste, mas como um indicador qualitativo da procedência do material, evidenciando que as amostras com menor desempenho tribológico também apresentavam uma integridade microestrutural inferior.

6 CONCLUSÃO

A realização deste estudo permitiu correlacionar as propriedades metalúrgicas do aço AISI 1045 com o desempenho tribológico de coroas de transmissão, validando a importância do rigor normativo para a segurança sistêmica de motocicletas. A análise integrada dos dados permite concluir que o objetivo geral foi plenamente atingido, conforme detalhado nos pontos a seguir:

- A análise química por espectrometria de emissão óptica indicou diferenças relevantes no teor de carbono entre as amostras avaliadas. Observou-se que apenas a Amostra D, com 0,467% de carbono, apresentou composição compatível com a faixa especificada para o aço AISI 1045. As demais amostras (A, B e C) apresentaram teores inferiores a 0,43% C, caracterizando uma composição mais próxima de aços de menor teor de carbono. Essa redução no teor de carbono influencia diretamente o potencial de endurecimento do material, uma vez que o carbono é o principal elemento responsável pela formação de perlita e pelo aumento da resistência mecânica em aços carbono. Dessa forma, as amostras com menor teor de carbono tendem a apresentar menor fração de perlita e maior predominância de ferrita, resultando em menor dureza e menor resistência ao desgaste, o que pode ter contribuído para o desempenho inferior observado nos ensaios realizados;
- A análise metalográfica indicou que a durabilidade do componente está associada a um equilíbrio multifatorial entre a conformidade química do material e a integridade da matriz microestrutural. A Amostra D apresentou a microestrutura mais homogênea entre as amostras analisadas, com menor incidência de porosidades e descontinuidades estruturais, além de defeitos de menor dimensão, particularmente nas regiões submetidas a maiores níveis de carregamento. Em contraste, as Amostras A e B apresentaram porosidades mais severas e maior quantidade de descontinuidades, combinadas a teores de carbono inferiores, enquanto a Amostra C evidenciou presença de ferrita residual e falhas localizadas na raiz do dente. Dessa forma, os resultados sugerem que a maior integridade microestrutural aliada à composição química mais adequada permitiu à Amostra D suportar de maneira mais eficiente as pressões de contato de Hertz, mesmo sem a presença de uma camada

martensítica plenamente desenvolvida. O perfil de microdureza Vickers ($HV_{0,1}$) quantificou a resposta a um possível tratamento térmico de indução, revelando que a profundidade de camada é uma variável crítica para suportar as pressões de contato de Hertz e as tensões trativas da corrente. A Amostra D manteve uma dureza superior a $265,0 \pm 6,0$ HV na superfície, estabilizando-se em patamares elevados até aproximadamente 0,6 mm. Em contrapartida, as amostras A e B apresentaram perfis rasos e valores significativamente inferiores, enquanto a Amostra C, embora tenha se aproximado da curva ideal com $245,0 \pm 8,0$ HV iniciais, não sustentou o gradiente necessário devido ao teor de carbono limítrofe. A análise dos desvios padrão em cada ponto da caminhada de dureza confirmou a maior estabilidade estrutural da Amostra D, frente às oscilações apresentadas pelas amostras subespecificadas, cujas descontinuidades microestruturais comprometeram a uniformidade do endurecimento superficial;

- A inspeção metrológica após os 3.000.000 de ciclos validou o atendimento à norma ABNT NBR 16427:2022. A Amostra D registrou um desgaste excepcional de apenas 0,078 mm, situando-se drasticamente abaixo do limite de 1,0 mm. Em contrapartida, as amostras A, B e C atingiram um estado de colapso total (imensuráveis), ratificando que o desvio químico leva à perda da integridade geométrica;
- A correlação final revelou que o desgaste por *hooking* e a deformação plástica macroscópica resultam da insuficiente resistência ao escoamento da matriz causada pelo baixo teor de carbono e pela ausência de fases endurecidas. Restou provado que a confiabilidade do conjunto cinemático, dentro das análises apresentadas nesse trabalho, depende da manutenção da geometria evolvente do dente, que pode ser garantido pelo material normatizado e homogeneidade microestrutural. Além da metalurgia, a adequação geométrica inicial e a precisão dimensional do perfil do dente mostraram-se variáveis influentes, pois determinam a correta linha de ação e a distribuição das pressões de contato de Hertz, evitando picos de tensão que aceleram o colapso estrutural em serviço.

Em síntese, o trabalho demonstra que o aço AISI 1045, quando em conformidade química, supera as exigências da norma de desempenho e garante uma vida útil prolongada ao sistema de transmissão. Por outro lado, a utilização dos materiais subespecificados representa um risco à segurança operacional, evidenciando a necessidade de maior rigor no controle de qualidade metalúrgico do setor de motopeças.

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como desdobramentos desta pesquisa e visando o aprofundamento do conhecimento acerca do sistema de transmissão, sugerem-se os seguintes estudos:

1. Investigar a correlação entre o coeficiente de atrito (μ) na interface rolete-dente e a taxa de remoção de material;
2. Avaliar a influência do teor de Manganês na penetração da dureza superficial, visto que todas as amostras deste estudo apresentaram teores abaixo do mínimo normativo (0,60%), o que pode ter limitado a temperabilidade;
3. Investigar o comportamento de fadiga em regimes superiores a 3 milhões de ciclos para mapear o surgimento de *pitting* ou *spalling* na superfície das coroas que mantiveram a integridade geométrica;
4. Realizar ensaios de durabilidade monitorando o alongamento da corrente (desgaste dos pinos e buchas) e sua correlação com a evolução do fenômeno de *hooking* (ganchamento) nos dentes da coroa. A alteração do passo da corrente modifica a zona de pressão de Hertz, o que pode acelerar a falha subsuperficial discutida neste trabalho.
5. Estudar o comportamento do par tribológico utilizando correntes de diferentes níveis de dureza e tratamentos superficiais, a fim de identificar o equilíbrio ideal de desgaste entre os componentes, evitando que uma corrente excessivamente rígida acelere o micro-corte na coroa, ou vice-versa.

7 REFERÊNCIAS

AGOSTINHO, O. L.; RODRIGUES, A. C. S.; LIRANI, J. **Tolerâncias, ajustes, desvios e análise de dimensões**. 1. ed. São Paulo: Blucher, 1977. Volume 1. (Princípios de engenharia de fabricação mecânica).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E112-13**: standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken: ASTM, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E562-19**: standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: ASTM, 2019.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR 16427**: motocicleta, motoneta e ciclomotor: conjunto de transmissão: requisitos e métodos de ensaio. Rio de Janeiro: ABNT, 2022.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 6507-1**: materiais metálicos: ensaio de dureza Vickers: parte 1: método de ensaio. Rio de Janeiro: ABNT, 2019.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 6508-1**: materiais metálicos: ensaio de dureza Rockwell: parte 1: método de ensaio. Rio de Janeiro: ABNT, 2022.

BANNISTER, K. E. **Lubrication for Industry**. 2nd ed. New York: Industrial Press, 1996.

BARKA, N. *et al.* Explorative Study and Prediction of Overtempering Region of Disc Heated by Induction Process Using 2D Axisymmetric Model and Experimental Tests. **Advanced Materials Research**, Stafa-Zurich, Switzerland, v. 658, p. 259-265, 2013.

BHUSHAN, B. **Introduction to Tribology**. 2nd ed. Columbus: John Wiley & Sons, 2013.

BHUSHAN, B.; GUPTA, B. K. **Handbook of Tribology**: materials, coatings, and surface treatments. New York: McGraw-Hill, 1991.

BOWDEN, F. P.; TABOR, D. **The Friction and Lubrication of Solids**. New York: Oxford University Press, 2001.

BUDYNAS, R. G.; NISBETT, J. K. **Projeto de engenharia mecânica**: elementos de máquinas de Shigley. 10. ed. Porto Alegre: AMGH, 2016.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais**: uma introdução. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 7. ed. São Paulo: ABM, 2012.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2017.

HOLMBERG, K.; ERDEMIR, A. Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions. **Friction**, [s. l.], v. 5, p. 263-284, 2017.

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

JOST, H. P. Tribology: the first 40 years and the next 40 years. *In*: INSTITUTION OF MECHANICAL ENGINEERS (IMECHE). **Part J**: Journal of Engineering Tribology. London: IMechE, 2006. (Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 10.). p. 267-273.

MEFFERT, D.; OEHLER, M.; SAUER, B. Precise Friction Measurement in Drive Chains Using a Chain Joint Tribometer. **Tribology Online**, [s. l.], v. 16, n. 3, p. 154-162, July 2021.

NORTON, R. L. **Projeto de máquinas**: uma abordagem integrada. 4. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013.

SILVA, L. P. **Estudo do comportamento em desgaste do aço SAE 1045 submetido a ensaios do tipo pino sobre disco**. 2023. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Automotiva) – Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2023.

SKOOG, D. A.; HOLLER, F. J.; CROUCH, S. R. **Princípios de análise instrumental**. 6. ed. Porto Alegre: Bookman, 2009.

SOKOLSKI, M. Analysis of the influence of wear crack of chain drive on stress in its elements. **Tribologia**, [s. l.], v. 54, n. 2, p. 101-110, 2023.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering Tribology**. 4th ed. Oxford Butterworth-Heinemann, 2013.

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment**: metallurgy and technologies. 2nd ed. Boca Raton: CRC Press, 2006.

UNDERWOOD, E. E. **Quantitative Stereology**. Reading: Addison-Wesley, 1970.

VAN VLACK, L. H. **Princípios de ciência e engenharia dos materiais**. São Paulo: Blucher, 1984.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. Amsterdam: Elsevier Science, 1987.