

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS – PPGE3M**

VALCIR MARQUES DE MENEZES

**ESTUDO PARA MANUFATURA ENERGETICAMENTE EFICIENTE DE
ENGRENAGENS ATRAVÉS DO EMPREGO DE AÇO BAINÍTICO DE
RESFRIAMENTO CONTÍNUO**

PORTO ALEGRE

2021

VALCIR MARQUES DE MENEZES

**ESTUDO PARA MANUFATURA ENERGETICAMENTE EFICIENTE DE
ENGRENAGENS ATRAVÉS DO EMPREGO DE AÇO BAINÍTICO DE
RESFRIAMENTO CONTÍNUO**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Professor Dr. Alexandre da Silva Rocha

Porto Alegre

2021

CIP - Catalogação na Publicação

Menezes, Valcir Marques de
ESTUDO PARA MANUFATURA ENERGETICAMENTE EFICIENTE DE
ENGRENAGENS ATRAVÉS DO EMPREGO DE AÇO BAINÍTICO DE
RESFRIAMENTO CONTÍNUO / Valcir Marques de Menezes. -
- 2021.
164 f.
Orientador: Alexandre da Silva Rocha.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2021.

1. Forjamento a Quente. 2. Aço Bainítico. 3.
Nitretação a Plasma. 4. Consumo Energético. 5. Fadiga
de Contato. I. da Silva Rocha, Alexandre, orient. II.
Título.

VALCIR MARQUES DE MENEZES

**ESTUDO PARA MANUFATURA ENERGETICAMENTE EFICIENTE DE
ENGRENAGENS ATRAVÉS DO EMPREGO DE AÇO BAINÍTICO DE
RESFRIAMENTO CONTÍNUO**

Esta dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Aprovado em: 10/09/2021

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Carlos Henrique da Silva – UTFPR.

Prof. Dr. Rafael Luciano Dalcin – FAHOR.

Prof. Dr. Tiago Cristofer Aguzzoli Colombo – ITA.

Aos meus pais.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho jamais seria concluído sem a ajuda dos quais deixo minha sincera homenagem:

Ao Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha pela confiança depositada e pela transmissão de conhecimento.

Aos professores e colegas do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGE3M, pelas sugestões valiosas e pela ajuda na superação de cada obstáculo existente, especialmente aos colegas Dr. Rafael Luciano Dalcin, Eng. Cristiano José Turra, MSc. Leonardo Fonseca Oliveira, MSc. Juliano Boeira Ercolani, MSc. Antonio Carlos de Figueiredo Silveira, Dra. Juliana Zottis e Dra. Angela Selau Marques.

Aos professores e colegas da UTFPR, especialmente ao Prof. Dr. Carlos Henrique da Silva, Prof. Dr. Tiago Cosseau, Prof. Dr. Euclides Alexandre Bernardelli, Eng. Samara Paulin de Moraes, Tec. Leonardo Bottega Affonso, MSc. Lucas Biazon Cavalcanti e MSc. Marina Izabelle Grabarski, pela confiança depositada, auxílio, sugestões valiosas e pela transmissão de conhecimento.

Aos técnicos do LdTM–UFRGS, Luis Eduardo Pinow Ribas e Cesar Henrique Rocha Silveira pela cooperação durante a usinagem de amostras e manufatura dos dispositivos utilizados ao longo desta pesquisa.

À Econ. Joici Cristiani de Souza por estar sempre ao meu lado me motivando a seguir em frente e por sua ajuda incondicional durante todo este período.

Aos laboratórios LdTM, LAMEF e LAFUN, pelo empréstimo dos seus equipamentos e infraestrutura.

À Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR), especialmente ao laboratório LASC, pelo empréstimo dos seus equipamentos e infraestrutura.

Ao Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) – UTFPR pelo empréstimo dos seus equipamentos e infraestrutura.

Ao Laboratório de Ensaio Mecânicos e Metalúrgicos (LABEMM) - IFC, Luzerna – SC, pelo empréstimo dos seus equipamentos e infraestrutura.

Ao Laboratório de Ensaio Mecânicos – IF Campo Largo – PR, especialmente ao professor Dr. Gismar Schilive de Souza pelo empréstimo dos seus equipamentos e infraestrutura.

À STEELTEC, especialmente ao Dr. Hans Roelofs pelo fornecimento do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4.

À Aços Favorit Distribuidora, Cachoeirinha – RS pelo fornecimento do aço DIN 20MnCr5.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo suporte financeiro.

Ao PPGE3M e à UFRGS por oferecerem cursos de pós-graduação gratuitos e de qualidade.

“If you want to experience all of the successes and pleasure in life, you have to be willing to accept all the pain and failure that comes with it.”

- Mat Hoffman

RESUMO

Reduções no consumo energético estão entre os principais pontos almejados pelo setor industrial, responsável por grande parte da demanda global. Projetos de pesquisa na área de forjaria buscam a redução do consumo energético durante a fabricação de componentes mecânicos, via eliminação de tratamentos térmicos e aplicação de processos termomecânicos. O uso de aços bainíticos avançados possui um grande potencial na otimização das rotas de fabricação de componentes forjados a quente. Portanto, o objetivo desta pesquisa é avaliar a potencialidade de substituição da rota de fabricação convencional de engrenagens forjadas em aço ferrítico-perlítico DIN 20MnCr5 por uma rota de menor consumo energético, utilizando o aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4. Neste trabalho, as propriedades mecânicas de amostras forjadas foram avaliadas por ensaios de tração, dureza e impacto, enquanto a microestrutura foi avaliada por metalografia óptica. As engrenagens manufaturadas foram submetidas a ensaios de desgaste FZG, os danos oriundos dos ensaios foram caracterizados por meio de microscopia óptica e MEV, e os dados de fadiga de contato suportados pela distribuição estatística de *Weibull*. Adicionalmente, o consumo energético de cada rota de processamento foi levantado. Os resultados apontam que o aço bainítico alcança melhores propriedades mecânicas após forjamento, em relação ao aço ferrítico-perlítico, tendo uma boa combinação entre tenacidade e resistência. Atestou-se que a nitretação a plasma proporciona uma dureza superior a alcançada por processos convencionais. Constatou-se que a rota de processamento proposta demanda 45% menos energia em relação a rota atual, além de possuir um tempo de produção 10% menor. O desempenho em fadiga de contato da rota proposta foi superior à convencional em 36,3%. Ademais, evidenciou-se que o desgaste em engrenagens possui relação com a área de contato, taxas de deslizamento, espessura do filme lubrificante e coeficiente de atrito. Os resultados obtidos comprovam a viabilidade de substituição do aço DIN 20MnCr5 pelo aço DIN 18MnCrSiMo6-4 na manufatura de engrenagens forjadas, visto que se alcançou um objetivo comum entre a otimização de rotas de processamento e o aumento da vida em fadiga de contato de engrenagens.

Palavras-chave: Forjamento a Quente, Aço Bainítico, Nitretação a Plasma, Consumo Energético, Fadiga de Contato.

ABSTRACT

Energy consumption reductions are between the main points sought by the industrial sector, responsible for a large part of the global energy demand. Research projects on the forging industry seek to reduce energy consumption during the manufacture of mechanical components, through the elimination of heat treatments and the application of thermomechanical processes. The use of advanced bainitic steels has great potential in the optimization of the hot-forged components manufacturing routes. Therefore, the main goal of this research is to assess the possibility of replacing the conventional manufacturing route of DIN 20MnCr5 ferritic-pearlitic steel wrought gears with a manufacturing route of lower energy consumption, using the DIN 18MnCrSiMo6-4 bainitic steel. In this paper, the mechanical properties of forged samples were assessed by tensile, hardness, and impact tests, while the microstructure was assessed by optical metallography. The manufactured gears were submitted to FZG wear tests, the damages were characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy, and the fatigue performance data were supported by Weibull's statistical distribution. Furthermore, the energy consumption of each processing chain was assessed. The results showed that bainitic steel achieves better mechanical properties after forging, compared to ferritic-pearlite steel, having a good combination of toughness and strength. It was verified that plasma nitriding provides a hardness greater than that achieved by conventional processes. It was found that the proposed processing route requires 45% less energy compared to the current route, in addition to having a production time of 10% less. The contact fatigue performance of the proposed route was 36,3% higher than the conventional one. Moreover, it was evidenced that the wear on gears is related to the contact area, slip rates, lubricant film thickness, and friction coefficient. The outcomes reached demonstrated the feasibility of replacing DIN 20MnCr5 steel with DIN 18MnCrSiMo6-4 steel in the manufacture of forged gears since a common goal between the optimization of processing routes and the increase of life in gear contact fatigue was achieved.

Keywords: Hot Forging, Bainitic Steel, Plasma Nitriding, Energy Consumption, Contact Fatigue.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Dados energéticos do Brasil: (a) tarifa por região; (b) consumo por setor.....	24
Figura 2 – Rotas de processamento de engrenagens: (a) convencional; (b) proposta usando aços bainíticos avançados.	26
Figura 3 - Grupos de aços empregados durante a produção de componentes automotivos forjados.	28
Figura 4 - Diferentes morfologias da bainita.....	28
Figura 5 – Propriedades mecânicas dos aços bainíticos avançados em relação aos aços convencionais.	29
Figura 6 - Típica faixa de temperatura empregada em processos de normalização.	32
Figura 7 - (a) diagrama de fases do sistema ferro-carbono; (b) curva TTT mostrando a transformação da austenita em outras fases, para um aço de composição aproximada de 0,8% C.	34
Figura 8 - Têmpera e revenimento de um aço eutetóide.	35
Figura 9 - Mecanismos responsáveis pelas modificações superficiais durante processos de nitretação a plasma.	37
Figura 10 - Zonas estruturais de uma camada nitretada a plasma.	38
Figura 11 - Efeito de tratamentos térmicos/termoquímicos na resistência à fadiga de componentes mecânicos.	39
Figura 12 - Nomenclatura do dente de uma engrenagem.	40
Figura 13 - Fenômenos decorrentes do contato entre engrenagens: (a) em engrenagens de forma geral; (b) em uma engrenagem cilíndrica de dentes retos.	43
Figura 14 - Contato entre corpos elásticos: (a) cilindros de contato; (b) contato sem aplicação de carga; (c) contato com aplicação de carga.	44
Figura 15 - Tensões provenientes do contato entre engrenagens: (a) tensões cisalhantes subsuperficiais; (b) campo de tensões a uma profundidade de $0,5 \cdot b$ em relação ao flanco do dente.	45
Figura 16 - Danos oriundos da fadiga de contato: (a) mecanismos de nucleação e propagação de trincas; (b) aspecto visual do dano.....	47
Figura 17 - Representação esquemática dos danos denominados <i>pitting</i> e <i>spalling</i>	48
Figura 18 - Fluxograma do procedimento experimental.	50
Figura 19 - Rotas de fabricação dos pinhões FZG-C em aço DIN 20MnCr5 e em aço DIN 18MnCrSiMo6-4.	51

Figura 20 - Microestrutura dos materiais como recebido: (a) DIN 18MnCrSiMo6-4; (b) DIN 20MnCr5.	53
Figura 21 - Características dimensionais: (a) geratriz; (b) componente forjado.	53
Figura 22 – Equipamento utilizado no forjamento: (a) prensa hidráulica FKL PH600; (b) painel de controle HMI XP 30.	54
Figura 23 – Matrizes planas em aço AISI H13 temperado: (a) características dimensionais; (b) operação de aquecimento por chama.	55
Figura 24 – Pré-aquecimento das geratrizes: (a) forno de aquecimento resistivo; (b) controle de temperatura no interior das geratrizes.	55
Figura 25 - Operação de forjamento a quente.	56
Figura 26 - Curva CCT do aço DIN 18MnCrSiMo6-4.	56
Figura 27 - Dispositivo de resfriamento controlado.	57
Figura 28 - Características dimensionais do pinhão FZG-C.	58
Figura 29 - Características dimensionais da coroa FZG-C.	58
Figura 30 – Geometria final do pinhão FZG-C.	60
Figura 31 - Estratégia de codificação dos pinhões FZG-C.	60
Figura 32 - Mínima profundidade de camada dos tratamentos termoquímicos.	61
Figura 33 - Procedimento de limpeza das engrenagens com o uso de um limpador ultrassônico.	63
Figura 34 - Equipamento experimental de nitretação a plasma e distribuição dos pinhões.	64
Figura 35 - Parâmetros de nitretação a plasma do aço DIN 18MnCrSiMo6-4: (a) dureza de núcleo após nitretação em diferentes temperaturas; (b) estimativa do tempo de nitretação a plasma para produzir a profundidade de camada desejada.	65
Figura 36 - Coleta de dados para a análise do consumo energético das rotas de fabricação sob investigação.	66
Figura 37 - Corpos de prova de tração e suas respectivas posições na amostra forjada.	67
Figura 38 - Estratégia empregada durante as medições de dureza das amostras forjadas.	68
Figura 39 - Corpos de prova utilizados durante os ensaios de impacto e suas respectivas posições na amostra forjada.	69
Figura 40 - Metodologia de mensuração da expansão lateral após o ensaio de impacto.	70
Figura 41 - Regiões da amostra forjada analisadas por microscopia óptica: (a) núcleo; (b) meio raio; (c) superfície.	71
Figura 42 - Representação de um Tribômetro FZG.	72
Figura 43 - Procedimento de aplicação de torque em um tribômetro FZG.	73

Figura 44 - Tribômetro FZG – LASC.	73
Figura 45 - Metodologia empregada nos ensaios de fadiga de contato.	74
Figura 46 - Monitoramento da temperatura do óleo durante os ensaios.	75
Figura 47 - Dispositivo para utilizado a aquisição de imagens dos flancos.	76
Figura 48 - Princípio de quantificação dos danos nos flancos das engrenagens.	77
Figura 49 - Procedimento de quantificação de danos utilizando o <i>software</i> SOLIDWORKS.	77
Figura 50 - Determinação da margem de erro empregada durante as quantificações.	78
Figura 51 - Procedimento de aferição de rugosidade dos flancos das engrenagens.	79
Figura 52 - Determinação dos parâmetros de amplitude Ra e Rq.	79
Figura 53 - Determinação do parâmetro de amplitude Rz.	80
Figura 54 - Determinação do parâmetro de espaçamento RSm.	80
Figura 55 - Procedimento de preparação das amostras para as análises metalográficas.	82
Figura 56 - Estratégia de construção dos perfis de microdureza nos dentes dos pinhões.	83
Figura 57 - Determinação da profundidade de endurecimento de peças tratadas termicamente.	84
Figura 58 - Determinação do número de ciclos ao se alcançar o critério de falha.	85
Figura 59 - Representação das posições diametrais: (a) ao longo da linha de ação; (b) ao longo do perfil do dente.	87
Figura 60 - Posições diametrais do pinhão e coroa FZG-C.	88
Figura 61 - Raios de curvatura: (a) pinhão; (b) coroa.	88
Figura 62 - Análise microscópica de contato: Parâmetros de entrada geométricos e de força.	90
Figura 63 - Procedimento de preparação dos perfis de rugosidade para análise microscópica de contato.	91
Figura 64 - Sistema tridimensional de coordenadas empregado durante as análises microscópicas de contato.	91
Figura 65 - Microestrutura do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 após forjamento: (a) núcleo; (b) meio raio; (c) superfície.	93
Figura 66 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 após forjamento: (a) núcleo, (b) meio raio, (c) superfície.	94
Figura 67 - Energia absorvida pelas amostras forjadas durante o impacto em temperatura ambiente.	96
Figura 68 - Aspecto visual das fraturas provenientes dos ensaios de impacto.	96
Figura 69 – Macroestrutura e microestrutura do dente de um pinhão cementado.	97
Figura 70 – Macroestrutura e microestrutura do dente de um pinhão nitretado a plasma.	98

Figura 71 - Perfis de dureza dos pinhões.....	98
Figura 72 - Consumo energético das diferentes rotas de processamento: (a) rota empregada ao aço DIN 20MnCr5; (b) rota empregada ao aço DIN 18MnCrSiMo6-4.	100
Figura 73 - Evolução dos danos durante os ensaios de fadiga: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.	102
Figura 74 - Resultados médios de vida em fadiga para diferentes cadeias de fabricação considerando um dano de 4% da área total do flanco.	102
Figura 75 - Abordagem estatística para resultados de fadiga através do método de distribuição <i>Weibull</i>	103
Figura 76 - Morfologia dos danos ao longo do ensaio de desgaste FZG.	104
Figura 77 - Mecanismos de falha por fadiga em engrenagens FZG-C: (1) (2) nucleação e propagação; (3) abertura; (4) ramificação; (5) colapso.	105
Figura 78 - Propagação de trincas na seção radial do pinhão P.FZG.03: (a) adendo; (b) diâmetro primitivo; (c) dedendo.	106
Figura 79 - Propagação de trincas na seção radial do pinhão P.FZG.04: (a) adendo; (b) diâmetro primitivo; (c) dedendo.	107
Figura 80 - Perfil de composição química de superfícies nitretadas a plasma (500°C – 9h - 76%N ₂): (a) concentração de nitrogênio; (b) composição de carbono.	108
Figura 81 - Propagação de trincas na seção axial do pinhão P.FZG.03: (a) adendo; (b) diâmetro primitivo; (c) dedendo.	109
Figura 82 - Propagação de trincas na seção axial do pinhão P.FZG.04: (a) adendo; (b) diâmetro primitivo; (c) dedendo.	110
Figura 83 - Danos superficiais após o ensaio de desgaste FZG: DIN 20MnCr5.	111
Figura 84 - Danos superficiais após o ensaio de desgaste FZG: DIN 18MnCrSiMo6-4.	112
Figura 85 - Rugosidade dos flancos em função do número de ciclos: (a) Ra; (b) Rq.	113
Figura 86 - Rugosidade dos flancos em função do número de ciclos: Parâmetro de amplitude Rz.....	114
Figura 87 - Parâmetro de espaçamento RSm: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.	114
Figura 88 - Contato entre engrenagens: (a) distribuição das forças normais; (b) pressões de contato.	116
Figura 89 - Contato entre engrenagens: meia largura de contato (b).	116
Figura 90 - Contato entre engrenagens: (a) máxima tensão cisalhante; (b) profundidade de máxima tensão cisalhante.	117

Figura 91 - Contato entre engrenagens: (a) velocidade de deslizamento e rolamento; (b) taxa de deslizamento.	118
Figura 92 - Parâmetro de filme: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.	119
Figura 93 - Parâmetro de filme em função do número de ciclos: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.	120
Figura 94 - Coeficiente de atrito: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.	121
Figura 95 - Coeficiente de atrito em função do número de ciclos: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.	121
Figura 96 - Distribuição de tensões durante o contato de duas superfícies lisas.	122
Figura 97 - Contato entre dois cilindros de superfícies lisas com e sem carregamento.	123
Figura 98 - Distribuição das tensões subsuperficiais resultante do contato entre superfícies lisas: (a) sem atrito, (b) com atrito.	124
Figura 99 - Distribuição de tensões durante o contato de um pinhão nitretado a plasma: (a) fabricação; (b) <i>Steady-State</i> 06.	125
Figura 100 - Cilindros de contato de um pinhão nitretado a plasma: (a) fabricação; (b) <i>Steady-State</i> 06.	125
Figura 101 - Distribuição das tensões cisalhantes durante o contato de um pinhão nitretado a plasma: (a) fabricação; (b) <i>Steady-State</i> 06.	126
Figura 102 - Máximas tensões cisalhantes: (a) pinhões cementados; (b) pinhões nitretados a plasma.	127
Figura 103 - Profundidade de máxima tensão cisalhante: (a) pinhões cementados; (b) pinhões nitretados a plasma.	128

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Profundidades de camada cementada comumente empregadas a engrenagens.	33
Tabela 2 - Equações para resolução das condições de contato entre engrenagens por meio da teoria de contato entre corpos elásticos.	44
Tabela 3 - Percentual em massa dos elementos químicos dos aços DIN 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5.	52
Tabela 4 - Propriedades mecânicas dos aços DIN 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5.	52
Tabela 5 - Identificação dos pinhões FZG-C.....	60
Tabela 6 - Parâmetros de cada etapa dos processos térmicos aplicados ao aço DIN 20MnCr5.	62
Tabela 7 - Parâmetros utilizados para o tratamento termoquímico de nitretação a plasma.	64
Tabela 8 - Parâmetros utilizados na poltriz <i>EcoMet® 250 (Buehler)</i>	71
Tabela 9 - Comprimentos de amostragem de rugosidade para medições de perfis periódicos.	81
Tabela 10 - Parâmetros da linha de ação para engrenagens FZG-C.....	87
Tabela 11 - Análise microscópica de contato: Coeficientes de atrito.....	90
Tabela 12 - Metodologia empregada durante a análise microscópica de contato.	92
Tabela 13 - Propriedades mecânicas dos materiais como recebido e após forjamento.....	95
Tabela 14 - Consumo energético na fabricação de engrenagens: dados coletados.	99
Tabela 15 - Desempenho dos pinhões durante os ensaios de fadiga.	101

LISTA DE SIGLAS

AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
B	Bainita
BG	Bainita Granular
BRAGECRIM	<i>Brazilian-German Collaborative Research Initiative on Manufacturing Technology</i>
BS	Bainita Superior
CAD	<i>Computer Aided Design</i>
CBN	<i>Cubic Boron Nitride</i>
CCC	Estrutura Cristalina Cúbica de Corpo Centrado
CCD	<i>Charge-Coupled Device</i>
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
CE	Cementação
CFC	Estrutura Cristalina Cúbica de Face Centrada
CMCM	Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais
CNC	Comando Numérico Computadorizado
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
DL	Dureza Limite
DN	Dureza de Núcleo
DP	Diâmetro Primitivo
DPI	<i>Dots Per Inch</i>
ESP	Espessura
FB	Ferrita Bainítica
FZG	<i>Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebebau</i>
FO	Forjamento
FP	Ferrita Poligonal
GD	Geração dos Dentes
GES	Grupo de Engenharia de Superfícies
HPSTC	<i>Highest Point of Single Tooth Contact</i>

IFC	Instituto Federal Catarinense
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LABEMM	Laboratório de Ensaios Mecânicos e Metalúrgicos
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
LASC	Laboratório de Superfícies e Contato
LdTM	Laboratório de Transformação Mecânica
LPSTC	<i>Lowest Point of Single Tooth Contact</i>
MEV	Microscopia/Microscópio Eletrônica(o) de Varredura
NAPE	<i>Nationale Aktionsplan Energieeffizienz</i>
NBR	Norma Técnica Brasileira
NO	Normalização
NP	Nitretação a Plasma
PA	Pré-Aquecimento
PC	Profundidade de Camada
PD	Polimento dos Dentes
PDF	<i>Probability Density Function</i>
PTM	Processamento Termomecânico
RD	Retificação dos Dentes
RE	Revenimento
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
TTT	<i>Time-Temperature-Transformation</i>
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
US	Usinagem da Pré-Forma
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná

LISTA DE SÍMBOLOS

$<$	Menor, símbolo matemático
\approx	Aproximadamente, símbolo matemático
\leq	Menor igual, símbolo matemático
$2b$	Largura de contato entre dois cilindros
$2l$	Comprimento de contato entre dois cilindros
b	Meia largura de contato entre dois cilindros
d	Comprimento da diagonal da impressão
d_i	Posição diametral do ponto
E'	Módulo reduzido de elasticidade
E_A	Módulo de elasticidade do material do cilindro A
E_B	Módulo de elasticidade do material do cilindro B
$E_{impacto}$	Energia absorvida no impacto
$F(t)$	Densidade de probabilidade de falha
g	Aceleração da gravidade, taxa da velocidade de um corpo em queda livre
h	Altura
h_0	Altura inicial
h_1	Altura final
H_q	Altura de queda
H_r	Altura de rebote
k	Constante de crescimento de camada
L	Fase líquida
l	Meia largura da face
l	Meio comprimento de contato
LC_{50}	Número de ciclos para uma probabilidade de falha de 50%
ln	Comprimento de avaliação de rugosidade
M	Massa do pêndulo
M	Módulo, relação entre o diâmetro primitivo e o número de dentes de uma engrenagem
M/A	Martensita austenita

n	Número de amostras
$P_{máx}$	Máxima pressão de contato
$P_{méd}$	Pressão de contato média
\overline{PX}	Distância sobre a linha de ação do diâmetro primitivo até o ponto analisado
R'	Raio reduzido da curvatura entre dois cilindros em contato
R^2	Coefficiente de determinação
$R^2_{0,05}$	Coefficiente de determinação crítico
R_A	Raio do cilindro A
R_B	Raio do cilindro B
r_{bc}	Raio de base da coroa
r_{bp}	Raio de base do pinhão
r_{pc}	Raio primitivo da coroa
r_{pp}	Raio primitivo do pinhão
t	Tempo
u_a	Comprimento da linha de ação abaixo do diâmetro primitivo
u_b	Comprimento da linha de ação acima do diâmetro primitivo
V_A	Coefficiente de Poisson do material do cilindro A
V_B	Coefficiente de Poisson do material do cilindro B
W	Carga aplicada
Z	Profundidade da máxima tensão cisalhante
α	Ângulo de aproximação
α_w	Ângulo de pressão
β	Parâmetro de forma da distribuição de <i>Weibull</i>
γ	Parâmetro de localização da distribuição de <i>Weibull</i>
η	Parâmetro de escala da distribuição de <i>Weibull</i>
θ	Ângulo entre faces opostas do penetrador
λ	Parâmetro de filme lubrificante
ρ	Raio de curvatura
σ_x	Campo de tensões na direção X

σ_Y	Campo de tensões na direção Y
σ_Z	Campo de tensões na direção Z
τ_{XZ}	Tensão na direção XZ
φ	Deformação

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	24
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
2.1	AÇOS BAINÍTICOS PARA FORJAMENTO	27
2.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS E ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES	29
2.2.1	Tratamentos Térmicos e Termoquímicos Convencionais	32
2.2.2	Tratamentos de Nitretação a Plasma.....	36
2.3	ENGRENAGENS	40
2.3.1	Condições de Contato entre Engrenagens	42
2.3.2	Modos de Falha em Engrenagens	46
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	50
3.1	MATERIAL.....	51
3.2	PROCEDIMENTOS UTILIZADOS NO FORJAMENTO A QUENTE	53
3.3	PROCESSOS DE FABRICAÇÃO PÓS FORJAMENTO	57
3.3.1	Profundidade de Camada	60
3.3.2	Tratamentos Térmicos e Termoquímicos Aplicados ao Aço DIN 20MnCr5 .	61
3.3.3	Tratamento de Nitretação a Plasma Aplicado ao Aço DIN 18MnCrSiMo6-4	62
3.1	CONSUMO ENERGÉTICO NA MANUFATURA DE ENGRENAGENS	66
3.2	CARACTERIZAÇÃO DOS FORJADOS	66
3.2.1	Ensaio de Tração	66
3.2.2	Medições de Dureza.....	67
3.2.3	Ensaio de Impacto	68
3.2.4	Análises Metalográficas.....	70
3.3	ENSAIOS DE DESGASTE FZG	71
3.3.1	Medição dos Parâmetros de Rugosidade das Engrenagens	78
3.3.2	Análise Metalográfica dos Pinhões.....	81
3.3.3	Construção dos Perfis de Dureza dos Pinhões.....	83

3.3.4	Determinação da Profundidade de Camada.....	83
3.3.5	Análise Estatística da Vida em Fadiga	84
3.3.6	Análise Macroscópica do Contato entre Engrenagens.....	86
3.3.7	Análise Microscópica do Contato entre Engrenagens	89
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	93
4.1	MICROESTRUTURA DOS FORJADOS.....	93
4.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS FORJADOS	95
4.3	MICROESTRUTURAS E PERFIS DE DUREZA	96
4.4	DEMANDA ENERGÉTICA NA FABRICAÇÃO DOS PINHÕES FZG-C.....	99
4.5	DESEMPENHO DE FADIGA DE CONTATO DAS DIFERENTES ROTAS DE PROCESSAMENTO.....	101
4.6	INVESTIGAÇÃO MORFOLÓGICA DOS DANOS.....	104
4.6.1	Propagação de Trincas na Subsuperfície	106
4.6.2	Morfologia dos Danos Superficiais Após o Ensaio de Desgaste FZG	110
4.7	RUGOSIDADE DOS FLANCOS	112
4.8	ANÁLISE MACROSCÓPICA DO CONTATO ENTRE ENGRENAGENS	115
4.9	ANÁLISE MICROSCÓPICA DO CONTATO ENTRE ENGRENAGENS	122
4.9.1	Análise Microscópica do Contato entre Superfícies Lisas	122
4.9.2	Análise Microscópica do Contato entre Engrenagens FZG-C.....	124
5	CONCLUSÕES.....	129
6	TRABALHOS FUTUROS	130
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	131
	APÊNDICE A – DETERMINAÇÃO DAS DIMENSÕES DA GERATRIZ	153
	APÊNDICE B – DETERMINAÇÃO DA MÍNIMA PROFUNDIDADE DE CAMADA	155
	APÊNDICE C – PARÂMETROS DE ENTRADA DO SOFTWARE ENGCALC.....	158
	APÊNDICE D – FADIGA POR FLEXÃO	159

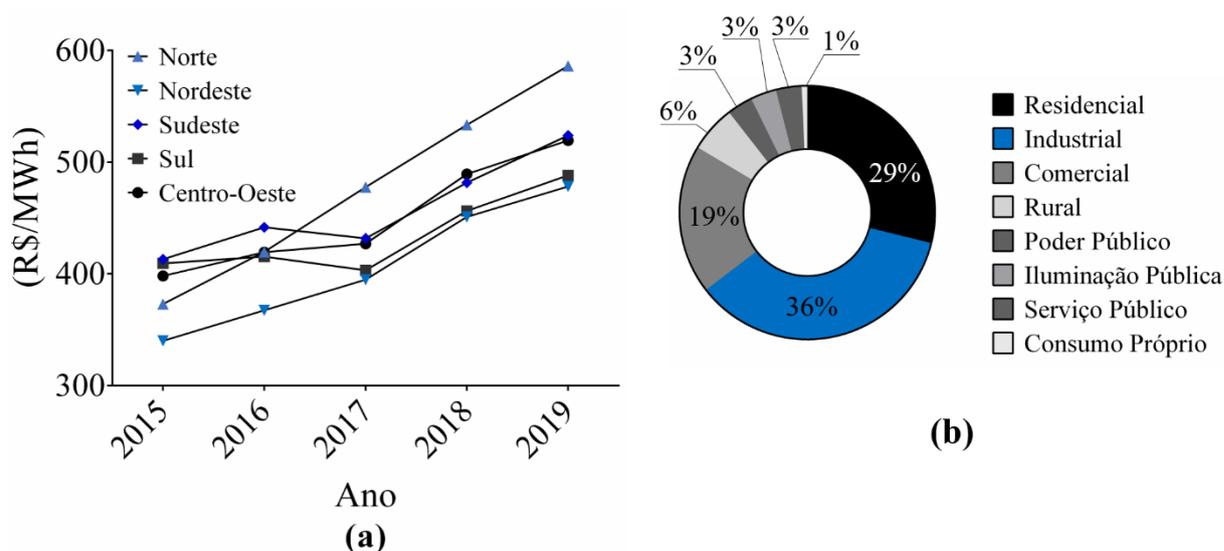
APÊNDICE E – CONTATO ENTRE ENGRENAGENS FZG-C: DISTRIBUIÇÃO DAS TENSÕES CISALHANTES AO LONGO DOS DENTES	162
ANEXO A – ÓLEO LUBRAX GL 5 90.....	164

1 INTRODUÇÃO

A crescente competição por menores custos de produção originada em países providos de mão de obra de baixo custo vem impondo elevada pressão por inovação em organizações do ramo industrial, instigando empresas a buscar aprimoramentos em seus processos produtivos (BAGECRIM/CRIM/CRI-SCMfg, 2020). Posto que o setor industrial é responsável por 42% da demanda energética global, otimizações voltadas ao consumo de energia estão entre os principais pontos almejados por estas organizações (IEA, 2020).

O Brasil ocupa o 8º lugar entre os países com os maiores índices de consumo energético (CIA, 2021). Juntamente com alto consumo, o país possui a segunda tarifa de energia elétrica mais cara do mundo aplicada à indústria (KUHNNEN, 2019). Ademais, a tarifa energética brasileira vem sofrendo subsequentes aumentos nos últimos anos, conforme os dados expostos na Figura 1 (a). De acordo com os dados do anuário estatístico de energia elétrica de 2020, apresentados na Figura 1 (b), no cenário nacional, o setor industrial representou 36% de todo o consumo energético entre os anos de 2015 e 2019 (EPE, 2020). Empresas voltadas a metalurgia, fabricação de veículos automotores e de máquinas e equipamentos representam aproximadamente 29% do consumo energético industrial brasileiro (EPE, 2020). Este conjunto de fatores justifica a necessidade de estudos voltados a otimização do consumo elétrico no setor industrial voltado a manufatura de componentes mecânicos.

Figura 1 - Dados energéticos do Brasil: (a) tarifa por região; (b) consumo por setor.



Fonte: Adaptado de EPE (2020).

Diante deste cenário e das atuais imposições governamentais, como a remodelação do extinto programa de incentivo Inovar Auto, denominada Rota 2030 – Mobilidade e Logística e

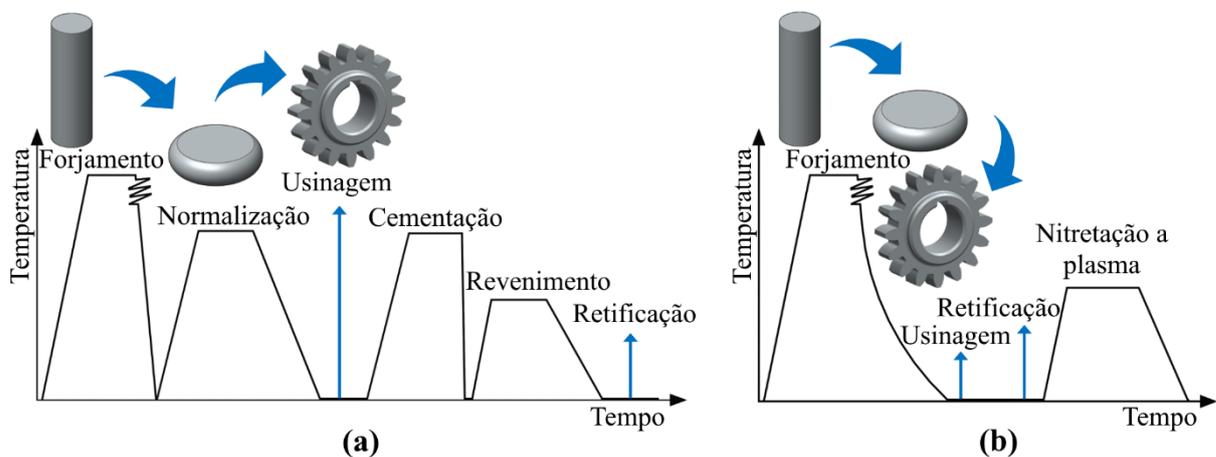
o Plano de Ação Nacional Alemão sobre Eficiência Energética (NAPE), indústrias vem implementando sistemas produtivos mais eficientes e voltados ao uso racional dos recursos naturais do planeta (HATWIG *et al.*, 2021; BMWI, 2021; BRASIL, 2018). Sendo assim, projetos de pesquisa direcionados à economia de energia no setor industrial estão sendo desenvolvidos. Na área de forjaria, estes projetos almejam a redução do consumo energético e dos custos logísticos demandados durante a fabricação de componentes forjados, através da eliminação de tratamentos térmicos por meio da aplicação do processamento termomecânico. Esta técnica integra operações de conformação e tratamentos térmicos em um único processo a fim de se controlar a microestrutura de aços, de forma a melhorar suas propriedades mecânicas (HATWIG *et al.*, 2021; SILVEIRA, 2019). Neste grupo estão integrados o programa *AiF-DFG EcoForge* e o programa de cooperação entre o Brasil e a Alemanha BRAGECRIM intitulado “Manufatura Energeticamente Eficiente para Aços Bainíticos Avançados Baseada no Processamento Termomecânico”, ao qual a presente pesquisa está vinculada (BAGECRIM/CRIM/CRI-SCMfg, 2020).

Engrenagens forjadas e usinadas são comumente manufaturadas em aços ferrítico-perlíticos através da rota de processamento representada na Figura 2 (a). Além do elevado consumo energético oriundo dos diversos ciclos térmicos que a compõe, esta rota de processamento está atrelada a problemas de distorções geométricas devido às características dos processos envolvidos (KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012; DAVIS, 2005; SHIGLEY; MISCHKE; BUDYNAS, 2005; RAKHIT, 2000). Diante do exposto, este trabalho tem como objetivo principal averiguar a potencialidade de substituição da rota de processamento convencional de engrenagens forjadas em aço ferrítico-perlítico DIN 20MnCr5 por uma rota de menor consumo energético, aplicada a engrenagens forjadas em aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4.

A rota de processamento proposta na Figura 2 (b) pode ser empregada como uma alternativa às rotas convencionais. A aplicação do processamento termomecânico (PTM) em aços bainíticos avançados possui um grande potencial na otimização das rotas de fabricação de componentes forjados a quente. Esta prática proporciona condições de resfriamento adequadas para o desenvolvimento de uma microestrutura bainítica. Simultaneamente, o PTM empregado a aços bainíticos permite a obtenção de componentes com propriedades mecânicas superiores às obtidas através de aços ferrítico-perlíticos convencionais e a redução do número de tratamentos térmicos subsequentes ao forjamento (CASTRO, 2021; SILVEIRA *et al.*, 2020; SUGIMOTO; HOJO; SRIVASTAVA, 2019; ZHAO; JIANG, 2018; RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012; BHADESHIA, 2015). A associação desta abordagem com tratamentos termoquímicos de baixo consumo energético, como a nitretação a plasma,

pode ser atrativa para componentes mecânicos submetidos a estados de tensões cíclicas como ocorre em engrenagens. O processo de nitretação a plasma proporciona aos aços bainíticos uma dureza superficial semelhante a obtida por aços temperados e revenidos. Adicionalmente, estudos apontam que o processo não é poluente e faz o uso de temperaturas mais baixas quando equiparado aos demais tratamentos de endurecimento, tais temperaturas não comprometem a microestrutura bainítica do material e não causam distorções geométricas, impactando de forma direta nas propriedades mecânicas dos componentes e em seus custos de produção (DALCIN *et al.*, 2020a; SLYCKE; MITTEMEIJER; SOMERS, 2015; LEMBKE *et al.*, 2014; KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012; RAKHIT, 2000).

Figura 2 – Rotas de processamento de engrenagens: (a) convencional; (b) proposta usando aços bainíticos avançados.



Fonte: O Autor.

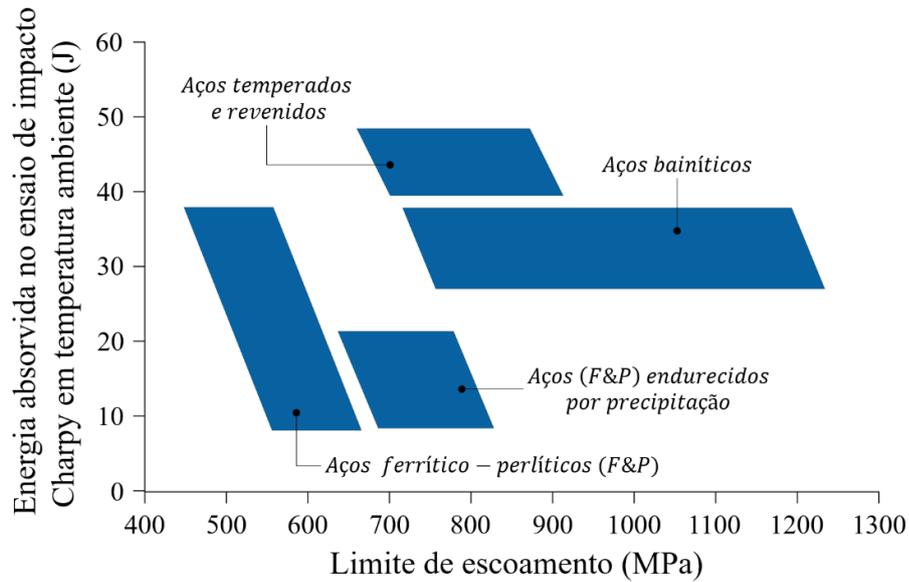
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS BAINÍTICOS PARA FORJAMENTO

Além dos avanços na tecnologia de forjamento, há desenvolvimentos significativos em relação aos aços para aplicações de forjamento (RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012). Como as propriedades mecânicas de um material são fortemente influenciadas pela microestrutura, inúmeros estudos vêm sendo realizados a fim de reduzir rotas de processamento e custos de fabricação a partir do desenvolvimento de novas microestruturas (BRUCHWALD *et al.*, 2015; LUO *et al.*, 2010; VERLINDEN *et al.*, 2007). Dentre estes desenvolvimentos estão os novos aços bainíticos de alta resistência projetados a partir de modelos baseados em teorias de transformação de fases. Os aços bainíticos avançados possuem uma ótima combinação entre resistência e ductilidade, alcançada através de uma microestrutura bainítica livre de carbonetos, que consiste em uma matriz de ferrita bainítica e uma mistura de austenita e alguma martensita (CABALLERO *et al.* 2013; CABALLERO *et al.*, 2006; JACQUES *et al.*, 2001; CABALLERO *et al.*, 2002).

Os aços de forjamento normalmente utilizados em aplicações automotivas são os aços ferrítico-perlíticos, os aços temperados e revenidos e os aços ferrítico-perlíticos endurecidos por precipitação. Mesmo com a vantagem da eliminação de etapas de tratamentos térmicos subsequentes, os aços pertencentes ao último grupo citado possuem um limite de escoamento e tenacidade inferior aos aços temperados e revenidos. Para manter os valores de resistência semelhante aos aços temperados e revenidos e ao mesmo tempo melhorar a tenacidade, os novos aços bainíticos podem ser empregados em conjunto com um processamento termomecânico (PTM). Tal abordagem permite a obtenção de componentes forjados com uma microestrutura bainítica dúctil, bem definida e reproduzível. A Figura 3 expõe os grupos de aços destinados a produção de peças forjadas em relação aos seus limites de escoamento e a energia absorvida durante o impacto à temperatura ambiente (SUGIMOTO; HOJO; SRIVASTAVA, 2019; KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012; RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012).

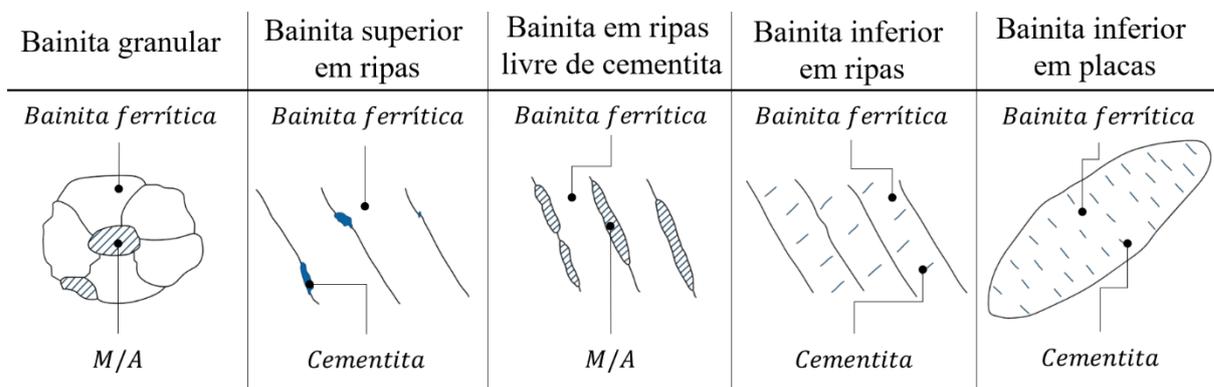
Figura 3 - Grupos de aços empregados durante a produção de componentes automotivos forjados.



Fonte: Adaptado de Raedt, Speckenheuer e Vollrath (2012).

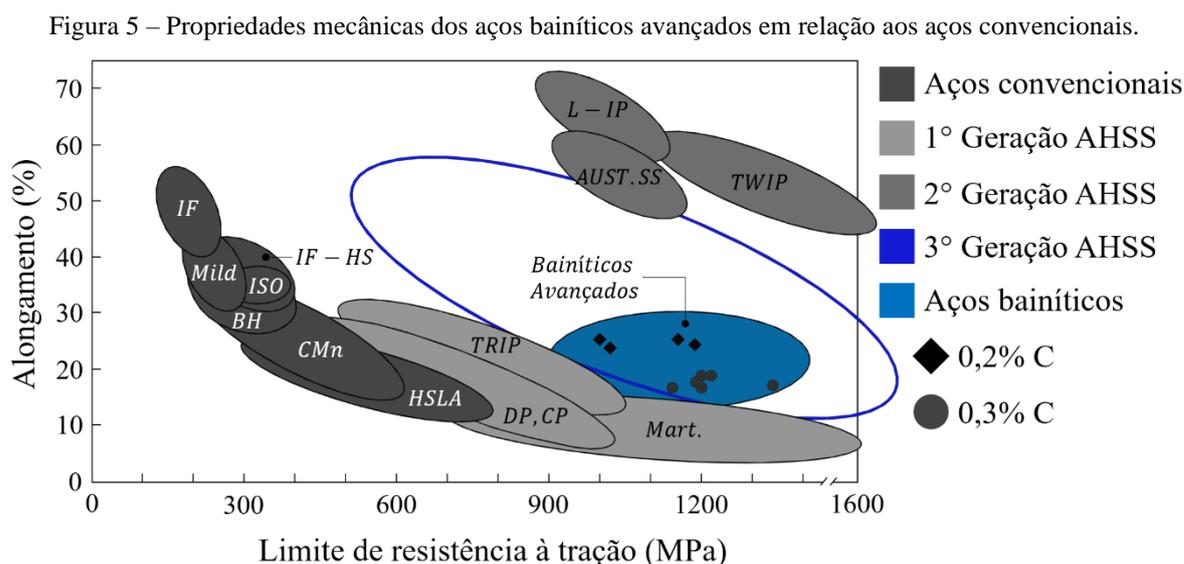
A bainita foi descoberta pelos pesquisadores Davenport e Bain em 1920 e denominada desta forma em homenagem a Bain. Trata-se de um microconstituente formado por ferrita bainítica e outras fases como a austenita retida, martensita e cementita ou uma mistura de todas estas fases (BHADESHIA, 2015; YOOZBASHI; YAZDANI; WANG, 2011). Esta microestrutura pode ser obtida através do controle da composição química do material ou por meio de um processamento termomecânico seguido de um resfriamento controlado, de maneira que seja possível a obtenção de uma microestrutura homogênea em uma ampla faixa de taxas de resfriamento (SOURMAIL, 2017; ZHAO, 2016; BHADESHIA, 2015; KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012). Com base na morfologia da ferrita e dos agregados a bainita pode ser classificada em grupos distintos, conforme apresentado pela Figura 4 (SILVA; MEI, 2010; ZAJAC; SCHWINN; TACKE, 2005).

Figura 4 - Diferentes morfologias da bainita.



Fonte: Adaptado de Zajac *et al.* (2005).

A bainita granular é comumente presente em aços bainíticos de baixo e médio carbono. A inexistência de carbonetos nesta microestrutura se dá pelo particionamento do carbono da ferrita bainítica para a austenita remanescente o que estabiliza a austenita residual, de modo que a microestrutura final contenha como base uma matriz ferrítica com ilhas de austenita retida e/ou martensita/austenita (M/A). Estas ilhas proporcionam uma alta quantidade de discordâncias que contribuem para o aumento da resistência da microestrutura, além de dificultar a propagação de trincas, aprimorando a resistência à fadiga do material (SILVEIRA, 2019; KANG *et al.*, 2016; HOFER *et al.*, 2016; LAN; DU; MISRA, 2014; KANG; SEOL; PARK, 2013; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006). Em estudos realizados por Caballero *et al.* (2013) evidenciou-se que aços bainíticos avançados com baixo carbono ($C < 0,3\%$) e médio carbono ($0,3\% \leq C < 0,6\%$) apresentam um grande potencial para aplicações automotivas, pois podem atingir elevados níveis de resistência à tração ao mesmo tempo em que conservam uma ductilidade significativa, como pode ser visualizado na Figura 5.



Fonte: Adaptado de Caballero *et al.* (2013).

2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS E ENGENHARIA DE SUPERFÍCIES

Corrosão, desgaste e fadiga estão entre os principais mecanismos que levam à degradação de materiais, e eventualmente à falha de componentes mecânicos. Estes mecanismos envolvem interações químicas e/ou mecânicas entre o material e o ambiente a qual é submetido. Como consequência, o desempenho e a vida útil de componentes mecânicos dependem, em muitos casos, das propriedades do material em sua região superficial. Neste aspecto é evidente a necessidade do emprego de práticas tecnológicas de engenharia nas propriedades intrínsecas da superfície, a fim de melhorar o desempenho de materiais, o que dá origem à engenharia de superfícies (MITTEMEIJER; SOMERS, 2015a).

A engenharia de superfícies pode ser definida como a aplicação de práticas e tecnologias que objetivam o desenvolvimento da superfície de materiais de engenharia, de forma a se obter materiais compósitos cuja propriedades são superiores as atingidas apenas pelo substrato ou pela superfície de forma isolada. O emprego destas práticas permite aumentar a vida útil de componentes, uma vez que é na superfície que se inicia diversos mecanismos que os levam a falhar. Além das propriedades mecânicas, propriedades químicas, elétricas, térmicas e ópticas também podem ser modificadas através da engenharia de superfícies (CZERWINSKI, 2012; GALLO, 2009; BERNAL, 2006; DAVIS, 2001; BELL, 1990; ELLIOTT, 1978).

Claramente, o número de variantes de processos de engenharia de superfícies para adaptar combinações de propriedades estruturais e ou funcionais é infinito. Contudo, desde seu início, são os processos termoquímicos que têm desempenhado um papel dominante na área. A expressão “Processo termoquímico” possui como indicativo uma mudança deliberada da composição química do material em uma temperatura elevada. Esta mudança ocorre por meio de uma reação química, termicamente ativada entre a superfície do material e um ou mais componentes fornecidos por um ambiente apropriado, como um gás, plasma, pó ou banho de sal. Com a dissolução destes componentes, fornecidos externamente na superfície, a difusão, normalmente acompanhada por uma transformação de fase, leva a uma modificação desejada da microestrutura. Os tratamentos termoquímicos mais conhecidos e amplamente empregados no setor industrial são a cementação e a nitretação de componentes manufaturados em aço (SANTOS, 2015; MITTEMEIJER; SOMERS, 2015a; BUDINSKI, 1988; DAVIS, 2001).

De forma geral, tratamentos térmicos são constituídos de três etapas: aquecimento, tempo de permanência no forno e resfriamento. Estes processos alteram as propriedades de componentes mecânicos em função de sua aplicação. Tais alterações podem ser de ordem física, química ou ambas. Portanto, estes tratamentos podem ser divididos em dois grandes grupos: térmicos e termoquímicos. Os tratamentos térmicos produzem fenômenos físicos atrelados ao calor, resultando em alterações de dureza, tenacidade e ductilidade. Dentro deste grupo se encontram a normalização, recozimento, transformação martensítica por têmpera, revenimento, entre outros. Já os tratamentos termoquímicos envolvem a alteração da composição química do material, objetivando a obtenção de superfícies duras com um núcleo tenaz, dentre os processos termoquímicos pode-se citar a cementação, nitretação e a carbonitretação (SANTOS, 2021).

Processos de endurecimento superficial fazem referência a qualquer um dos vários tratamentos termoquímicos que alteram a composição superficial e subsuperficial de componentes mecânicos através da adição de carbono, nitrogênio ou outros elementos. Estes tratamentos são comumente aplicados em peças manufaturadas em aços de baixo carbono, com

o intuito de se obter componentes providos de superfícies duras e resistentes ao desgaste, ao mesmo tempo em que se preserva um núcleo dúctil e tenaz (SANTOS, 2021; GROOVER, 2017; KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013).

Os processos de cementação e nitretação tem como base o mesmo princípio, onde através de temperatura e atmosfera controladas, carbono e nitrogênio são respectivamente introduzidos no material e formam uma solução sólida intersticial. A microestrutura da camada superficial afetada pela difusão é composta por ferrita ou martensita e por carbonetos ou nitretos com ferro ou com os elementos de liga do aço precipitados durante o tratamento. O efeito de fortalecimento da solução sólida e das partículas precipitadas resulta em um perfil de dureza desejado. A cinética destes processos pode ser descrita pelas seguintes etapas: (1) Ocorrência do transporte de componentes reativos de um meio (gás, plasma, etc.) para a superfície do componente tratado; (2) Acontecimento de uma reação na superfície do material levando à dissolução das espécies de interesse no sólido; (3) Ocorrência do transporte dessas espécies através do sólido; (4) Decorrencia de uma reação destas espécies com componentes do sólido levando à transformação de fase, com a fase de produto emergindo como uma camada separada na superfície ou com partículas dispersas na matriz do substrato (GROSCH, 2015; MITTEMEIJER; SOMERS, 2015b).

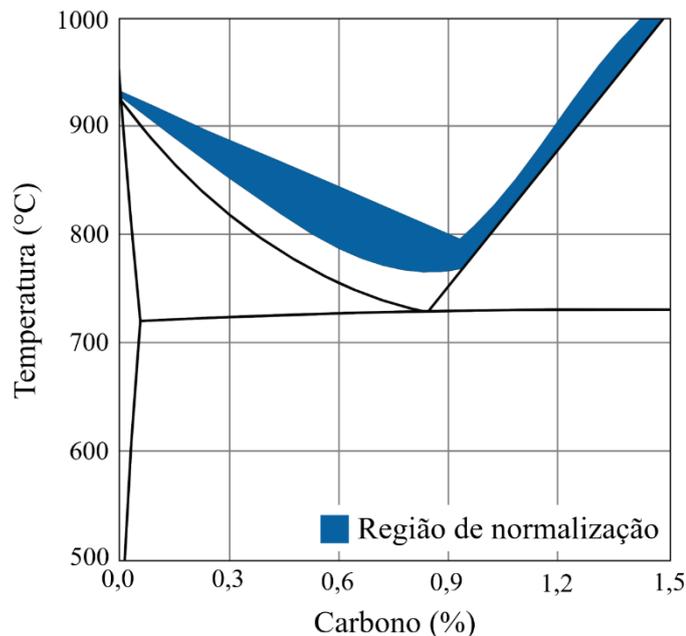
No decurso dos processos termoquímicos, átomos estranhos ou convidados são introduzidos no retículo cristalino, criando distorções e reagindo com o ferro e os elementos de liga presentes nesta rede. Alguns destes processos objetivam um endurecimento profundo capaz de suportar altas cargas, outros visam um endurecimento superficial, e em alguns casos uma transformação de fases somente na superfície do componente, a fim de aprimorar a sua resistência a impactos, diminuir o coeficiente de atrito e aumentar a resistência à corrosão (WINTER; KALUCKI; KOSHEL, 2015; GROSCH, 2015).

Uma das finalidades do emprego de práticas tecnológicas de engenharia de superfícies em conjunto com materiais providos de propriedades mecânicas específicas é o aprimoramento do desempenho em fadiga de componentes mecânicos (MITTEMEIJER; SOMERS, 2015a). O endurecimento superficial através de tratamentos térmicos possui um efeito benéfico para a resistência à fadiga de engrenagens, uma vez que modificam a resistência mecânica do material (SALAWU *et al.*, 2019; DENGU; MENEGHETTI; DABALÀ, 2015). Ademais, alguns destes procedimentos introduzem tensões residuais compressivas aos flancos de engrenagens, proporcionando um aumento na capacidade de carga destes elementos de máquina (BURKART; BOMAS; ZOCH, 2011; MURAKAMI, 2002; KOMOTORI *et al.*, 2001).

2.2.1 Tratamentos Térmicos e Termoquímicos Convencionais

Conforme apresentado anteriormente, a rota de tratamentos térmicos comumente empregada a engrenagens forjadas em aços ferrítico-perlíticos, envolve tanto tratamentos termoquímicos quanto tratamentos termofísicos. Subsequentemente ao processo de forjamento os componentes são submetidos a um tratamento de normalização onde são aquecidos a uma temperatura em torno de 55 °C acima da zona crítica, conforme expresso na Figura 6, mantido em temperatura até que toda a estrutura se transforme em austenita e posteriormente resfriados ao ar. O principal objetivo desta etapa é a obtenção de uma estrutura uniforme e refinada. A normalização também melhora a usinabilidade do material e desempenha um papel significativo no controle da variação dimensional durante a cementação (SANTOS, 2021; DAVIS, 2005; RUGLIC, 1991).

Figura 6 - Típica faixa de temperatura empregada em processos de normalização.



Fonte: Adaptado de Ruglic (1991).

Na sequência os componentes são submetidos ao processo de cementação, que tem como objetivo a alteração da composição química na região superficial do material visando seu endurecimento através do subsequente resfriamento. O processo envolve o aquecimento das peças em uma atmosfera carbonetante (meio rico em carbono), de modo que o carbono seja difundido na superfície dos componentes. No caso de engrenagens se almeja um endurecimento superficial de forma que se mantenha um núcleo com adequada combinação de resistência e tenacidade, mas resistente. Para tal, normalmente são utilizados aços com um baixo teor de carbono (até 0,30%), que apresentam ou não elementos de liga (Ni, Cr, Mn, Mo). Após o processo de cementação os dentes das engrenagens terão um alto teor de carbono na superfície

graduando-se em direção ao núcleo de baixo carbono. Por ser um processo difusional, a profundidade da camada cementada depende do tempo e do potencial de carbono. Para se obter profundidades maiores, tempos prolongados são utilizados, entretanto, um alto potencial de carbono pode gerar um excesso de austenita retida ou carbonetos livres que causam efeitos adversos na distribuição das tensões residuais da camada. Assim sendo, elevados potenciais de carbono podem ser usados para tempos curtos, mas não durante tratamentos com tempos prologados. Na Tabela 1 são apresentadas as profundidades de camada cementada normalmente empregadas em engrenagens (SANTOS, 2021; GROOVER, 2017; SLYCKE; MITTEMEIJER; SOMERS, 2015; CALLISTER JR; RETHWISCH, 2014; RAKHIT, 2000; LAMPMAN, 1991).

Tabela 1 - Profundidades de camada cementada comumente empregadas a engrenagens.

Módulo (mm)	Profundidade (mm)	Módulo (mm)	Profundidade (mm)
$M < 1,00$	0,10 a 0,30	$3,00 \leq M < 3,50$	0,70 a 0,90
$1,00 \leq M < 1,25$	0,20 a 0,40	$3,50 \leq M < 4,00$	0,80 a 1,00
$1,25 \leq M < 1,50$	0,25 a 0,45	$4,00 \leq M < 4,50$	0,90 a 1,10
$1,50 \leq M < 2,00$	0,35 a 0,50	$4,50 \leq M < 7,00$	1,00 a 01,20
$2,00 \leq M < 2,50$	0,40 a 0,60	$7,00 \leq M$	1,60 a 1,80
$2,50 \leq M < 3,00$	0,60 a 0,75		

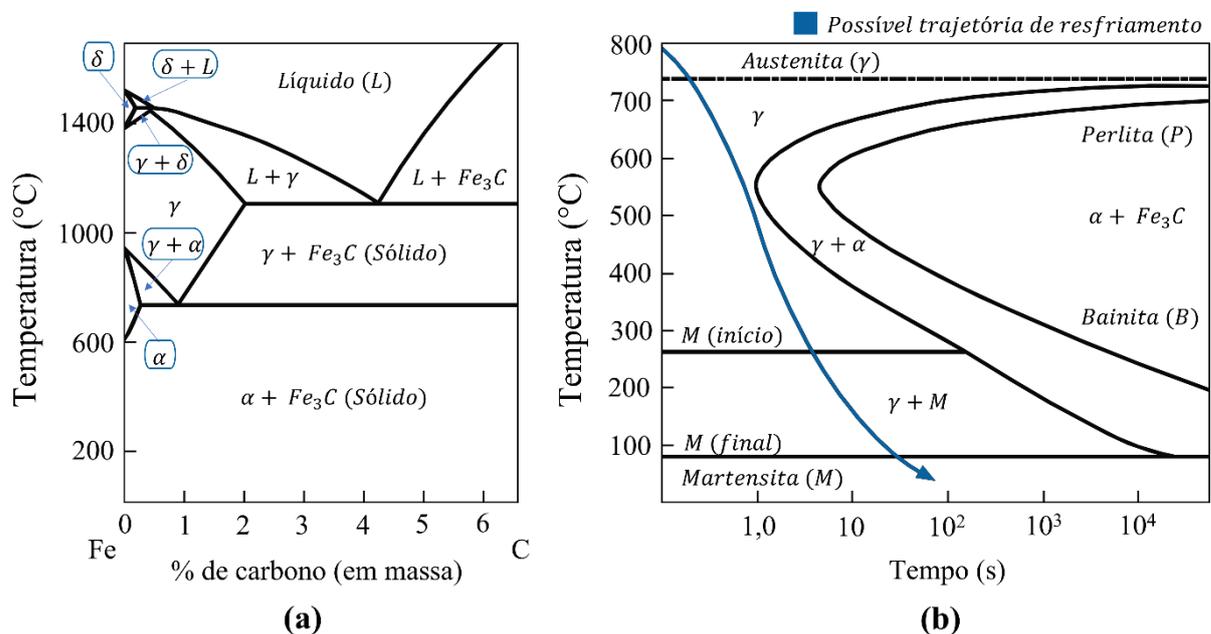
Fonte: Mazzo (2013).

Durante a manufatura de engrenagens, o processo mais empregado é a cementação gasosa, onde os componentes são encaminhados a fornos selados e recebem o carbono por meio de hidrocarbonetos, como o propano (C_3H_8). As temperaturas típicas da cementação variam entre 850 °C e 950 °C, uma vez que a austenita no aço possui uma elevada solubilidade para o carbono introduzido na atmosfera (SANTOS, 2021; GROOVER, 2017; RAKHIT, 2000).

Após a cementação os componentes são submetidos a um processo de têmpera. Esta etapa tem por objetivo transformar a austenita (CFC) em martensita (CCC) o que resulta em um considerável fortalecimento da solução sólida. O diagrama ferro-carbono exposto pela Figura 7 (a) apresenta os microconstituintes obtidos através de um resfriamento lento a partir da austenita. Este resfriamento resulta na decomposição da austenita em uma mistura de ferrita (α) e cementita (Fe_3C) à temperatura ambiente. Para transformar o metal até a sua microestrutura final de equilíbrio, esta decomposição requer difusão e outros processos dependentes do tempo e da temperatura. Contudo, sob condições de resfriamento rápido, estas reações são inibidas e a austenita se transforma em uma fase fora do equilíbrio chamada martensita, conforme mostrado pela possível trajetória de resfriamento da Figura 7 (b), onde o início desta transformação é representado por M (início) e o final da transformação por M

(final). Tais temperaturas variam com a composição da liga, entretanto, elas são relativamente baixas, já que a difusão do carbono é virtualmente inexistente. A martensita é uma fase dura e frágil constituída de uma solução sólida de ferro e carbono cuja composição é a mesma da austenita da qual foi originada. A transformação martensítica não envolve difusão, portanto, ocorre quase de forma instantânea. Desta forma, considera-se a taxa de transformação martensítica independente do tempo (SANTOS, 2021; GROOVER, 2017; GROOVER, 2014, CALLISTER JR; RETHWISCH, 2014; PARRISH, 1999; KRAUSS, 1996).

Figura 7 - (a) diagrama de fases do sistema ferro-carbono; (b) curva TTT mostrando a transformação da austenita em outras fases, para um aço de composição aproximada de 0,8% C.



Fonte: Adaptado de Groover (2014).

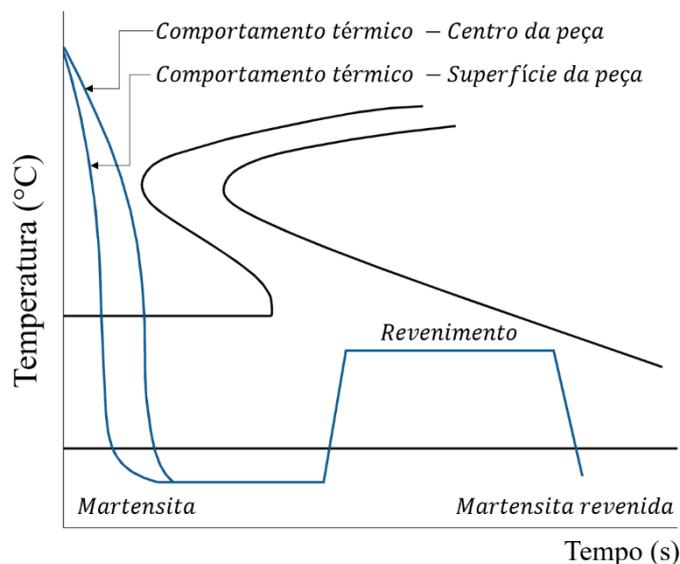
Ressalta-se que a presença de outros elementos de liga como o Cr, Ni, Mo ou W pode causar variações significativas nas posições e formas das curvas dos diagramas de transformação isotérmica. Dentre as quais cita-se o deslocamento do nariz da transformação da austenita em perlita para tempos mais longos e a formação de uma inflexão separada para a bainita (CALLISTER JR; RETHWISCH, 2014).

A martensita assim que formada é bastante quebradiça, então o emprego do tratamento de revenimento é uma prática comum que corrige este problema, mas com alguma perda de dureza. O processo objetiva a redução das tensões térmicas geradas pela têmpera, melhorar a estabilidade dimensional e o aprimorar a relação entre dureza e ductilidade do componente. O revenimento consiste no aquecimento do material a uma temperatura abaixo da faixa de transformação do aço, ou seja, não envolvendo a formação de austenita. Subsequente ao aquecimento o material é mantido em temperatura por um certo tempo e após resfriado ao ar.

A temperatura normalmente empregada durante o revenimento de engrenagens cementadas e temperadas é de aproximadamente 180 °C. Quanto maior for tempo de permanência em temperatura, maior será a ductilidade e conseqüentemente, menor será a dureza do material (SANTOS, 2021; GROSCH, 2015; KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013; KRAUSS, 1996).

Os processos de têmpera e revenimento podem ser visualizados na Figura 8. Observa-se o componente apresenta comportamentos térmicos dissimilares entre a superfície e o seu núcleo, este resfriamento não uniforme pode gerar empenamento/distorções ou fissuras no material. A região externa esfria mais rapidamente, transformando-se em martensita antes da região interna da peça. Durante o curto tempo em que as partes externa e interna estão com diferentes microestruturas, gera-se tensões mecânicas consideráveis que podem levar a fissura da região que contém a martensita (SANTOS, 2021).

Figura 8 - Têmpera e revenimento de um aço eutetóide.



Fonte: Adaptado de Santos (2021).

A distorção pode ser definida como uma mudança dimensional irreversível no componente decorrente de tratamentos térmicos. Este fenômeno é reconhecido com um dos mais problemáticos enfrentado pela indústria de tratamentos térmicos. As distorções podem ser classificadas como reversíveis, caso ocorram dentro do limite elástico do componente e irreversíveis, caso se manifestarem fora deste intervalo. Quando a austenita é resfriada rapidamente, forma-se martensita, já em taxas intermediárias, forma-se bainita, e em baixas taxas de resfriamento verifica-se o surgimento de perlita. Em todos estes casos a magnitude da expansão volumétrica, que causa as distorções geométricas, aumenta com a diminuição do teor

de carbono na austenita. O aumento de volume associado com a transformação da austenita em martensita para aços carbono estão entre 3,84% e 4,1%, já o aumento de volume envolvido durante a transformação da austenita em perlita varia entre 1,33% e 2,4%. Ressalta-se que através do revenimento esta alteração volumétrica pode ser reduzida, mas não eliminada (SINHA, 1991).

2.2.2 Tratamentos de Nitretação a Plasma

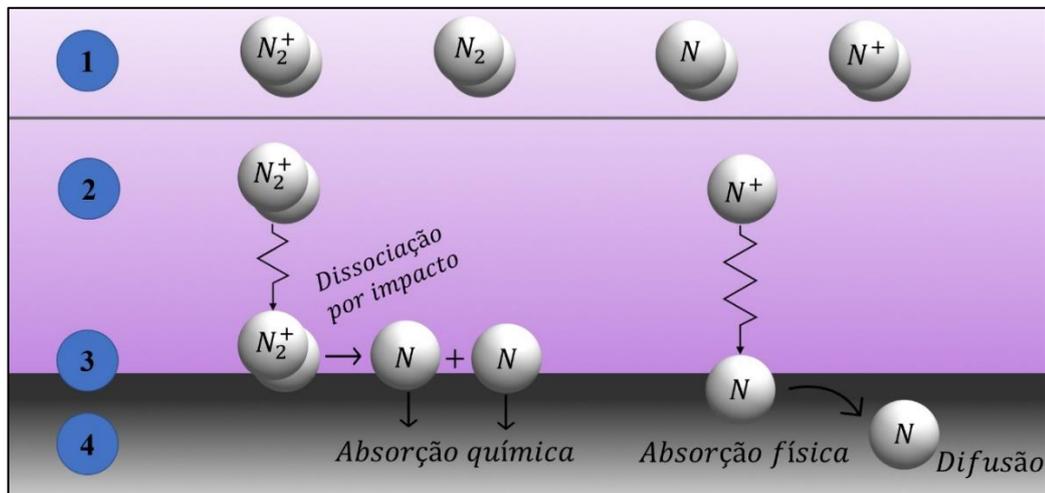
Os processos de nitretação foram desenvolvidos como uma alternativa à cementação e podem ser empregados em engrenagens manufaturadas em aços bainíticos, uma vez que devido as suas características a microestrutura de núcleo do substrato é mantida. O processo consiste na transferência de nitrogênio para o material através da interação do gás com a superfície do componente, e por não envolver aquecimento no campo de fase da austenita, essa transferência ocorre no campo da ferrita, permitindo ao tratamento ser realizado com um mínimo de distorções geométricas. Dentre os processos de nitretação, a nitretação a plasma apresenta os maiores benefícios operacionais e de propriedades mecânicas resultantes (SLYCKE; MITTEMEIJER; SOMERS, 2015; GROSCHE, 2015; RAKHIT, 2000; BECHERER; WITHEFORD, 1991; O'BRIEN; GOODMAN, 1991). Ademais, estudos recentes apontam que os aços bainíticos avançados possuem uma boa resposta a este tratamento, quanto a obtenção de profundidades de camada e dureza superficial (DALCIN *et al.*, 2021; DALCIN *et al.*, 2020b).

A nitretação a plasma tem como princípio a difusão de nitrogênio (N_2) em um substrato (material a ser tratado) por auxílio de uma descarga luminescente (plasma) (ZHAO *et al.*, 2006). No decorrer do processo ocorre a transferência de massa da atmosfera ionizada para o substrato, de maneira que, no vácuo, energia elétrica de alta voltagem é empregada para formar o plasma, através do qual íons de nitrogênio são acelerados e colidem com a peça de trabalho. Durante o impacto, estes íons transferem energia cinética, o que causa o aquecimento da peça, defeitos na rede cristalina do componente e a extração de átomos da superfície (*sputtering*). Os átomos arrancados durante a pulverização (*sputtering*) reagem com íons presentes no plasma e são adsorvidos na superfície do material por meio de difusão, causando a modificação superficial do componente mecânico (ALVES JR, 2001; KNERR; ROSE; FILKOWSKI, 1991; ALMEIDA; COSTA; MILAN, 2015; NAZ *et al.*, 2015).

Os fenômenos que ocorrem na região da descarga podem ser descritos em quatro estágios, conforme ilustrado na Figura 9. Em um primeiro momento (1) ocorre o desenvolvimento do plasma, conduzido por colisões iônicas no gás de tratamento. As espécies presentes neste

estágio são: átomos (N), moléculas ionizadas de gás (N_2^+), moléculas neutras (N_2) e íons de nitrogênio (N^+). Posteriormente se sucede uma queda catódica (2), onde acontece o transporte do nitrogênio ionizado (N_2^+) até o substrato, provocando o seu aquecimento. Na sequência (3), transcorre a interação das espécies ativas com a superfície do substrato por meio de absorção física e química. Por fim, a zona afetada pelo tratamento é desenvolvida através da difusão interna das partículas absorvidas (4), onde se desenvolve um gradiente de concentração de nitrogênio no substrato (OLIVEIRA, 2017; WALKOWICZ, 2003).

Figura 9 - Mecanismos responsáveis pelas modificações superficiais durante processos de nitretação a plasma.



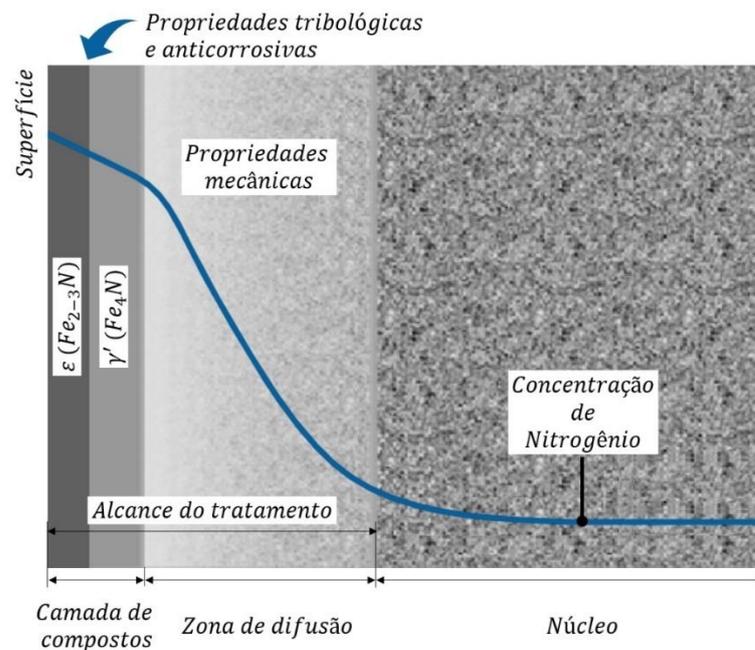
Fonte: Adaptado de Oliveira (2017).

Ao decorrer do tratamento, ocorre a formação de uma solução sólida de compostos de nitrogênio, bem como a formação de finos precipitados de nitretos/elementos de liga. Estes precipitados atuam de forma a dificultar o deslocamento das discordâncias na matriz, originando distorções na rede e o aumento de volume, o que causa o desenvolvimento de tensões residuais compressivas a longo da camada. A incompatibilidade entre os nitretos formados e o retículo cristalino do substrato produzem distorções locais e micro tensões, que juntamente com as partículas precipitadas, aumentam a dureza na forma de um perfil (GROSCH, 2015; AKBARI *et al.*, 2010; SINHA, 1991).

A nitretação a plasma produz zonas estruturais distintas conforme apresentado na Figura 10. Estas zonas incluem uma camada de compostos e uma zona de difusão, expressa por um gradiente de nitrogênio intersticial, que constitui a maior parte da camada tratada. Dependendo do tipo e da concentração dos elementos de liga, da exposição tempo-temperatura e da composição gasosa empregada, a estrutura de uma camada nitretada pode ou não incluir uma camada de compostos. Fatores como a composição química do aço, dureza de núcleo e estrutura prévia possuem forte influência sob a formação de camadas nitretadas. Dentre os elementos

formadores de nitreto são o alumínio, cromo, molibdênio, vanádio, tungstênio, titânio e o nióbio (SKONIESKI *et al.*, 2013; PODGORNİK *et al.*, 2011; JUNG, 2011; SIRIN; SIRIN; KALUC, 2008; ABDALLA *et al.*, 2007; KARAKAN; ALSARAN; ÇELİK, 2003; ROCHA, 2000; O'BRIEN; GOODMAN, 1991; KNERR; ROSE; FILKOWSKI, 1991).

Figura 10 - Zonas estruturais de uma camada nitretada a plasma.



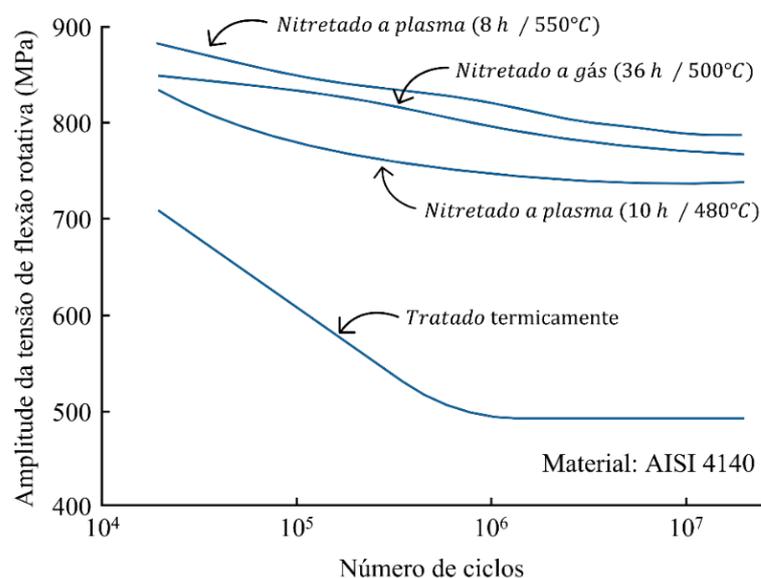
Fonte: Adaptado de Czerwinski (2012) e Jung (2011).

A zona de difusão pode ser descrita como a microestrutura do núcleo com alguma solução sólida e reforço de precipitação, onde o nitrogênio possui uma maior concentração próximo à superfície e decai gradualmente em direção ao núcleo. Em materiais a base de ferro, o nitrogênio se apresenta como átomos individuais em solução sólida, no retículo cristalino ou posições intersticiais, até que o seu limite de solubilidade seja excedido. A profundidade da zona de difusão depende da concentração de nitrogênio, da composição química do componente submetido ao tratamento e do tempo de processo. Quando o limite de solubilidade do nitrogênio é excedido, precipitados muito finos são formados nos contornos de grãos e dentro da estrutura de rede dos próprios grãos. Estes precipitados, nitretos de ferro ou outros metais, distorcem a rede e aumentam substancialmente a dureza do material. Por sua vez, a camada de compostos é uma região caracterizada por uma fina camada de caráter cerâmico onde os intermetálicos γ' (Fe_4N) e ϵ ($Fe_{2-3}N$) são formados. Esta camada pode ser constituída por um destes nitretos ou ambos. Dentre eles o nitreto γ' é o mais dúctil, portanto, o nitreto ϵ normalmente está associado à fragilidade. Enquanto a zona de difusão determina as propriedades mecânicas e a profundidade da camada por meio de um gradiente de dureza, a camada de compostos atribui

aos componentes propriedades tribológicas e anticorrosivas (PYE, 2003; LEPPÄNEN; JOHANSSON, 1999; O'BRIEN; GOODMAN, 1991). Ressalta-se que a profundidade da zona afetada pelo tratamento é influenciada por diversos parâmetros, como a composição gasosa, temperatura, tempo de tratamento, pressão, densidade de potência e as características geométricas da câmara de vácuo (REMBGES; OPPEL, 1993; OZBAYSAL; INAL; ROMIG JR, 1986).

Enquanto os processos a gás demandam longos tempos de tratamento, variando de 10 h a 130 h, a nitretação a plasma permite menores tempos de tratamento. Além do tempo de processo, a nitretação a plasma apresenta outros benefícios operacionais, dentre eles: ausência de poluição, uso eficiente de gás, baixa demanda energética, automatização do processo, possibilidade de nitretação seletiva através de técnicas de mascaramento, permite um excelente controle dimensional, possibilita a limpeza de componentes por *sputtering*, além de não requerer endurecimento subsequente. Dentre os benefícios atrelados às propriedades finais dos componentes submetidos a este tratamento estão: obtenção de um considerável endurecimento superficial, preservação da microestrutura de núcleo, retenção do acabamento superficial, baixo índice de distorções geométricas, e obtenção de uma ótima resistência ao desgaste, impacto e à fadiga. Na Figura 11 é exposto o efeito da nitretação a plasma na resistência à fadiga de componentes mecânicos em relação a outros processos, no qual se observa que o tratamento se sobressai aos demais (WINTER; KALUCKI; KOSHEL, 2015; NISHIMOTO; TOKUDA; AKAMATSU, 2009; GROSCHE, 1991; HASSELL; ROSS, 1991; O'BRIEN; GOODMAN, 1991; KNERR; ROSE; FILKOWSKI, 1991; LAMPMAN, 1991).

Figura 11 - Efeito de tratamentos térmicos/termoquímicos na resistência à fadiga de componentes mecânicos.



Fonte: Adaptado de O'brien e Goodman (1991).

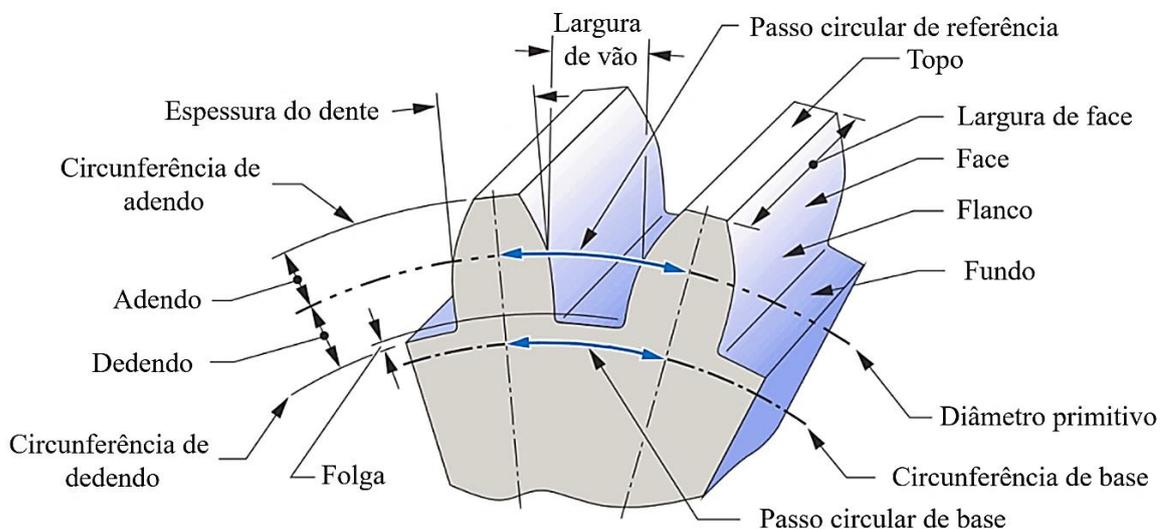
2.3 ENGRENAGENS

Engrenagens são elementos de máquina cuja finalidade é a transmissão de velocidade angular e potência para sistemas mecânicos, através de um sucessivo engrenamento de dentes. Por conta de sua contribuição única para a operação de inúmeras máquinas e dispositivos mecânicos, as engrenagens são consideradas um dos componentes mais importantes em sistemas mecânicos e têm recebido atenção especial da comunidade técnica por mais de dois milênios (MELCONIAN, 2019; ZHENG *et al.*, 2018; ZHENG *et al.*, 2016; DAVIS, 2005).

Em virtude de proporcionarem uma alta eficiência de transmissão, dispõem de uma estrutura compacta, operam de maneira confiável e possuem uma longa vida, quando comparadas a outras formas de transmissão de potência, as engrenagens vêm sendo amplamente utilizadas em todos os tipos de equipamentos de engenharia. Tais componentes desempenham um importante papel em setores como o aeroespacial, automotivo e o de máquinas ferramentas. Ademais, estes elementos de máquina também são utilizados em brinquedos, equipamentos de escritório, bicicletas, eletrodomésticos entre outros (LI, LIU, 2018; YUAN *et al.*, 2018; DAVIS, 2005).

Existe uma grande variedade de tipos de engrenagens para as mais diversas aplicações e condições de serviço. Os eixos aos quais as engrenagens são acopladas podem ser paralelos, concorrentes ou reversos. As engrenagens podem ser cilíndricas, cônicas, planetárias, tipo cremalheira ou sem fim e seus dentes podem ser internos ou externos, retos, helicoidais, hipóides ou espiral. Os principais elementos de uma engrenagem de dentes retos são apresentados na Figura 12 (COLLINS; BUSBY; STAAB, 2019; CARVALHO; IBRAHIM; COELHO, 2018; STIPKOVIC FILHO, 2017; BUDYNAS; NISBETT, 2016).

Figura 12 - Nomenclatura do dente de uma engrenagem.



Fonte: Adaptado de Norton (2013).

A gama de materiais aplicados em engrenagens é significativamente diversa, geralmente os aços são os materiais mais utilizados, por conta de sua relação resistência/peso e do custo relativamente baixo. Deste grupo, grande parte das engrenagens são manufaturadas em aços de baixa liga e aços carbono, incluindo aços para cementação e um número limitado de aços que respondem favoravelmente à nitretação (NORTON, 2013; SHIGLEY; MISCHKE; BUDYNAS, 2005; DAVIS, 2005).

A usinagem direta a partir de barras laminadas já foi um dos principais modos de fabricação de engrenagens, no entanto, atentando otimizar a resistência destes componentes, reduzir a demanda de material e os custos de fabricação, métodos de manufatura de engrenagens através da conformação foram desenvolvidos. A prática desta abordagem em sistemas produtivos demonstra diversas vantagens como a alta eficiência de processamento, compatíveis custos de fabricação, melhores microestruturas resultantes, bem como, a obtenção de um fluxo de grãos favorável as cargas aplicadas durante a vida útil destes componentes. Frente a diversas vantagens, a manufatura de engrenagens fazendo o uso do forjamento se tornou o método de processamento dominante para engrenagens produzidas em massa, principalmente em aplicações onde as solicitações são severas, sendo mais empregado a engrenagens cônicas (ZHENG *et al.*, 2018; ZHUANG *et al.*, 2017; DAVIS, 2005; CHOI *et al.*, 1996; CHITKARA; BHUTTA, 1996; LANGE, 1992).

Independentemente da rota de manufatura adotada (usinagem direta e/ou forjamento), ao decorrer da seleção do material a ser empregado na fabricação de engrenagens, é necessário se atentar ao atendimento dos requisitos de fabricação e de serviço. Fazem parte dos requisitos de fabricação a usinabilidade, forjabilidade e a resposta a tratamentos térmicos (como a temperabilidade do material). Já os requisitos atrelados ao serviço possuem relação com as condições de carregamento e com o regime de trabalho, abrangendo aspectos como as propriedades mecânicas do material incluindo sua resistência a fadiga (DAVIS, 2005; WOODLEY, 1977).

Em diferentes áreas do dente de uma engrenagem se observam diferentes demandas de serviço, portanto, devem ser levadas em consideração as forças que agirão nos dentes durante condições normais de serviço. Para suportar a pressão gerada pela força inerente ao trabalho de transmissão, sem sofrer avarias como escoriações ou deformações, os flancos dos dentes devem ser suficientemente duros. Entretanto, a mesma analogia não se aplica ao núcleo do dente que deve possuir uma certa tenacidade a fim de suportar choques e vibrações, minimizando a probabilidade de uma fratura por fadiga de flexão. Com base nestes argumentos, se observa que a dureza superficial presente nos flancos e a dureza de núcleo dos dentes, são os fatores que

determinam as tensões limites de flexão e a máxima pressão hertziana admissível no componente (MAZZO, 2013; DAVIS, 2005).

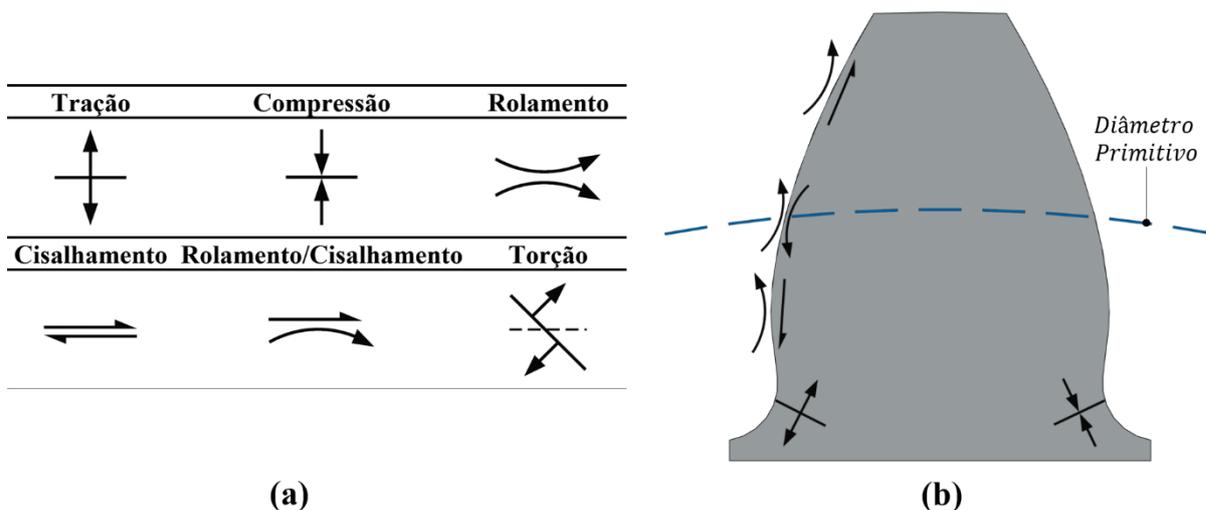
Projetos ineficazes, montagem inadequada, sobrecargas, defeitos subsuperficiais e tratamentos térmicos realizados de forma inapropriada, são alguns dos diversos fatores que podem levar uma engrenagem a falhar de forma prematura. Ainda assim, mesmo que a ocorrência destas avarias seja evitada, eventualmente as engrenagens irão falhar por conta da fadiga de contato. Em vista disso, durante o desenvolvimento de projetos de rodas dentadas se faz necessário o conhecimento dos parâmetros de contato em engrenagens e dos modos de falha sistematicamente observados nestes componentes (FENG; SMITH; PENG, 2021; MENEZES *et al.*, 2020; LI; LIU, 2018; HALME; ANDERSSON, 2010; DAVIS, 2005).

2.3.1 Condições de Contato entre Engrenagens

A transmissão de movimento e força realizados pelas engrenagens pode ocorrer no mesmo plano e direção ou em um plano e/ou direção diferente. No caso de engrenagens cilíndricas de dentes retos essa transmissão ocorre no mesmo plano, enquanto as engrenagens cônicas mudam o plano de movimento. Independente do plano de atuação, o contato entre engrenagens se dá em uma linha, o que resulta no desenvolvimento de tensões de contato. Conforme ilustrado na Figura 13 (a), existem diversos fenômenos decorrentes do contato entre engrenagens. Em condições de serviço estes elementos podem ser submetidos a uma combinação de dois ou três tipos de tensões simultaneamente, entretanto, cada tipo de engrenagem terá seus próprios padrões de tensão característicos (DAVIS, 2005; HYDE, 1996).

Em uma engrenagem cilíndrica de dentes retos, na medida em que um dente em contato se move para cima do perfil de um dente carregado, ocorre uma ação de rolagem deslizante na interface do perfil. Na região do diâmetro primitivo as tensões são puras, sendo atuante apenas o contato por rolamento. Acima da linha do diâmetro primitivo a ação de deslizamento/rolamento é retomada, entretanto, o deslizamento ocorre no sentido oposto. A velocidade de deslizamento é máxima no início do contato, decrescendo em direção ao diâmetro primitivo, onde assume um valor igual a zero, e aumenta gradativamente após este ponto até atingir seu valor máximo ao final do contato. Na raiz do dente ocorre a ação de tensões trativas junto ao flanco carregado e compressivas no flanco oposto do dente. Os fenômenos decorrentes do contato entre os dentes de uma engrenagem cilíndrica de dentes retos são retratados pela Figura 13 (b) (RADZEVICH, 2016; DING; GEAR, 2009; DAVIS, 2005; HYDE, 1996; ALBAN, 1985).

Figura 13 - Fenômenos decorrentes do contato entre engrenagens: (a) em engrenagens de forma geral; (b) em uma engrenagem cilíndrica de dentes retos.

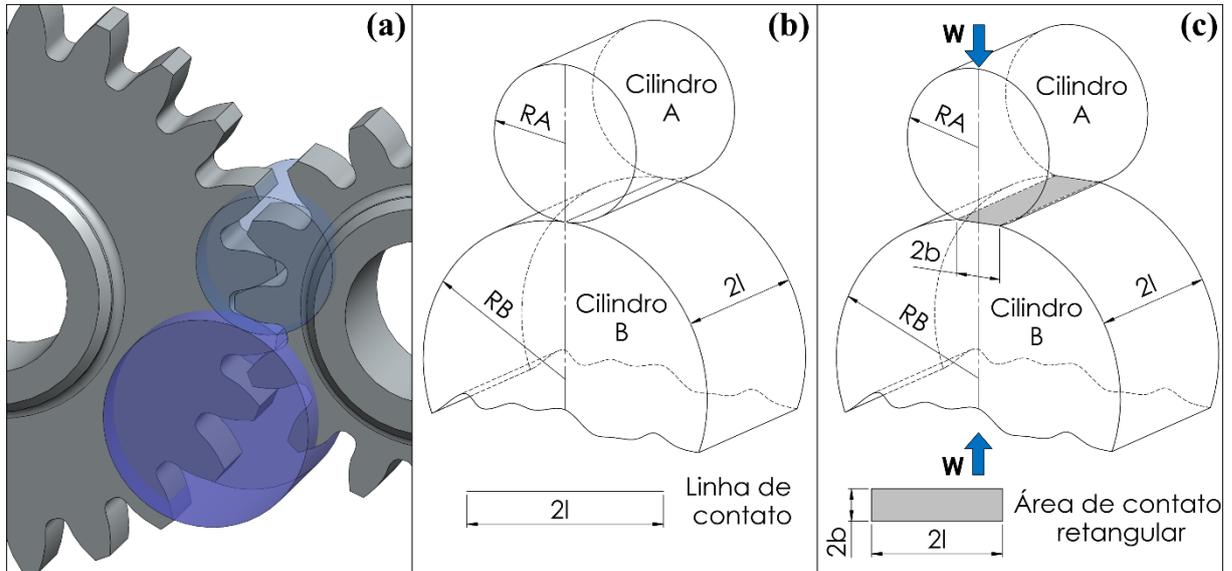


Fonte: Adaptado de Davis (2005).

Em teoria, o contato entre engrenagens ocorre ao longo de linhas, contudo, na presença de uma carga, a interface de contato é convertida em uma área de contato devido as deformações elásticas que ocorrem na superfície dos dentes. Dentre outros fatores, o grau de deformação sofrido pela região em contato é influenciado pelo raio de curvatura do perfil do dente. Dependendo da carga submetida ao conjunto e do tamanho das engrenagens, a largura das bandas de contato pode variar de valores menores que 0,1 mm para engrenagens pequenas com baixa carga, até valores com cerca de 5 mm em engrenagens grandes submetidas a cargas elevadas (DUDLEY, 1996).

As relações de contato (tensões e área) entre engrenagens podem ser calculadas a partir da teoria de contato entre corpos elásticos de Hertz. Este método analítico assume que os dentes de engrenagens podem ser tratados como cilindros com eixos paralelos, representados na Figura 14 (a), de raio igual ao raio de curvatura (R_A ou R_B) da região do dente sob análise. Na ausência de uma força atuante, o contato entre estes cilindros é representado por uma linha de contato unidimensional, conforme mostrado na Figura 14 (b), e ao se aplicar uma carga (W) a estes elementos, o contato passa a ser representado por uma área retangular ($2b \cdot 2l$), como demonstrado na Figura 14 (c). As equações para resolução das condições de contato de acordo com este método são apresentadas na Tabela 2 (POPOV; HEß; WILLERT, 2019; TERRIN, DENG, MENEGHETTI, 2017; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014; JOHNSON, 1987; HERTZ, 1881; HERTZ, 1896).

Figura 14 - Contato entre corpos elásticos: (a) cilindros de contato; (b) contato sem aplicação de carga; (c) contato com aplicação de carga.



Fonte: Adaptado de Stachowiak e Batchelor (2014).

Tabela 2 - Equações para resolução das condições de contato entre engrenagens por meio da teoria de contato entre corpos elásticos.

Raio de curvatura	Módulo elástico	Raio reduzido	Dimensões da área de contato
$\rho = \frac{DP \cdot \sin \alpha_w}{2}$	$\frac{1}{E'} = \frac{1}{2} \left(\frac{1 - \nu_A^2}{E_A} + \frac{1 - \nu_B^2}{E_B} \right)$	$R' = \left(\frac{R_A \cdot R_B}{R_A + R_B} \right)$	$b = \sqrt{\frac{4 \cdot W \cdot R'}{\pi \cdot l \cdot E'}}$
Pressão de contato média	Máxima pressão de contato	Máxima tensão cisalhante	Profundidade da máxima tensão cisalhante
$P_{m\acute{e}dia} = \frac{W}{4 \cdot b \cdot l}$	$P_{m\acute{a}x} = \frac{W}{\pi \cdot b \cdot l}$	$\tau_{m\acute{a}x} = 0,304 \cdot P_{m\acute{a}x}$	$z = 0,786 \cdot b$

Fonte: Stachowiak e Batchelor (2014); Norton (2013).

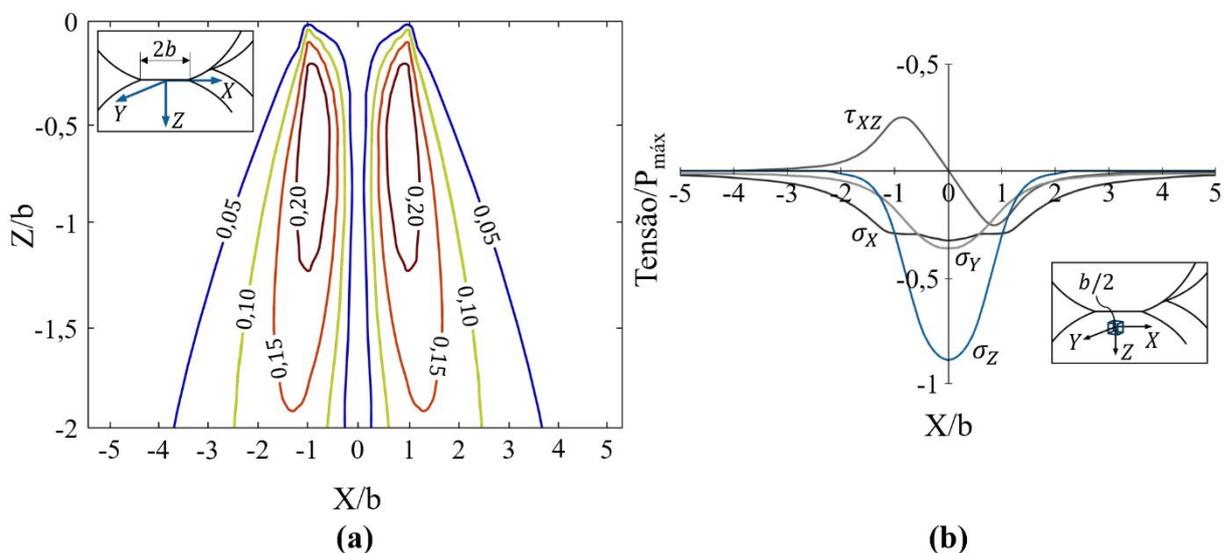
Onde:

- α_w = Ângulo de pressão (rad);
- b = Meia largura de contato (m);
- DP = Diâmetro primitivo (m);
- E_A = Módulo de elasticidade do material do cilindro A (Pa);
- E_B = Módulo de elasticidade do material do cilindro B (Pa);
- l = Meio comprimento de contato (m);
- R' = Raio reduzido da curvatura dos dois cilindros paralelos em contato (m);
- R_A = Raio do cilindro A (m);

- R_B = Raio do cilindro B (m);
- W = Carga aplicada (N);
- V_A = Coeficiente de Poisson do material do cilindro A;
- V_B = Coeficiente de Poisson do material do cilindro B;

De acordo com o método analítico de Hertz, o estado triaxial de tensões é compressivo e suscetível a promover a propagação de trincas. Ademais, a taxa de danos pode ser intensificada pela tensão cisalhante, que alcança seu valor máximo a uma determinada distância da superfície, conforme pode ser observado na Figura 15 (a). Observa-se que a componente “b” indica a meia largura de contato, oriunda da carga aplicada ao dente, e que as tensões resultantes, mostradas na Figura 15 (b), foram normalizadas pela pressão máxima de contato ($P_{\text{máx}}$) (TERRIN, DENGU, MENEGHETTI, 2017; SHEN *et al.*, 2015; BORESI; SCHMIDT, 2003; JOHNSON, 1987) Ressalta-se que quando o contato alcança a região do diâmetro primitivo, o número de dentes em contato se torna mínimo e consequentemente a carga de contato normal atinge seu valor máximo em regiões mais afastadas do flanco (MENEZES *et al.*, 2020; RADZEVICH, 2016; DING; GEAR, 2009).

Figura 15 - Tensões provenientes do contato entre engrenagens: (a) tensões cisalhantes subsuperficiais; (b) campo de tensões a uma profundidade de $0,5 \cdot b$ em relação ao flanco do dente.



Fonte: Adaptado de Terrin, Dengo e Meneghetti (2017).

Em razão de a carga ser aplicada em uma área de contato muito pequena, resultando em altas pressões, a ocorrência de danos nos dentes de engrenagens se inicia a partir da nucleação e propagação de trincas, geradas pelos ciclos de tensão repetitivos causados pelo contato das partes acopladas (TERRIN; MENEGHETTI, 2018; TERRIN; DENGU; MENEGHETTI, 2017). Mudanças na geometria da superfície de trabalho do dente da engrenagem também

podem ocorrer na medida em que o desgaste do componente evolui, o que impacta na distribuição de carga e conseqüentemente na progressão do desgaste (FENG; SMITH; PENG, 2021). Os principais modos de falha decorrentes do contato entre engrenagens são abordados a seguir.

2.3.2 Modos de Falha em Engrenagens

Qualquer material que em suas condições normais de serviço é submetido a vibrações sob tensão abaixo de seu limite de escoamento pode vir a falhar por fadiga. Ao ser submetido a um estado de tensão cíclico, ocorre a nucleação de trincas nas regiões do componente sob tensão, que crescem até atingir um tamanho crítico para a fratura. Invariavelmente os modos de falha em engrenagens apresentam características específicas. No entanto, a superfície danificada pode ou não apresentar um modo exclusivo de falha, posto que a trinca pode ter nucleado por meio de um modo de falha, propagado mediante um segundo modo e fraturado por intermédio de um terceiro modo. Dentre as causas que levam engrenagens a falhar, a fadiga por flexão e a fadiga de contato representam mais de 50% das ocorrências (SHEN *et al.*, 2021; ASHBY; SHERCLIFF; CEBON, 2019; YUAN *et al.*, 2018; ALABAN, 2002).

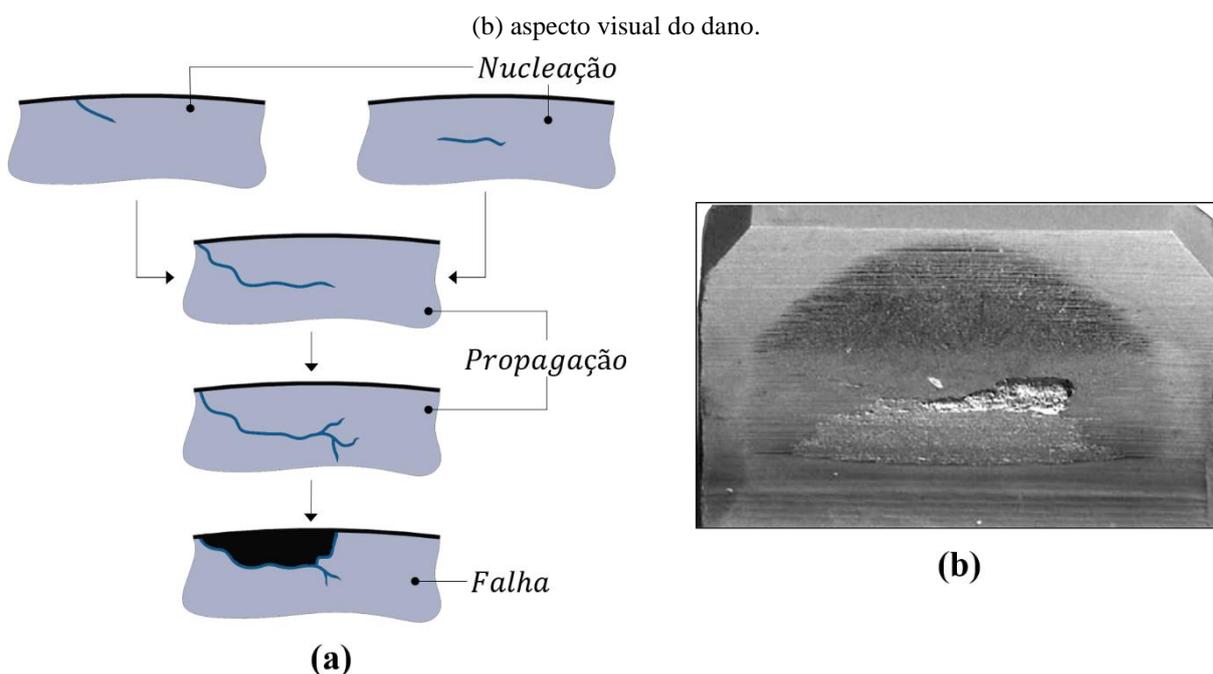
O desgaste nos dentes é uma das principais razões que levam engrenagens a falhar, portanto, a fim de prever a confiabilidade ou até mesmo verificar se uma determinada engrenagem atende certas condições de serviço, estudos voltados ao comportamento da fadiga de contato são muito importantes. Avarias provocadas pela fadiga de contato em engrenagens são caracterizadas por perdas progressivas de material da superfície ativa do flanco, devido ao movimento combinado de deslizamento e rolamento sob condições de serviço, conforme exposto pela Figura 16. O desgaste é um processo aleatório e não estacionário, ademais, a sua severidade/quantidade é não linearmente relacionada com a temperatura de serviço, modo de lubrificação, condições de carregamento e outros fatores. Este é um fenômeno inevitável durante a vida útil de uma engrenagem e pode induzir a danos como fadiga por flexão, *pitting* e *spalling* (FENG; SMITH; PENG, 2021; LI; LIU, 2018; YUAN *et al.*, 2018; HU *et al.*, 2016; WEI; ZHANG; GAO, 2016; LI, KAHRAMAN, 2014; BEHESHTI; AGHDAM; KHONSARI, 2013).

As tensões impostas aos componentes em contato provocam a nucleação de trincas na superfície dos flancos ou em regiões abaixo dela. Após nucleadas, as trincas se propagam pelo material e em seguida desviam para a superfície causando o desprendimento de material e produzindo crateras com efeitos prejudiciais às engrenagens. Esta sucessão de eventos está representada de forma esquemática na Figura 16 (a) (TERRIN, DENGGO, MENEGHETTI, 2017; DENGGO; MENEGHETTI; DABALÀ, 2015; SADEGHI *et al.*, 2009; DUBOURG;

LAMACQ, 2002; DATSYSHYN; PANASYUK, 2001). A nucleação de trincas na região superficial do flanco se dá pelas condições de deslizamento e rolamento presentes na interface de contato, e a sua propagação é impulsionada pela presença de um filme lubrificante que é aprisionado e pressurizado dentro destas trincas entre as superfícies em contato, produzindo altos picos de tensão (ANCELOTI *et al.*, 2018; DALLAGO; FONTANARI, 2016; BONIARDI; TAGLIABUE, 2006; FAJDIGA *et al.*, 2003; BORMETTI; DONZELLA; MAZZÙ, 2002). Por sua vez, os danos originados em regiões subsuperficiais ocorrem onde as tensões de cisalhamento são altas o suficiente para promover a nucleação e propagação de trincas a partir de defeitos e/ou inclusões presentes no material. A profundidade em que ocorre a nucleação das trincas por cisalhamento é fortemente influenciada pelas forças de atrito provenientes das condições de deslizamento e rolamento inerentes ao contato, onde quanto maior o atrito, menor a profundidade de nucleação (NETPU; SRICHANDR, 2013; WULPI, 2013; GLODEŽ; FLAŠKER; REN, 2007).

As falhas provenientes da fadiga de contato normalmente se desenvolvem a partir da região do dedendo do dente, onde o sentido do deslizamento é contrário ao de rolamento (ver Figura 13) (KATTELUS; MIETTINEN; LEHTOVAARA, 2018). Ressalta-se que a taxa/intensidade destes danos possui uma forte relação com as tensões presentes na interface de contato, que por sua vez, são fortemente influenciadas pelo comportamento tribológico do contato (KOLIVAND, ZHANG, 2021).

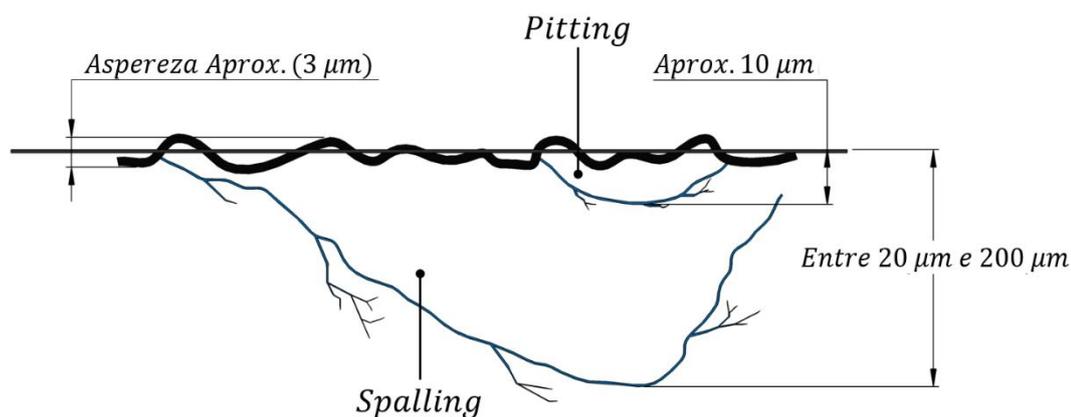
Figura 16 - Danos oriundos da fadiga de contato: (a) mecanismos de nucleação e propagação de trincas;



Fonte: Adaptado de Rego (2016) e Errichello (2012).

Os principais tipos de fadiga de contato superficial são denominados *pitting* e *spalling*. Contudo, são controversas as definições destes termos na literatura. Tallian (1999) classifica como *spalling* danos macroscópicos providos da fadiga de contato oriundos da propagação de trincas e define *pitting* como um dano superficial causado por outras fontes além da propagação de trincas. Widner (1986) e Alban (1985) utilizam os termos *micropitting*, *pitting* e *spalling* como meio de classificação de diferentes estágios do dano por fadiga de contato. Raje, Sadeghi e Rateick Jr (2008) consideram *pitting* como danos originados na superfície do flanco e como *spalling* os danos originados na subsuperfície. Aqui estas falhas serão abordadas conforme a definição proposta por Ding e Gear (2009). Para os autores, *pitting* é caracterizado por crateras rasas presentes nas superfícies de contato, com profundidades de aproximadamente 10 μm , assim como a espessura da camada endurecida por deformação plástica/encruamento. Já o *spalling* se apresenta em forma de crateras mais profundas, normalmente entre 20 μm e 100 μm . Os fenômenos de *pitting* e *spalling* são denotados na Figura 17.

Figura 17 - Representação esquemática dos danos denominados *pitting* e *spalling*.



Fonte: Adaptado de Ding e Gear (2009).

Há diversos fatores influentes no desempenho em fadiga de engrenagens, como as propriedades do lubrificante e as condições de lubrificação, que podem agravar a taxa de desgaste em situações em que a película de óleo lubrificante é muito fina ou quando as superfícies em contato possuem uma alta rugosidade superficial que impede a sustentação de uma película de óleo adequada. A presença de corpos abrasivos no óleo também proporciona uma maior taxa de danos através da intensificação das tensões de contato. Normalmente estes corpos estranhos são advindos dos danos já sofridos pelas engrenagens (KOLIVAND, ZHANG, 2021; RADZEVICH, 2016).

A ocorrência de danos por *pitting/spalling* também possui relação com os processos de manufatura, estão incluídos a este grupo a rugosidade superficial resultante, que pode elevar

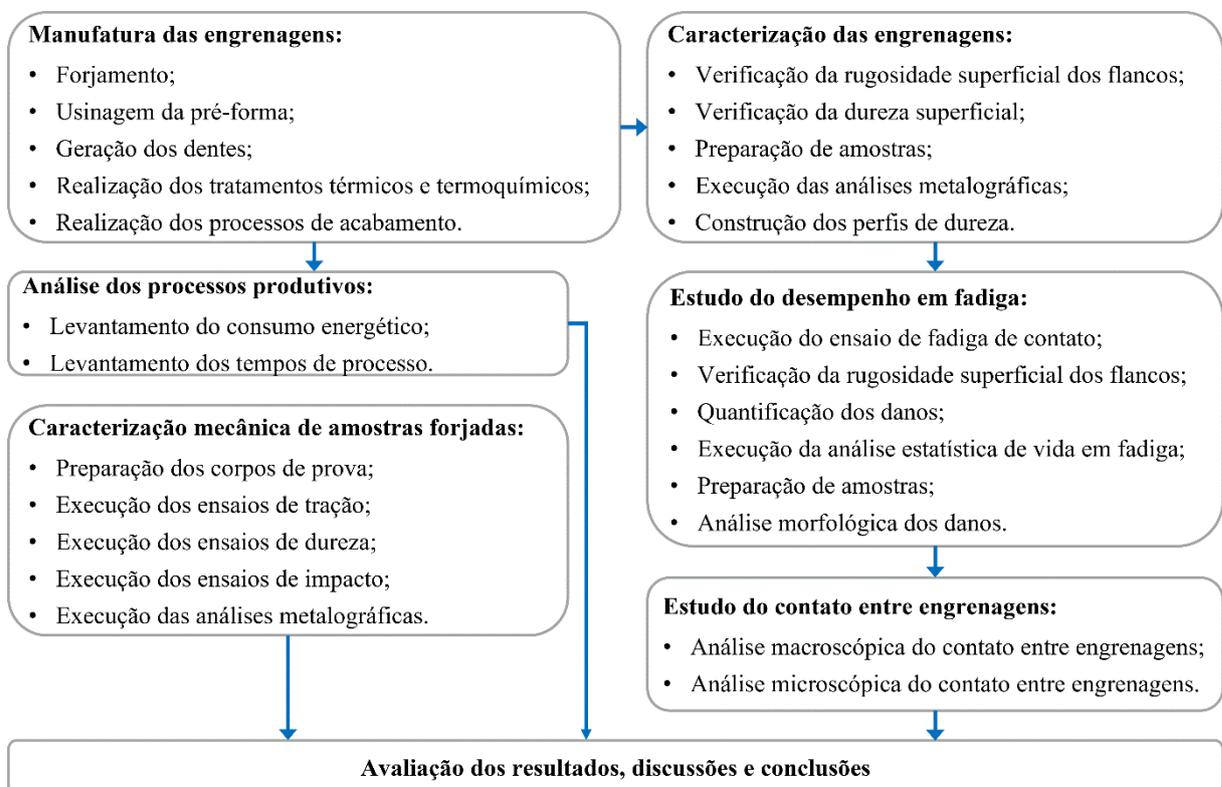
substancialmente as tensões de contato (LI; KAHRAMAN, 2010; LI; KAHRAMAN, 2009), a dureza superficial do dente proporcionada pelos tratamentos térmicos (KANG; HADFIELD; AHMED, 2003; KUMAR; JAIN; RAY, 2001), a profundidade da camada endurecida e o estado das tensões residuais (LIN *et al.*, 2007; WOODS; DANIEWICZ; NELLUMS, 1999). Outros aspectos que influenciam no desempenho em fadiga de contato de engrenagens estão relacionados com as condições operacionais (KOLIVAND, ZHANG, 2021), abrangendo a intensidade da carga aplicada e o deslizamento relativo entre as partes (LI; ANISETTI, 2017; WEI; ZHANG; GAO, 2016; HANNES; ALFREDSSON, 2013; FERNANDES; McDULING, 1997).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo são apresentados os materiais e a metodologia empregados nesta pesquisa. A proposta metodológica deste trabalho durante a averiguação do potencial de substituição da rota de fabricação comumente empregada ao aço DIN 20MnCr5, durante a manufatura de componentes forjados e usinados, por uma rota proposta em conjunto com o aço DIN 18MnCrSiMo6-4, tem como objetos de estudo amostras forjadas e engrenagens cilíndricas de dentes retos utilizadas em ensaios de desgaste por fadiga de contato.

Dentre os aspectos analisados no decorrer desta pesquisa estão as propriedades mecânicas provenientes do processo de forjamento, propriedades oriundas dos tratamentos de endurecimento superficial empregados, consumo energético e tempos de processo demandados pelas diferentes rotas de manufatura e o desempenho em fadiga proporcionado pelas rotas de fabricação sob investigação a componentes mecânicos. Adicionalmente, executou-se análises referentes aos mecanismos de desgaste e as relações de contato entre engrenagens cilíndricas de dentes retos. A execução dos procedimentos experimentais foi dividida conforme exposto pela Figura 18.

Figura 18 - Fluxograma do procedimento experimental.



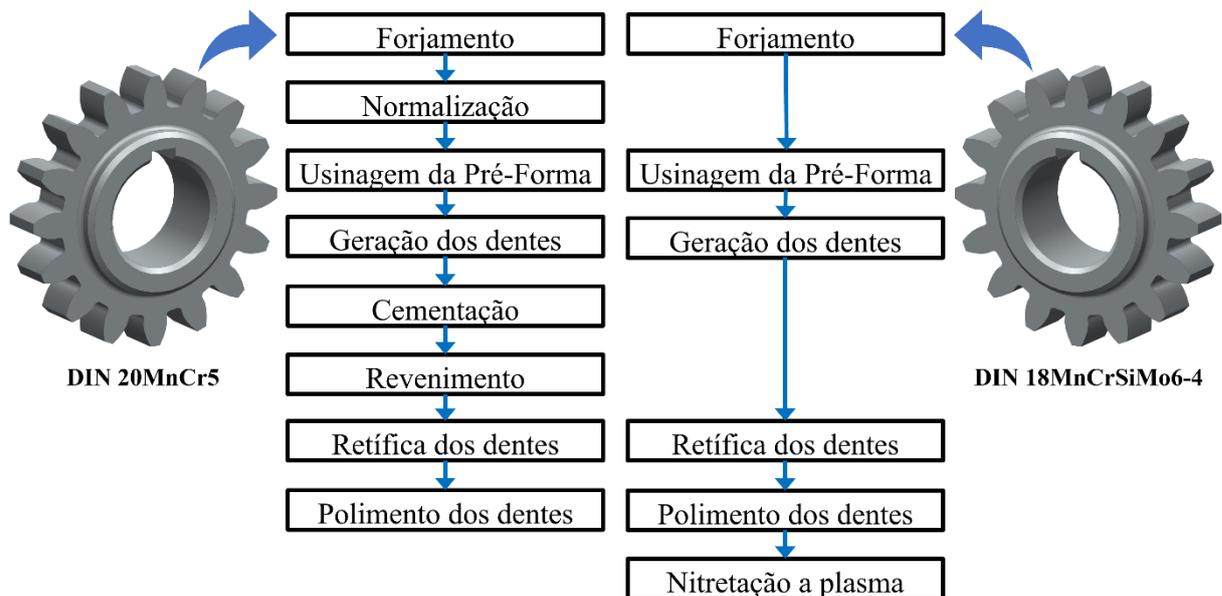
Fonte: O Autor.

Os processos que compõem a manufatura dos pinhões FZG-C de acordo com o material empregado estão retratados na Figura 19. Observa-se que a rota empregada aos pinhões

manufaturados em aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 não demanda diversos ciclos térmicos após forjamento, como a rota apresentada pelo aço ferrítico-perlítico DIN 20MnCr5.

Devido apresentarem dissimilaridades em relação ao forjamento e aos tratamentos termoquímicos, mas serem análogas em termos de usinagem, as rotas de manufatura destes componentes são abordadas em tópicos de forjamento, usinagem e tratamentos superficiais. Vale ressaltar que a sequência de produção segue o exposto na Figura 19.

Figura 19 - Rotas de fabricação dos pinhões FZG-C em aço DIN 20MnCr5 e em aço DIN 18MnCrSiMo6-4.



Fonte: O Autor.

3.1 MATERIAL

O aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4, utilizado durante esta pesquisa, foi fornecido pela empresa STEELTEC AG – Suíça, pertencente ao grupo SWISS STEEL. Em seu estado de recebimento o material laminado a quente em processo controlado e resfriado ao ar se encontra em forma de barra com uma seção de Ø43,20 mm. Já o aço ferrítico-perlítico DIN 20MnCr5, foi fornecido pela Aços Favorit Distribuidora de Cachoeirinha – RS. Em suas condições de recebimento o material laminado se encontra em forma de barras com seções de Ø50,80 mm e Ø120,65 mm.

A análise da composição química destes materiais foi realizada por espectrometria de emissão óptica por centelha de acordo com as especificações da norma ASTM E415 (2017). O percentual em massa dos elementos químicos referentes ao aço DIN 18MnCrSiMo6-4 e ao aço DIN 20MnCr5, estão representados na Tabela 3.

Tabela 3 - Percentual em massa dos elementos químicos dos aços DIN 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5.

DIN 18MnCrSiMo6-4: Elementos Químicos (% de massa)											
C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Ti	P	Fe
0,19	1,16	1,35	0,015	0,058	1,14	0,10	0,27	0,014	0,002	0,01	Balanço
DIN 20MnCr5: Elementos Químicos (% de massa)											
C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Ti	P	Fe
0,24	0,26	1,25	0,025	0,036	1,03	0,12	0,01	0,064	0,003	0,01	Balanço

Fonte: O Autor.

As propriedades mecânicas de ambos os materiais foram determinadas através de ensaios de tração, efetuados conforme as recomendações das normas ASTM E8/E8M (2016) e ASTM E92 (2017). Para tal, se fez o uso de uma máquina universal de ensaios mecânicos *DL 60000 (EMIC)* com capacidade de 600 kN e de um durômetro *Tukon 2100 (Wilson Instruments)*. As propriedades mecânicas dos aços DIN 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5 em seu estado de recebimento estão denotadas na Tabela 4.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas dos aços DIN 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5.

DIN 18MnCrSiMo6-4: Propriedades Mecânicas			
Tensão de Escoamento	Tensão Máxima	Alongamento	Dureza
715 MPa	1005 MPa	17%	330 HV
DIN 20MnCr5: Propriedades Mecânicas			
Tensão de Escoamento	Tensão Máxima	Alongamento	Dureza
513 MPa	715 MPa	16%	180 HV

Fonte: O Autor.

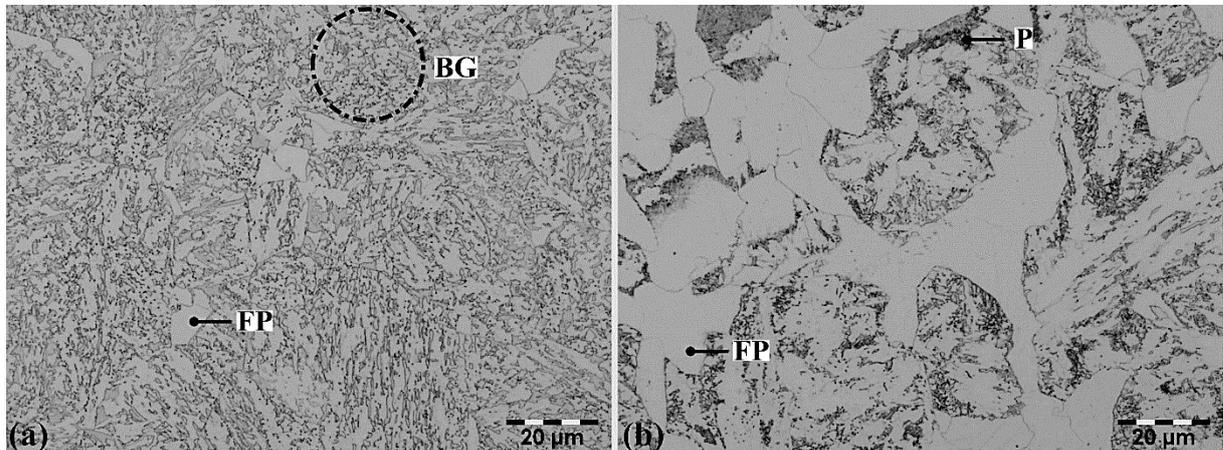
O aço DIN 18MnCrSiMo6-4 possui uma composição química que proporciona a formação de uma microestrutura bainítica livre de carbonetos. (SILVEIRA *et al.* 2020). O material apresenta teores de Mn, Cr e Si, menores que 2%, portanto pode ser classificado como um aço de baixo carbono e baixa liga. Baixos teores de Al, Ti e N também foram encontrados, elementos considerados como micro ligantes (SILVEIRA, 2019).

A microestrutura do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 identificada mediante o uso de um microscópio óptico é mostrada na Figura 20 (a). Essa é composta por ferrita poligonal (FP) e bainita granular (BG) (SILVEIRA, 2019; ROELOFS *et al.*, 2014; BHADESHIA, 2001). A bainita granular é uma microestrutura composta por ferrita bainítica (FB), austenita retida em blocos e martensita/austenita (M/A) (SILVEIRA *et al.* 2020).

O aço DIN 20MnCr5 é classificado como um material de baixo carbono. Este material é frequentemente usado no ramo automobilístico durante a fabricação de virabrequins e

engrenagens. A sua microestrutura identificada mediante microscopia óptica e apresentada na Figura 20 (b) é formada basicamente por ferrita poligonal (FP) e perlita (P) (YANG; SISSION, 2020; HATWIG *et al.*, 2018; BRNIC *et al.*, 2014).

Figura 20 - Microestrutura dos materiais como recebido: (a) DIN 18MnCrSiMo6-4; (b) DIN 20MnCr5.



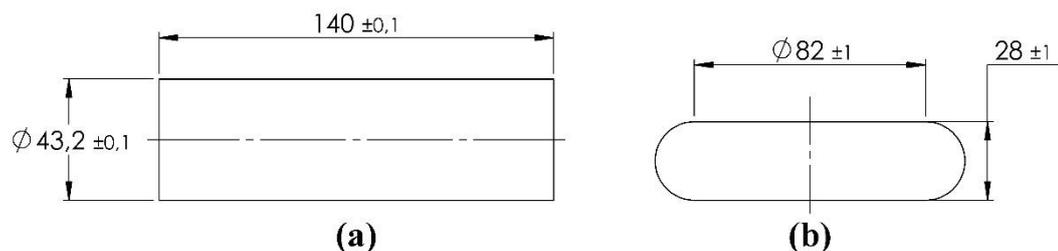
Fonte: O Autor.

3.2 PROCEDIMENTOS UTILIZADOS NO FORJAMENTO A QUENTE

As geratrizes, matéria prima dos componentes forjados, foram obtidas através de processos de corte e usinagem de barras cilíndricas laminadas dos aços DIN 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5. Para execução desta pesquisa cinco amostras de cada material em estudo foram obtidas através de uma deformação em altura de $\phi = 1,6$ pelo procedimento de forjamento a quente. As características dimensionais da geratriz e do componente forjado são mostradas na Figura 21.

As amostras forjadas foram utilizadas como matéria prima para a manufatura dos pinhões submetidos aos ensaios de fadiga de contato, portanto, sua geometria foi determinada de modo a possibilitar a usinagem do componente, conforme o procedimento abordado no APÊNDICE A. Dentre as cinco amostras obtidas de cada material, três foram destinadas a fabricação dos pinhões FZG-C e duas à caracterização mecânica dos aços após forjamento.

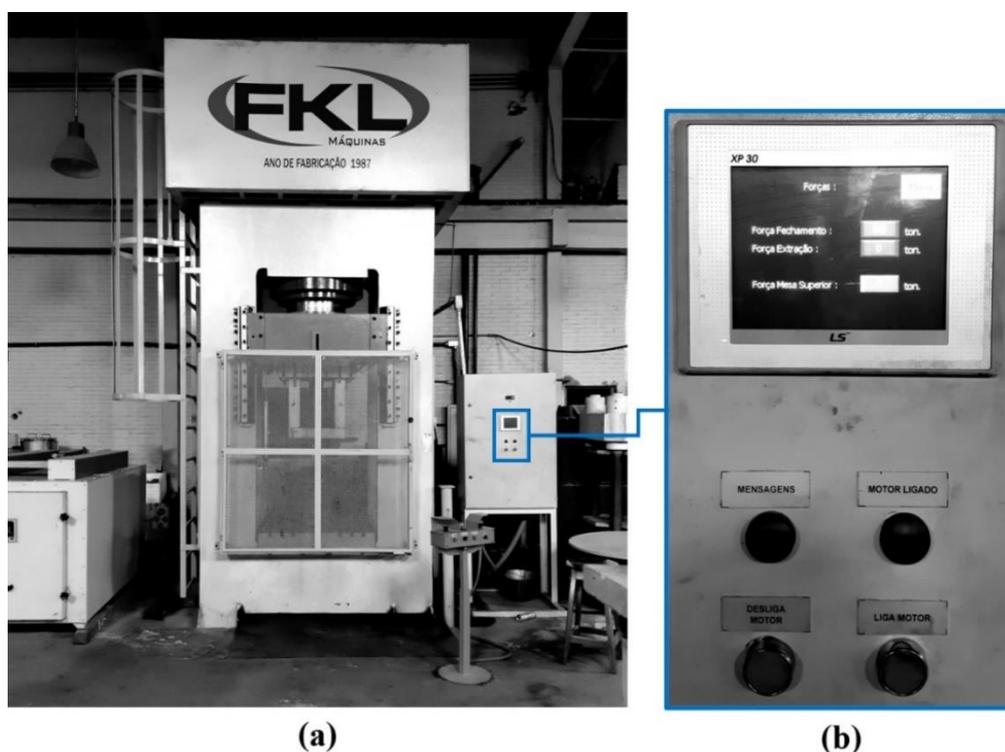
Figura 21 - Características dimensionais: (a) geratriz; (b) componente forjado.



Fonte: O Autor.

O processo de forjamento foi executado em uma prensa hidráulica *FKL PH600* com capacidade máxima de 600 toneladas, representada na Figura 22 (a). A unidade hidráulica deste equipamento é localizada em sua região superior e é constituída de um tanque, válvulas direcionais, cilindros principal e auxiliares, além de bombas e válvulas de retenção pilotadas. Os parâmetros de operação desta máquina são controlados através de um painel *HMI XP 30* (*LS Industrial Systems*), representado na Figura 22 (b), onde é possível configurar a força de operação e a abertura máxima das mesas (MARQUES, 2013).

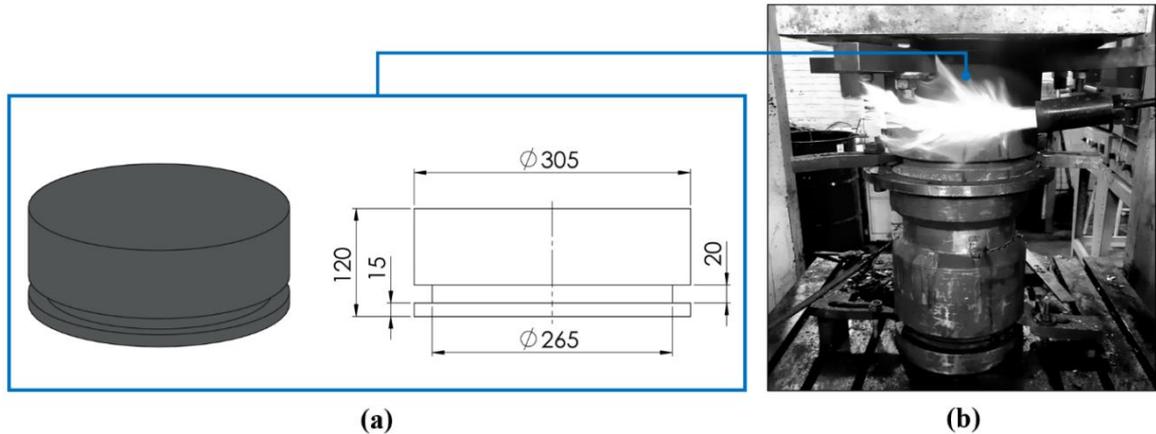
Figura 22 – Equipamento utilizado no forjamento: (a) prensa hidráulica FKL PH600; (b) painel de controle HMI XP 30.



Fonte: O Autor.

No decorrer desta etapa matrizes planas fabricadas em aço de trabalho a quente (AISI H13 temperado) foram aquecidas por chama até uma temperatura de 100 °C, conforme ilustrado na Figura 23. A temperatura das matrizes foi monitorada através de uma termocâmara *TI400* (*Fluke*). Durante este procedimento se fez o uso de um lubrificante denominado BONDERITE L-FG 31 H FORGING RELEASE AGENT, esse possui uma composição a base de grafite coloidal em suspensão aquosa e é indicado pelo fabricante, *Henkel Ltda.*, para lubrificação durante processos de forjamentos a quente.

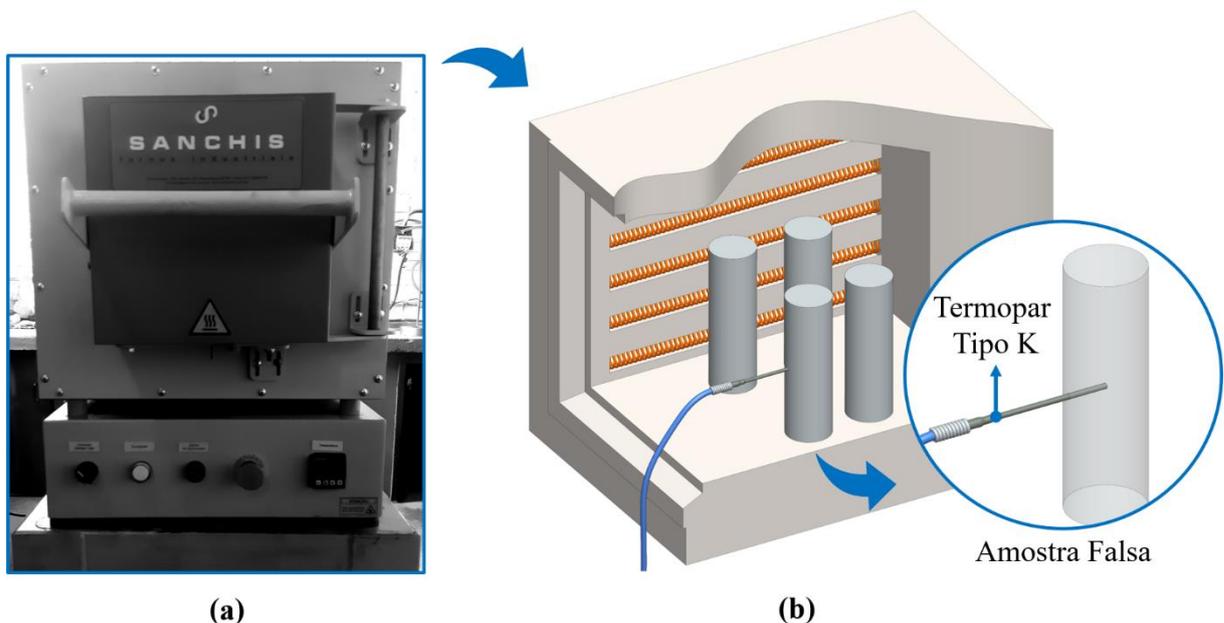
Figura 23 – Matrizes planas em aço AISI H13 temperado: (a) características dimensionais; (b) operação de aquecimento por chama.



Fonte: O Autor.

Anteriormente ao forjamento o material foi pré-aquecido a uma taxa de $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ até uma temperatura de $1098\text{ }^{\circ}\text{C}$ em um forno de aquecimento resistivo *CL* (*Sanchis*) e mantido em temperatura por 14 minutos. Para o controle da temperatura no interior das geratrizes, um termopar Tipo K foi acoplado à uma amostra falsa de mesmo material e geometria dos componentes a serem forjados, conforme ilustrado na Figura 24.

Figura 24 – Pré-aquecimento das geratrizes: (a) forno de aquecimento resistivo; (b) controle de temperatura no interior das geratrizes.

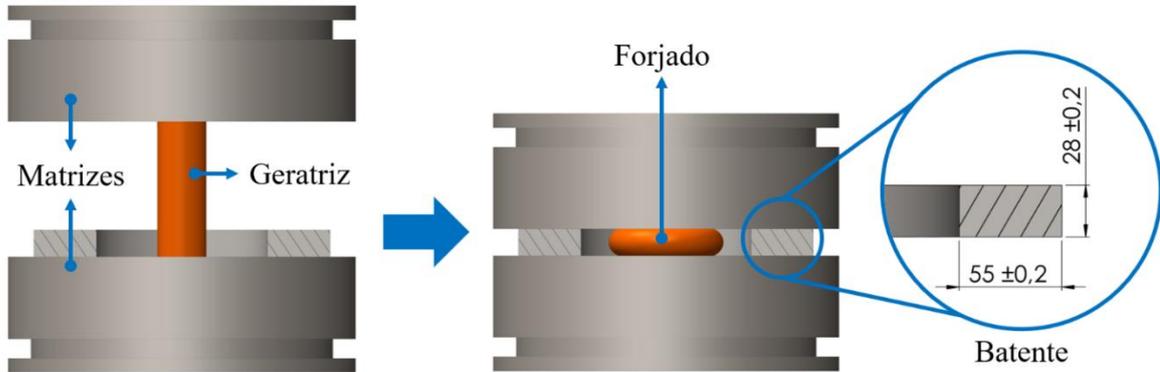


Fonte: O Autor.

Em razão da queda de temperatura da geratriz durante seu transporte do forno para a prensa, no início do forjamento essa apresentou uma temperatura de $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$. A taxa de deformação média durante o processo foi de aproximadamente $5,8 \cdot 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ e a força máxima registrada no

processo não ultrapassou o valor de 115 t. Objetivando um melhor controle dimensional se utilizou ao decorrer do forjamento um batente com a altura final da peça forjada (28 mm), conforme ilustrado na Figura 25.

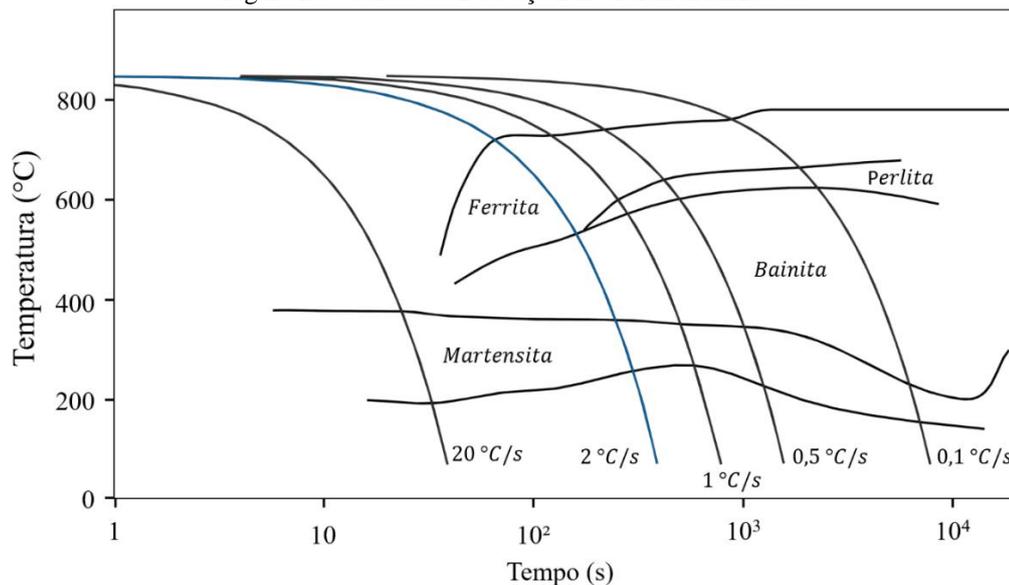
Figura 25 - Operação de forjamento a quente.



Fonte: O Autor.

Após o processo de deformação a quente as amostras forjadas em aço DIN 20MnCr5 foram resfriadas ao ar, conforme o procedimento comumente empregado a este material. Entretanto, os componentes forjados em aço DIN 18MnCrSiMo6-4 foram submetidos a uma taxa de resfriamento de 2 °C/s. De acordo com a curva de transformação contínua (CCT), obtida por ensaios de dilatométrica e apresentada na Figura 26, esta taxa de resfriamento permite a obtenção de uma microestrutura composta predominantemente por bainita e ferrita.

Figura 26 - Curva CCT do aço DIN 18MnCrSiMo6-4.

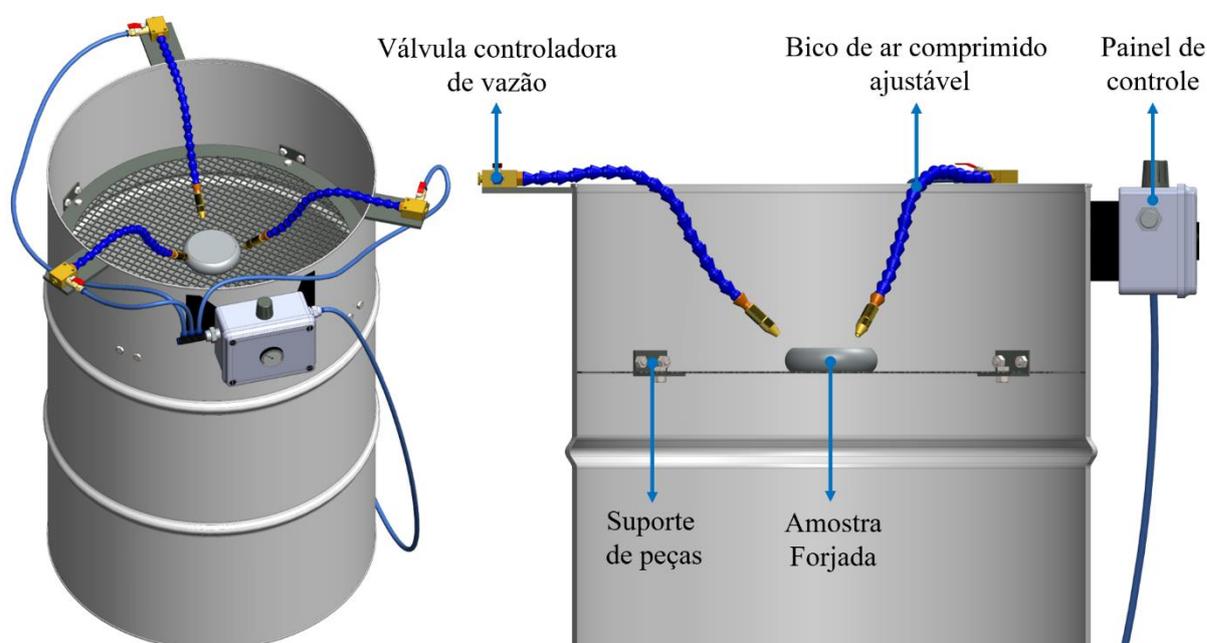


Fonte: Adaptado de Silveira (2019).

O resfriamento dos componentes forjados em aço DIN 18MnCrSiMo6-4 foi realizado em um dispositivo de resfriamento controlado, Figura 27, desenvolvido pelo Grupo de Engenharia

de Superfícies (GES), com sede no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da UFRGS. Este equipamento é acionado por um compressor de ar e possui válvulas que proporcionam o controle da vazão do ar, o que permite a obtenção de diferentes taxas de resfriamento. Durante o procedimento foi registrado uma vazão de 5,5 m/s, sendo a temperatura das peças no início do resfriamento de 930 °C. Posteriormente ao atingir a temperatura ambiente (20 ± 5 °C), as peças forjadas foram submetidas a um leve jateamento em um gabinete de jateamento por sucção GS-9075X (CMV) visando a remoção das carepas oriundas do processo, bem como uma inspeção visual em busca de eventuais defeitos.

Figura 27 - Dispositivo de resfriamento controlado.

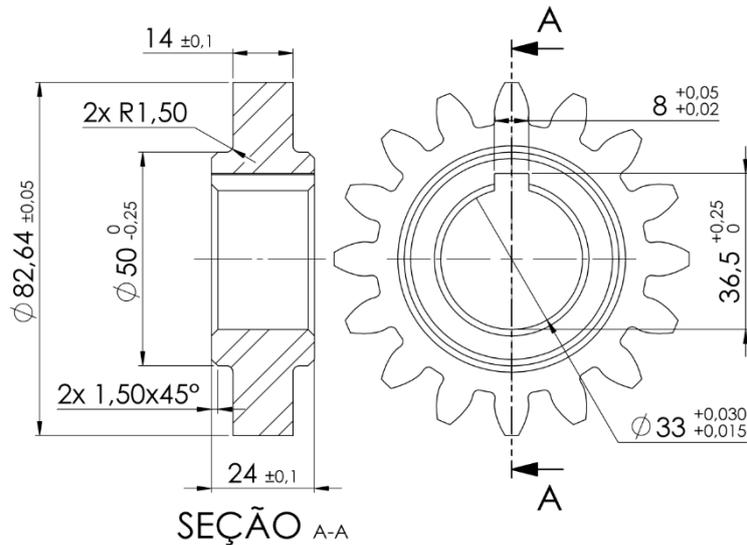


Fonte: O Autor.

3.3 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO PÓS FORJAMENTO

A geometria selecionada no decorrer desta pesquisa para a averiguação dos diferentes comportamentos em fadiga, que as rotas de fabricação sob investigação podem proporcionar a componentes mecânicos, possui como base o modelo FZG-C. As características geométricas do pinhão FZG-C são apresentadas na Figura 28. A mesma geometria também foi utilizada em pesquisas realizadas por Kattelus, Miettinen e Lehtovaara (2018); Rego (2016); Muraro *et al.* (2012); Koda (2009); Martins *et al.* (2009); Zafošnik *et al.* (2007) e Magalhães (2003).

Figura 28 - Características dimensionais do pinhão FZG-C.



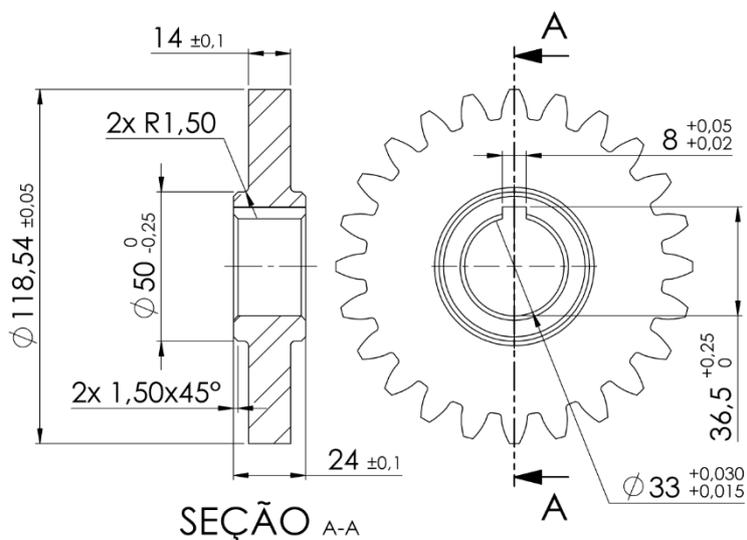
Característica	Dimensão
Número de dentes	16
Módulo	4,5
Coefficiente de correção	0,182
Diâmetro primitivo	72 mm
Diâmetro primitivo corrigido	73,2 mm
Ângulo de pressão	20°
Ângulo de pressão corrigido	22,44°



Fonte: Adaptado de Rego (2016) e Koda (2009).

O pinhão FZG-C possui 16 dentes e seus flancos carregados são as superfícies investigadas durante o estudo. Ao decorrer desta pesquisa, se fez o uso de três pinhões manufacturados conforme a rota de fabricação proposta em conjunto com o aço DIN 18MnCrSiMo6-4, e três pinhões obtidos através da rota de manufatura comumente empregada ao aço DIN 20MnCr5. Este componente mecânico faz conjunto com uma coroa cujo projeto também é baseado no modelo FZG-C. As dimensões desta roda dentada estão representadas na Figura 29.

Figura 29 - Características dimensionais da coroa FZG-C.



Característica	Dimensão
Número de dentes	24
Módulo	4,5
Coefficiente de correção	0,171
Diâmetro primitivo	108 mm
Diâmetro primitivo corrigido	109,54 mm
Ângulo de pressão	20°
Ângulo de pressão corrigido	22,44°



Fonte: Adaptado de Rego (2016) e Koda (2009).

As coroas utilizadas durante este trabalho foram manufaturadas a partir de barras laminadas em aço DIN 20MnCr5. Os processos de usinagem e os tratamentos de endurecimento superficial aplicados a estes componentes foram os mesmos empregados aos pinhões fabricados em aço DIN 20MnCr5.

No decorrer das operações de usinagem, os forjados de ambos os materiais foram direcionados a um torno CNC onde foram submetidos a operações de furação, desbaste e acabamento da pré-forma, na sequência encaminhou-se as peças a uma brochadeira onde se produziu o rasgo de chaveta.

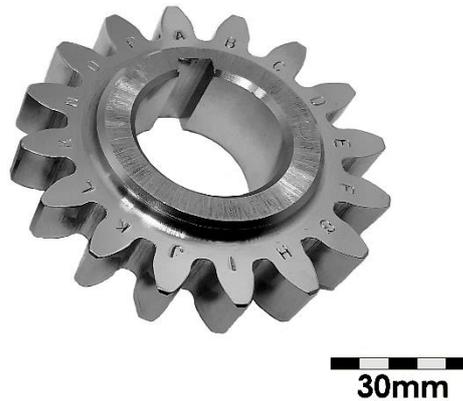
Subsequentemente, os componentes mecânicos pré-usinados foram levados a uma geradora de dentes. O dentado das engrenagens foi gerado por uma fresa caracol (*hob*). Esta classe de ferramental possui espiras interrompidas por sulcos em forma de lâminas de corte e trabalha de maneira conjugada com a peça ao decorrer do processo. A ferramenta avança sobre a peça de maneira axial cortando os vãos entre os dentes cinematicamente, cada dente da engrenagem é cortado por múltiplos dentes do caracol (NORTON, 2013; MAZZO, 2013; KLOCKE, 2011).

Posteriormente as engrenagens FZG-C (pinhões e coroas) tiveram seus dentes identificados através de puncionamento manual. As marcações geradas por este processo têm por objetivo auxiliar no controle da evolução dos danos durante os ensaios de fadiga de contato.

Para a retificação dos dentes das engrenagens FZG-C foi utilizado o método de retificação por forma. Este processo é realizado dente a dente por um rebolo confeccionado com diamantes sintéticos ou CBN, em formato de disco, com o seu perfil igual ao do vão entre os dentes da engrenagem (MAZZO, 2013). O processo remove pequenas quantidades de material melhorando o acabamento superficial do componente mecânico. A retificação pode ser empregada como meio de correção de distorções geométricas, presentes em engrenagens submetidas a tratamentos de endurecimento superficial que requerem altas temperaturas, como os aplicados aos pinhões manufaturados em aço DIN 20MnCr5 (NORTON, 2013).

O polimento dos flancos dos dentes foi realizado em um moto esmeril *BT3600 - 1/2 HP (Black & Decker)* que opera a uma rotação de 3450 rpm. Durante esta operação se utilizou rodas de pano, algodão e feltro para polimento, juntamente com uma massa de polimento *Pratalux* úmida, indicada para materiais metálicos. Estudos alegam que o estado prévio de superfícies submetidas a tratamentos de nitretação a plasma possuem grande influência na formação das camadas nitretadas, portanto, o processo de polimento foi realizado precedentemente ao tratamento de nitretação (ROCHA, 2000; ROCHA; STROHAECKER; HIRSCH, 2003; GAO, 2008). A geometria final do pinhão FZG-C pode ser visualizada na Figura 30.

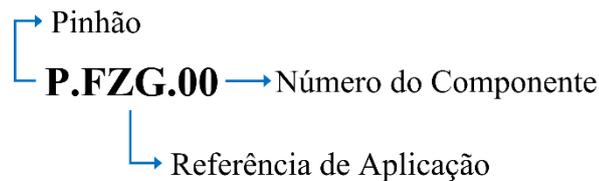
Figura 30 – Geometria final do pinhão FZG-C.



Fonte: O Autor.

Para fins de identificação, empregou-se aos pinhões um sistema de codificação, conforme apresentado pela Figura 31. Na Tabela 5 são listados os pinhões utilizados durante este trabalho.

Figura 31 - Estratégia de codificação dos pinhões FZG-C.



Fonte: O Autor.

Tabela 5 - Identificação dos pinhões FZG-C.

Condição	Código
Pinhões manufacturados em aço DIN 20MnCr5 cementado	P.FZG.01
	P.FZG.02
	P.FZG.03
Pinhões manufacturados em aço DIN 18MnCrSiMo6-4 nitretado a plasma	P.FZG.04
	P.FZG.05
	P.FZG.06

Fonte: O Autor.

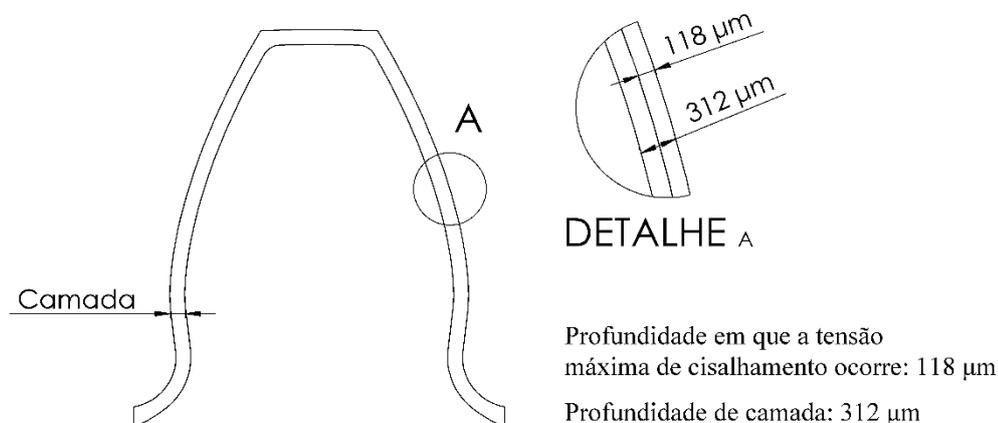
3.3.1 Profundidade de Camada

A determinação da mínima profundidade de camada que os tratamentos termoquímicos devem proporcionar aos componentes, a fim de suprir as solicitações impostas às engrenagens durante os ensaios de fadiga, foi realizada com o auxílio do método analítico de Hertz. Com o emprego deste método é possível determinar a profundidade em que a máxima tensão cisalhante ocorre durante o contato entre engrenagens de dentes retos, e a partir deste valor projetar a mínima profundidade de camada (MENEZES *et al.* 2020). Para a realização dos cálculos são

necessárias informações relacionadas às configurações geométricas das engrenagens, cargas aplicadas ao conjunto e propriedades dos materiais. (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014; HERTZ, 1881).

Aplicando as equações que descrevem os parâmetros de contato entre dois cilindros às engrenagens FZG-C, constata-se que a profundidade em que a máxima tensão cisalhante ocorre é de 188 μm . O procedimento de cálculo é exposto no APÊNDICE B. Com o emprego de um coeficiente de segurança, se estimou que a mínima profundidade de camada deve possuir 312 μm , conforme exposto pela Figura 32.

Figura 32 - Mínima profundidade de camada dos tratamentos termoquímicos.



Fonte: O Autor.

3.3.2 Tratamentos Térmicos e Termoquímicos Aplicados ao Aço DIN 20MnCr5

Posterior ao forjamento os produtos fabricados em aço DIN 20MnCr5 foram direcionados ao processo de normalização. A técnica envolve a austenitização do componente mecânico seguido de um resfriamento ao ar. O método possui como resultante a uniformização da microestrutura do material que proporciona uma melhor usinabilidade e controle dimensional durante processos de cementação (SANTOS, 2021; DAVIS, 2005).

O tratamento termoquímico que objetiva o endurecimento superficial dos pinhões e coroas FZG-C manufacturados em aço DIN 20MnCr5 possui uma sequência de cementação a gás, têmpera (em óleo) e revenimento. O potencial de carbono durante a cementação foi concedido pelo gás enriquecedor propano, tendo o metano como gás transportador (REGO, 2016; RÉTI, 2002).

Com o propósito de acelerar a difusão dos átomos de carbono na superfície da peça, o primeiro estágio do procedimento de cementação faz o uso de altos valores de temperatura e potencial de carbono. Ambos os valores são reduzidos nos estágios subsequentes, o que fornece uma distribuição de carbono mais homogênea ao longo da superfície e uma difusão de maior

profundidade em direção ao núcleo do componente mecânico (KRAUSS, 1991). Para Mazzo (2013) a profundidade de camada cementada aplicada a engrenagens com módulos entre 4,5 e 7 deve ser de $1 \pm 0,2$ mm. Os parâmetros aplicados ao aço DIN 20MnCr5 para atender esta recomendação estão expostos na Tabela 6.

Tabela 6 - Parâmetros de cada etapa dos processos térmicos aplicados ao aço DIN 20MnCr5.

Fase	Temperatura (°C)	Tempo (h)	Potencial de Carbono (%)	Meio de Resfriamento
Normalização	920±10	02:30		Ar
Cementação (estágio 01)	930±10	04:30	1,10	
Cementação (estágio 02)	930±10	04:30	0,80	
Cementação (estágio 03)	850±10	01:00	0,80	Óleo
Revenimento	180±5	05:00		Ar

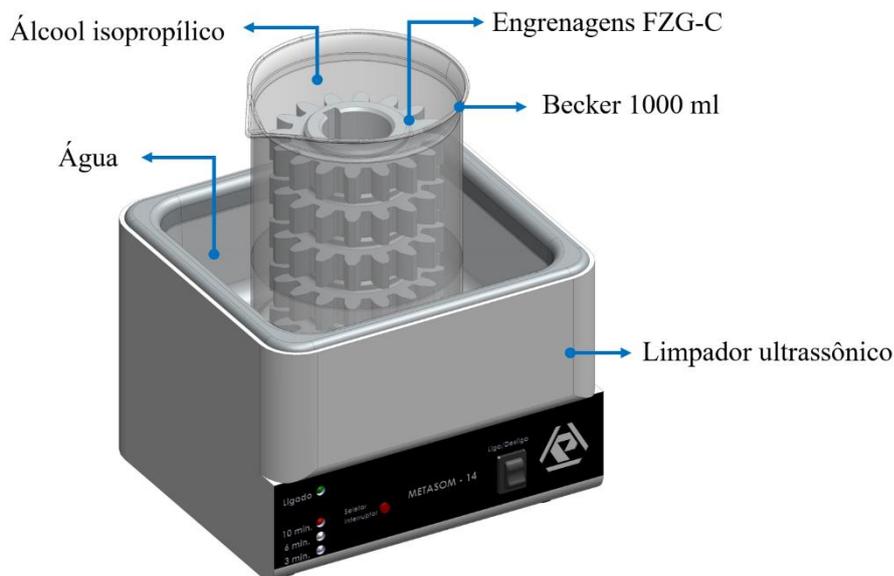
Fonte: O Autor.

3.3.3 Tratamento de Nitretação a Plasma Aplicado ao Aço DIN 18MnCrSiMo6-4

Previamente ao tratamento termoquímico de nitretação a plasma, os pinhões manufaturados em aço DIN 18MnCrSiMo6-4 foram submetidos a um procedimento de limpeza que objetiva a remoção de impurezas oriundas dos processos precedentes. A operação, representada pela Figura 33, foi realizada em um limpador ultrassônico *METASON-14 (Panambra)*, onde os componentes foram submersos em álcool isopropílico durante 30 minutos.

O procedimento de nitretação a plasma foi executado em um equipamento experimental desenvolvido pelo GES. O forno do equipamento é provido de uma câmara de vácuo de dimensões $\varnothing 630$ mm x 680 mm, totalizando um volume interno de aproximadamente 212 L. A alimentação e monitoramento do fluxo de gases do equipamento conta com fluxômetros de massa controlados por um módulo *MKS Type 247D*. O forno de nitretação também dispõe de uma bomba mecânica de duplo estágio *Vacuum Pump (Alcatel)* que permite um bombeamento de 27 m³/h. O controle da pressão interna da câmara é exercido por um sistema *MKS 600 Series Pressure Controller*, esse controla a vazão de saída para a bomba mediante o posicionamento angular de uma válvula do tipo borboleta, o sistema é retroalimentado por um manômetro eletrônico *Baratron*. A instrumentação do equipamento compreende a medição de tensão, corrente, frequência, temperatura, pressão e visualização das ondas providas da fonte de potência (OLIVEIRA, 2017).

Figura 33 - Procedimento de limpeza das engrenagens com o uso de um limpador ultrassônico.



Fonte: O Autor.

No transcorrer dos tratamentos de nitretação a plasma realizados neste trabalho se fez o uso de uma fonte de potência pulsada. O controle de sua potência pode ser exercido variando a amplitude de seu sinal, através do transformador variável ou se modificando o ciclo de trabalho (*duty cycle*) do chaveamento da fonte. Diferente das fontes retificadas que emitem um sinal de potência senoidal retificado, o sinal emitido por esta fonte pulsada dispõe de um formato de onda quadrada e opera com 10 kHz de frequência. O emprego deste tipo de fonte permite um melhor controle e estabilidade da descarga anômala durante o tratamento, evitando a abertura de arcos elétricos (OLIVEIRA, 2017; PESSIN, 1999).

Para a execução do processo de nitretação os pinhões FZG-C foram arranjados em um dispositivo desenvolvido durante esta pesquisa, ilustrado na Figura 34. Este dispõe de espaçadores que permitem o empilhamento dos pinhões dentro da câmara de vácuo, chavetas de 8 mm x 7 mm x 24 mm que impedem a sobreposição da bainha de plasma e ocorrência de cátodo oco e de uma chapa protetora sobreposta a bases cerâmicas que tem como objetivo evitar o sobreaquecimento das vedações da câmara e a metalização do tubo de borossilicato localizado sob o dispositivo. O controle da temperatura no interior dos dentes das engrenagens ao longo do processo termoquímico foi realizado por meio de uma amostra falsa de mesma geometria dos componentes submetidos ao tratamento. Esta amostra possui um furo em um de seus dentes no qual um termopar Tipo K foi acoplado permitindo o controle da temperatura nesta região específica do componente. A fim de evitar aberturas de arcos elétricos e subsequente rompimento do termopar, este foi protegido com tubos de borossilicato e miçangas cerâmicas.

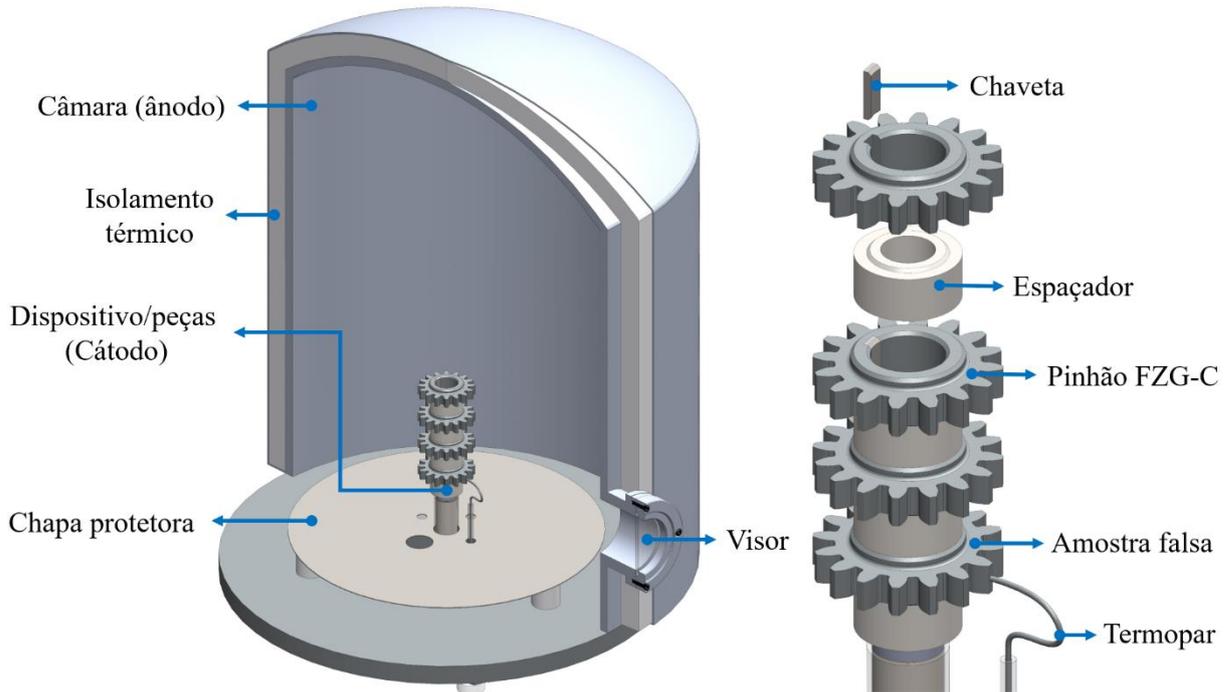
Os parâmetros utilizados durante o tratamento de nitretação a plasma realizado durante esta pesquisa são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 - Parâmetros utilizados para o tratamento termoquímico de nitretação a plasma.

Tempo	Temperatura	Composição gasosa	Potência	Pressão da mistura Gasosa
15 h	500 °C	76% N ₂ / 24% H ₂	0,6 kV	3 mbar

Fonte: O Autor.

Figura 34 - Equipamento experimental de nitretação a plasma e distribuição dos pinhões.



Fonte: O Autor.

No estudo realizado por DALCIN *et al.* (2020a) onde se investigou a resposta do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 à nitretação a plasma com o uso de um gás rico (76% N₂ / 24% H₂) se obteve maiores valores de dureza superficial em nitretações realizadas a 500 °C. Empregando este parâmetro de temperatura a camada endurecida aumenta de maneira significativa.

Conforme pode ser visualizado na Figura 35 (a), tratamentos que fazem o uso de uma mistura gasosa composta por 76% N₂ e 24% H₂, realizados em temperaturas superiores a 500 °C afetam a dureza de núcleo do substrato e não atingem elevados valores de dureza superficial. Nestas condições de temperatura há um conflito entre o efeito de endurecimento proporcionado pelo tratamento termoquímico e o efeito de redução de dureza do material em razão de seu superaquecimento. Adicionalmente, temperaturas deste patamar podem intensificar a ocorrência de defeitos como poros e trincas que comprometem a dureza da camada de compostos. Por outro lado, baixas temperaturas (≈ 400 °C) possuem uma camada resultante

com predominância da zona de difusão e demandam elevados tempos de tratamento para se atingir uma profundidade de camada satisfatória (DALCIN, 2021; DALCIN *et al.*, 2020a; SKONIESKI *et al.*, 2013).

Lampman (1991) expõe que processos termoquímicos de endurecimento superficial necessitam de calor para aumentar a difusão e que a profundidade dessa exibe uma dependência com o tempo, descrita pela Equação 1:

$$PC = k \cdot \sqrt{t} \quad (1)$$

Onde:

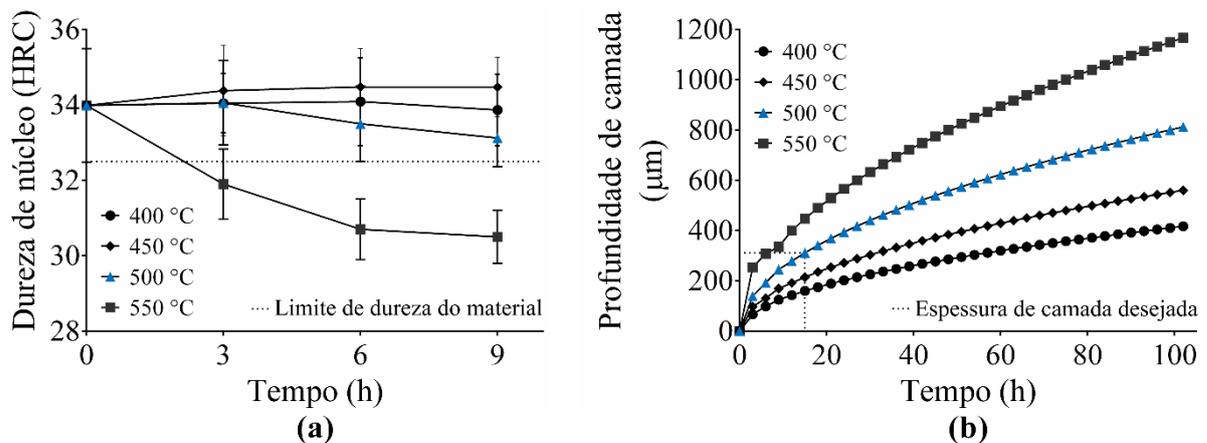
PC = Profundidade da camada (μm);

k = Constante de crescimento de camada;

t = tempo (h).

A constante de crescimento de camada (k) é dependente da temperatura, composição química do aço e da concentração da mistura gasosa utilizada. Em seu estudo Dalcin *et al.* (2020a) determinou que esta constante assume o valor de 80,5 para tratamentos de nitretação a plasma aplicados ao aço DIN 18MnCrSiMo6-4 a uma temperatura de 500 °C, fazendo o uso de um gás rico (76% N_2 / 24% H_2). Empregando a mínima profundidade de camada (312 μm) à Equação 1, se definiu que para a os parâmetros utilizados neste trabalho, o procedimento de nitretação deveria ter uma duração de 15 h, conforme exposto na Figura 35 (b).

Figura 35 - Parâmetros de nitretação a plasma do aço DIN 18MnCrSiMo6-4: (a) dureza de núcleo após nitretação em diferentes temperaturas; (b) estimativa do tempo de nitretação a plasma para produzir a profundidade de camada desejada.

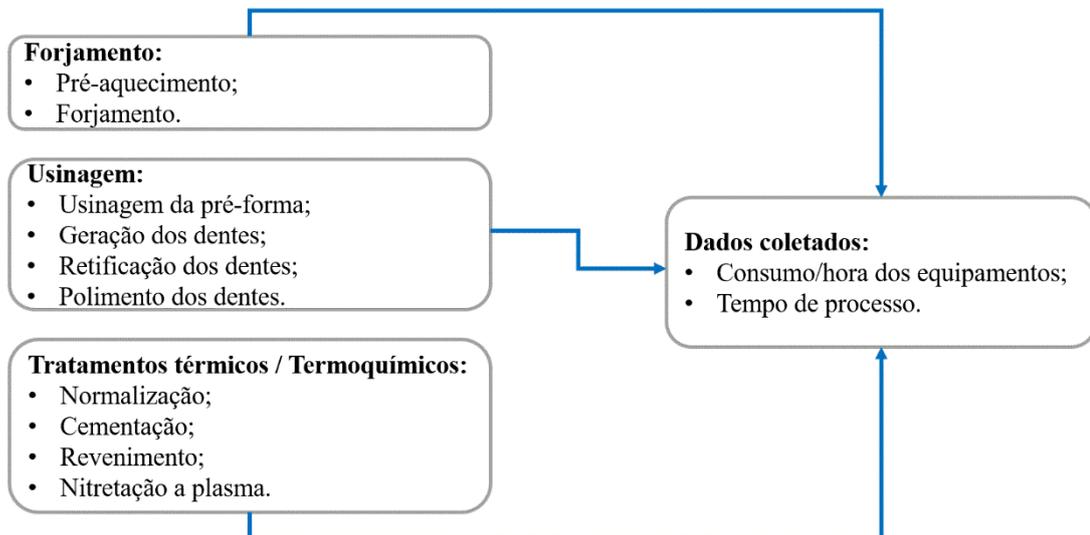


Fonte: Adaptado de Dalcin (2021).

3.1 CONSUMO ENERGÉTICO NA MANUFATURA DE ENGRENAGENS

A coleta de informações referente ao consumo energético de máquinas e equipamentos utilizados durante a manufatura de um lote experimental de pinhões FZG-C foi realizada a partir das especificações dos equipamentos envolvidos e dos tempos de processo de cada etapa de fabricação. A representação esquemática da coleta dos dados necessários para a análise do consumo energético de ambas as rotas de fabricação está exposta na Figura 36. Ressalta-se que os valores levantados podem variar de acordo com o maquinário utilizado e seu estado de conservação (RODRIGUES; FERREIRA; ROCHA, 2018; THIEDE, 2012). Após a obtenção dos dados de consumo energético por hora dos equipamentos e dos tempos de cada processo, esses foram correlacionados, e o consumo energético total de cada rota de fabricação foi obtido.

Figura 36 - Coleta de dados para a análise do consumo energético das rotas de fabricação sob investigação.



Fonte: O Autor.

3.2 CARACTERIZAÇÃO DOS FORJADOS

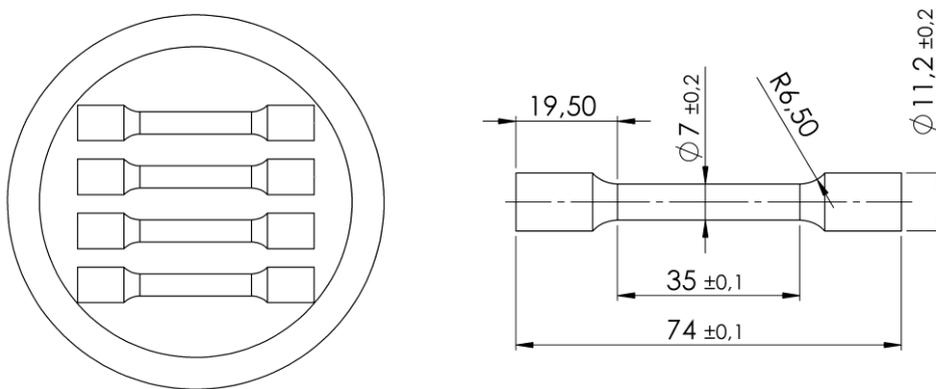
Tendo como objetivo a caracterização das propriedades mecânicas após forjamento do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 e do aço ferrítico-perlítico DIN 20MnCr5, amostras foram preparadas e submetidas a ensaios de tração, dureza, impacto e análises metalográficas. Os procedimentos realizados durante esta etapa da pesquisa são descritos a seguir.

3.2.1 Ensaios de Tração

Os corpos de prova destinados ao ensaio de tração foram obtidos conforme as especificações da norma ASTM E8/E8M (2016). A normativa permite variações em suas dimensões desde que seja mantida as proporções de geometria, conforme a disponibilidade de material na amostra/peça da qual eles são retirados. Para cada condição em estudo se manufaturou quatro

corpos de prova, suas dimensões e respectivas posições em relação ao componente forjado estão representados na Figura 37.

Figura 37 - Corpos de prova de tração e suas respectivas posições na amostra forjada.



Fonte: O Autor.

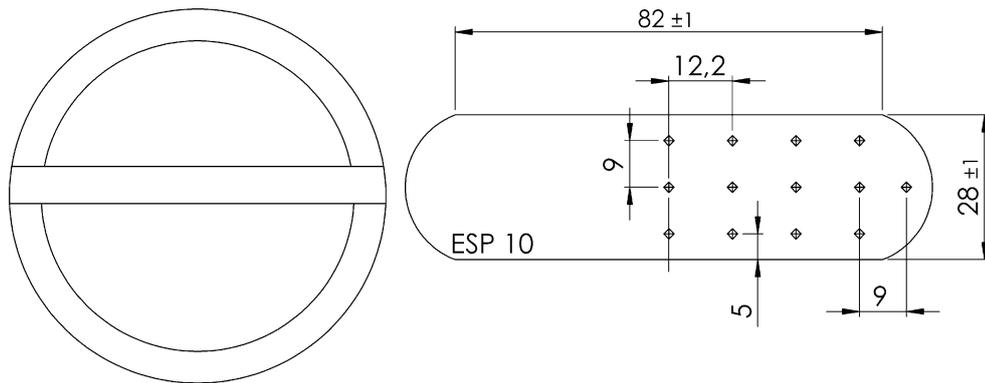
Durante o processo de usinagem buscou-se garantir uma mesma condição de acabamento para todas as amostras a fim de proporcionar a obtenção de resultados reproduzíveis e comparáveis, de acordo com as orientações da norma ASTM A1058 (2014). Os ensaios de tração foram executados no Laboratório de Ensaios Mecânicos e Metalúrgicos (LABEMM) do IFC, Campus Luzerna – SC, em uma máquina universal de ensaios mecânicos *DL 10000* (*EMIC*), com capacidade máxima de 10 t. A velocidade de deslocamento empregada no decorrer dos ensaios foi de 1 mm/s.

3.2.2 Medições de Dureza

A caracterização de dureza das amostras forjadas em aço DIN 20MnCr5 e DIN 18MnCrSiMo6-4 seguiu as especificações da norma ASTM E92 (2017). Para a obtenção dos dados de dureza se fez o uso do método de medição Vickers com uma carga de 30 kg aplicada durante 10 s, conforme representado na estratégia da Figura 38.

Este processo de caracterização foi executado no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) em um durômetro *Tukon 2100B* (*Wilson Instruments*). O equipamento faz o uso de um penetrador de diamante com formato piramidal que possui um ângulo de 136° entre faces opostas. O ensaio emprega as dimensões diagonais da impressão causada pelo penetrador sob ação de uma carga aplicada como indicador da medida de dureza a partir da Equação 2 (SANTOS, 2021; GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012).

Figura 38 - Estratégia empregada durante as medições de dureza das amostras forjadas.



Fonte: O Autor.

$$HV = 0,102 \cdot \frac{2 \cdot W \cdot \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}{d^2} \quad (2)$$

Onde:

HV = Dureza do componente medido em HV (*Vickers hardness*);

W = Carga (N);

d = Comprimento da diagonal da impressão (mm);

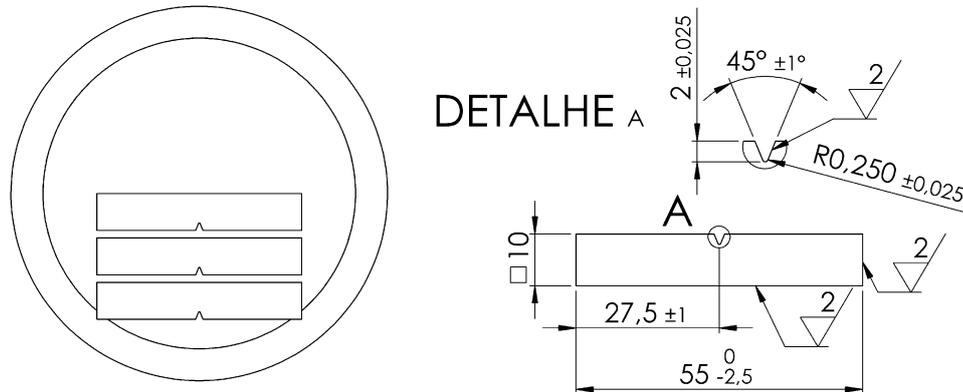
θ = Ângulo entre faces opostas do penetrador (°).

3.2.3 Ensaios de Impacto

Tendo como objetivo a obtenção dos valores de energia absorvida pelo material forjado até a sua fratura em temperatura ambiente, foram manufacturados corpos de prova seguindo as especificações da norma ASTM E23 (2007). A geometria utilizada durante o ensaio seleccionado para o estudo é o Tipo A (entalhe em V), suas especificações dimensionais e posicionamento em relação a amostra forjada são apresentados na Figura 39.

O método de ensaio empregado permite a verificação do comportamento do material quando submetido a uma aplicação de força, através de um martelo pendular, que resulta em uma taxa de deformação elevada e tensões multiaxiais associadas ao entalhe. Em virtude de o ensaio ser realizado em temperatura ambiente (20 ± 5 °C), os resultados obtidos caracterizam o comportamento do material em valores fixos e não a sua região de transição dúctil-frágil (SANTOS, 2021; GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012).

Figura 39 - Corpos de prova utilizados durante os ensaios de impacto e suas respectivas posições na amostra forjada.



Fonte: O Autor.

O respectivo ensaio foi efetuado no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Instituto Federal de Campo Largo – PR, em um equipamento de impacto *JB-300ª I/C (Jinan Time Shijin Instrument Co.)* com capacidade de 300 J. A energia absorvida durante o impacto é correspondente à diferença entre a energia potencial do pêndulo na altura de queda (altura do pêndulo antes do impacto) e a energia potencial do pêndulo na altura de rebote (altura do pêndulo após impacto) e pode ser descrita pela Equação 3 (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012).

$$E_{\text{impacto}} = M \cdot g \cdot (H_q - h_r) \quad (3)$$

Onde:

E_{impacto} = Energia absorvida no impacto (J);

M = Massa do pêndulo (kg);

g = Aceleração da gravidade (9,81 m/s²);

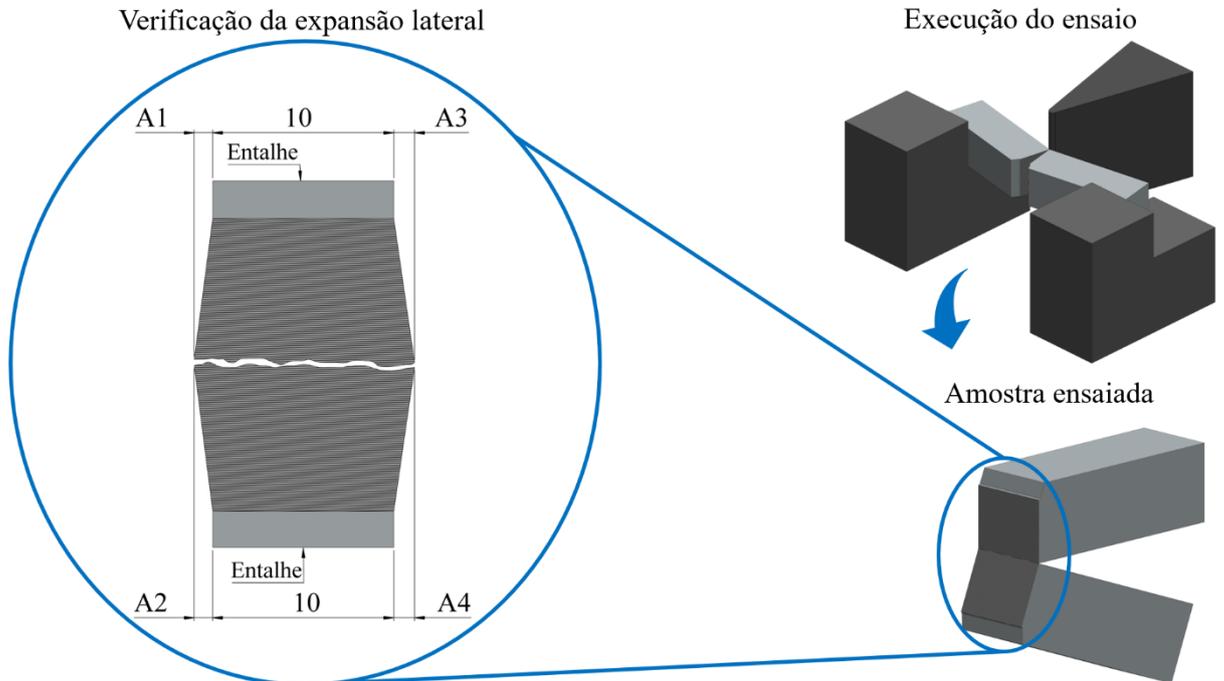
H_q = Altura de queda (m);

h_r = Altura de rebote (m).

A aferição da expansão lateral dos corpos de prova, após o ensaio de impacto, seguiu a metodologia proposta pela norma ASTM E23 (2007). No decurso das mensurações se levou em consideração o fato de que a fratura raramente é simétrica. Frente a este pressuposto, uma metade do corpo de prova ensaiado pode conter a expansão máxima para ambos os lados, apenas um lado ou nenhum. Diante disto, a expansão lateral foi mensurada em cada lado da amostra tendo como plano de referência a porção indeformada do corpo de prova, conforme exposto na Figura 40. No decorrer das medições computou-se os maiores valores de expansão

para cada parte da amostra, por exemplo: nos casos em que A1 foi maior que A2 e A3 menor que A4, a expansão resultante expressa a soma de A1 e A4.

Figura 40 - Metodologia de mensuração da expansão lateral após o ensaio de impacto.



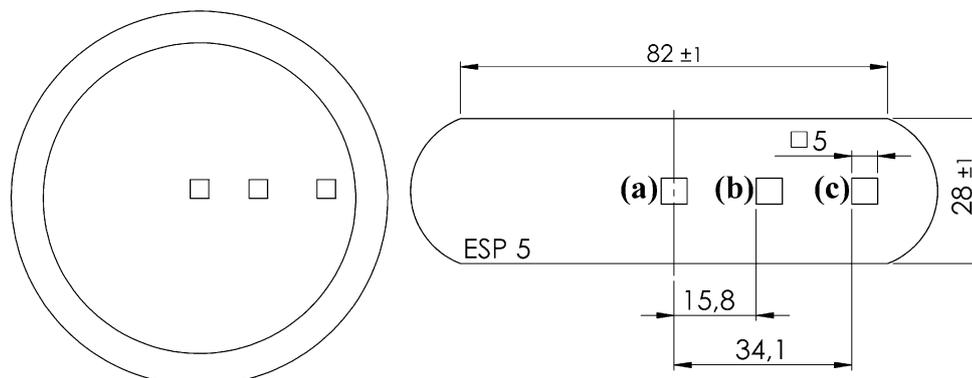
Fonte: Adaptado de ASTM E23 (2007).

3.2.4 Análises Metalográficas

A microestrutura dos componentes, proveniente do processo de forjamento, foi analisada nos Laboratórios de Metalografia e Microscopia da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR). Para tal, se selecionou três regiões de cada amostra forjada: núcleo (a), meio raio (b) e superfície (c), conforme exposto na Figura 41. Segundo o estudo realizado por Silveira *et al.* (2020) a região central da amostra forjada sofre menor influência do atrito presente na interface peça/matriz e menores perdas térmicas durante o processo de forjamento, fatores que a caracterizam como uma região provida de deformações homogêneas.

No decorrer da preparação metalográfica, os corpos de prova foram embutidos a quente em uma embutidora *Predopress (Struers)*. Posteriormente lixados de acordo com recomendações da norma ASTM E3 (2011), em uma lixadeira metalográfica dupla *Knuth-Rotor-3 (Struers)*. O polimento das amostras, usando pasta de diamante com granulometria de 1 μm , foi realizado em uma politriz semiautomática *EcoMet® 250 (Buehler)*, com os parâmetros descritos na Tabela 8. A limpeza das amostras foi realizada em um limpador ultrassônico *Metason 60T (Struers)*.

Figura 41 - Regiões da amostra forjada analisadas por microscopia óptica: (a) núcleo; (b) meio raio; (c) superfície.



Fonte: O Autor.

Tabela 8 - Parâmetros utilizados na politriz *EcoMet® 250* (Buehler).

Força	Tempo	Velocidade da base
15 N	30 min	150 rpm
Velocidade do cabeçote	Sentido de rotação cabeçote	Sentido de rotação base
30 rpm	Horário	horário

Fonte: O Autor.

Para revelar a microestrutura, se fez o uso do reagente NITAL 3%, com o qual se atacou quimicamente as amostras por meio de imersão. No decurso das análises metalográficas se fez o uso de um microscópio eletrônico BX51M (Olympus) e do software de análise de imagem analySIS.

3.3 ENSAIOS DE DESGASTE FZG

A máquina de ensaios, originalmente desenvolvida pelo instituto FZG da universidade de Munique - Alemanha, tem como objetivo verificar o desempenho de óleos lubrificantes através da análise de sua capacidade de carga na proteção dos dentes de engrenagens. O equipamento também permite estudos voltados ao comportamento de diferentes materiais e tratamentos superficiais aplicados em engrenagens, desde que se mantenha semelhança entre as condições do ensaio e se compare apenas os resultados de testes realizados com o mesmo lubrificante. (REGO, 2016; MARTINEZ, 2011; MAGALHÃES, 2003; MAGALHÃES, 1995).

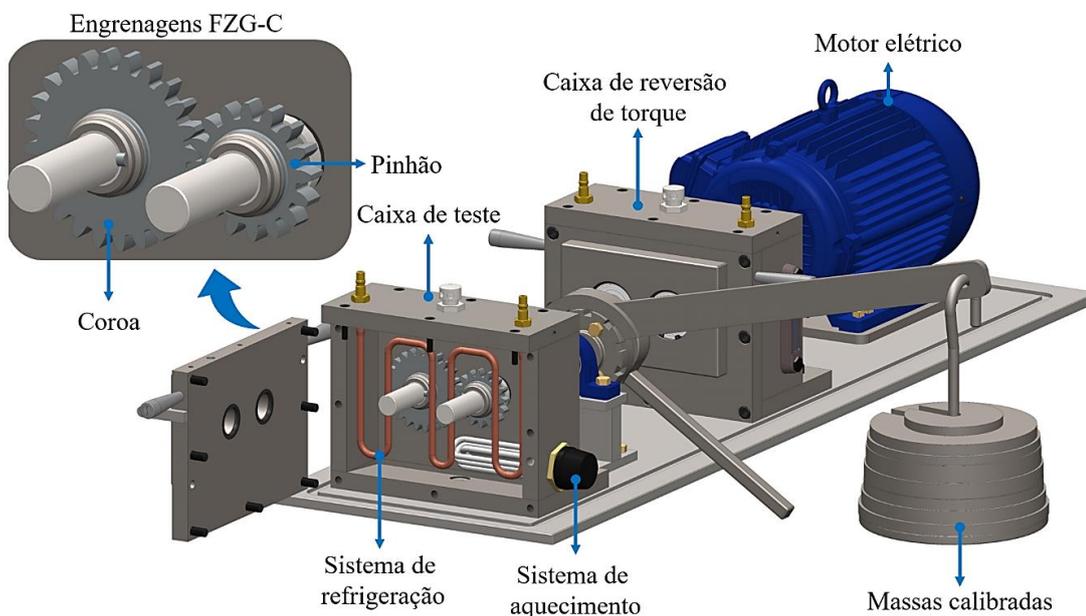
O equipamento FZG, representado na Figura 42, funciona através de uma configuração conhecida como circuito fechado de recirculação de potência ou *Four-Square*. O equipamento é composto por uma bancada onde a caixa de engrenagens de teste é montada do lado oposto da caixa de engrenagens de reversão de torque. Estas caixas são conectadas por eixos que configuram o sistema como um circuito fechado, sendo a coroa de reversão conectada a um

motor elétrico que aciona todo o conjunto. Os dentes do pinhão e da coroa de teste possuem uma largura de 14 mm, enquanto os das rodas dentadas que compõem a caixa de reversão de torque, possuem uma largura de 35 mm, razão pela qual suportam as solicitações impostas por diversos ensaios consecutivos sem a manifestação de avarias. (REGO, 2016; DAVIS, 2005; MAGALHÃES, 2003; McPHERSON; RAO, 2000).

O aquecimento do óleo lubrificante contido na caixa de teste é realizado por uma resistência elétrica tubular de 100 W. A elevação da temperatura tem como objetivo proporcionar uma aceleração na ocorrência dos fenômenos de desgaste, que ocorrem nos flancos dos dentes das engrenagens. A caixa de reversão de torque não apresenta um sistema de aquecimento, pois não se tem interesse em desgastar seus componentes de forma prematura.

O tribômetro também é equipado com um sistema de refrigeração, utilizado para o controle da temperatura do óleo. Dentre outros componentes, o conjunto é composto por um reservatório, uma bomba hidráulica e um trocador de calor. Este, juntamente com a resistência elétrica, proporciona uma mesma condição de temperatura durante os ensaios de fadiga. O monitoramento desta temperatura por todo o período de ensaio é realizado com o auxílio de um sistema de aquisição de dados.

Figura 42 - Representação de um Tribômetro FZG.

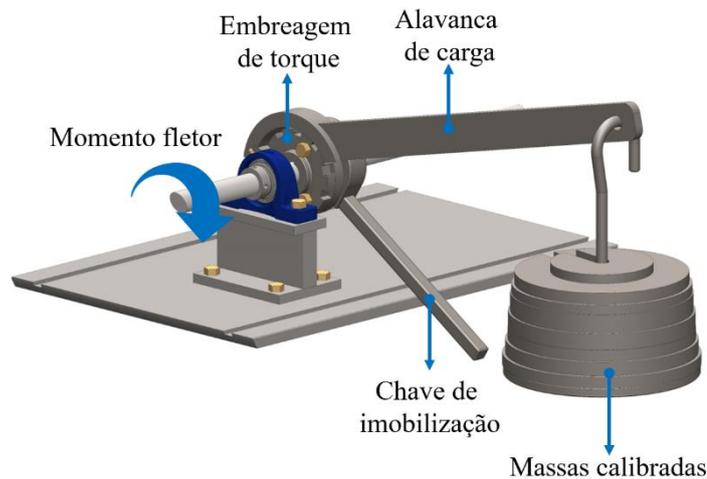


Fonte: Adaptado de ASTM D5182 (2019).

Durante o procedimento de ensaio as engrenagens a serem testadas são montadas na caixa de teste, onde posteriormente se adiciona dois litros de óleo lubrificante. O emprego de torque ao sistema é dado por uma embreagem de torque, conforme exposto na Figura 43. Durante o processo se acopla uma chave de imobilização à embreagem, que impede a rotação do eixo.

Posteriormente uma alavanca de carga é acoplada a embreagem, onde são suspensas massas calibradas, especificadas pela norma ASTM D5182 (2019), que geram um momento fletor no eixo. Um sistema de travamento, pertencente a embreagem de torque, mantêm os eixos tensionados durante todo o processo de ensaio. Durante este trabalho se fez o uso de uma carga K6, que proporciona ao sistema um torque de 135,5 N.m e de uma carga K9, que atribui ao sistema um torque de 302 N.m.

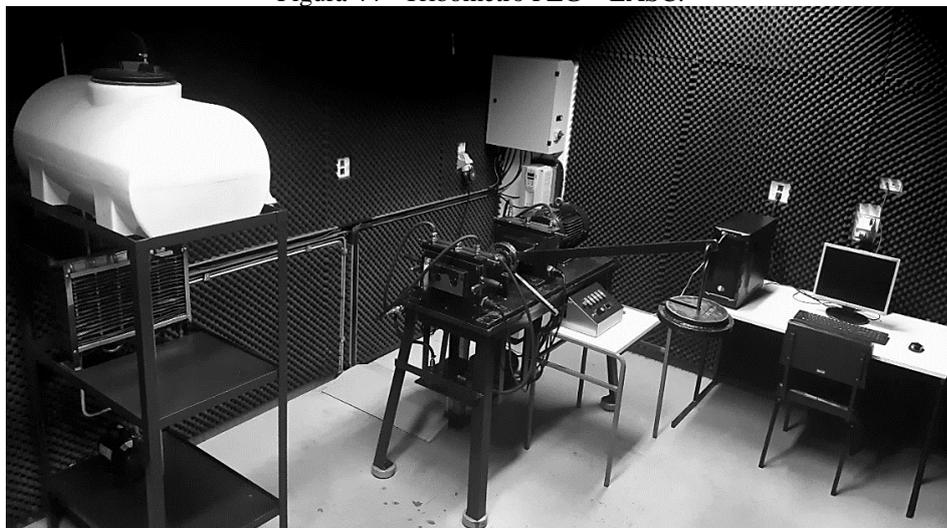
Figura 43 - Procedimento de aplicação de torque em um tribômetro FZG.



Fonte: Adaptado de ASTM D5182 (2019).

O equipamento utilizado neste trabalho foi o tribômetro FZG-LASC, exposto na Figura 44. O tribômetro foi desenvolvido pelo Laboratório de Superfícies e Contato (LASC) da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR). O equipamento possui uma distância entre centros de 91,5 mm e é equipado com um motor elétrico de 7,5 cv.

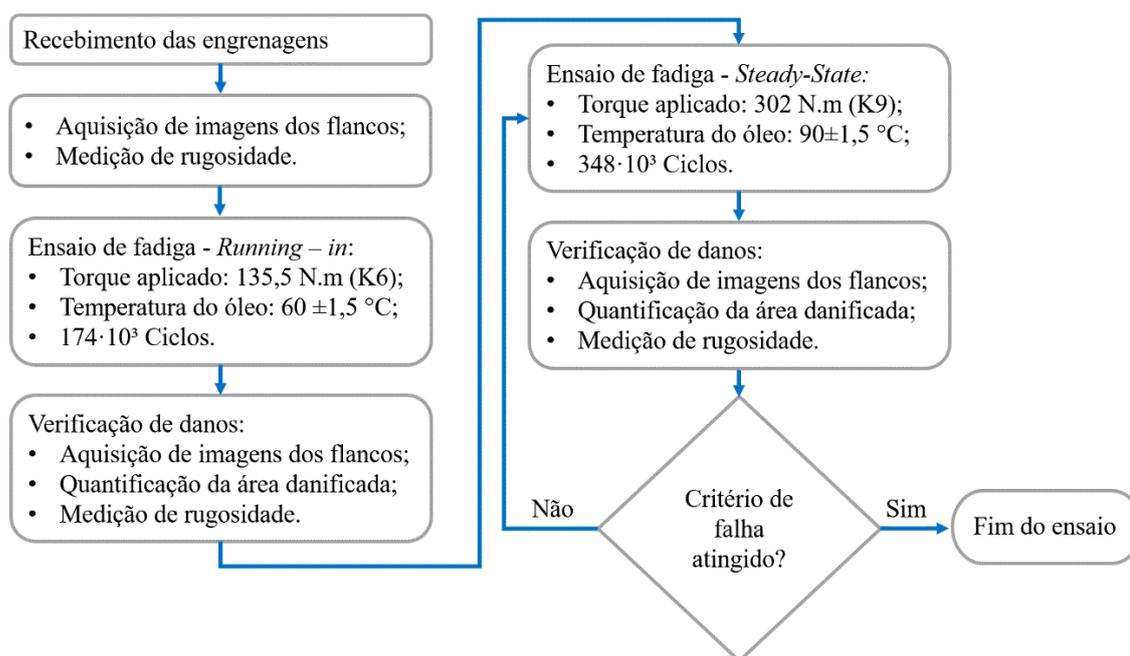
Figura 44 - Tribômetro FZG – LASC.



Fonte: O Autor.

Para cada grupo de engrenagens foram realizados três ensaios. Durante todos os ensaios conduzidos, a rotação do motor foi configurada em 967 rpm, o que resulta em uma velocidade de trabalho no pinhão de 1450 rpm, uma vez que a relação entre a coroa e o pinhão FZG-C é de 1:1,5. Com esta configuração, cada hora de ensaio representa para o pinhão 87000 ciclos. O óleo utilizado na caixa de teste foi o LUBRAX GL 5 90 (informações técnicas apresentadas no ANEXO A. A metodologia empregada durante a realização dos ensaios de fadiga de contato, para os dois grupos de engrenagens estudados, está representada na Figura 45.

Figura 45 - Metodologia empregada nos ensaios de fadiga de contato.



Fonte: O Autor.

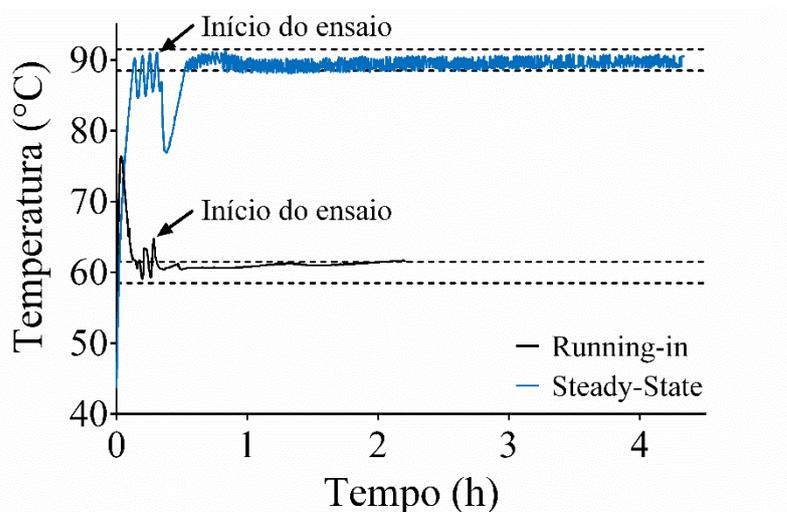
A primeira etapa do ensaio, denominada *Running-in*, tem por objetivo fornecer condições de estabilidade necessárias para o ensaio, removendo irregularidades provenientes da montagem do conjunto. Para sua execução o conjunto de engrenagens foi submetido a um torque de 135,5 N.m (Carga K6), que reflete em uma carga normal de 4 kN no diâmetro primitivo do dente. A temperatura empregada ao óleo durante o *Running-in* foi de $60 \pm 1,5$ °C. Esta etapa do ensaio contempla um total de 174000 ciclos. (MURARO *et al.*, 2012).

Para a etapa subsequente, denominada *Steady-State*, aplicou-se ao conjunto um torque de 302 N.m, que atribui ao diâmetro primitivo do pinhão uma força normal de 9 kN. A temperatura do óleo lubrificante durante este estágio do ensaio foi elevada para $90 \pm 1,5$ °C. O intervalo de parada empregado nesta fase do ensaio foi de 348000 ciclos. Ao se atingir a grandeza, o ensaio foi interrompido para a quantificação dos danos resultantes nos flancos e da rugosidade superficial. A etapa foi repetida até que se atingiu o critério de falha, definido pelo percentual

de dano existente em uma superfície. Durante este estudo o critério foi limitado ao valor de 4% da área total do flanco mais danificado (REGO, 2016; TOBIE; MATT, 2012; MURARO *et al.*, 2012; LI *et al.*, 2003).

O monitoramento da temperatura do óleo lubrificante contido na caixa de teste foi realizado através de um sistema de aquisição de dados e do *software FieldChart Lite 2.0.2.04 (Novus)*. Os dados coletados para os estágios de *Running-in* e *Steady-State* estão expostos na Figura 46.

Figura 46 - Monitoramento da temperatura do óleo durante os ensaios.

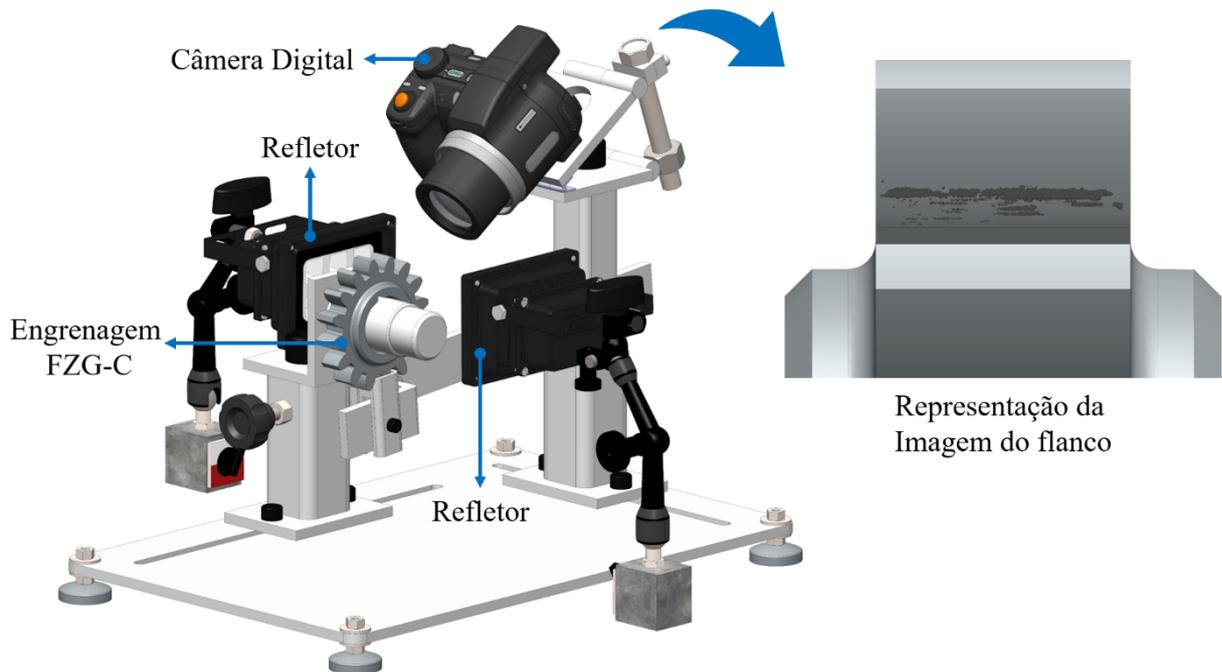


Fonte: O Autor.

Ao início do ensaio verifica-se uma instabilidade no comportamento da temperatura devido o sistema estar saindo de um estado estacionário. As linhas trastejadas presentes no gráfico representam os limites de $\pm 1,5$ °C, comprovando a estabilidade de temperatura durante o decorrer dos ensaios, o que garante uma condição análoga para todos os componentes ensaiados.

O acompanhamento da evolução dos desgastes nos flancos das engrenagens ao decorrer dos ensaios foi realizado por meio de imagem. Para tal, se utilizou um dispositivo desenvolvido no Laboratório de Superfícies e Contato (LASC) da UTFPR, representado na Figura 47. O dispositivo é equipado com refletores providos de luz difusa e com uma câmera fotográfica *PowerShot SX160 IS (CANON)*, esta possui um sensor CCD de 1/2.3" com 16 milhões de pixels efetivos. Com as configurações utilizadas na câmera se gerou imagens com 15925248 pixels efetivos (4608 x 3456 pixels – 180 DPI).

Figura 47 - Dispositivo para utilizado a aquisição de imagens dos flancos.



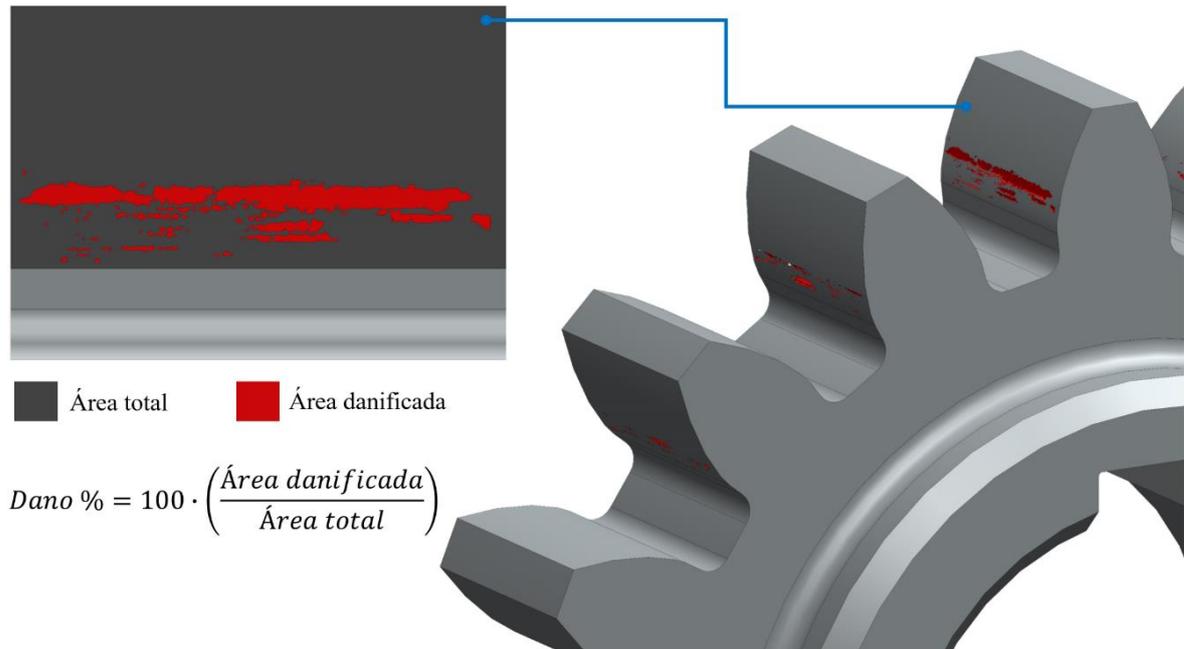
Fonte: O Autor.

O dispositivo permite ajustes como: altura da câmera, ângulo da câmera em relação ao flanco do dente, altura do suporte que comporta a engrenagem, assim como o posicionamento dos refletores. Essa gama de possíveis ajustes permite a escolha da melhor condição em termos de posicionamento para a obtenção das imagens. Uma vez definida a melhor posição dos componentes, o dispositivo garante uma mesma posição do flanco em relação a câmera para todas as imagens.

A preparação dos flancos dos pinhões para a aquisição de imagem consistiu na limpeza da peça com querosene e álcool isopropílico. Conforme explanado anteriormente, as imagens foram adquiridas da condição de fabricação dos pinhões e após cada etapa do ensaio de desgaste FZG.

O processo de quantificação dos danos foi realizado em todos os dentes dos componentes ensaiados, no entanto, o registro de desempenho foi elaborado com base no dente que primeiramente ultrapassou o critério de falha preestabelecido. A quantificação teve como princípio a correlação entre a área total do flanco do dente e a área danificada pelo ensaio, conforme ilustrado na Figura 48.

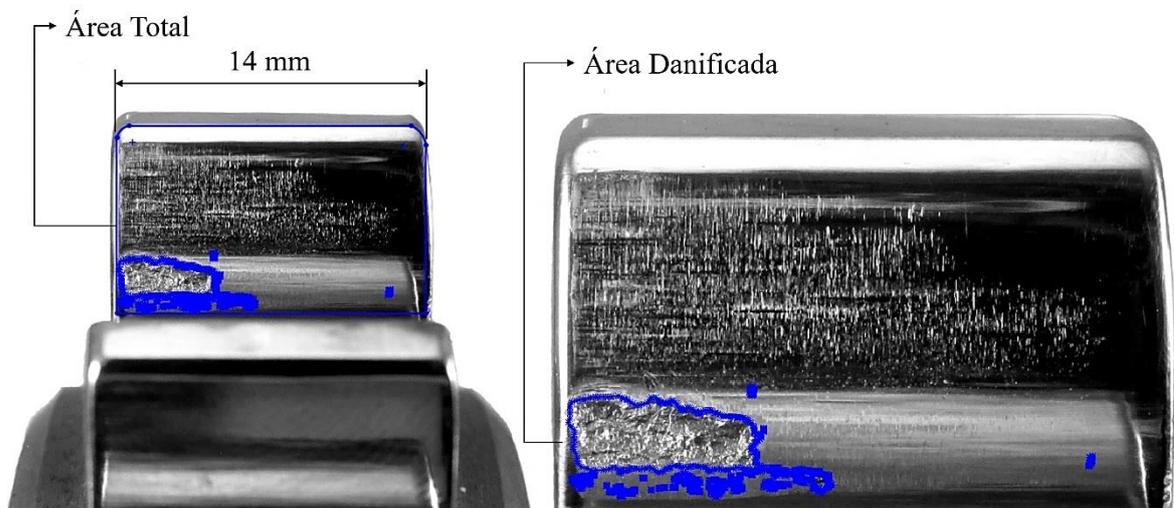
Figura 48 - Princípio de quantificação dos danos nos flancos das engrenagens.



Fonte: O Autor.

Para a realização do processo se fez o uso do *software* CAD *SOLIDWORKS*, desenvolvido pela *Dassault Systèmes S.A* (3DS, 2021). Após a importação da imagem para o *software* CAD, essa foi redimensionada para que a largura total do dente representasse 14 mm. Na sequência, através das ferramentas de esboço (*sketch*) disponíveis, realizou-se o contorno dos danos sobre a imagem importada, assim como a criação de um esboço representativo da área total do flanco, conforme representado na Figura 49. Por fim, as áreas pertencentes a estes dois esboços foram correlacionadas, gerando o valor percentual dos danos sofridos pelo dente em questão.

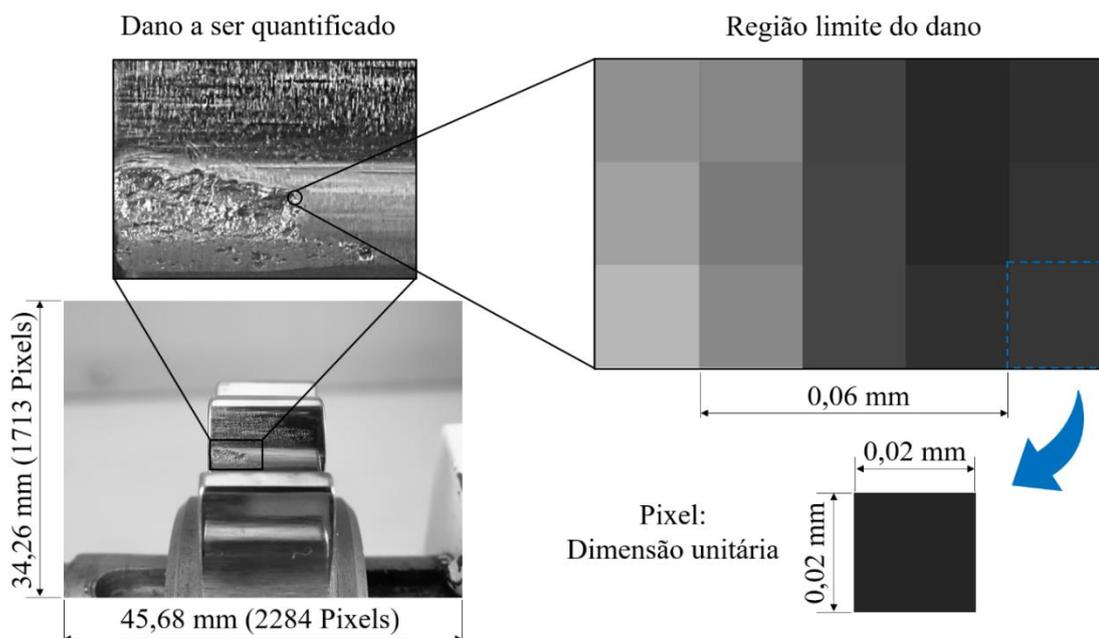
Figura 49 - Procedimento de quantificação de danos utilizando o *software* *SOLIDWORKS*.



Fonte: O Autor.

Após o seu redimensionamento, na área de projeto do *software CAD SOLIDWORKS*, a imagem do flanco passa a ser representada por 2284 x 1713 pixels, onde cada um destes elementos de imagem possui um valor unitário de 0,02 mm de lado. Durante a criação dos esboços de contorno, se respeitou um limite de três pixels, assumindo assim uma margem de erro de até 0,06 mm, conforme representado na Figura 50.

Figura 50 - Determinação da margem de erro empregada durante as quantificações.



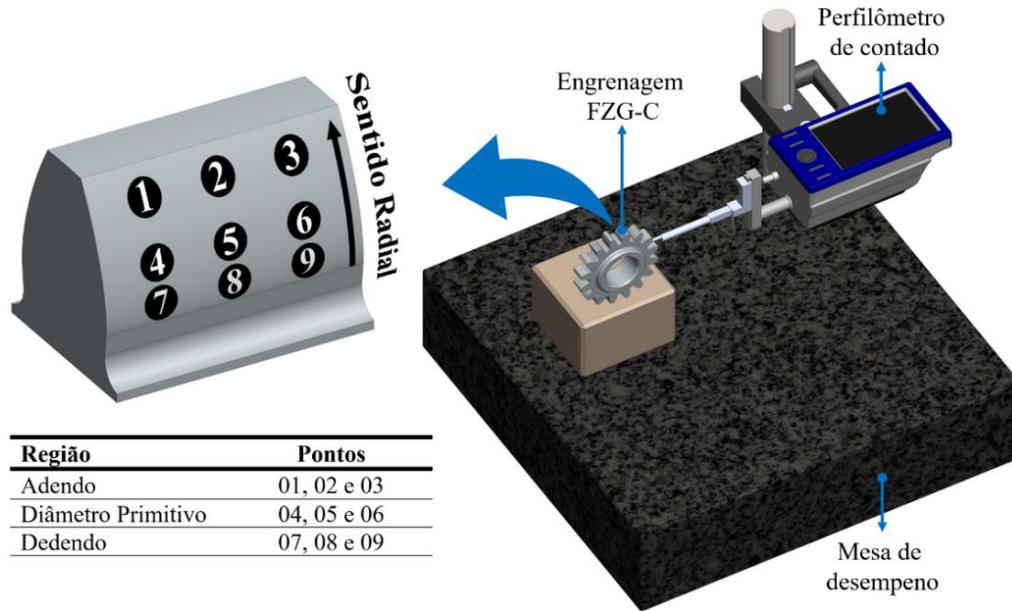
Fonte: O Autor.

3.3.1 Medição dos Parâmetros de Rugosidade das Engrenagens

A aferição da rugosidade dos flancos das engrenagens, em seu estado de fabricação e após cada etapa do ensaio executado no tribômetro FZG-LASC, foi realizada na direção radial do componente em nove pontos do dente, conforme demonstrado na Figura 51. Para a execução deste procedimento foram selecionados três dentes de cada pinhão ensaiado.

Tendo como objetivo o entendimento dos fenômenos de desgaste por fadiga de contato em engrenagens de dentes retos, se acompanhou ao longo deste trabalho os parâmetros R (parâmetros calculados a partir de um perfil de rugosidade) apresentados pela norma NBR ISSO 4287 (2002) como parâmetros de amplitude: Ra, Rq e Rz, e o parâmetro de espaçamento RSm. O monitoramento foi realizado em três regiões de cada dente aferido: adendo, diâmetro primitivo e dedendo. O equipamento utilizado para esse fim foi um perfilômetro de contato *Sultronic S-128 (Taylor Hobson)*, provido de um apalpador de diamante do tipo agulha conesférica com um raio de ponta de 5 μm (*Tipo 112-4701-01*), do Laboratório de Superfícies e Contato (LASC-UTFPR).

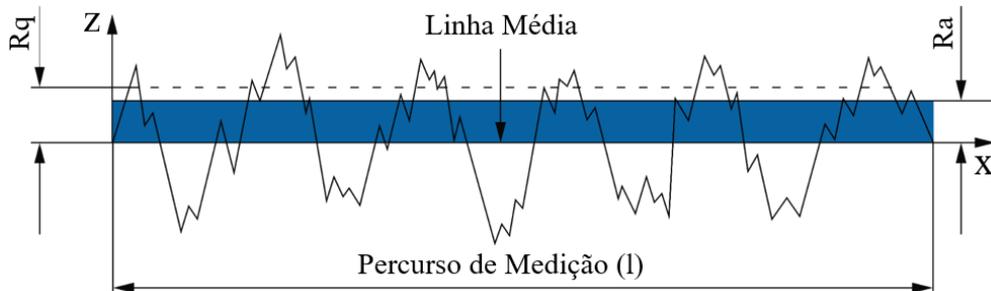
Figura 51 - Procedimento de aferição de rugosidade dos flancos das engrenagens.



Fonte: O Autor.

O perfilômetro de contato é conectado a um computador e faz o uso do *software TalyProfile Lite 7.1* que possibilita plotar os perfis de rugosidade e verificar os valores referentes aos parâmetros de amplitude e espaçamento da superfície analisada. Para a determinação de R_a o *software* realiza o cálculo da média aritmética dos valores absolutos presentes no eixo das ordenadas (Z) em relação a uma linha média dentro do percurso de medição (l), através da Equação 4. Já o parâmetro R_q é definido pela raiz quadrada da média dos valores das ordenadas do perfil, através da Equação 5. Este parâmetro evidencia os picos do perfil de maneira mais acentuada quando comparado ao R_a (COSTA; GOMES, 2010; NBR ISO 4287, 2002). A representação da determinação de R_a e R_q é apresentada na Figura 52.

Figura 52 - Determinação dos parâmetros de amplitude R_a e R_q .



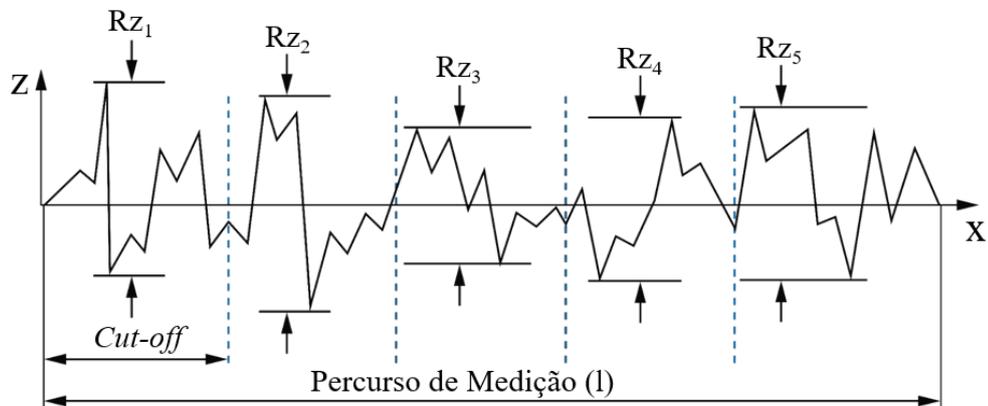
Fonte: Adaptado de NBR ISO 4287 (2002).

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |Z(x)| dx \quad (4)$$

$$Rq = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l Z^2(x) dx} \quad (5)$$

Para a obtenção do parâmetro de amplitude Rz, representado pela altura máxima do perfil, o software *TalyProfile Lite 7.1* executa o cálculo da média das amplitudes presentes em cada um dos cinco segmentos do perfil de rugosidade (*cut-off*) através da Equação 6, conforme ilustrado pela Figura 53. Esse parâmetro informa a distribuição média da superfície vertical e é mais sensível que o Ra em relação a mudanças no acabamento da superfície, especialmente quando amplitudes máximas estão sendo examinadas (NBR 4287, 2002).

Figura 53 - Determinação do parâmetro de amplitude Rz.

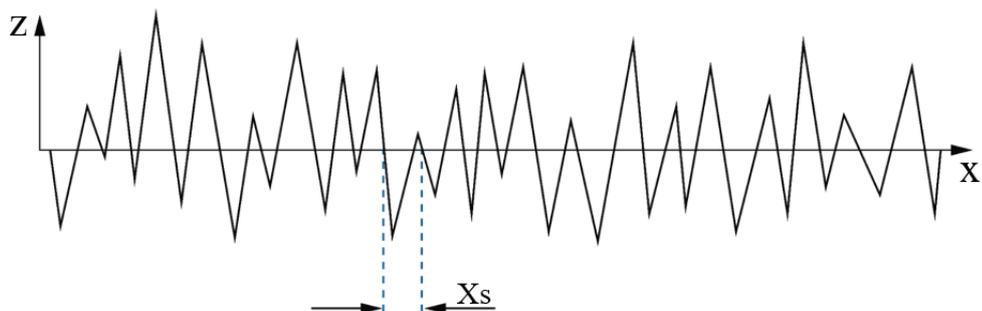


Fonte: Adaptado de NBR ISO 4287 (2002).

$$Rz = \frac{Rz_1 + Rz_2 + Rz_3 + Rz_4 + Rz_5}{5} \quad (6)$$

O parâmetro de espaçamento RSm determina a largura média dos picos presentes no perfil, expressando a média das larguras dos segmentos do eixo X que interceptam um elemento do perfil (X_s), conforme representado pela Figura 54 (NBR 4287, 2002). Para a determinação do valor RSm de um perfil de rugosidade o software *TalyProfile Lite 7.1* faz o uso da Equação 7.

Figura 54 - Determinação do parâmetro de espaçamento RSm.



Fonte: Adaptado de NBR ISO 4287 (2002).

$$RSm = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Xs_i \quad (7)$$

Para a seleção dos valores de parâmetros de perfil da rugosidade seguiu-se as orientações da norma NBR ISO 4288 (2008) que classifica os perfis em não-periódico, onde não é possível verificar a periodicidade das ondulações na superfície e periódico, condição na qual a periodicidade dos sulcos da superfície é evidente. Devido as características dos processos de usinagem empregados nos dentes de engrenagens, a superfície do flanco de seus dentes pode ser enquadrada no conceito de perfil periódico.

A determinação dos parâmetros de medição de um perfil periódico leva em consideração apenas o parâmetro de espaçamento RSm que é uma representação da largura média dos elementos do perfil analisado. Os comprimentos de onda e de avaliação segundo a norma NBR ISO 4288 (2008) para perfis periódicos estão representados na Tabela 9.

Tabela 9 - Comprimentos de amostragem de rugosidade para medições de perfis periódicos.

RSm (mm)	Cut-off – λ_c (mm)	Comprimento de avaliação de rugosidade – ln (mm)
$0,013 < RSm \leq 0,040$	0,08	0,40
$0,040 < RSm \leq 0,130$	0,25	1,25
$0,130 < RSm \leq 0,400$	0,80	4,00
$0,400 < RSm \leq 1,300$	2,50	12,50
$1,300 < RSm \leq 4,000$	8,00	40,00

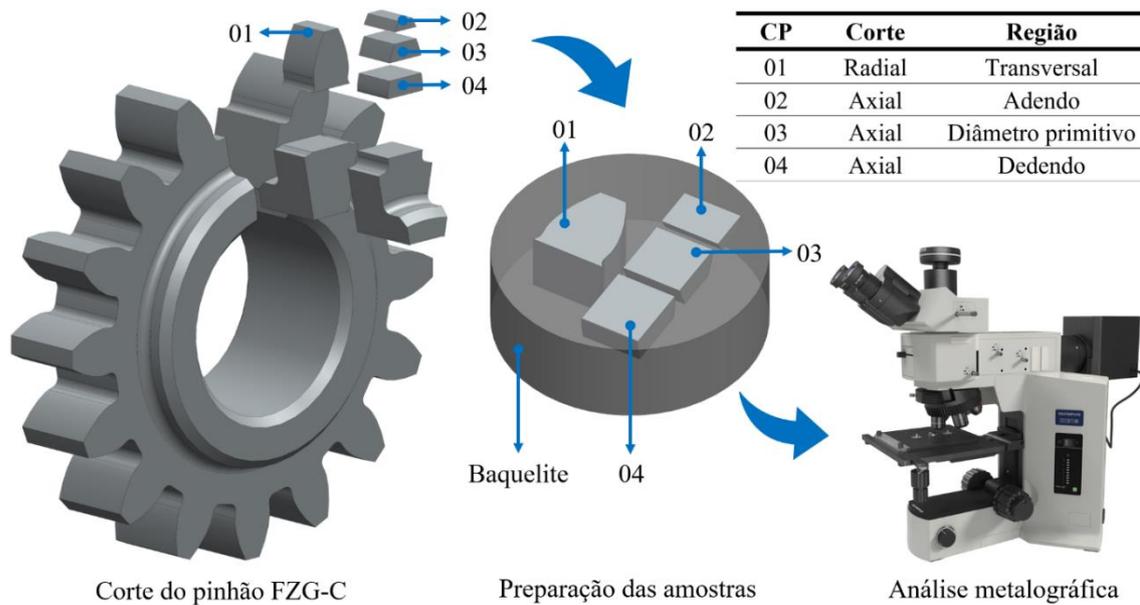
Fonte: Adaptado de NBR ISO 4288 (2008).

Por conta da rugosidade RSm das engrenagens fabricadas estarem em um patamar médio de 0,14 mm, se determinou como parâmetro de comprimento de onda *Cut-off* (λ_c) o valor de 0,8 mm e como comprimento de avaliação de rugosidade o valor de 4 mm, desta forma, para cada medição realizada pelo perfilômetro o apalpador se deslocou um total de 4 mm particionando a medição em cinco segmentos de 0,8 mm.

3.3.2 Análise Metalográfica dos Pinhões

Buscando-se investigar a profundidade das trincas oriundas dos ensaios de desgaste, assim como a microestrutura resultante dos tratamentos de endurecimento superficial empregados aos pinhões, se fez o uso da microscopia óptica. A abordagem adotada durante a preparação das amostras para estas análises é apresentada na Figura 55.

Figura 55 - Procedimento de preparação das amostras para as análises metalográficas.



Fonte: O Autor.

Subsequentemente a conclusão dos ensaios, um pinhão de cada grupo teve um dente com danos em sua superfície cortado da peça. Para a extração do dente se fez o uso de uma cortadora abrasiva *DeltaTM* (*Buehler*). Posteriormente o dente foi seccionado com cortes axiais e radiais em uma cortadora linear de precisão *IsoMet 4000TM*. O corpo de prova 01 gerado pelo corte radial, perpendicular ao topo do dente, foi utilizado para a visualização das trincas por toda sua extensão transversal. Assim como, durante a verificação da microestrutura do componente. Os corpos de prova 02, 03 e 04, foram utilizados durante a investigação das trincas de forma paralela ao topo do dente, nas regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo.

A preparação metalográfica seguiu os mesmos procedimentos empregados para as amostras forjadas. No decorrer das análises metalográficas se fez o uso de um microscópio eletrônico *BX51M* (*Olympus*), de um estereoscópio *SZX10* (*Olympus*) e do *software* de análise de imagem *analySIS*. Tendo como objetivo a visualização das trincas provenientes do ensaio de desgaste FZG, em um primeiro momento foi executado um mapeamento das superfícies na região do dano, sem a utilização de um reagente químico. Em seguida para revelar a microestrutura, se fez o uso do reagente NITAL 3%, com o qual se atacou quimicamente as amostras por meio de imersão. Todos os procedimentos aqui descritos foram realizados nos Laboratórios de Metalografia e Microscopia da UTFPR.

A morfologia dos danos provenientes dos ensaios de fadiga de contato também foi investigada através do método de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). O

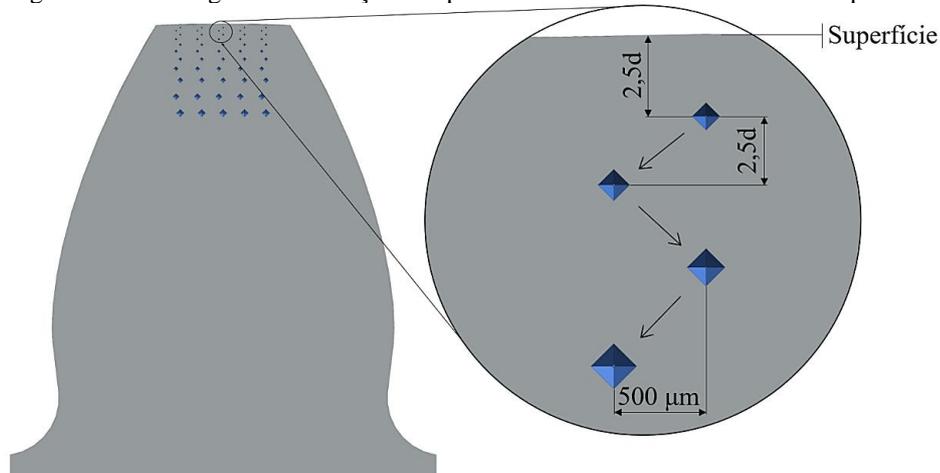
procedimento foi realizado no Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) da UTFPR-CT.

3.3.3 Construção dos Perfis de Dureza dos Pinhões

A averiguação do gradiente de dureza resultante dos tratamentos de endurecimento superficial, empregados aos pinhões FZG-C, foi realizada a partir de perfis de dureza. No decorrer desta etapa se empregou o método de medição Vickers com uma carga de 0,1 kg aplicada durante 10 s. O procedimento foi realizado em um durômetro *Duramin* (*Struers*) disponível no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da UFRGS.

Para cada grupo de engrenagens foi construído cinco perfis de dureza sob a seção transversal do dente, conforme a estratégia apresentada na Figura 56. Durante o processo de construção dos perfis a distância entre a superfície da amostra (topo do dente) e o centro da endentação mais próxima, assim como a distância entre centros de duas endentações, respeitou o valor mínimo de 2,5 vezes a diagonal da impressão (d). Mantendo essas distâncias se evita erros de medição devido ao encruamento local causado pela endentação (ASTM E384, 2017; GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012; BOTH, 2011).

Figura 56 - Estratégia de construção dos perfis de microdureza nos dentes dos pinhões.

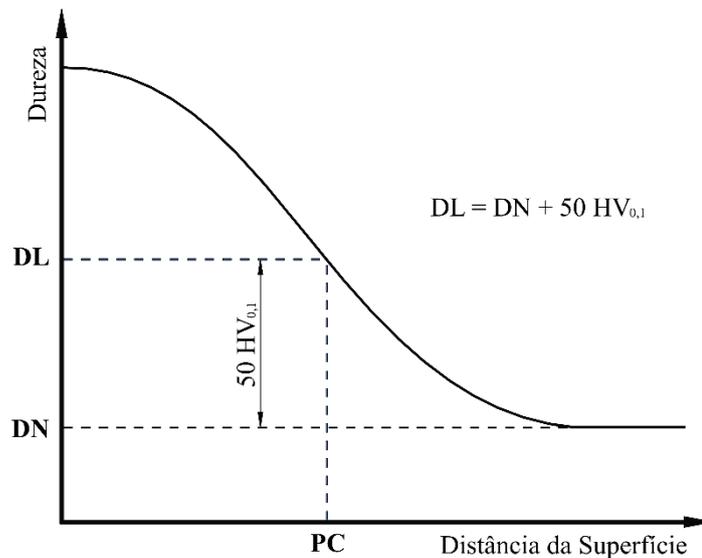


Fonte: O Autor.

3.3.4 Determinação da Profundidade de Camada

A profundidade de camada oriunda dos tratamentos termoquímicos aplicados aos pinhões FZG-C, foram determinadas seguindo as especificações da norma DIN 50190-1 (1979). A metodologia abordada pela norma é representada na Figura 57 e tem como base os valores adquiridos durante a construção dos perfis de microdureza. Para a determinação da profundidade de camada (PC), primeiramente se define a dureza limite (DL) a partir de um valor representativo da dureza de núcleo do componente (DN).

Figura 57 - Determinação da profundidade de endurecimento de peças tratadas termicamente.



Fonte: Adaptado de DIN 50190-1 (1979).

3.3.5 Análise Estatística da Vida em Fadiga

Durante a análise da vida em fadiga de ambos os grupos de engrenagens se fez o uso da distribuição estatística de *Weibull*. Para compor o diagrama foi levado em consideração a probabilidade de falha e o tempo de vida correspondente dos componentes em estudo. Este tipo de distribuição compreende bons resultados, mesmo para grupos de amostras pequenos com menos de 5 registros de falha, ou para conjuntos de dados onde se há incerteza em que tempo a falha do componente ocorreu. A escolha desta distribuição pode ser afirmada a partir de uma avaliação do coeficiente de determinação (R^2) de maneira a verificar como os dados se ajustam à distribuição de probabilidade empregada (GRABARSKI, 2019; REGO, 2016; ABERNETHY, 2006). Para tal fim, se aplicou a Equação 8 proposta por Tiryakioğlu, Hudak e Ökten (2009) que estabelece um valor crítico para o coeficiente de determinação dependendo apenas do número de amostras (n). Caso o coeficiente R^2 seja maior ou igual ao coeficiente de determinação crítico ($R^2_{0,05}$) se comprova com 95% de confiança que os dados podem ser modelados por uma distribuição de *Weibull*. Em cenários onde $R^2 < R^2_{0,05}$ o diagrama de *Weibull* não deve ser utilizado (TIRYAKIOĞLU; HUDAK, 2011).

$$R^2_{0,05} = 1,0637 - \frac{0,4174}{n^{0,3}} \quad (8)$$

No decorrer desta pesquisa as distribuições foram calculadas pelo *software Weibull++* (ReliaSoft Corporation). Durante a construção do diagrama se empregou o método de regressão em x (RRX), recomendado para a construção de curvas onde o número de amostras é menor que 20. Também se fez o uso de um intervalo de confiança pela razão de verossimilhança

(LRB), recomendada para amostras pequenas. Este estabelece um intervalo plausível de variação que o valor do parâmetro de interesse pode assumir. (RELIASOFT, 2015; McEVILY, 2013; MAKITA; MARIA, 2011; ABERNETHY, 2006).

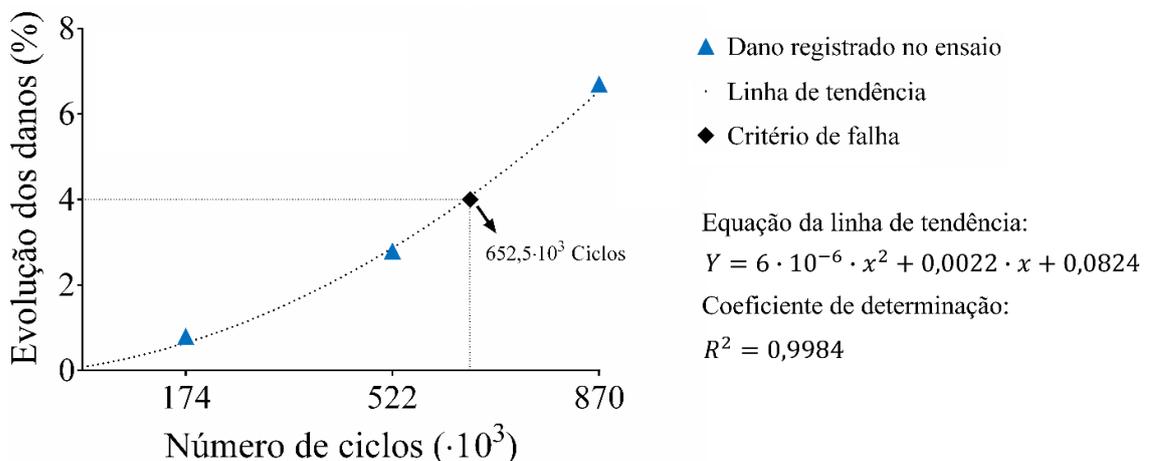
As distribuições de *Weibull* se ajustam a uma ampla gama de dados de vida em relação a outras distribuições (ABERNETHY, 2006). A função de densidade de probabilidade de Weibull (PDF) é apresentada na Equação 9.

$$f(t) = \left(\frac{\beta}{\eta}\right) \cdot \left(\frac{t}{\eta}\right)^{\beta-1} \cdot e^{-\left(\frac{t}{\eta}\right)^{\beta}} \quad (9)$$

As distribuições de *Weibull* podem ser descritas através de dois ou três parâmetros. Funções de três parâmetros contemplam os parâmetros de localização (γ), forma (β) e escala (η). Casos em que γ difere de zero, remetem a existência de um período livre de falhas, nas ocasiões em que o parâmetro expressa um valor igual a zero, a distribuição passa a ser descrita apenas por dois parâmetros. Por não haver um período livre de falhas a função empregada nesta pesquisa é a de dois parâmetros (GRABARSKI, 2019; McCOOL, 2012).

Os dados de entrada utilizados para geração da distribuição de *Weibull* contemplam o número de ciclos de cada pinhão ensaiado, entretanto o valor deve fazer referência ao momento em que se atinge o critério de falha de 4% da área do flanco mais danificado. No entanto não há a possibilidade de interromper o ensaio de desgaste FZG no exato momento em que este critério é alcançado, logo, se estipulou o número de ciclos destes pontos através de linhas de tendências criadas a partir dos dados coletados, conforme o exemplo da Figura 58. Durante este procedimento buscou-se respeitar um coeficiente de determinação (R^2) de no mínimo 0,9.

Figura 58 - Determinação do número de ciclos ao se alcançar o critério de falha.



Fonte: O Autor.

No decorrer da construção do diagrama de *Weibull*, uma linha polinomial foi gerada a partir dos pontos traçados, a localização onde esta linha de regressão cruza o nível de probabilidade de falha de 50% define o parâmetro de vida média η , também conhecido como LC_{50} . O emprego deste parâmetro permite uma análise comparativa do desempenho em fadiga dos componentes ensaiados. O limite de 50% é uma contramedida para compensar a alta dispersão de um pequeno tamanho de amostra (HÖHN, 2010; MAUCH; ZENNER, 1999).

3.3.6 Análise Macroscópica do Contato entre Engrenagens

O estudo macroscópico das variáveis existentes durante o contato entre engrenagens cilíndricas de dentes retos foi realizado com o auxílio do *software* EngCalc. O programa é baseado na linguagem *Visual Basic* e foi desenvolvido na UTFPR por Muraro e Reisdorfer Jr (2010). Os parâmetros de entrada necessários para a execução dos cálculos realizados pelo *software* são apresentados no APÊNDICE C.

Para a execução dos cálculos o *software* leva em consideração as posições diametrais do pinhão e da coroa. Essas posições são adquiridas a partir de pontos distribuídos ao longo da linha de ação a qual é descrita por uma linha entre os pontos onde se inicia e cessa o contato entre dois dentes. As parcelas da linha de ação podem ser definidas a partir da Equação 10, para pontos abaixo do diâmetro primitivo (u_a) e da Equação 11, para os pontos acima do diâmetro primitivo (u_b) (RADZEVICH, 2016; MURARO; REISDORFER JR, 2010; SHIGLEY, 1970). Os parâmetros da linha de ação para engrenagens FZG-C são apresentados na Tabela 10.

$$\mu_a = \sqrt{[(r_{pc} + M)^2 - r_{bc}^2]} - r_{pc} \operatorname{sen} \alpha^* \quad (10)$$

$$\mu_b = \sqrt{[(r_{pp} + M)^2 - r_{bp}^2]} - r_{pp} \operatorname{sen} \alpha^* \quad (11)$$

Onde:

r_{pc} = Raio primitivo da coroa;

r_{bc} = Raio de base da coroa;

r_{pp} = Raio primitivo do pinhão;

r_{bp} = Raio de base do pinhão;

M = módulo;

α = Ângulo de aproximação.

Tabela 10 - Parâmetros da linha de ação para engrenagens FZG-C.

Parâmetro	Pinhão	Coroa
Linha de ação abaixo do diâmetro primitivo (mm)	11,51121	10,91077
Linha de ação acima do diâmetro primitivo (mm)	10,91077	11,51121
Espaçamento entre os pontos abaixo do diâmetro primitivo (mm)	1,438901	1,363846
Espaçamento entre os pontos acima do diâmetro primitivo (mm)	1,363846	1,438901
Comprimento da linha de ação (mm)	22,42199	

Fonte: O Autor.

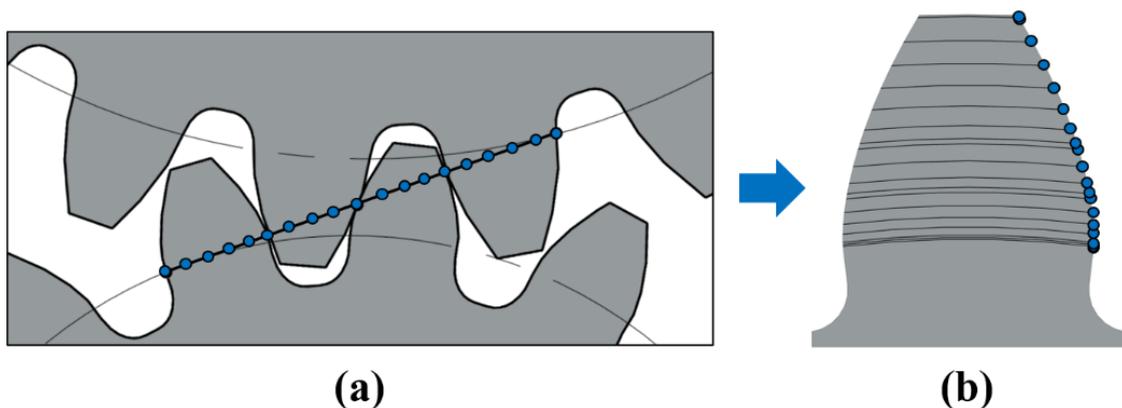
Durante esse trabalho se fez o uso de 19 posições diametrais distribuídas de maneira equidistante ao longo da linha de ação. Salienta-se que devido os pontos serem definidos ao longo da linha de contato e não do diâmetro do componente, eles não terão um espaçamento equidistante ao longo do dente. Uma vez definidos, os pontos são referenciados em função do diâmetro da engrenagem através da Equação 12 (SHIGLEY, 1970). Uma representação das posições diametrais em relação a linha de ação e ao longo do perfil do dente é observada na Figura 59.

$$d_i = 2 \sqrt{r_p^2 \pm 2r_p |\overline{PX}| \sin \alpha + |\overline{PX}|^2} \quad (12)$$

Onde:

 d_i = Posição diametral do ponto; \overline{PX} = Distância sobre a linha de ação do diâmetro primitivo até o ponto analisado;

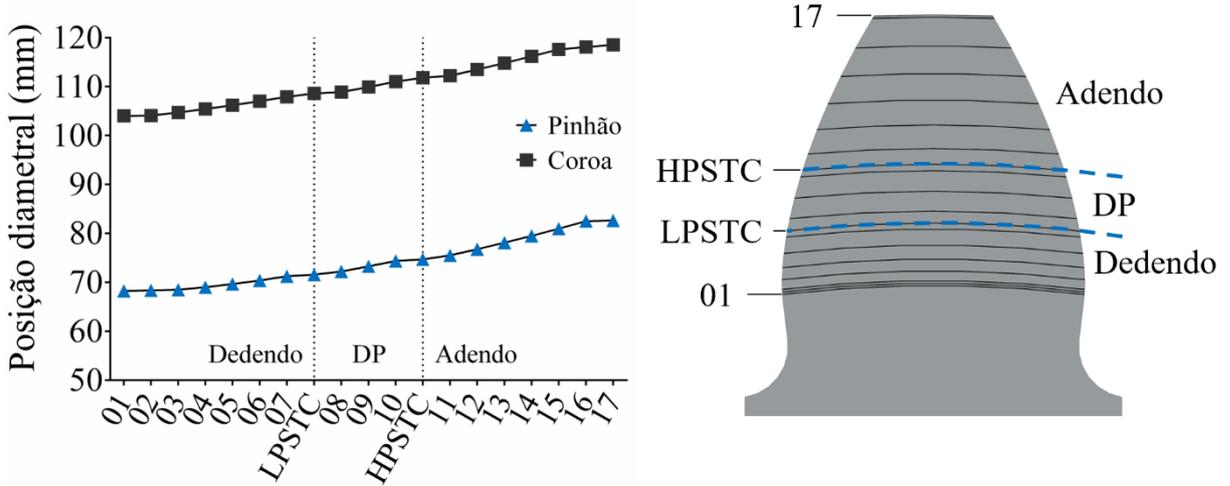
Figura 59 - Representação das posições diametrais: (a) ao longo da linha de ação; (b) ao longo do perfil do dente.



Fonte: O Autor.

As posições diametrais empregadas aos pinhões e coroas FZG-C estão representadas na Figura 60. As posições LPSTC (*Lowest Point of Single Tooth Contact*) e HPSTC (*Highest Point of Single Tooth Contact*) correspondem respectivamente aos pontos de mais baixo e mais alto contato de um único par de dentes (RADZEVICH, 2016; MURARO *et al.* 2012).

Figura 60 - Posições diametraes do pinhão e coroa FZG-C.



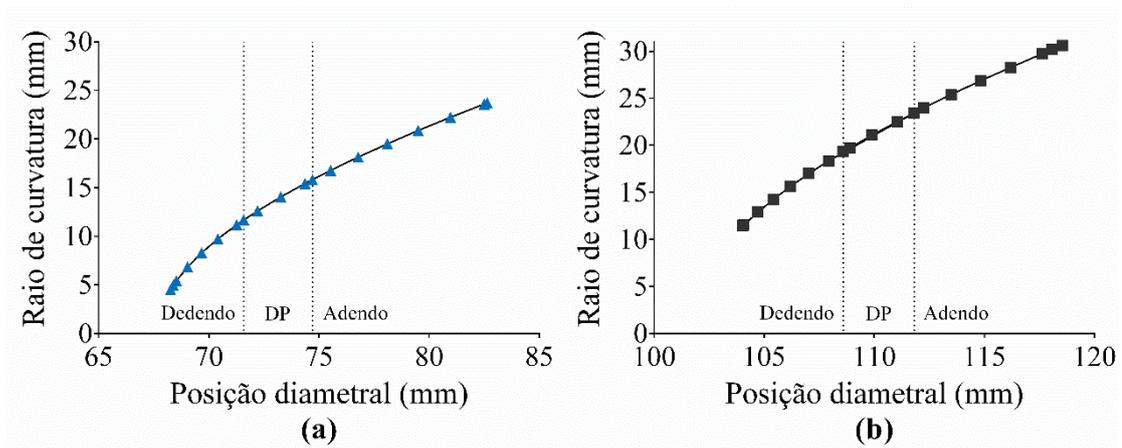
Fonte: O Autor.

A partir das posições diametraes se definiu os raios de curvatura (ρ), que são as representações dos raios pertencentes aos cilindros propostos por Hertz (HERTZ, 1881; HERTZ 1896). O procedimento foi realizado através da Equação 13 (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014).

$$\rho = \frac{d_i \cdot \text{sen } \alpha}{2} \tag{13}$$

Através dos raios de curvatura se obteve os cilindros propostos pelo método analítico de Hertz para todas as posições diametraes sob investigação. Os raios de curvatura do pinhão e da coroa são apresentados na Figura 61. O contato entre os raios de curvatura ocorre da seguinte maneira: adendo do pinhão e dedendo da coroa, região do DP do pinhão e região do DP da coroa e dedendo do pinhão com o adendo da coroa (ANTOINE; BESSON, 2002).

Figura 61 - Raios de curvatura: (a) pinhão; (b) coroa.



Fonte: O Autor.

Tendo como base os dados de entrada, as posições diametrais e os raios de curvatura do pinhão e da coroa FZG-C o *software* EngCalc é capaz de executar cálculos relacionados as variáveis envolvidas durante o contato entre engrenagens de dentes retos, dentre as principais:

- Meia largura de contato (b);
- Coeficiente de atrito;
- Parâmetros de filme;
- Velocidade de deslizamento;
- Velocidade de rolamento;
- Taxa de deslizamento;
- Forças normais;
- Tensões máximas;
- Profundidade de máxima tensão cisalhante.

3.3.7 Análise Microscópica do Contato entre Engrenagens

Ao se levar em consideração a rugosidade superficial de componentes em contato é evidente que a área efetiva de contato é menor do que a área total destas superfícies. Quando se trata de engrenagens, os picos e vales presentes em seus flancos resultam em um aumento considerável das tensões de contato (AI, 1998). Para que fosse viável a obtenção das tensões geradas durante o contato de engrenagens por conta das asperezas presentes nas superfícies de seus flancos, se fez necessário a realização de uma análise microscópica. Em virtude de sua alta complexidade, tal análise foi realizada com o auxílio de um código programado em MatLab na UTFPR-LASC pelo professor Dr. Tiago Cosseau. O código tem como princípio o algoritmo proposto por Seabra e Berthe (1987) em seu estudo sobre a influência do acabamento superficial na distribuição de pressão em um contato Hertziano.

Ao decorrer deste trabalho uma simplificação foi empregada, onde se considerou a rugosidade superficial do pinhão e tratou-se a coroa como uma superfície lisa. Para a execução do estudo o código necessita de alguns dados de entrada que servem como ponto de partida para a realização dos cálculos. Dentre os dados necessários estão: Raios de curvatura do pinhão e da coroa, força normal gerada no dente por meio do torque aplicado ao eixo durante o ensaio de desgaste FZG, largura de contato das engrenagens, coeficiente de atrito e o perfil de rugosidade da região em análise. Os parâmetros geométricos e de força utilizados, para as cargas K6 e K9, bem como, a representação do engrenamento entre o adendo do pinhão e dedendo da coroa (a), diâmetro primitivo (DP) do pinhão e diâmetro primitivo (DP) da coroa (b) e dedendo do pinhão e adendo da coroa (c), são apresentados na Figura 62. Durante este

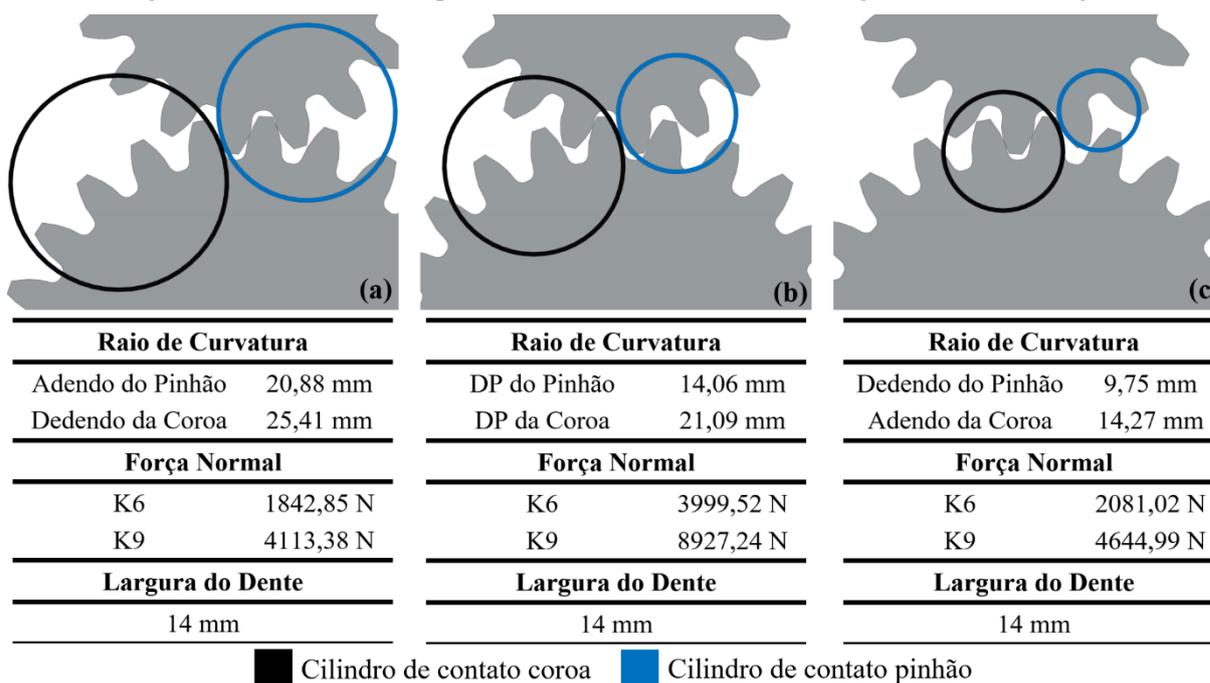
estudo se considerou as posições diametrais 4, 9 e 12, como pontos representativos das regiões do dedendo, DP e adendo, respectivamente. Os cilindros de contato apresentados na Figura 62, possuem como base o raio de curvatura calculado pelo *software* EngCalc e são a simplificação proposta pela teoria de Hertz para contatos entre duas engrenagens (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014). Os coeficientes de atrito empregados, também provenientes da análise macroscópica, são apresentados na Tabela 11.

Tabela 11 - Análise microscópica de contato: Coeficientes de atrito.

Região em contato	Posições diametrais	P.FZG.03		P.FZG.04	
		K6	K9	K6	K9
Adendo	4	0,04536	0,05297	0,04558	0,06731
Diâmetro Primitivo	9	0,05136	0,05997	0,05160	0,07620
Dedendo	12	0,04914	0,05739	0,04938	0,07291

Fonte: O Autor.

Figura 62 - Análise microscópica de contato: Parâmetros de entrada geométricos e de força.

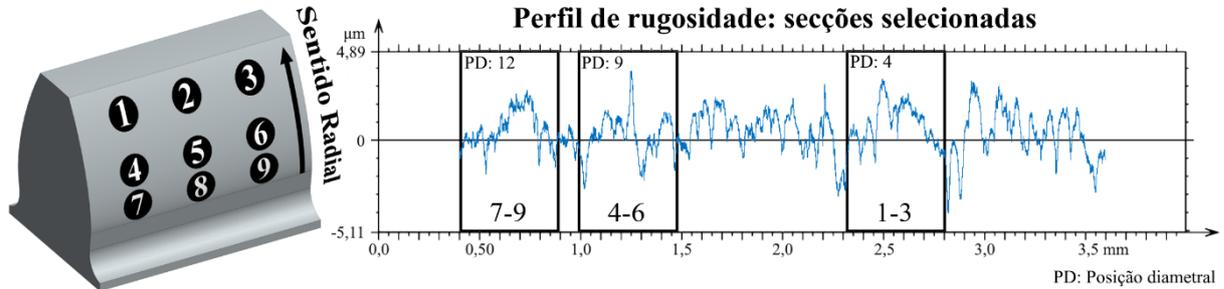


Fonte: O Autor.

As regiões analisadas microscopicamente contemplam o adendo, diâmetro primitivo e o dedendo, portanto, os perfis de rugosidade utilizados devem representar essas regiões. Para isso, os perfis obtidos com as medições realizadas pelo perfilômetro foram preparados de maneira a atender esse aspecto. Um perfil de rugosidade foi gerado para cada uma das nove medições realizadas. Como estes perfis possuem um comprimento que se estende além do ponto de

análise, houve a necessidade de seccionar os perfis resultantes de forma a representar os pontos de interesse (adendo, diâmetro primitivo e dedendo), conforme ilustrado na Figura 63.

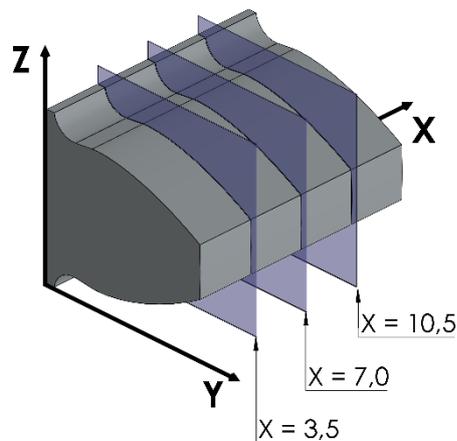
Figura 63 - Procedimento de preparação dos perfis de rugosidade para análise microscópica de contato.



Fonte: O Autor.

É importante ressaltar que o estudo levou em conta um sistema tridimensional de coordenadas (X, Y e Z) conforme exposto pela Figura 64. Com base nisso, os gráficos na seção de resultados são expressos por planos localizados nas coordenadas onde se mensurou a rugosidade superficial do flanco ($X = 3,5$ mm, $X = 7,0$ mm e $X = 10,5$ mm).

Figura 64 - Sistema tridimensional de coordenadas empregado durante as análises microscópicas de contato.



Fonte: O Autor.

Após se fornecer os dados de entrada, a distribuição das tensões é calculada com o uso de uma matriz de coeficientes de influência, de maneira que o deslocamento da superfície possa ser obtido por discretização. As equações relacionadas ao sistema são resolvidas e as soluções numéricas são apresentadas em forma de gráficos, de onde se pode extrair as informações de interesse. Os cálculos referentes ao estudo microscópico de contato levando em consideração a rugosidade dos pinhões, foram realizados conforme a metodologia descrita na Tabela 12.

Tabela 12 - Metodologia empregada durante a análise microscópica de contato.

P.FZG.03	P.FZG.04	Carga K6	Carga K9	Regiões Analisadas
Dente G	Dente K	Condição de fabricação	Condição após o ensaio	Adendo DP Dedendo
Dente J	Dente M			
Dente K	Dente N			

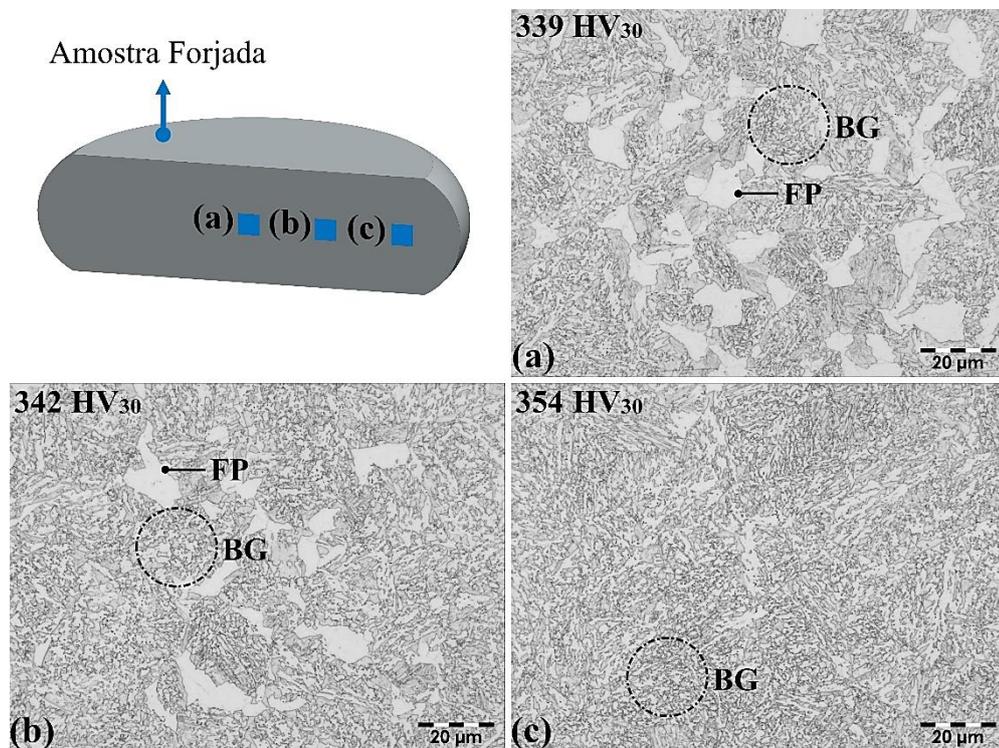
Fonte: O Autor.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 MICROESTRUTURA DOS FORJADOS

A presente seção traz os resultados referentes a dureza e a condição microestrutural dos componentes em estudo após o processo de forjamento. A Figura 65 mostra a microestrutura e a dureza de três regiões, (a) núcleo, (b) meio raio e (c) superfície, de uma amostra forjada em aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 e resfriada a uma taxa de 2 °C/s. A dureza média do forjado foi de $346 \pm 4,5$ HV₃₀.

Figura 65 - Microestrutura do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 após forjamento: (a) núcleo; (b) meio raio; (c) superfície.



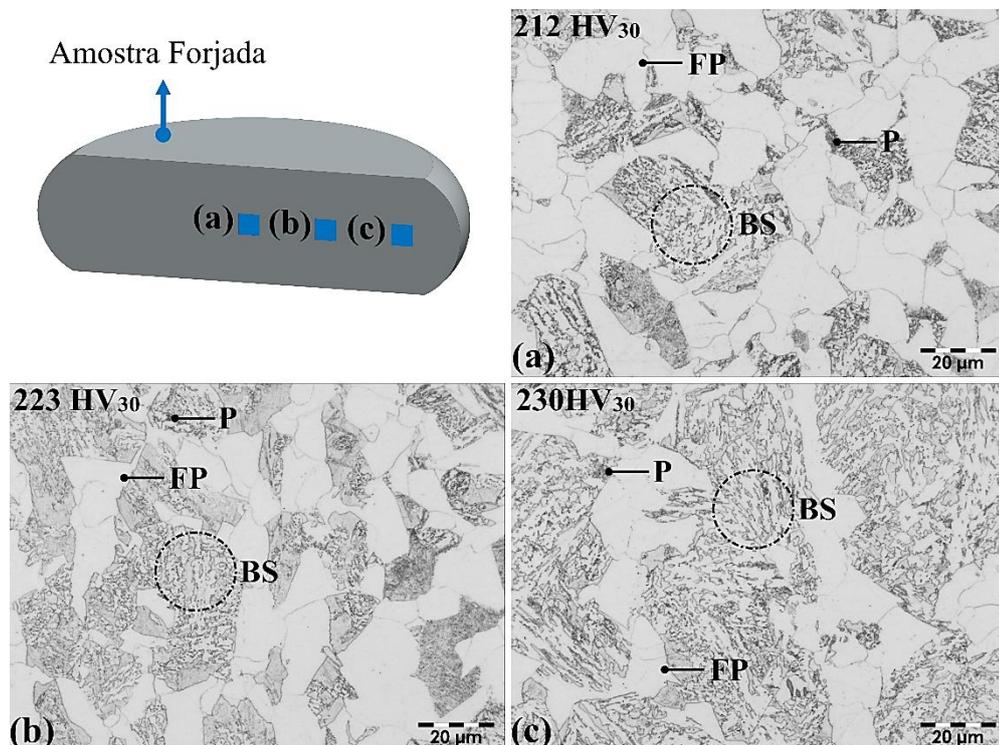
Fonte: O Autor.

Observa-se que o componente forjado é constituído de bainita granular (BG) e ferrita poligonal (FP), porém, com frações diferentes entre as três regiões. A medida em que se avança do núcleo para a região externa da amostra forjada, ocorre uma menor formação de ferrita poligonal. Em um estudo realizado por Hatwig *et al.* (2018) é explanado que durante o resfriamento subsequente ao forjamento, existe uma grande variação de temperatura do núcleo para a superfície da peça, mesmo quando se trata de geometrias simples. Maiores frações de ferrita poligonal (FP) também foram constatadas por Silveira *et al.* (2020) em forjamentos realizados a partir deste material em temperaturas próximas a 1000 °C, onde o tamanho de grão austenítico prévio teve uma redução de até 50% devido a recristalização. Desse modo, o maior

índice de FP presente no núcleo da amostra forjada pode ser explicado pela recristalização que refina o grão austenítico, fator que aumenta a área ocupada pelos seus contornos, que são os locais preferenciais de nucleação da ferrita poligonal (FP), juntamente com as baixas taxas de resfriamento da região, que permitem o seu crescimento (ARANDA *et al.*, 2014; LI *et al.*, 2013; LAN; DU; LIU, 2012).

Estas mudanças microestruturais também possuem influência das condições do atrito presente na interface peça/ferramenta durante o processo de conformação. O atrito inerente ao processo gera uma zona delimitada de deformação efetiva, o que ocasiona a ocorrência de heterogeneidades na deformação local e por consequência dissimilaridades microestruturais ao longo da amostra (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012; DIETER, 1981). Constata-se que a ferrita poligonal resultante do processo também possui influência na dureza do material, visto que, índices de dureza mais elevados foram registrados em regiões com um menor índice de FP. A Figura 66 apresenta a microestrutura e a dureza do aço DIN 20MnCr5 após o processo de deformação a quente. A dureza média do componente forjado foi de $219 \pm 7,5$ HV₃₀.

Figura 66 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 após forjamento: (a) núcleo, (b) meio raio, (c) superfície.



Fonte: O Autor.

Os componentes forjados a partir de geratrizes em aço DIN 20MnCr5 apresentaram uma microestrutura composta por ferrita poligonal (FP), alguns pontos escuros, possivelmente compostos por perlita (P) e bainita superior (BS), responsável pelo aumento de dureza da

amostra. O mesmo comportamento verificado no aço DIN 18MnCrSiMo6-4 foi observado, no qual, regiões com baixas taxas de resfriamento proporcionaram a nucleação e crescimento de ferrita poligonal (FP). Este tipo de variação morfológica, decorrente de diferentes taxas de resfriamento após o forjamento, também foi constatada por Costa *et al.* (2014).

4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS FORJADOS

Após o processo de deformação a quente os componentes forjados foram preparados e submetidos a ensaios de tração, para fins comparativos, o mesmo procedimento foi realizado em amostras em condição de recebimento. As propriedades mecânicas do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 e do aço ferrítico perlítico DIN 20MnCr5 nas condições de recebimento (laminado) e após forjamento são apresentadas pela Tabela 13.

Tabela 13 - Propriedades mecânicas dos materiais como recebido e após forjamento.

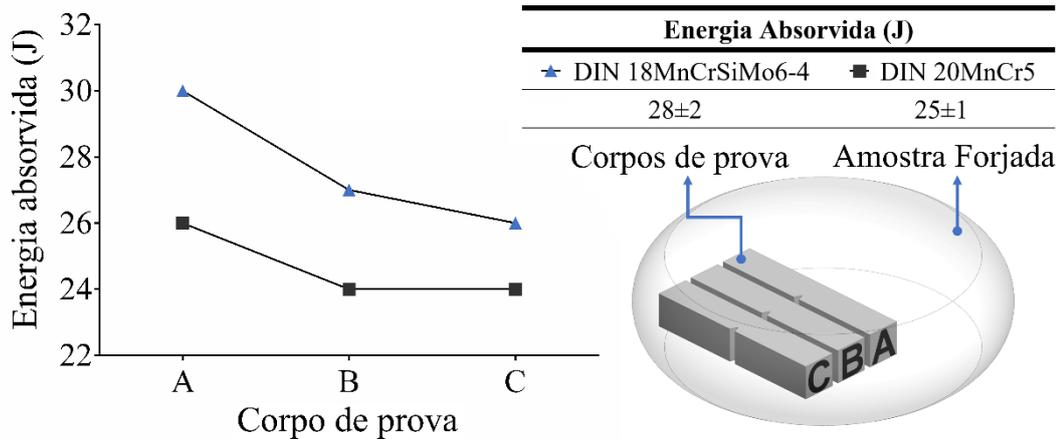
Material	Condição	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Alongamento (%)
DIN 20MnCr5	Laminado	513±20	715±18	16±1
	Forjado	524±47	731±43	18±1
DIN 18MnCrSiMo6-4	Laminado	715±8	1005±1	17±1
	Forjado	998±29	1116±7	15±2

Fonte: O Autor.

Após o forjamento, melhorias nas propriedades mecânicas do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 foram evidenciadas. O material teve um incremento em sua resistência mecânica, mantendo sua tenacidade. Tal aprimoramento mecânico provavelmente é resultante do refino de grãos proporcionado pelo processo de deformação, dado que este fenômeno dificulta o movimento das discordâncias do material (CALLISTER JR; RETHWISCH, 2014; DIETER, 1981). Por sua vez, o aço DIN 20MnCr5 manteve suas propriedades mecânicas após o forjamento. Outro ponto que se pode observar é o baixo desvio padrão entre as amostras do aço DIN 18MnCrSiMo6-4, o que evidencia que o material apresentou além de propriedades superiores uma maior uniformidade.

Tendo por objetivo investigar a tenacidade ao longo da seção dos componentes forjados ensaios de impacto em temperatura ambiente foram executados. Os valores de energia absorvida pelas amostras submetidas ao ensaio são apresentados pela Figura 67. Com base nos dados obtidos pode-se verificar que as amostras extraídas das regiões mais internas do componente forjado (A) portam uma maior tenacidade em relação as amostras extraídas de regiões mais externas (B) e (C).

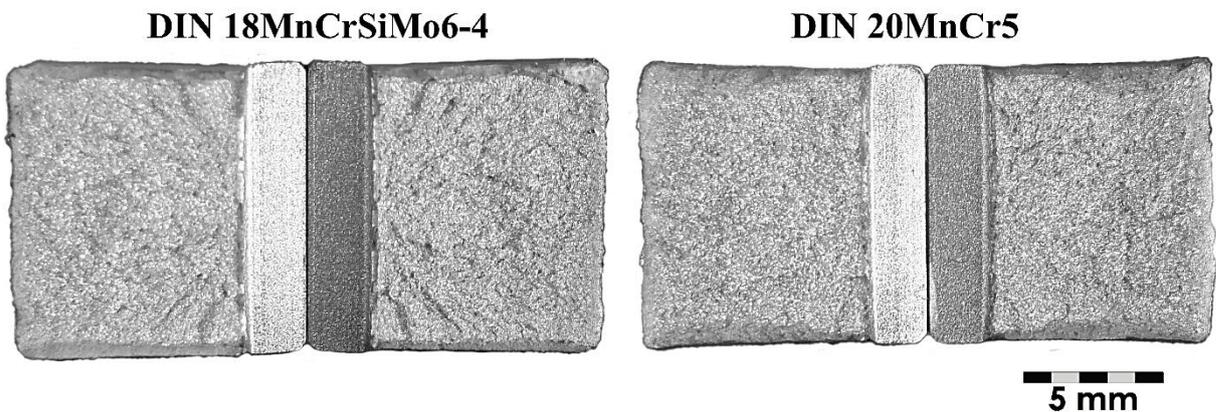
Figura 67 - Energia absorvida pelas amostras forjadas durante o impacto em temperatura ambiente.



Fonte: O Autor.

As variações de energia absorvida ao longo da seção transversal das amostras convergem com a menor formação de ferrita poligonal (FP) nas regiões mais externas das amostras forjadas, uma vez que esta possui um baixo índice de dureza e proporciona uma maior tenacidade ao material. A expansão lateral média mensurada foi de $0,498 \pm 0,146$ mm para o aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 e de $0,373 \pm 0,065$ mm para o aço ferrítico-perlítico DIN 20MnCr5. A ductilidade superior do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 é ratificada ao se observar que, além de uma maior absorção de energia e expansão lateral, o material também apresentou um aspecto de fratura mais fibrosa em relação ao aço DIN 20MnCr5, conforme apresentado na Figura 68 (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012).

Figura 68 - Aspecto visual das fraturas provenientes dos ensaios de impacto.



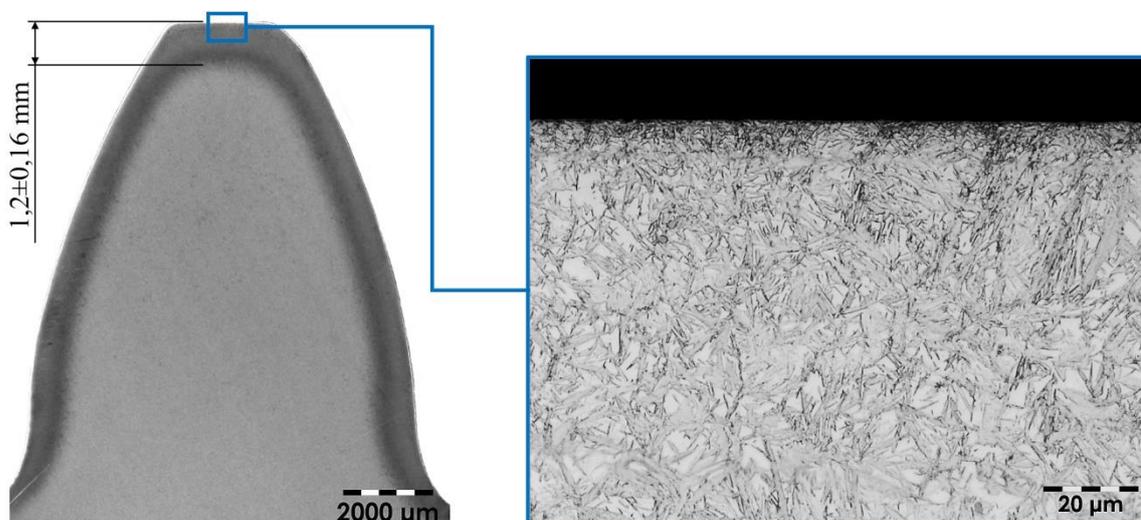
Fonte: O Autor.

4.3 MICROESTRUTURAS E PERFIS DE DUREZA

Para que engrenagens suportem as condições de serviço as quais são submetidas, essas devem ter uma profundidade de camada endurecida que supere a de máxima tensão cisalhante

(GERASIMOV *et al.*, 2016; DAVIS, 2005; RAKHIT, 2000). Seguindo o modelo analítico proposto por Hertz em 1881 a profundidade de máxima tensão cisalhante que uma carga de 9 kN submetida ao diâmetro primitivo dos dentes de engrenagens FZG-C proporciona, é de aproximadamente 188 μm . Portanto, a profundidade da camada nitretada foi projetada de maneira a superar este valor. Para os pinhões cementados, projetou-se uma camada de $1\pm 0,2$ mm, profundidade comumente empregada em engrenagens com módulos entre 4,5 e 7 (MAZZO, 2013). A Figura 69 apresenta a macroestrutura e a microestrutura do dente de um pinhão cementado.

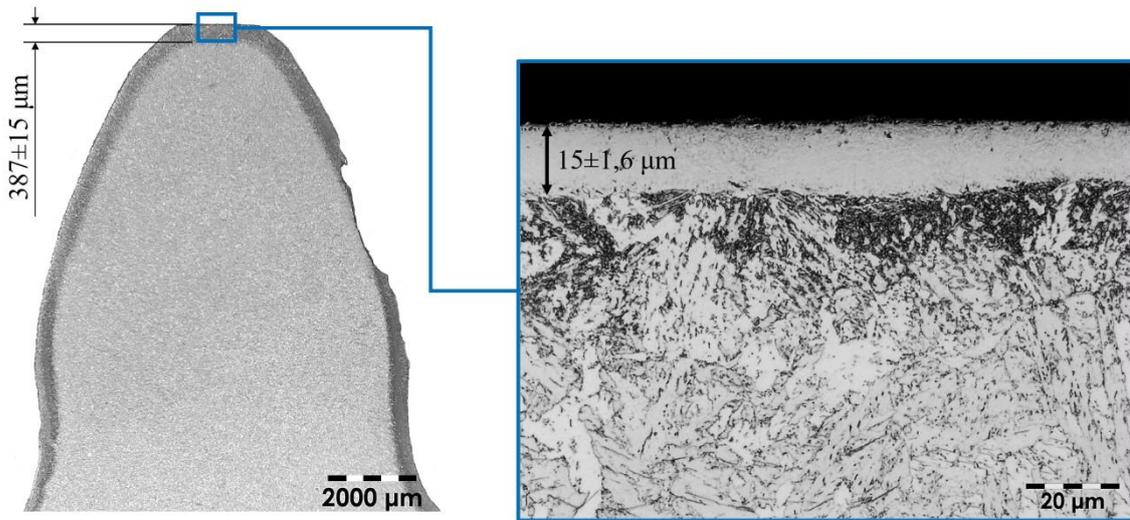
Figura 69 – Macroestrutura e microestrutura do dente de um pinhão cementado.



Fonte: O Autor.

A microestrutura da camada cementada dos pinhões fabricados em aço DIN 20MnCr5 é formada por martensita com austenita retida e a sua profundidade supera em 6,4 vezes a de máxima tensão cisalhante. A Figura 70 apresenta a macroestrutura e a microestrutura do dente de um pinhão nitretado a plasma. Se observa que o tratamento de nitretação a plasma desenvolveu a formação de uma camada de compostos na superfície do componente mecânico de aproximadamente 15 μm , seguida de uma zona de difusão. Juntas, a camada de compostos e a zona de difusão, superam em aproximadamente 2 vezes a profundidade de máxima tensão cisalhante. Em sua tese, Dalcin (2021) observou que devido a nitretação ter sido realizada a uma temperatura superior a 400 $^{\circ}\text{C}$, ocorreu a precipitação de nitreto de cromo, o que supostamente esgotou o cromo livre do substrato. Este fenômeno leva a formação de uma fase escura (*dark phase*) ou uma camada completamente escura (*dark layer*) na superfície nitretada (LI; GEORGES; LI, 2002; SUN; LI; BELL, 1999).

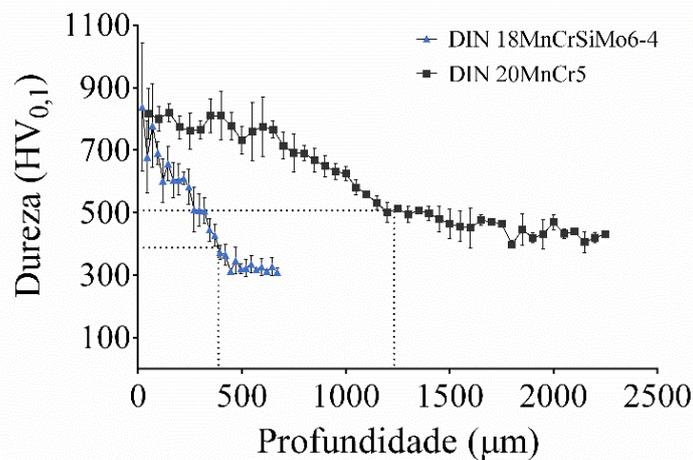
Figura 70 – Macroestrutura e microestrutura do dente de um pinhão nitretado a plasma.



Fonte: O Autor.

Na Figura 71 são apresentados os perfis de dureza obtidos para ambos os grupos de engrenagens. Através dos perfis se constata que a camada nitretada (DIN 18MnCrSiMo6-4) possui um índice de dureza mais elevado na superfície em relação a dureza alcançada pela camada cementada (DIN 20MnCr5), embora a sua profundidade seja menor.

Figura 71 - Perfis de dureza dos pinhões.



Fonte: O Autor.

Também se observa que os perfis de ambos os grupos apresentam um decréscimo de dureza conforme se avança para o interior do componente. Isto se explica pela redução da concentração de nitrogênio e de carbono ao longo da seção da peça, característica habitual dos processos difusionais empregados (OLIVEIRA 2017; CALLISTER JR; RETHWISCH, 2014; CZERWINSKI, 2012; ALSARAN; KARAKAN; ÇELIK, 2002). Além disso, verifica-se um decréscimo mais acentuado nos pinhões nitretados a plasma.

A dureza superficial registrada nos dentes dos pinhões cementados foi de 759 ± 138 HV_{0,1}, o que se transcreve em um aumento de 342% em relação a dureza inicial do componente. Por sua vez, a dureza superficial dos pinhões nitretados a plasma aumentou 319%, passando ao valor de 1102 ± 118 HV_{0,1}. Com base neste resultado, evidencia-se que para este caso a dureza superficial alcançada pela nitretação a plasma é 31% mais elevada em relação a obtida pelo processo de cementação. Ressalta-se que tanto a profundidade de camada obtida quanto a dureza podem variar devido a influência do tipo e da quantidade de elementos de liga do material (BOTH, 2001; TONG *et al.*, 2008; LIN *et al.*, 2006).

Nota-se que para os pinhões cementados a dureza se estabiliza em um valor de 457 ± 35 HV_{0,1}, portanto a dureza limite da camada endurecida é de 507 ± 35 HV_{0,1}, o que resulta em uma profundidade de camada igual a 1233 ± 251 μ m. Para os pinhões nitretados a plasma o perfil de dureza se estabilizou em 338 ± 33 HV_{0,1} o que reflete em uma dureza limite de 388 ± 33 HV_{0,1} e em uma profundidade de camada de 387 ± 15 μ m.

4.4 DEMANDA ENERGÉTICA NA FABRICAÇÃO DOS PINHÕES FZG-C

As informações obtidas através do estudo referente ao consumo energético durante a manufatura de engrenagens de dentes retos são expostas nesta seção. Na Tabela 14 são apresentados os dados coletados a partir dos tempos de processo e das especificações dos equipamentos envolvidos durante a manufatura de um lote experimental de pinhões FZG-C em diferentes rotas de fabricação.

Tabela 14 - Consumo energético na fabricação de engrenagens: dados coletados.

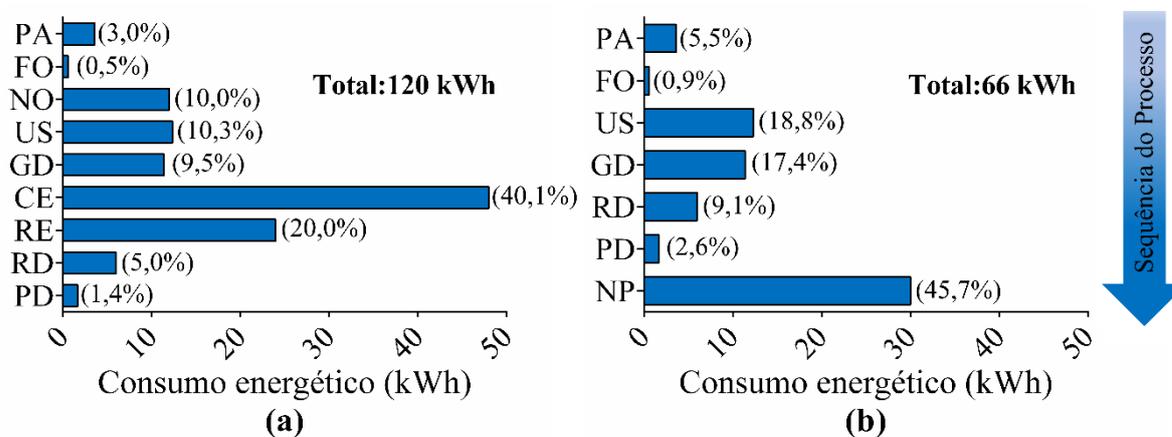
Processo	Especificação do equipamento (kW)	Tempo de processo (h)
Pré-aquecimento (PA)	4,80	0,75
Forjamento (FO)	40,00	0,02
Usinagem da pré-forma (US)	38,00	0,33
Geração dos dentes (GD)	76,00	0,15
Retificação dos dentes (RD)	4,00	1,50
Polimento dos dentes (PD)	0,40	4,50
Normalização (NO)	4,80	2,50
Cementação (CE)	4,80	10,00
Revenimento (RE)	4,80	5,00
Nitretação a plasma (NP)	2,00	15,00

*Os tempos de processo correspondem a manufatura de três pinhões FZG-C.

Fonte: O Autor.

A Figura 72 expressa o consumo energético envolvido na manufatura de pinhões FZG-C para cada uma das diferentes rotas de fabricação empregadas. A rota a qual o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 foi submetido durante a manufatura de engrenagens nitretadas a plasma demanda um consumo energético 45% menor quando equiparada à empregada ao aço DIN 20MnCr5 cementado. Este resultado converge com o estudo realizado por Leitão, Mei e Libardi (2012) no qual se verificou um custo de fabricação 40% mais elevado para engrenagens cementadas em relação a engrenagens nitretadas.

Figura 72 - Consumo energético das diferentes rotas de processamento: (a) rota empregada ao aço DIN 20MnCr5; (b) rota empregada ao aço DIN 18MnCrSiMo6-4.



Fonte: O Autor.

Excluso os tratamentos térmicos, ambas as rotas de fabricação assumem uma demanda energética equivalente. No entanto o aço bainítico se demonstrou mais promissor desde as etapas iniciais do processo, uma vez que alcançou elevados patamares de resistência mecânica após forjamento. Ao decorrer dos processos de fabricação dos pinhões o montante de consumo energético mais significativo para ambas as rotas de fabricação faz referência aos tratamentos térmicos. Apesar disso, o processo de nitretação a plasma ao qual o aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 foi submetido resultou em um consumo energético 64% menor em relação a cementação aplicada ao aço ferrítico-perlítico DIN 20MnCr5. Além de uma menor demanda energética, a nitretação a plasma também se destaca por ser um processo não poluente. Ademais, as baixas temperaturas empregadas não comprometem a microestrutura bainítica e não causam distorções geométricas, e quando aplicada em engrenagens as tensões compressivas geradas na superfície de seus flancos dificulta a propagação de trincas, aumentando a vida útil destes componentes (JUNG, 2011; RAKHIT, 2000; NICOLETTO; TUCCI; ESPOSITO, 1996; OKAMOTO; NAKAMURA, 1990).

Ao se comparar o tempo total de processo entre as duas rotas, verifica-se que a rota empregada ao aço DIN 18MnCrSiMo6-4 demanda um tempo de produção 10% menor. Outro importante fator é o transporte atrelado às diferentes rotas de fabricação. Entretanto, pelo fato desta variável depender de fatores como *lead time* da empresa fabricante (tempo do início de uma atividade produtiva e seu término), tamanho do lote, distâncias entre a empresa contratante e a contratada para os serviços terceirizados, entre outros, tal cálculo não será apresentado neste trabalho.

4.5 DESEMPENHO DE FADIGA DE CONTATO DAS DIFERENTES ROTAS DE PROCESSAMENTO

A Tabela 15 expõe os resultados obtidos através dos ensaios de desgaste de engrenagens fabricadas por diferentes rotas de processamentos. O acompanhamento evolutivo dos desgastes realizado por meio de imagem, permitiu observar que conforme o ensaio se desenvolveu a quantidade de falhas nos flancos dos dentes aumentou de forma gradativa. Entretanto, os pinhões fabricados em aço bainítico sofreram um aumento abrupto no percentual de dano durante o último estágio do ensaio, que excederam de forma significativa o critério de falha.

Tabela 15 - Desempenho dos pinhões durante os ensaios de fadiga.

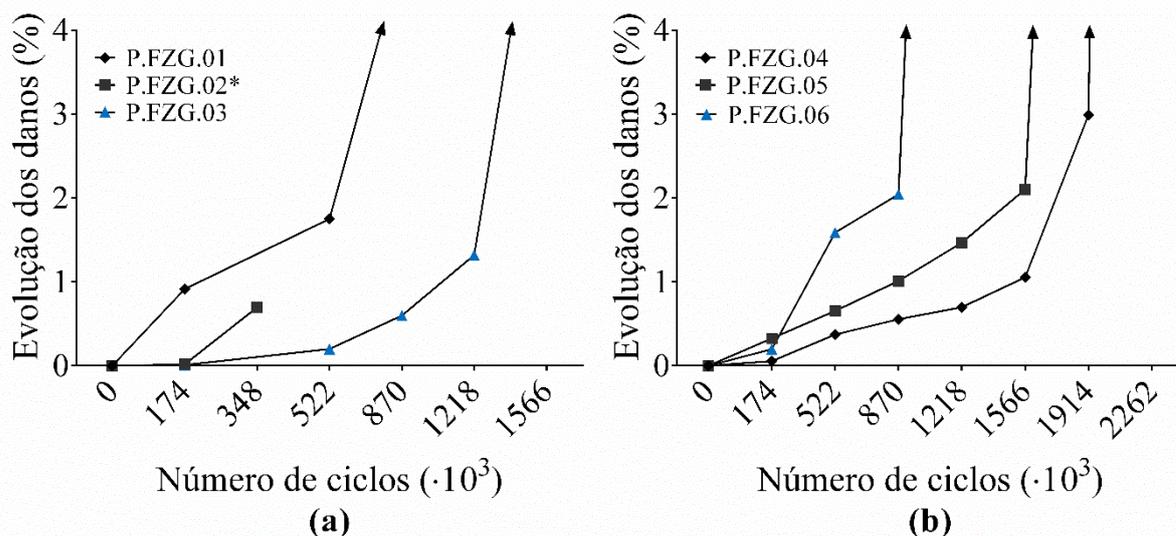
Pinhão	Número de ciclos	Área danificada (%)	Taxa de dano (%)	Número de ciclos estimados para 4% de dano
P.FZG.01	870000	4,89 ±0,21	5,6E-06	802500
P.FZG.02*	348000	0,70 ±0,14	2,0E-06	728900
P.FZG.03	1566000	6,60 ±0,18	4,2E-06	1394800
P.FZG.04	2262000	54,15 ±1,23	2,4E-05	1920900
P.FZG.05	1914000	17,31 ±0,43	9,0E-06	1609400
P.FZG.06	1218000	18,66 ±0,18	1,5E-05	962900

*Ensaio interrompido devido a fratura na raiz do dente (Ver APÊNDICE D).

Fonte: O Autor.

A evolução dos danos ao longo do tempo para cada pinhão ensaiado é exibida na Figura 73. A imagem apresenta um corte no eixo das ordenadas para um valor de 4% de dano, o valor subsequente corresponde ao último estágio do ensaio, assumindo os valores apresentados na Tabela 15 (área danificada), para os pinhões P.FZG.01, P.FZG.03, P.FZG.04, P.FZG.05 e P.FZG.06. Se observa um crescimento abrupto dos danos para todos os pinhões nitretados (DIN 18MnCrSiMo6-4) no último estágio do ensaio.

Figura 73 - Evolução dos danos durante os ensaios de fadiga: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.

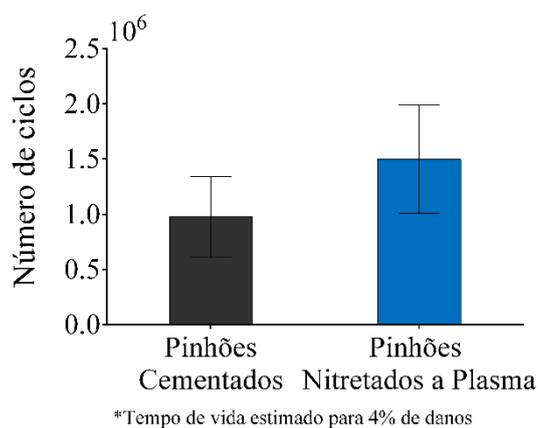
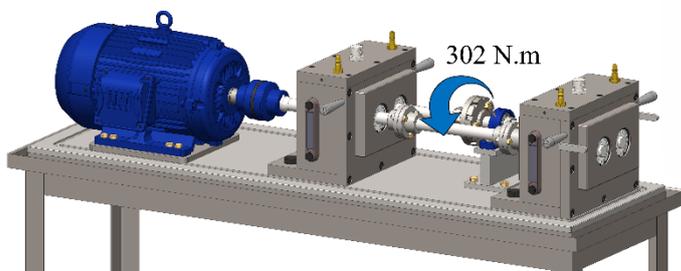


Fonte: O Autor.

Os resultados de tempo de vida são exibidos na Figura 74 pelos valores estipulados para um dano de 4%. A diferença entre a vida útil dos dois grupos de engrenagens é de cerca de 34,8%. E mesmo considerando a dispersão dos resultados é possível identificar diferentes ordens de vida entre os grupos.

Figura 74 - Resultados médios de vida em fadiga para diferentes cadeias de fabricação considerando um dano de 4% da área total do flanco.

- Amostra: Pinhão FZG-C;
- Rotação do pinhão: 1450 rpm;
- Carga aplicada: 302 N.m (K9);
- Critério de falha: 4% da área do flanco mais danificado.

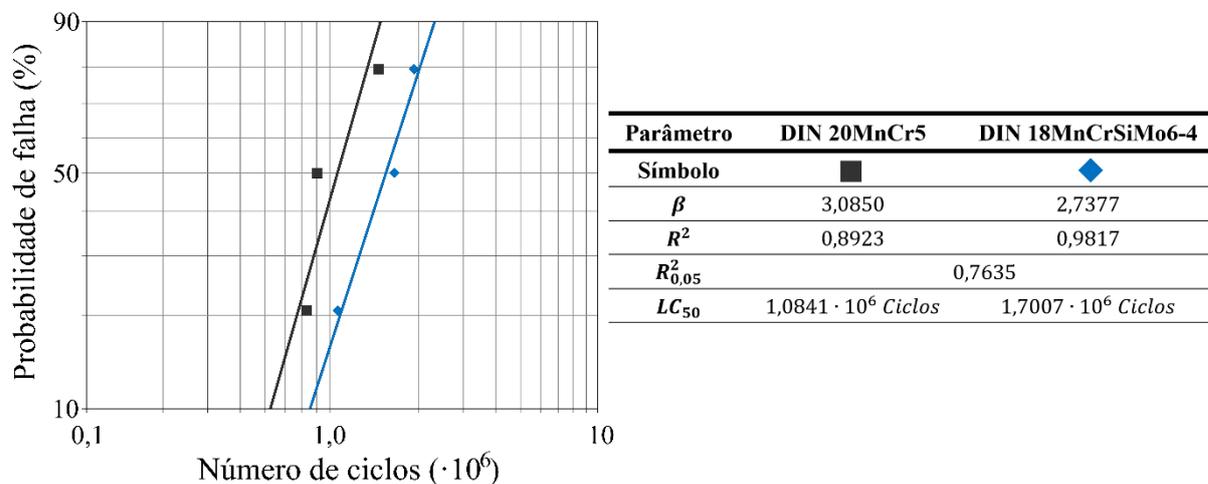


Fonte: Adaptado de Rego (2016).

Levando em consideração a distinta intensidade de dispersão entre os grupos, realizou-se uma verificação da meia vida em fadiga dos pinhões (LC_{50}), tendo como ponto de partida o

número de ciclos estimado para um dano de 4% (ver Tabela 15). Os resultados obtidos são apresentados na Figura 75.

Figura 75 - Abordagem estatística para resultados de fadiga através do método de distribuição *Weibull*.



Fonte: O Autor.

A partir da abordagem de *Weibull* o ranqueamento de vida útil entre os grupos é mantido de forma análoga à Figura 74. A diferença está na vida média resultante desta análise que indica um desempenho 36,3% maior para os pinhões manufacturados em aço DIN 18MnCrSiMo6-4. Estes dados suportam a afirmação da existência de diferentes comportamentos de fadiga entre os grupos investigados. O coeficiente de determinação (R^2) de ambos os grupos são maiores que o coeficiente crítico de determinação ($R^2_{0,05}$), atendendo ao requisito proposto por Tiryakioğlu, Hudak e Ökten (2009) para a aplicação desta distribuição. Entretanto ressalta-se a existência de parâmetros de nitretação que podem proporcionar um desempenho em fadiga ainda maior, como a composição gasosa de 24% N_2 / 76% H_2 investigada no estudo realizado por Dalcin (2021), que resultou em uma meia vida 44% mais elevada do que a fornecida por uma composição gasosa composta por 76% N_2 / 24% H_2 .

Com base nos resultados apresentados até o momento, constata-se que a rota de fabricação proposta em conjunto com o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 apresenta vantagens em relação a rota empregada ao aço DIN 20MnCr5, tanto em relação as propriedades mecânicas após forjamento, resposta aos tratamentos superficiais e demanda energética, quanto ao desempenho diante dos ensaios de fadiga de contato. A seguir a discussão é direcionada para características dos danos observados durante os ensaios e a influência dos parâmetros de contato na vida em fadiga dos componentes sob investigação.

4.6 INVESTIGAÇÃO MORFOLÓGICA DOS DANOS

Quando componentes são submetidos a tensões periódicas de contato, trincas eventualmente irão nuclear na superfície de contato ou em regiões próximas a ela. A propagação destas trincas irá resultar na ocorrência de danos por *pitting* ou *spalling* (CAO *et al.*, 2020; KATTELUS; MIETTINEN; LEHTOVAARA, 2018; SADEGHI; JALALAHMADI, 2013). Uma representação da evolução dos danos observada ao longo das inspeções por imagem é apresentada na Figura 76. A primeira alteração superficial que se observa no flanco do dente é caracterizada pelo aparecimento de pequenas porções de material removido ao longo da região do dedendo. Com a evolução do ensaio, estas pequenas porções se unem a porções adjacentes, resultando no aumento da área danificada que cresce em direção à região do diâmetro primitivo. No último estágio do ensaio, o crescimento do dano supera o critério de falha de maneira abrupta. Devido os diversos fatores que colaboram para o crescimento do dano, a sua evolução não é simultânea para todos os dentes do pinhão, portanto, ao final do ensaio não são todos os dentes que superam o critério de falha preestabelecido (REGO, 2016).

Figura 76 - Morfologia dos danos ao longo do ensaio de desgaste FZG.



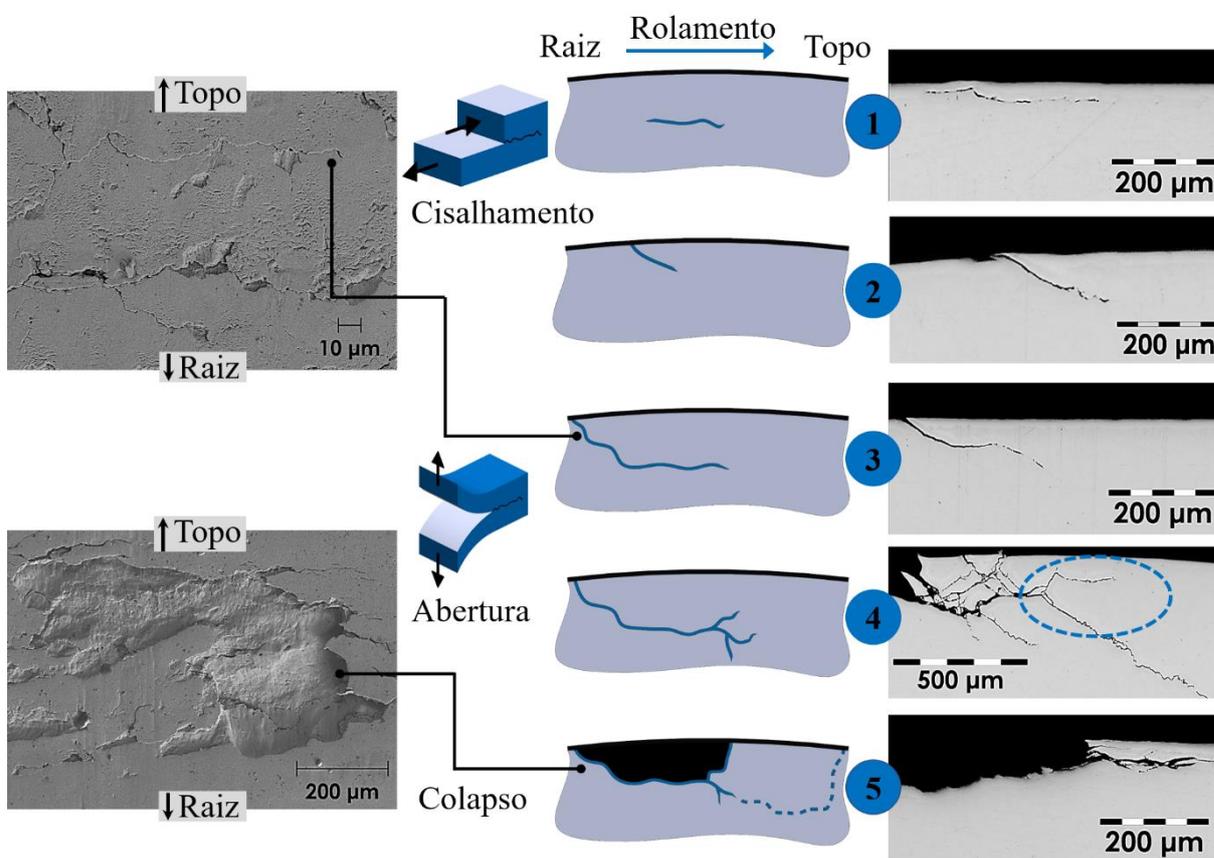
Fonte: O Autor.

Os mecanismos de desenvolvimento das trincas observados nos pinhões FZG-C podem ser visualizados na Figura 77. A nucleação de uma trinca é proveniente de heterogeneidades aleatórias do material que geram pontos concentradores de tensão, dentre as quais pode-se citar falhas estruturais, defeitos em contornos de grãos, planos de deslizamento e inclusões não metálicas. Por consequência da força de rolamento, a máxima tensão cisalhante se situa na subsuperfície do dente, logo, os concentradores de tensão situados nesta região são os primeiros a apresentar nucleações de trincas. As trincas nucleadas se unificam por coalescência e se propagam rapidamente com uma orientação paralela à superfície, estimuladas pelas forças cisalhantes (1). O modo de propagação por cisalhamento é um mecanismo que não se mantém por muito tempo, pelo fato de que a trinca buscará um caminho de propagação de menor energia, oferecido pelo modo de abertura que leva a trinca em direção à superfície (3). Entretanto, estas trincas também podem se originar na superfície do flanco devido a presença

de um deslizamento relativo entre as superfícies em contato e a interação das asperezas presentes nestas superfícies (2) (CAO *et al.*, 2020; REGO, 2016; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014; McEVILY, 2013; RAJE; SADEGHI; RATEICK, 2008; EPSTEIN *et al.*, 2003; DING; RIEGER, 2003; MURAKAMI, 2002; AI, 1998).

A partir do momento em que a trinca, originada na subsuperfície, atinge a superfície do flanco, a sua extremidade oposta ultrapassa o fator de tensões crítico e com isso passa a expressar um crescimento descontrolado, o que leva ao efeito de ramificação (4). Tal efeito também é observado em trincas originadas na superfície (ABERŠEK; FLAŠKER, 2004; ALFREDSSON, 2000; GLODEŽ; WINTER; STÜWE, 1997). O mecanismo denominado colapso é última etapa (5) e é reconhecido por retirar parte do material da superfície do componente. Este mecanismo não é caracterizado pela propagação da trinca, mas sim pelo colapso do material na ponta das regiões de ramificação. Trincas provenientes do estágio de ramificação ainda são capazes de se propagar sob o modo de abertura, sendo que seu crescimento promove a remoção adicional de material resultando em um aumento gradativo do dano na superfície do flanco (DING; GEAR, 2009).

Figura 77 - Mecanismos de falha por fadiga em engrenagens FZG-C: (1) (2) nucleação e propagação; (3) abertura; (4) ramificação; (5) colapso.

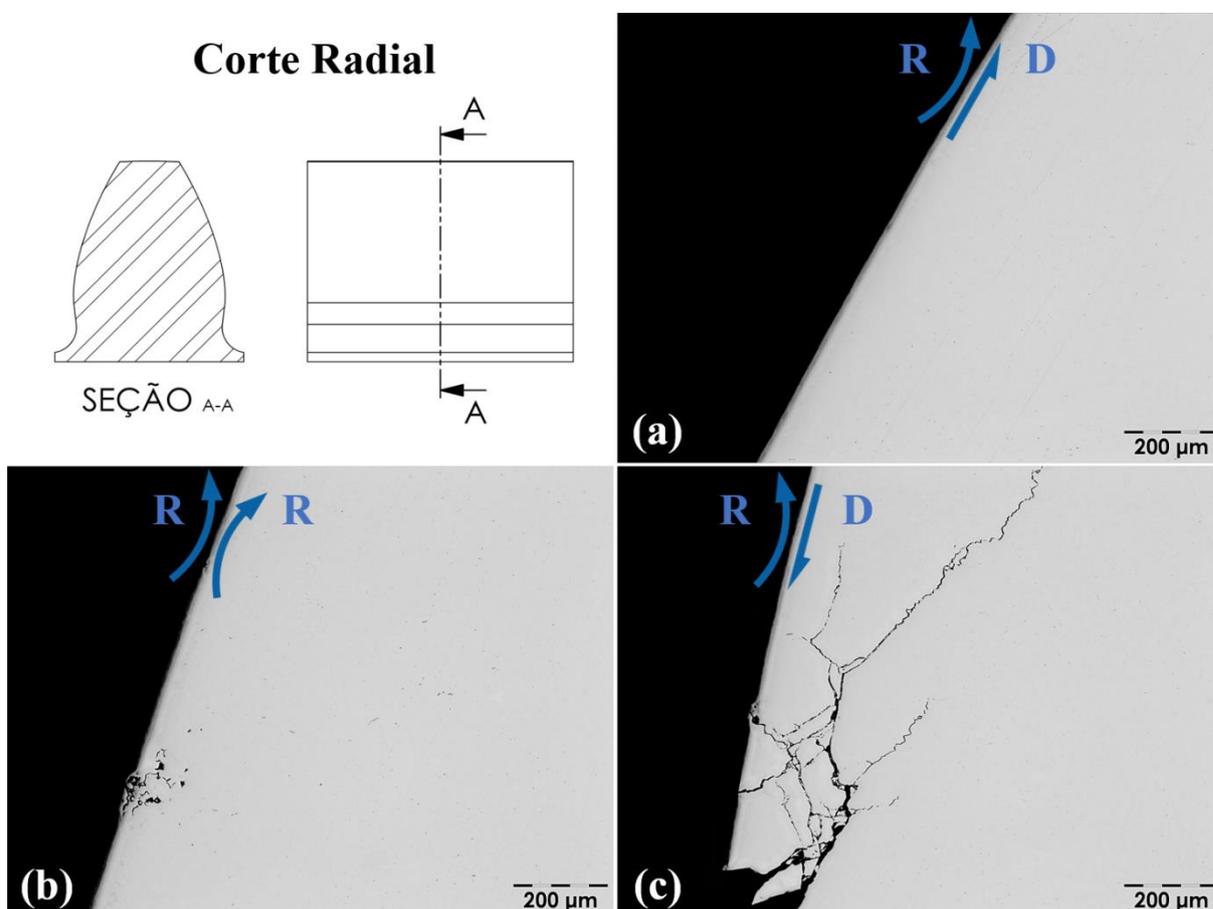


Fonte: Adaptado de Rego (2016).

4.6.1 Propagação de Trincas na Subsuperfície

Após o entendimento do mecanismo de desgaste atuante, as trincas foram medidas nas direções longitudinal e transversal do dente. A Figura 78 revela a propagação de trincas na seção radial do pinhão P.FZG.03 (cementado), nas regiões do adendo, Figura 78 (a), diâmetro primitivo Figura 78 (b) e dedendo Figura 78 (c). Observa-se que os danos presentes na região do diâmetro primitivo (DP) se encontram no estágio de abertura, estes se estendem até 90 μm da superfície do flanco. Por outro lado, as trincas presentes no dedendo do dente (c) podem ser encontradas no estágio de colapso em distâncias de aproximadamente 240 μm e no estágio de ramificação a distâncias do flanco de até 480 μm .

Figura 78 - Propagação de trincas na seção radial do pinhão P.FZG.03: (a) adendo; (b) diâmetro primitivo; (c) dedendo.

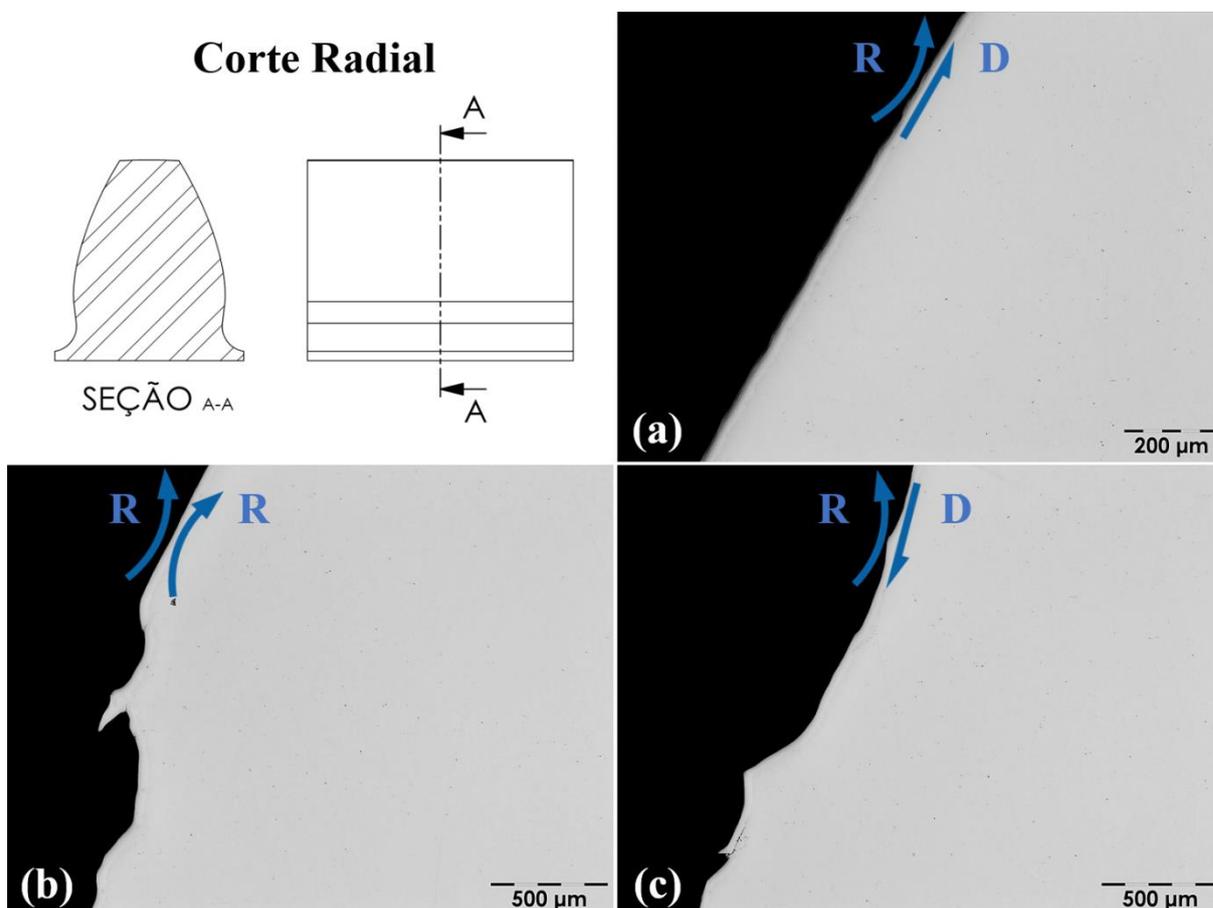


Fonte: O Autor.

As setas representam os sentidos das forças de rolamento (R) e de deslizamento (D), salienta-se que a região do diâmetro primitivo (b) é caracterizada como uma região de rolamento puro (MARTINEZ, 2011; DAVIS, 2005). A Figura 79 mostra a propagação de trincas na seção radial do pinhão P.FZG.04 (nitretado a plasma), nas regiões do adendo Figura 79 (a), diâmetro primitivo Figura 79 (b) e dedendo Figura 79 (c). As regiões do diâmetro primitivo (DP) e do

dedendo se encontram no estágio de colapso. Os danos presentes na região do DP são caracterizados por profundidades entre 100 μm e 200 μm , já os danos presentes no dedendo do pinhão são encontrados em pontos situados à 250 μm da superfície de contato do componente.

Figura 79 - Propagação de trincas na seção radial do pinhão P.FZG.04: (a) adendo; (b) diâmetro primitivo; (c) dedendo.



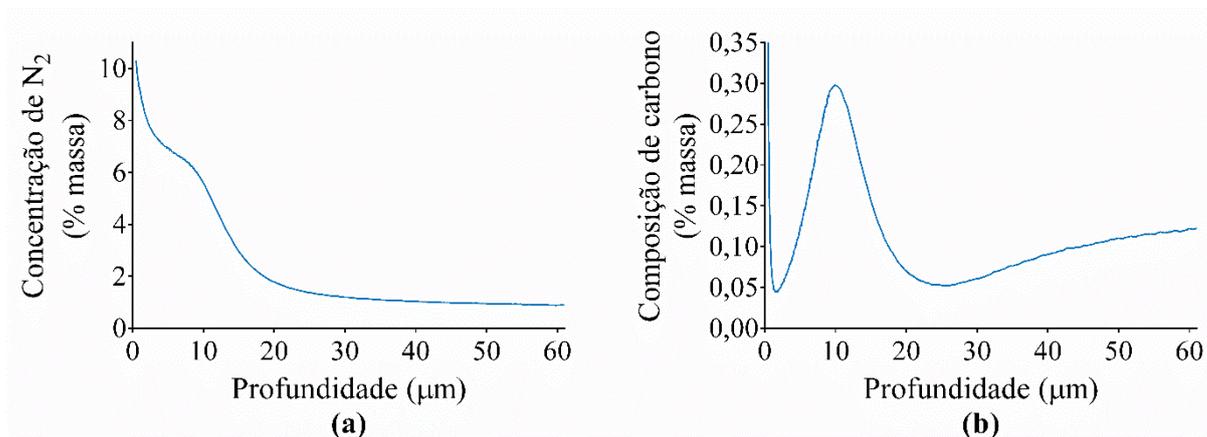
Fonte: O Autor.

Em uma camada nitretada a zona de difusão fornece a sustentação para a camada de compostos. Logo, as propriedades da zona de difusão podem influenciar na fratura dessa camada. Com o aumento da composição de nitrogênio na mistura gasosa, temperatura e tempo de tratamento se eleva o teor de nitrogênio na superfície nitretada a plasma. Por consequência uma zona descarbonetada é gerada próxima a superfície e uma zona rica em carbono é desenvolvida logo abaixo da camada nitretada, conforme exposto na Figura 80, onde visualiza-se os perfis de composição química de superfícies nitretadas com um gás rico em nitrogênio (76% N_2 / 24% H_2) a uma temperatura de 500 $^{\circ}\text{C}$ por um período de 9 horas. Este fenômeno ocorre devido a desestabilização dos carbonetos de cromo que causa a fragilização da zona de difusão e pelo pico de carbono formado que reduz a tenacidade da camada de compostos. A localização destas regiões ricas em carbono é análoga aos locais preferenciais de nucleação e

propagação de trincas subsuperficiais em engrenagens, o que pode proporcionar a ocorrência de *pitting* e/ou *spalling* de forma prematura nestes componentes. Uma vez rompida a camada de compostos, a taxa de desgaste eleva-se de forma abrupta, resultando na remoção de grandes quantidades de material (DALCIN, 2021; DALCIN *et al.*, 2020b; KWIETNIEWSKI *et al.*, 2004; TIER *et al.*, 2001).

Figura 80 - Perfil de composição química de superfícies nitretadas a plasma (500°C – 9h - 76%N₂):

(a) concentração de nitrogênio; (b) composição de carbono.

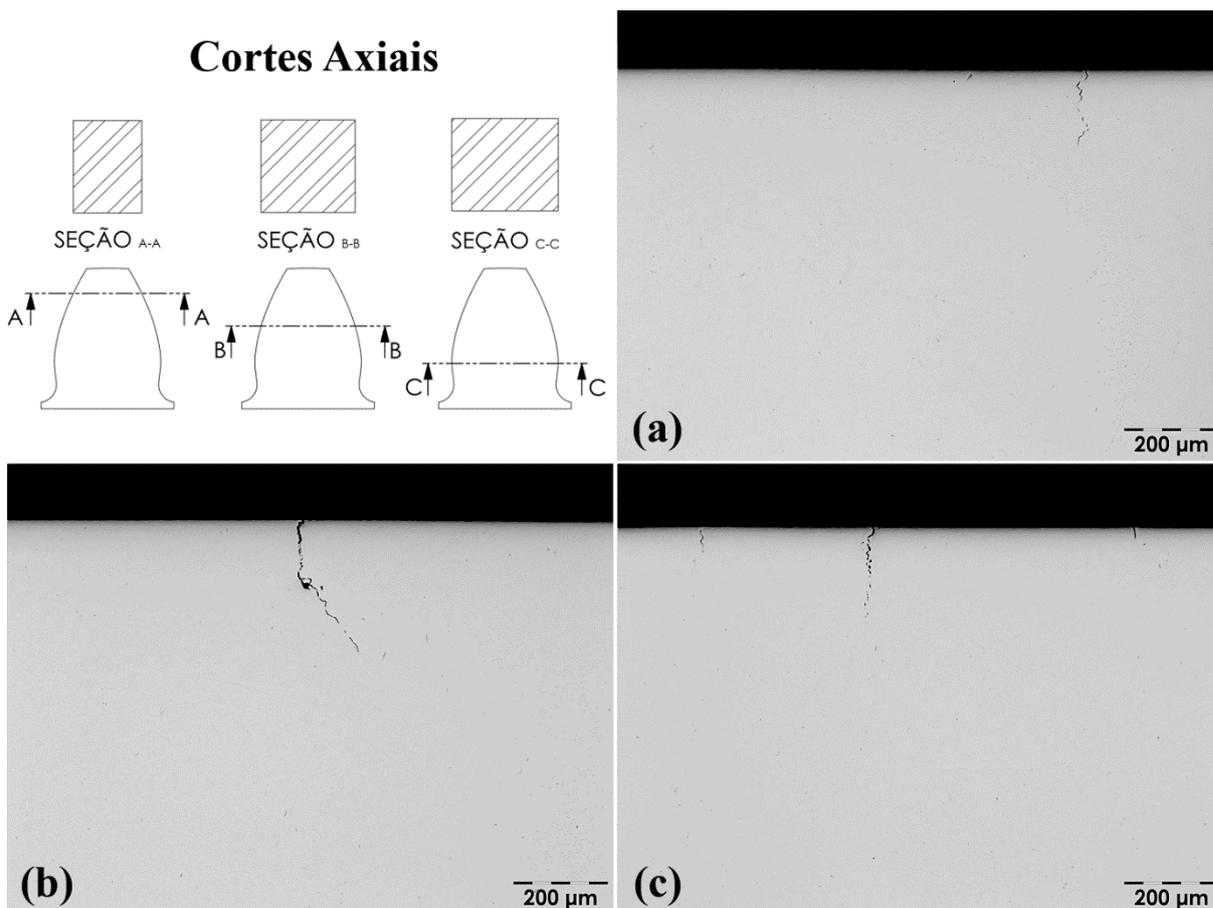


Fonte: Adaptado de Dalcin (2021).

Em seu estudo, Dalcin (2021) evidenciou a formação de uma camada bifásica (γ' - Fe₄N / ϵ - Fe₂₋₃N) em engrenagens nitretadas a plasma com uma mistura gasosa rica em nitrogênio (76% N₂ / 24% H₂), análoga à utilizada neste trabalho. Camadas de compostos bifásicas possuem propriedades mecânicas menos eficientes em relação as monofásicas por conta dos diferentes coeficientes de expansão térmica dos nitretos, o que as torna mais quebradiças. Portanto, para os pinhões nitretados a plasma obterem um desempenho ainda maior seria desejável a obtenção de uma camada de compostos monofásica. Ressalta-se que camadas de compostos monofásicas compostas por γ' - Fe₄N proporcionam uma alta capacidade em suportar cargas e carregamentos alternados, já as camadas formadas unicamente por ϵ - Fe₂₋₃N proporcionam uma maior resistência a abrasão em relação a camada monofásica γ' - Fe₄N, entretanto é mais quebradiça (ROLINSKI, 2016; DAVIS, 2005; RAKHIT, 2000). Outro aspecto do processo proposto neste trabalho que poderia contribuir para o incremento no desempenho dos pinhões nitretados a plasma, seria a execução de um forjamento em matriz fechada que possibilitaria a obtenção de um forjado mais próximo da geometria final dos pinhões, além de o fluxo de material decorrente do forjamento (fibramento) contribuir para a melhoria das propriedades mecânicas dos pinhões.

As trincas investigadas a partir de cortes axiais nos dentes pertencentes ao pinhão P.FZG.03 (cementado) são expostas na Figura 81. Presumivelmente o estágio das trincas em todas as regiões é o de abertura. As profundidades das trincas variam entre 30 μm e 180 μm para a região do adendo (a), chegam a 280 μm no diâmetro primitivo (b) e podem ser visualizadas em profundidades entre 27 μm e 215 μm na região do dedendo (c).

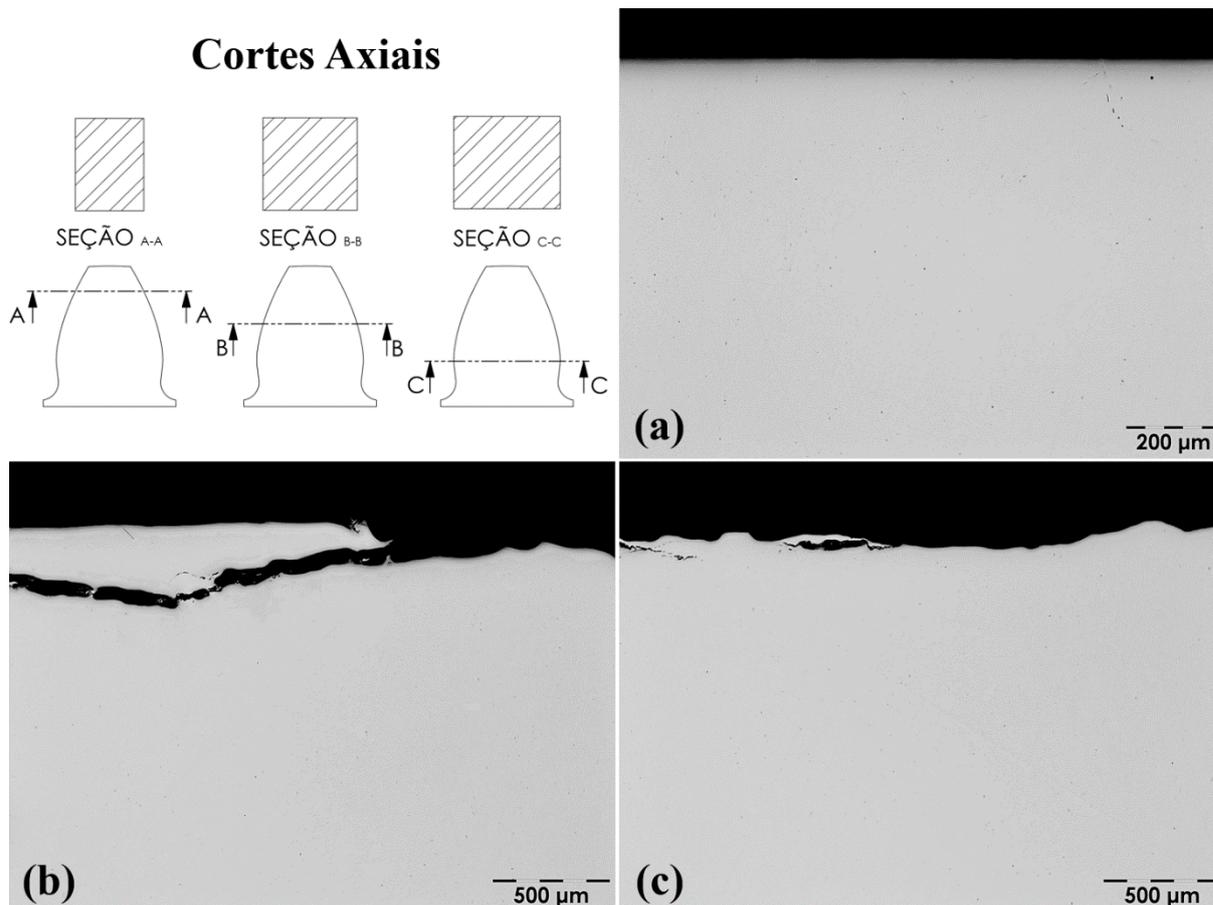
Figura 81 - Propagação de trincas na seção axial do pinhão P.FZG.03: (a) adendo; (b) diâmetro primitivo; (c) dedendo.



Fonte: O Autor.

As trincas detectadas através de cortes axiais nos dentes do pinhão P.FZG.04 (nitretado a plasma) são apresentadas na Figura 82. Consta-se que a região do diâmetro primitivo (b) já sofreu colapso e passa por um novo estágio de abertura com trincas localizadas em profundidades de aproximadamente 300 μm . O mesmo ocorre com a região do dedendo (c) em regiões situadas a 200 μm da superfície do dente.

Figura 82 - Propagação de trincas na seção axial do pinhão P.FZG.04: (a) adendo; (b) diâmetro primitivo; (c) dedendo.

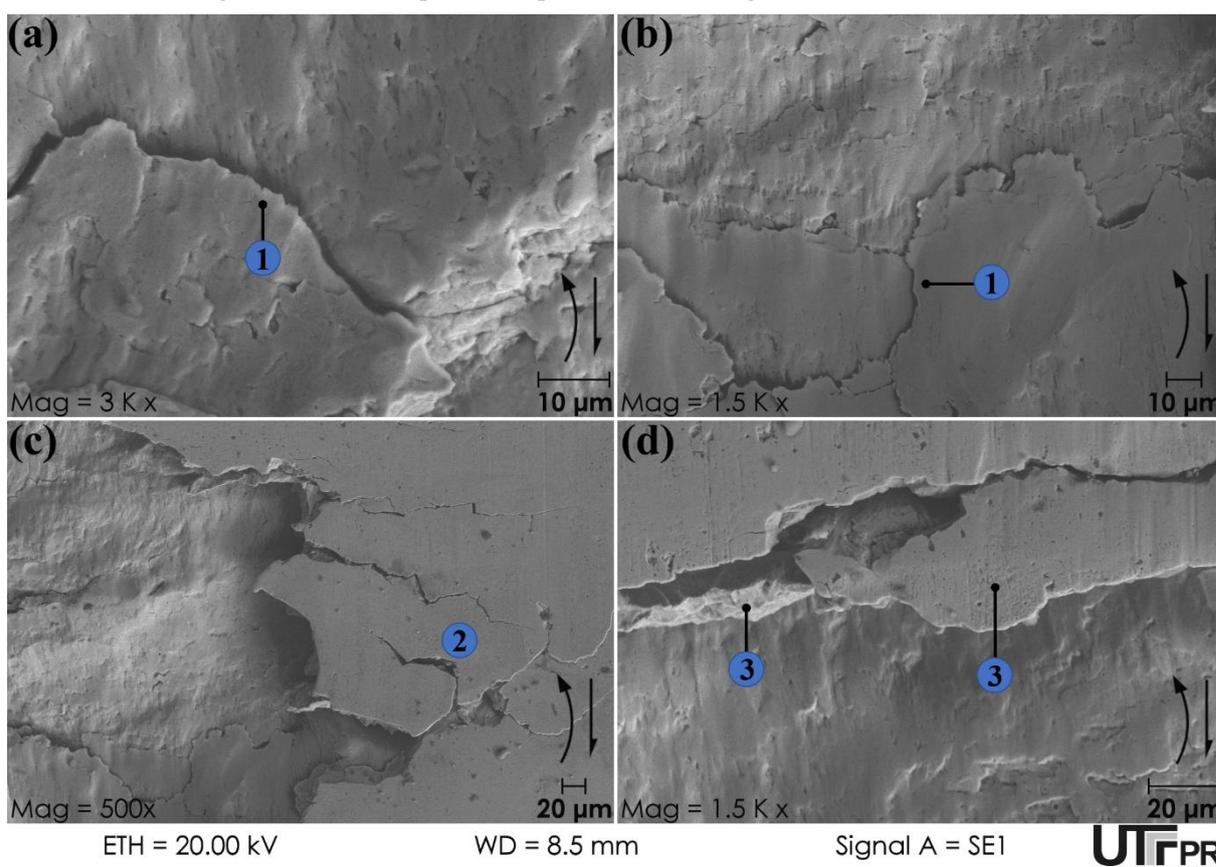


Pelo fato de as trincas analisadas a partir desta investigação se encontrarem à distâncias maiores que 10 μm da superfície, a parte predominante dos danos pode ser classificada como *spalling* (DING; GEAR, 2009).

4.6.2 Morfologia dos Danos Superficiais Após o Ensaio de Desgaste FZG

A morfologia dos danos superficiais após o ensaio de desgaste FZG foi investigada pelo método de microscopia eletrônica de varredura (MEV). A Figura 83 mostra as imagens obtidas da região do dedendo dos pinhões cementados. Observa-se na Figura 83 (a) a presença de lâminas de material destacado (1), provenientes do fenômeno de abertura. Caso submetido a ciclos adicionais a evolução deste dando resultaria no destacamento desta porção de material. Da mesma forma, na Figura 83 (b), também se observa a presença destas lâminas (1). A Figura 83 (c) expõe diversas regiões de propagação de trincas na superfície do flanco (2) onde se observa que algumas destas trincas possuem pontos de ramificação. Adicionalmente, na Figura 83 (c) é possível se identificar porções de material próximas de serem removidas da superfície (3).

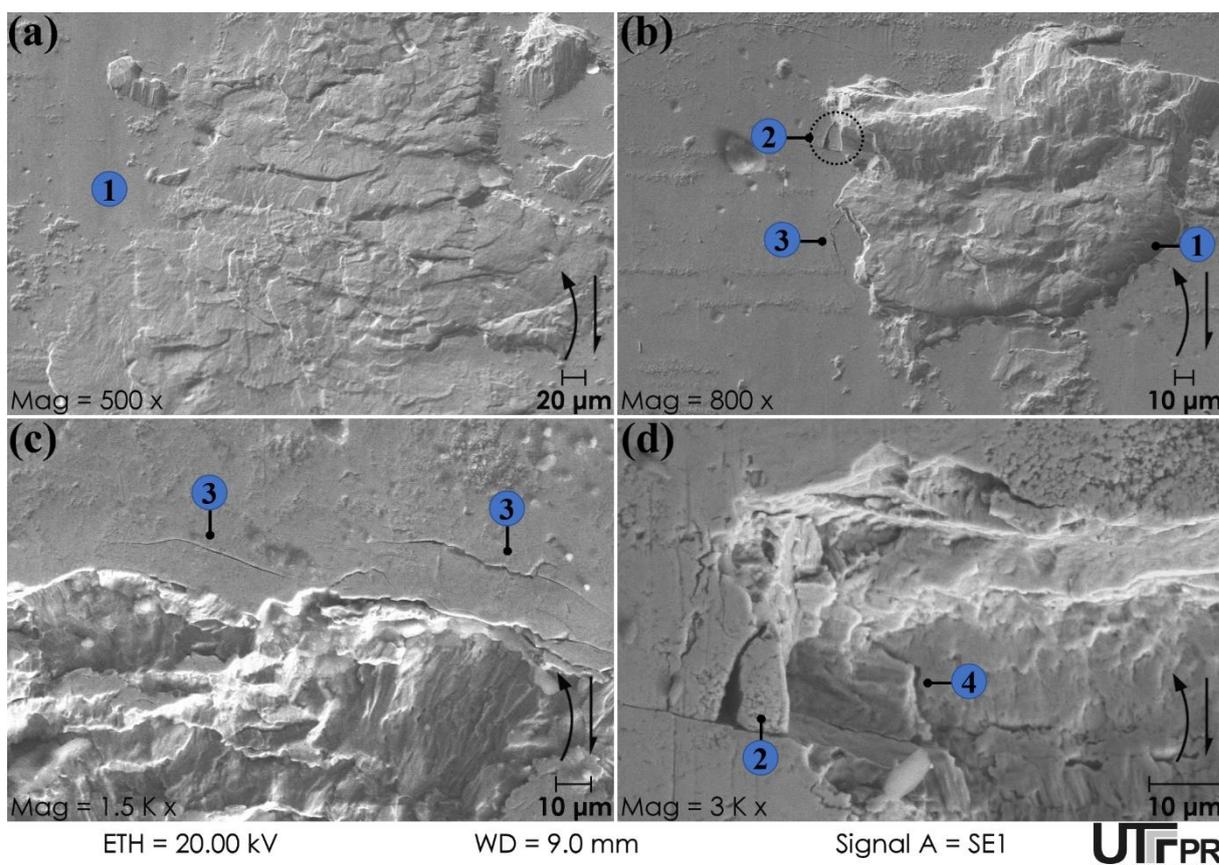
Figura 83 - Danos superficiais após o ensaio de desgaste FZG: DIN 20MnCr5.



Fonte: O Autor.

Na sequência são apresentadas as imagens obtidas da região do dedendo dos pinhões nitretados a plasma. Na Figura 84 (a) observa-se a presença de crateras (1), que são visualizadas em maiores profundidades na Figura 84 (b). A Figura 84 (b) e Figura 84 (d) também apresentam regiões com porções de material prestes a se destacar (2). As trincas contornando regiões colapsadas (3) são evidenciadas na Figura 84 (b) e Figura 84 (c) sugerem que porções de material seriam removidas caso submetidas a ciclos adicionais e muitas destas partículas, provenientes da evolução do desgaste, iriam contaminar o lubrificante após destacadas da superfície do componente. Enfatiza-se que estas partículas metálicas livres também colaboram com a evolução danos quando presentes na zona de contato (MARTINEZ, 2011; MAGALHÃES, 2003). Na Figura 84 (d) também se evidencia propagação de trincas em uma região já colapsada (4).

Figura 84 - Danos superficiais após o ensaio de desgaste FZG: DIN 18MnCrSiMo6-4.



Fonte: O Autor.

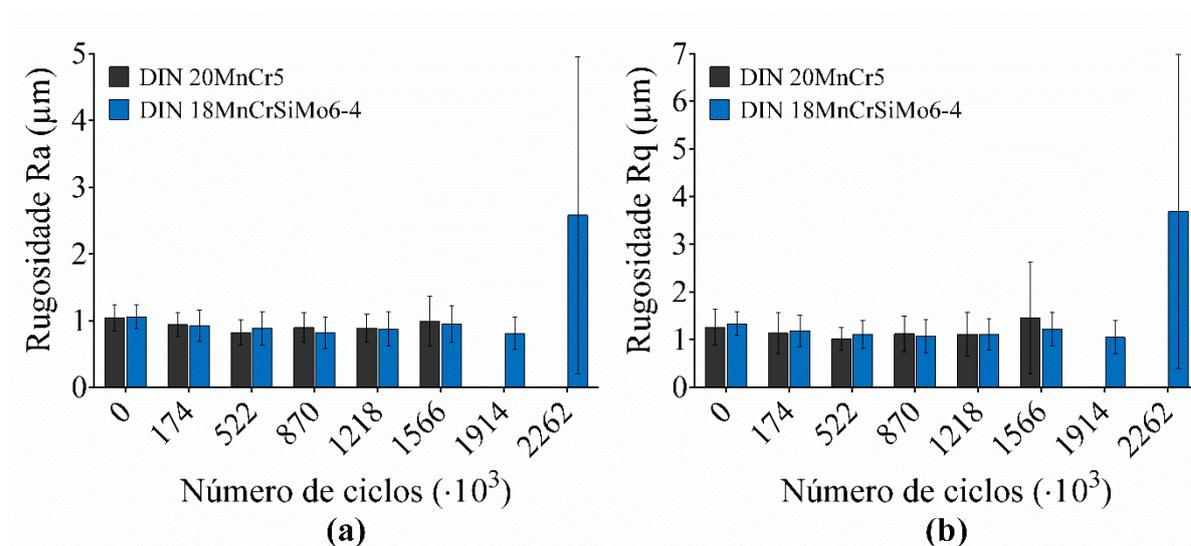
4.7 RUGOSIDADE DOS FLANCOS

No presente tópico são relatados os resultados obtidos através das medições de rugosidade dos componentes ensaiados. A Figura 85 (a) apresenta o comportamento do parâmetro de amplitude R_a ao longo do ensaio de desgaste FZG. A condição superficial dos componentes em seu estado de fabricação (0 ciclos) é semelhante para os dois grupos de engrenagens, posto que se registrou uma rugosidade R_a de $1,06 \mu\text{m}$ para os pinhões nitretados (DIN 18MnCrSiMo6-4) e de $1,04 \mu\text{m}$ para os pinhões cementados (DIN 20MnCr5). Após o estágio de *Running-in* (174000 ciclos), ambos os grupos apresentaram uma redução no parâmetro R_a , sendo de aproximadamente 9,5% para os pinhões cementados e 12,7% para os pinhões nitretados a plasma. A redução da rugosidade R_a após o estágio de *Running-in* se justifica devido à pressão de contato imposta aos flancos no decorrer desta etapa, que tem como finalidade reduzir as irregularidades presentes na superfície dos dentes.

Para os pinhões cementados o parâmetro de amplitude R_a se demonstra estável ao longo de todo o ensaio de desgaste FZG. Este comportamento pode ser correlacionado com a não ocorrência de danos superficiais significativos ao longo do ensaio. No entanto, os pinhões nitretados a plasma apresentam um aumento abrupto nos parâmetros de rugosidade no último

estágio do ensaio (218% maior em relação ao estágio anterior). A ocorrência retrata um aumento significativo de danos durante esta etapa do ensaio. Os presentes resultados podem ser correlacionados com a evolução dos danos ao longo do ensaio, denotado pela Figura 73. O parâmetro de amplitude Rq, exibido na Figura 85 (b), apresenta um comportamento semelhante ao Ra, porém, este parâmetro torna mais evidente os picos dos perfis de rugosidade.

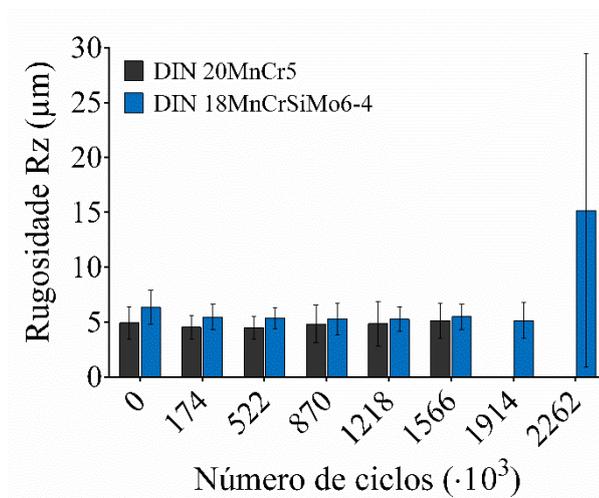
Figura 85 - Rugosidade dos flancos em função do número de ciclos: (a) Ra; (b) Rq.



Fonte: O Autor.

O parâmetro de amplitude Rz de todos os pinhões ensaiados é retratado na Figura 86. Esse fornece informações referentes a distribuição média das alturas máximas da superfície e é mais sensível que o Ra em relação a mudanças no acabamento. Para ambos os grupos pequenas reduções foram observadas com o aumento do número de ciclos, proveniente da ocorrência de desgaste na superfície e remoção dos picos de aspereza. Durante todo o ensaio o comportamento deste parâmetro se manteve estável para os pinhões cementados, entretanto, para os pinhões nitretados a plasma transcorreu um aumento de $\approx 194\%$ entre 1914000 ciclos e 2262000 ciclos. A ocorrência deste significativo aumento pode estar relacionada com o destacamento de grandes quantidades de material do flanco dos dentes ao final do ensaio, proveniente da formação de *dark phases* e das elevadas tensões residuais compressivas na interface entre a zona de difusão e a camada de compostos dos pinhões nitretados a plasma (DALCIN *et al.*, 2020b; LI; GEORGES; LI, 2002).

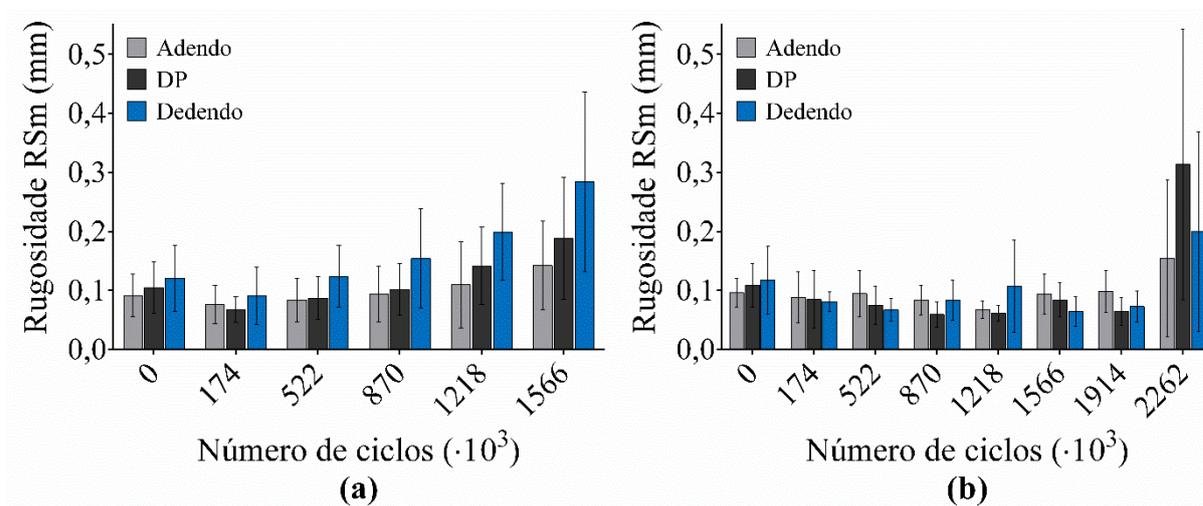
Figura 86 - Rugosidade dos flancos em função do número de ciclos: Parâmetro de amplitude Rz.



Fonte: O Autor.

O comportamento do parâmetro de espaçamento RSm ao longo dos ensaios de fadiga é retratado pela Figura 87. Este parâmetro está relacionado com a capacidade de sustentação de carga que a superfície em contato possui. Para menores índices de RSm, mais picos de asperezas sustentam a carga de contato, ou seja, a carga é mais bem distribuída e as tensões de contato são reduzidas.

Figura 87 - Parâmetro de espaçamento RSm: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.



Fonte: O Autor.

Verifica-se que para os pinhões cementados o parâmetro RSm sofre incrementos na medida em que o número de ciclos aumenta, isso implica em uma menor distribuição de carga e consequentemente no aumento dos danos sofridos pelas regiões em contato. O parâmetro RSm, pertencente aos pinhões nitretados a plasma, se comporta de maneira semelhante ao dos cementados até os 174000 ciclos, onde esse sofre uma atenuação devido a etapa de *Running-*

in. Contudo, o parâmetro de demonstrou estável até os 1914000 ciclos, o que sugere que a carga foi bem distribuída durante grande parte do ensaio o que contribuiu para uma evolução dos danos mais lenta. Entre os 1914000 ciclos e 2262000 ciclos, houve um incremento muito elevado do parâmetro RSm (Aumento entre 57% e 387% em relação ao estágio anterior). Este corrobora com o resultado exposto pela Figura 73, onde se evidencia uma perda de grandes quantidades de material durante o período.

Diante do exposto, se evidencia que em condições de fabricação o acabamento superficial de ambos os grupos de engrenagens é semelhante. Após a etapa de *Running-in* ocorre a redução de todos os parâmetros de rugosidade (Ra, Rq, Rz e RSm) devido a aplicação de cargas que reduzem as irregularidades presentes nas superfícies de contato. A evolução dos danos decorrentes dos ensaios FZG pode ser correlacionada com os parâmetros de rugosidade mensurados. O processo de degradação da superfície dos pinhões cementados ocorre de maneira gradativa desde as etapas iniciais do ensaio de desgaste FZG, o que justifica os componentes deste grupo atingirem o critério de falha antes dos pinhões nitretados a plasma. O desgaste superficial dos pinhões fabricados em aço bainítico ocorre de forma mais lenta, onde até as etapas finais do ensaio poucos danos são evidenciados nas superfícies de contato, fator convergente ao comportamento estável dos parâmetros de rugosidade ao longo do ensaio. Entretanto, na última etapa do ensaio, os pinhões nitretados a plasma apresentaram perdas de grandes porções de material, excedendo de forma significativa o critério de falha e elevando os parâmetros de rugosidade Ra, Rq, Rz e RSm.

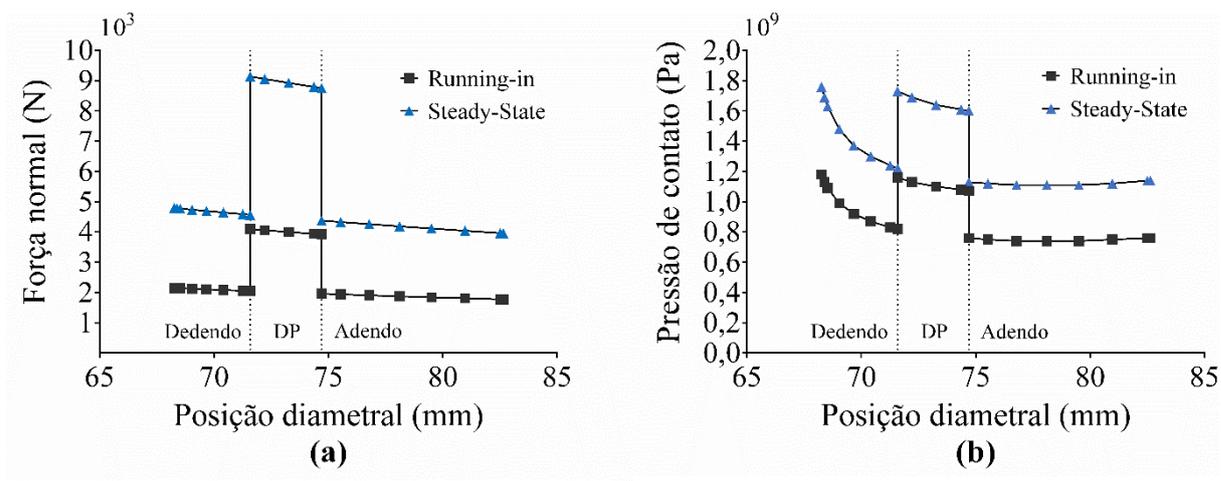
4.8 ANÁLISE MACROSCÓPICA DO CONTATO ENTRE ENGRENAGENS

Na presente seção são apresentados os resultados oriundos da análise macroscópica do contato entre as engrenagens FZG-C, realizadas com o auxílio do *software* EngCalc. A distribuição das forças atuantes durante o contato entre engrenagens FZG-C, para os estágios de *Running-in* (carga K6) e *Steady-State* (carga K9), é exposta pela Figura 88 (a). Independentemente do nível de torque aplicado ao eixo, 135,5 N.m (K6) ou 302 N.m (K9), os maiores índices de força atuante se encontram na região do diâmetro primitivo do dente. Isto ocorre pois nesta região um único par de dentes suporta toda a carga imposta ao conjunto. Nas demais regiões (adendo e dedendo) a força é reduzida pela metade, em razão de haver mais de um par de dentes em contato e por consequência a carga ser mais bem distribuída (YUAN *et al.*, 2018; MURARO *et al.*, 2012).

O desgaste trata-se da remoção gradual de material de uma superfície e é principalmente influenciado pela pressão de contato (BODINI *et al.*, 2019). As pressões de contato para os

estágios de *Running-in* e *Steady-State* são retratadas pela Figura 88 (b). Constata-se que os patamares mais elevados se encontram no dedendo, região do dente que habitualmente apresenta uma taxa de desgaste mais acentuada, seguida respectivamente pelo diâmetro primitivo e adendo (HEMANSHU; JOSHI; KOTHARI, 2014; FERNANDES; McDULING, 1997; FERNANDES, 1996).

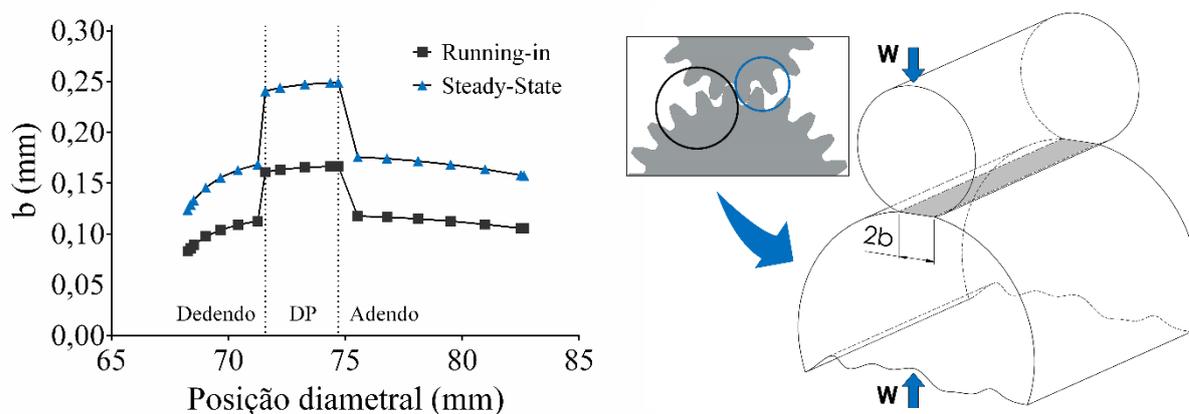
Figura 88 - Contato entre engrenagens: (a) distribuição das forças normais; (b) pressões de contato.



Fonte: O Autor.

A meia largura de contato (b) resultante do contato entre as engrenagens FZG-C durante os estágios de *Running-in* e *Steady-State* é representada na Figura 89. O parâmetro é retratado em milímetros e representa a região deformada na interface de contato entre duas engrenagens em relação a uma carga (W).

Figura 89 - Contato entre engrenagens: meia largura de contato (b).



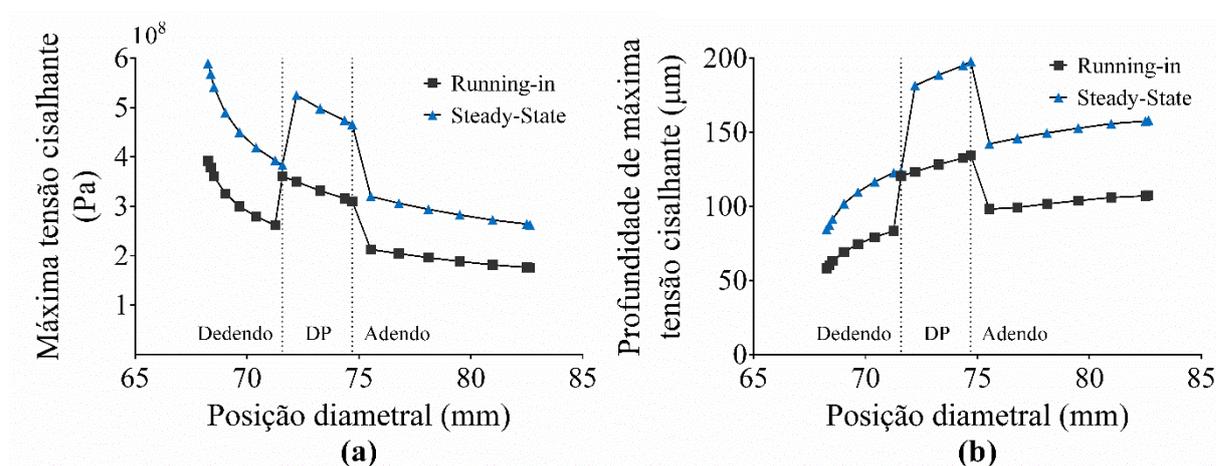
Fonte: O Autor.

Observa-se que esta deformação se comporta de maneira proporcional a carga aplicada. A largura total em que esta deformação ocorre é dado por $2b$. O presente resultado pode ser

correlacionado com o mapeamento das pressões de contato, onde para regiões com áreas de contato menores há maiores índices de pressão, o que de modo consequente colabora para uma maior taxa de desgaste.

A nucleação e propagação de danos nos dentes de engrenagens ocorrem devido as tensões cíclicas de cisalhamento que atingem seus valores máximos em regiões subsuperficiais do dente (TERRIN; DENGGO; MENEGHETTI, 2017; EVANS, 2016). O mapeamento das tensões cisalhantes oriundas do contato entre o pinhão e a coroa, levando em consideração o atrito, é exibido na Figura 90 (a). Os níveis mais elevados destas tensões são observados na região do dedendo, entretanto, através da Figura 90 (b), pode-se observar que a atuação destas tensões ocorre em pontos mais afastados do flanco na região do DP. Tal comportamento justifica a utilização desta região (DP) como referência para projetos de camadas endurecidas de engrenagens, uma vez que a profundidade mínima de camada não deve atender apenas as regiões impostas as maiores solicitações, mas sim as tensões impostas em toda a extensão do dente (MENEZES *et al.*, 2020). Ademais, constata-se que tanto o nível das tensões cisalhantes quanto a sua localização possui uma relação diretamente proporcional com a carga aplicada ao conjunto (K6 ou K9).

Figura 90 - Contato entre engrenagens: (a) máxima tensão cisalhante; (b) profundidade de máxima tensão cisalhante.



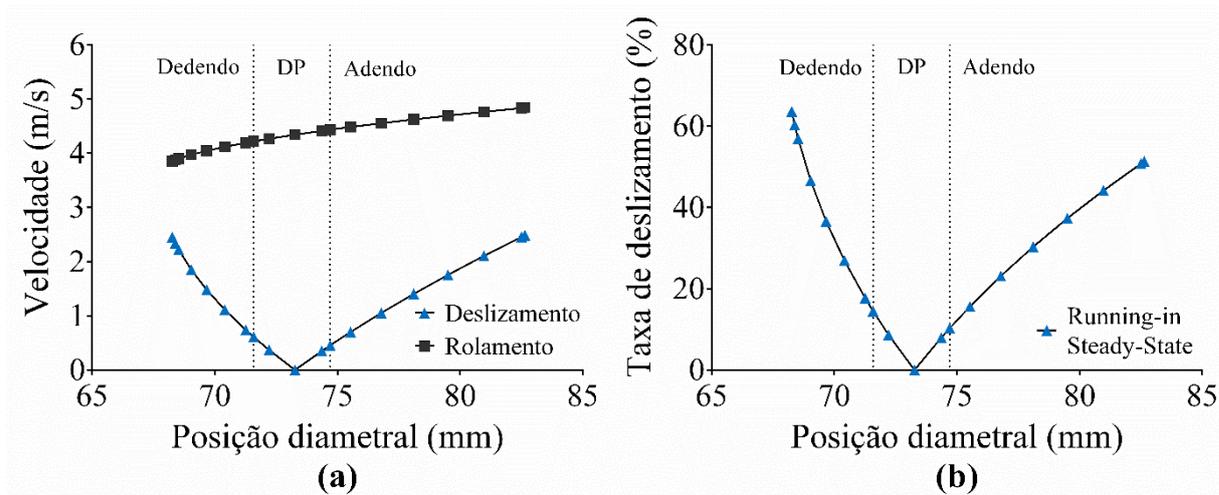
Fonte: O Autor.

A cinemática presente durante o contato entre um par de engrenagens pode ser descrita como deslizante/rolante (DING; GEAR, 2009). Ao se examinar a velocidade de deslizamento trazida pela Figura 91 (a) constata-se que ela assume um valor igual a zero no diâmetro primitivo, evidenciando a existência de rolagem pura nesta região (GOMES, 2019; DING; GEAR, 2009; GLAESER; SHAFFER, 1996). Ressalta-se que em posições diametraes menores que 73,2 mm o sentido de rolamento e de deslizamento são inversos (Figura 13 (b)), portanto, mesmo que as

velocidades de deslizamento nas extremidades do dente sejam semelhantes o desgaste é mais acentuado na região do dedendo por conta deste fator. Ademais as tensões de contato também são mais elevadas nesta região (ver Figura 88 (b)) (CAO *et al.*, 2020; KODA, 2009). Por sua vez, a velocidade de rolamento aponta um aumento gradativo conforme se avança para a região mais periférica do dente.

O mapeamento da taxa de deslizamento em relação ao rolamento em todo o perfil do dente é exposto pela Figura 91 (b). A taxa de deslizamento máxima (64%) ocorre no início do contato (dedendo), reduz gradativamente até o DP, onde assume um valor igual a zero, e se eleva em direção ao final do contato (adendo). Denota-se que este parâmetro também apresenta elevados patamares para os menores diâmetros de curvatura e de forma análoga à velocidade de deslizamento, intervém para um maior desgaste na região do dedendo do dente (MURARO; REISDORFER JR, 2010).

Figura 91 - Contato entre engrenagens: (a) velocidade de deslizamento e rolamento; (b) taxa de deslizamento.



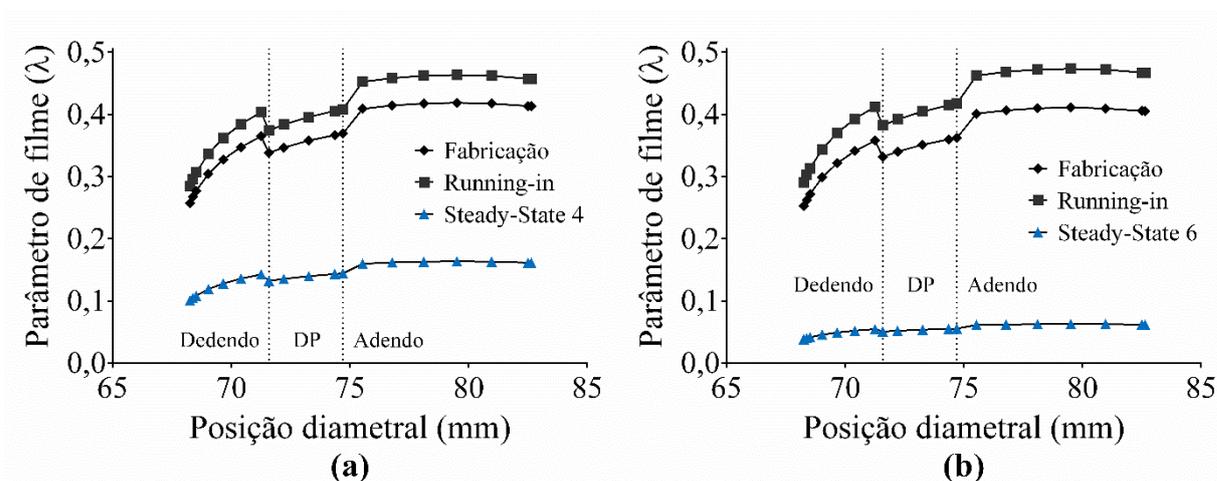
Fonte: O Autor.

O parâmetro de filme (λ), exposto pela Figura 92, representa a espessura do filme lubrificante sobre a rugosidade composta dos componentes em contato. Constata-se que no intervalo de tempo entre o início do ensaio e o final da etapa de *Running-in*, representados respectivamente por *Fabricação* e *Running-in*, ocorre um aumento do parâmetro de filme para ambos os grupos de engrenagens. O evento pode ser correlacionado com a rugosidade superficial dos flancos ao longo do ensaio, onde na etapa inicial ocorre a remoção dos picos de aspereza oriundos do processo de fabricação, aumentando o parâmetro de filme.

Reforça-se a hipótese ao se observar o parâmetro de filme ao final do ensaio, *Steady-State 4* para os pinhões cementados e *Steady-State 6* para os pinhões nitretados a plasma, no qual por conta do aumento dos danos, e por consequência da rugosidade, ocorre uma redução

considerável do parâmetro de filme (λ). Conjuntamente, verifica-se que para todos os estágios o parâmetro de filme é menor em regiões onde um único par de dentes suporta toda a carga aplicada (DP). Além do mais, identifica-se espessuras de filme significativamente diferentes entre as três regiões do dente, sendo o dedendo a região onde o parâmetro apresenta seus menores valores. Uma vez que o parâmetro de filme possui uma relação direta com o estado superficial do flanco, pode-se reconhecer um comportamento retroalimentado, no qual o atrito presente no sistema aumenta a ocorrência de danos, que causa a redução da espessura do filme, que por sua vez também intensifica a ocorrência de danos (MURARO, *et al.*, 2012; MARTINEZ, 2011).

Figura 92 - Parâmetro de filme: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.



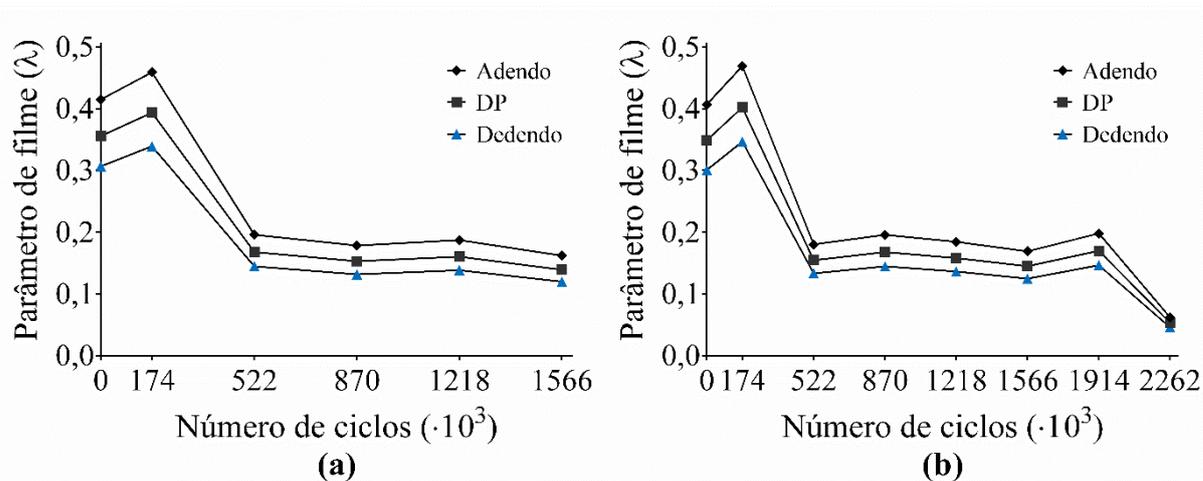
Fonte: O Autor.

O comportamento do parâmetro de filme (λ) em função do número de ciclos é apresentado na Figura 93. Para isto, se selecionou pontos diametraes representativos do dedendo (ponto 4), diâmetro primitivo (ponto 9) e adendo (ponto 12). De forma análoga à Figura 92 há um aumento no parâmetro de filme dos dois grupos de engrenagens nas fases iniciais do ensaio (entre 0 e 174000 ciclos) e conforme o ensaio evolui o parâmetro sofre reduções.

Observa-se que para os pinhões fabricados em aço DIN 20MnCr5, após os 522000 ciclos o parâmetro de filme se demonstra estável até o final do ensaio (1566000 ciclos) onde sofre uma redução de 13,4%. Entretanto ao se analisar os pinhões manufaturados em aço DIN 18MnCrSiMo6-4 é evidente a ocorrência de uma grande redução (68%) deste parâmetro no último estágio do ensaio (2262000 ciclos). O acontecimento pode ser correlacionado com as grandes perdas de material, apresentadas pelos componentes pertencentes ao grupo, durante o estágio final do ensaio de desgaste FZG. Outro ponto observado é de que regiões do dente com

menores parâmetros de filme tendem a apresentar maiores taxas de desgaste, ordenadas respectivamente por dedendo, diâmetro primitivo e adendo.

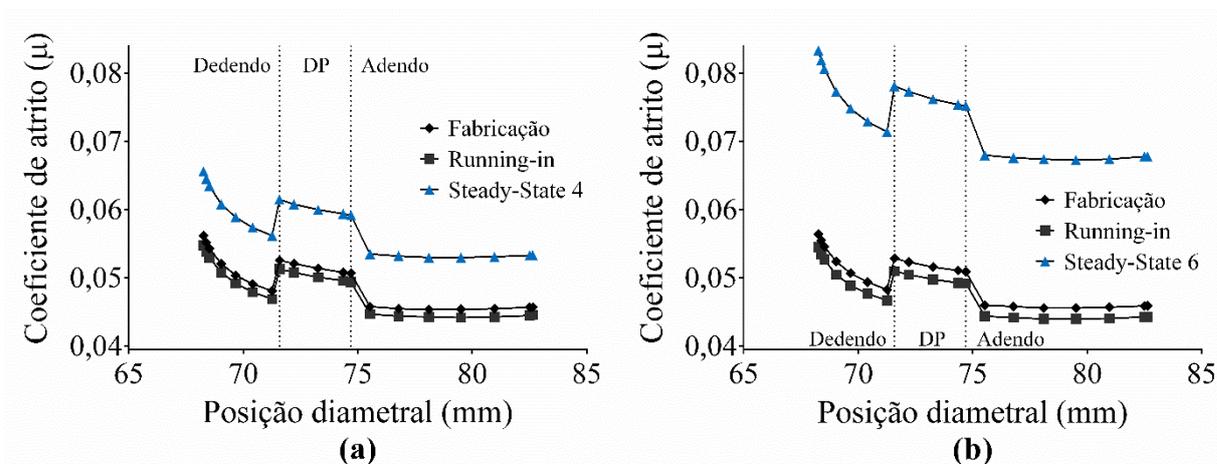
Figura 93 - Parâmetro de filme em função do número de ciclos: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.



Fonte: O Autor.

A representação do coeficiente de atrito ao longo do perfil do dente para ambos os grupos de engrenagens é trazida pela Figura 94. Percebe-se que em posições diametrais onde a espessura de filme atinge seus menores valores, como consequência do carregamento aplicado, o coeficiente de atrito demonstra um comportamento inverso. Isso comprova a importância do filme lubrificante durante o contato entre engrenagens. Também se evidencia que em seu estado de fabricação ambos os grupos apresentam coeficientes semelhantes por conta das similaridades de acabamento superficial dos componentes. Nas etapas iniciais do ensaio acontece uma redução do coeficiente de atrito devido a redução das irregularidades presentes na superfície dos dentes. Entretanto, por conta do desgaste nos flancos dos dentes, a última etapa do ensaio, *Steady-State 4* (DIN20MnCr5) e *Steady-State 6* (DIN 18MnCrSiMo6-4), conta com elevados coeficientes de atrito, em particular os pinhões nitretados a plasma, fator que também é justificado pelas grandes perdas de material nesta etapa e consequente aumento da rugosidade superficial.

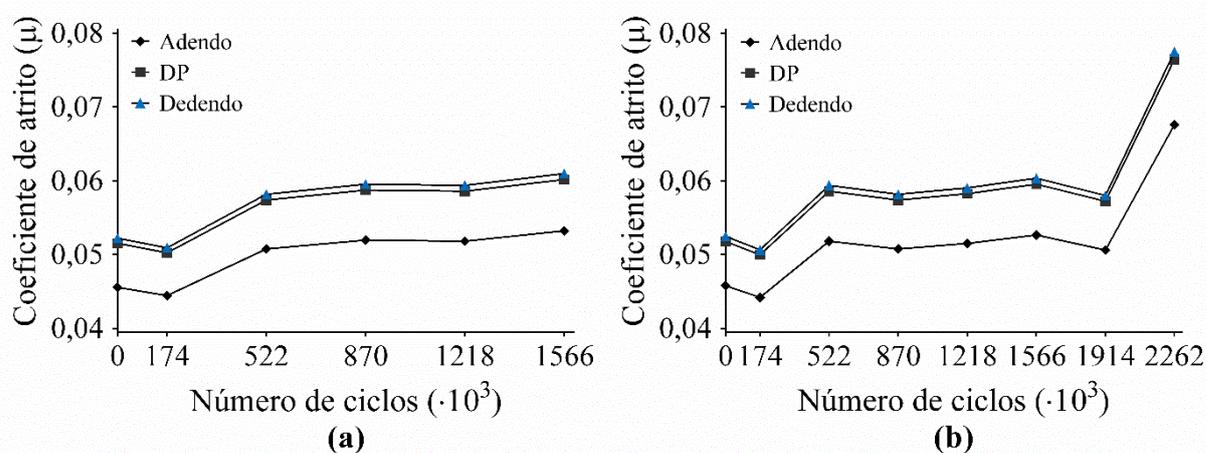
Figura 94 - Coeficiente de atrito: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.



Fonte: O Autor.

O comportamento do coeficiente de atrito em função do número de ciclos é exibido na Figura 95. Com base neste resultado percebe-se que o coeficiente de atrito e a rugosidade superficial são correlacionados, uma vez que ambos se comportam de forma análoga durante o decorrer do ensaio. O coeficiente de atrito apresenta maiores patamares no dedendo, seguindo do diâmetro primitivo e do adendo. Ao examinar os pinhões cementados se compreende que o coeficiente de atrito possui um comportamento estável ao transcorrer do ensaio, indicativo de que o desgaste superficial dos flancos ocorre da mesma maneira, tendo um aumento de 2,6% na última etapa do ensaio. Entretanto, ao se observar os pinhões nitretados a plasma percebe-se um desgaste similar até um determinado momento (1914000 ciclos), porém ao final do ensaio há um aumento de 25% no coeficiente de atrito, indicativo da ocorrência de uma alta taxa de danos durante a etapa.

Figura 95 - Coeficiente de atrito em função do número de ciclos: (a) DIN 20MnCr5; (b) DIN 18MnCrSiMo6-4.



Fonte: O Autor.

Mediante os tópicos abordados nesta seção, constata-se que o maior índice de desgaste que frequentemente ocorre na região do dedendo do dente é influenciado por fatores como: menores áreas de contato, maiores taxas de deslizamento, menores espessuras de filme lubrificante, maiores coeficientes de atrito e maiores pressões de contato. Da mesma forma, é notório o impacto que as diferentes rotas de fabricação, aplicadas aos pinhões FZG-C, possuem em relação ao comportamento tribológico destes componentes.

4.9 ANÁLISE MICROSCÓPICA DO CONTATO ENTRE ENGRENAGENS

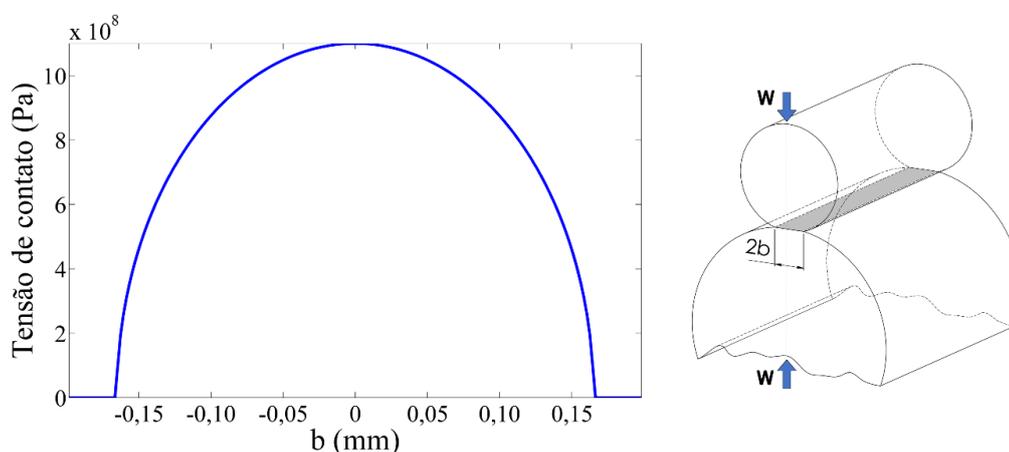
Na presente seção são apresentados os resultados oriundos da análise microscópica do contato entre as engrenagens FZG-C, realizadas com o auxílio do código programado em MatLab. Aborda-se em um primeiro momento uma circunstância onde a coroa e o pinhão possuem superfícies lisas e em seguida leva-se em conta a rugosidade superficial dos componentes.

4.9.1 Análise Microscópica do Contato entre Superfícies Lisas

A análise inicial foi executada de forma que as superfícies em contato tivessem uma rugosidade igual a zero. Ao decorrer desta análise, com exceção do perfil de rugosidade, se fez o uso dos parâmetros presentes durante o contato entre o diâmetro primitivo do pinhão e o diâmetro primitivo da coroa para um torque de 135,5 N.m (K6).

A Figura 96 apresenta a distribuição das tensões geradas durante o contato destas superfícies, assim como a meia largura de contato (b) resultante. Para esta configuração a meia largura de contato (b) assume um valor de 0,16 mm. A distribuição de tensões gerada possui uma maior concentração de tensão, $\approx 1,1$ GPa, centralizada em relação a largura total de contato ($2b$). Observa-se que os valores aqui apresentados são os mesmos da seção de análise macroscópica de contato.

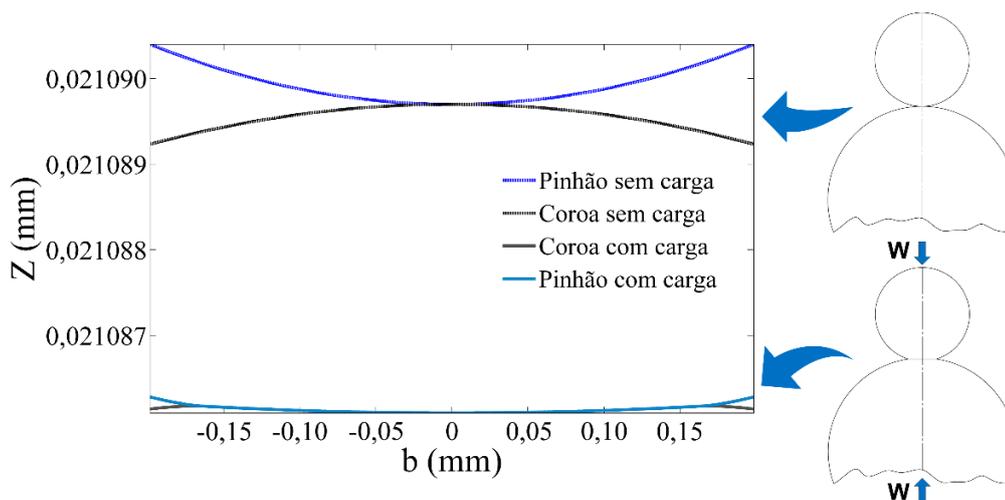
Figura 96 - Distribuição de tensões durante o contato de duas superfícies lisas.



Fonte: O Autor.

Conforme explicado anteriormente, a aplicação de uma carga durante o contato entre dois cilindros resulta em uma deformação na interface de contato. Esse fenômeno pode ser visualizado na Figura 97, onde é representado o contato entre dois cilindros, de rugosidade superficial igual a zero, com e sem a aplicação de uma carga W . Ao se observar a imagem, constata-se que através da aplicação de uma carga $K6$ (135,5 N.m) uma deformação em altura de aproximadamente $0,002 \mu\text{m}$ (2 nm) é gerada, e como resultado de tal deformação se verifica uma meia largura de contato $b = 0,16 \text{ mm}$.

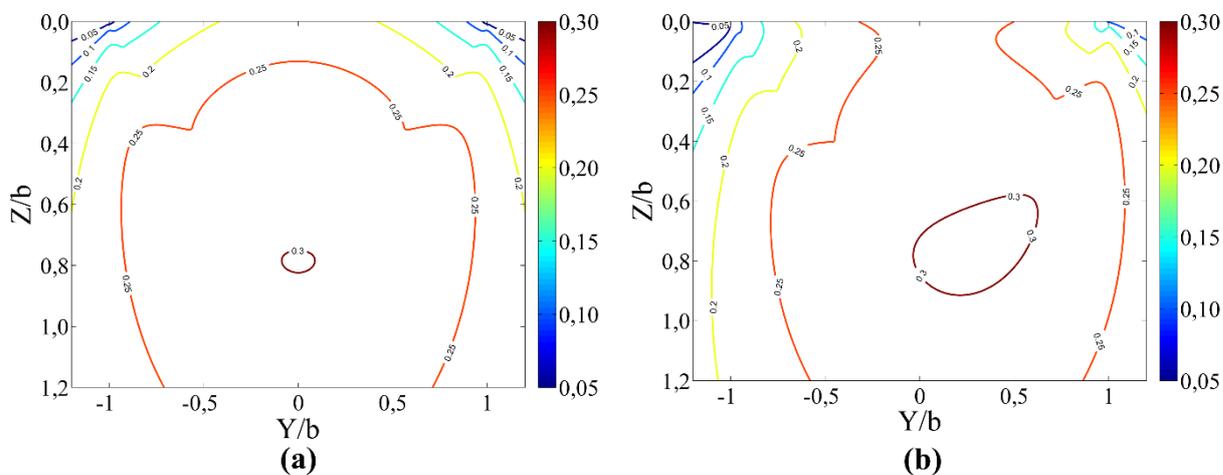
Figura 97 - Contato entre dois cilindros de superfícies lisas com e sem carregamento.



Fonte: O Autor.

De acordo com os autores Cao *et al.* (2020), Terrin, Dengo e Meneghetti (2017), Rego (2016), Evans (2016) e Hertz (1881), a máxima tensão de cisalhamento durante o contato entre engrenagens não se encontra na interface de contato, mas sim na subsuperfície dos componentes. A Figura 98 mostra as tensões octaédricas, conforme critério de Tresca, oriundas do contato entre o dedendo do pinhão e o adendo da coroa sob uma carga $K6$ (135,5 N.m), para uma condição sem atrito na Figura 98 (a) e com atrito na Figura 98 (b). Vale esclarecer que o ponto zero do eixo Z/b representa a interface de contato do pinhão FZG-C. Na condição em que o atrito é igual a zero a máxima tensão cisalhante se apresenta de forma centralizada ($Y/b = 0$) em $Z/b \approx 0,8$, o que representa uma profundidade igual a $120 \mu\text{m}$, de forma análoga à obtida para o mesmo ponto durante a análise macroscópica do contato. Entretanto, ao se considerar o coeficiente de atrito ao sistema, se verifica uma distorção nas linhas de tensão próximas a superfície de contato ($Z/b = 0$), o que resulta em um deslocamento e aumento da área afetada pela máxima tensão cisalhante. Este comportamento evidencia a influência do atrito durante o contato entre engrenagens, uma vez que esse parâmetro aumenta a área de atuação das tensões máximas.

Figura 98 - Distribuição das tensões subsuperficiais resultante do contato entre superfícies lisas: (a) sem atrito, (b) com atrito.



Fonte: O Autor.

4.9.2 Análise Microscópica do Contato entre Engrenagens FZG-C

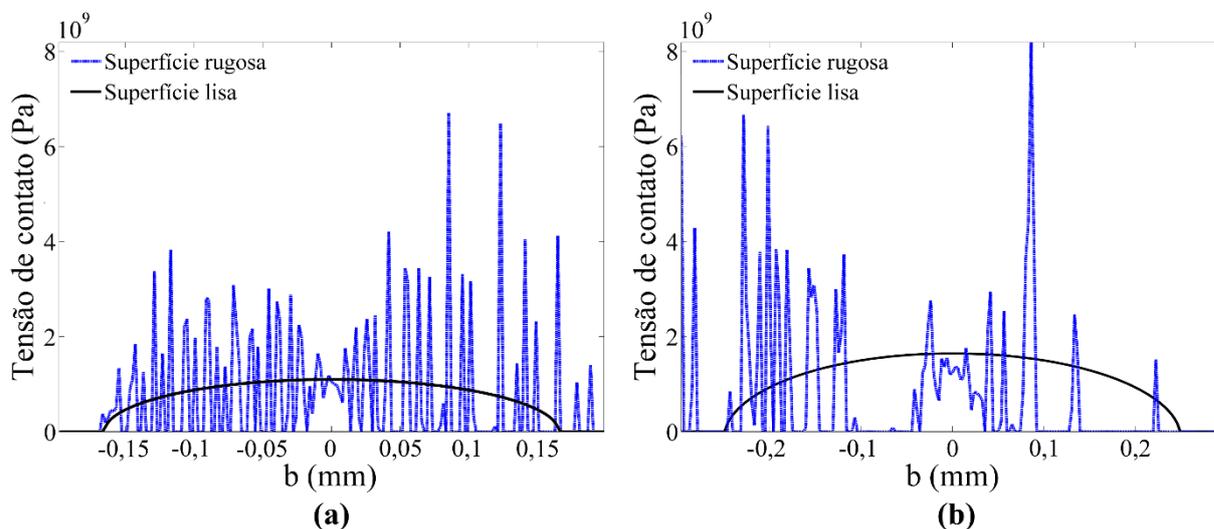
O presente tópico investiga a influência das asperezas presentes no flanco dos pinhões FZG-C em relação as tensões subsuperficiais incorporadas ao contato. Durante o estudo levou-se em consideração dois momentos: pinhões em seu estado de fabricação, submetidos a uma carga K6 (135,5 N.m), e pinhões em sua condição pós ensaio, submetidos a uma carga K9 (302 N.m). Em todos os resultados aqui apresentados a rugosidade superficial da coroa foi considerada igual a zero.

A Figura 99 apresenta a distribuição de tensões durante o contato entre o DP de um pinhão nitretado a plasma e o DP da coroa em $X = 7,0$ mm. Observa-se que para superfícies lisas este gera uma meia largura de contato de 0,16 mm e 0,25 mm para as cargas K6 e K9, respectivamente. As máximas tensões geradas por este contato são baixas, 1,1 GPa para uma carga K6 e 1,6 GPa para uma carga K9. Ao se levar em consideração a interação entre as asperezas das superfícies em contato observa-se que os picos de tensão podem ser significativamente maiores. Estas tensões chegam a patamares de 6,5 GPa, quando as engrenagens são submetidas a uma carga K6 e 8,1 GPa, quando submetidas a uma carga K9. Constata-se assim, que apesar das baixas pressões hertzianas, a aspereza superficial presente na interface de contato provoca picos de tensões significativos. Tal comportamento corrobora com os estudos realizados pelos autores Cao *et al.* (2020), Epstein *et al.* (2003), Ai (1998) e Tripp e Ioannides (1990) que mostram como a rugosidade superficial aumenta a tensão efetiva gerada pelo contato entre duas superfícies, refletindo na redução da vida em fadiga de componentes mecânicos. Outro aspecto possível de se observar é que em seu estado de fabricação (a) os picos de tensão são mais bem distribuídos, diferente do que se manifesta ao final do ensaio (b),

pressupõe-se que este fenômeno ocorre pelo aumento do parâmetro de espaçamento RSm ao longo do ensaio.

Figura 99 - Distribuição de tensões durante o contato de um pinhão nitretado a plasma:

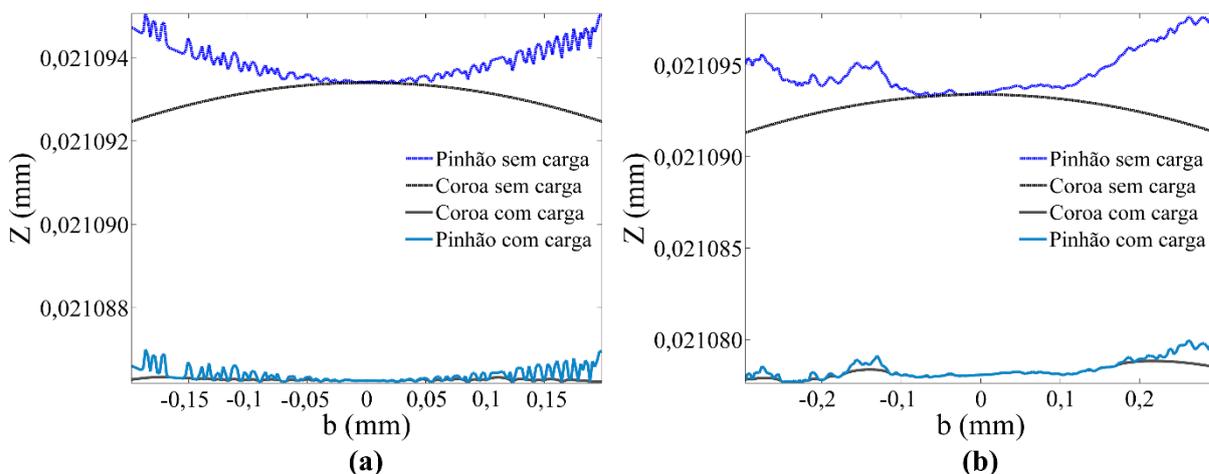
(a) fabricação; (b) *Steady-State* 06.



Fonte: O Autor.

Uma vez que a superfície de contato real é reduzida aos picos das asperezas é evidente sua grande influência durante o contato entre engrenagens (SEABRA, 2003). A Figura 100 expõe os cilindros de contato entre o DP de um pinhão nitretado a plasma e o DP da coroa em $X = 7$ mm. É notório a diferença das condições de contato devido o estado superficial do pinhão em seu estado de fabricação e em seu estado após ensaio.

Figura 100 - Cilindros de contato de um pinhão nitretado a plasma: (a) fabricação; (b) *Steady-State* 06.



Fonte: O Autor.

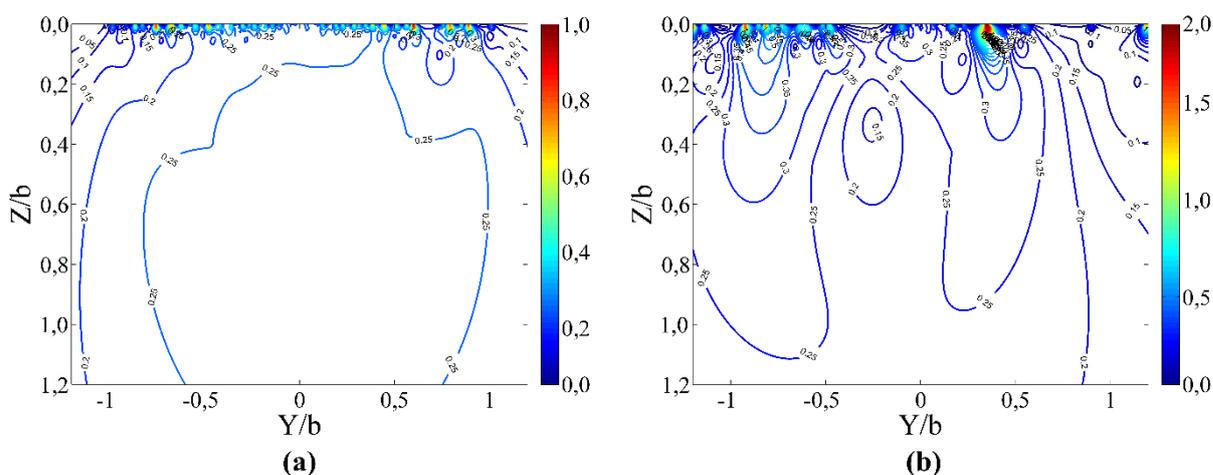
Observa-se que na Figura 100 (a) o raio de curvatura se assemelha mais ao formato de um cilindro, porém, na Figura 100 (b) devido à grande taxa de desgaste ocorrida durante o ensaio,

este se mostra bastante irregular. Em seu estudo Koda (2009) demonstra que engrenagens com melhores acabamentos superficiais tendem a apresentar um melhor desempenho em fadiga. Esta afirmação pode ser correlacionada com o exposto nesta seção, pois o contato entre componentes com um melhor acabamento superficial irá gerar tensões menores, resultando em um melhor desempenho em fadiga (CAO *et al.*, 2020).

A Figura 101 mostra a distribuição das tensões subsuperficiais durante o contato entre o DP de um pinhão nitretado a plasma e o DP da coroa em $X = 7$ mm. Evidencia-se que a interação destas microgeometrias produzem altos níveis de tensão cisalhante nos pontos próximos a interface de contato, que eventualmente conduzirão a fadiga do componente mecânico. Observa-se que as tensões se movem em direção a interface de contato em relação as distribuições de tensões subsuperficiais durante o contato entre superfícies lisas. O mesmo comportamento aqui apresentado também foi observado por Cao *et al.* (2020), Epstein *et al.* (2003) e Ai (1998).

Figura 101 - Distribuição das tensões cisalhantes durante o contato de um pinhão nitretado a plasma:

(a) fabricação; (b) *Steady-State 06*.



Fonte: O Autor.

Os pontos de máxima tensão cisalhante coincidem com as posições dos maiores picos de aspereza. As tensões são elevadas em regiões próximas da superfície chegando a 1,64 GPa para uma carga K6 e 2,14 GPa para uma carga K9, superando em até 5 vezes as tensões oriundas do contato entre duas superfícies lisas. Entretanto, longe da superfície de contato, a tensão cisalhante reduz rapidamente, o que de acordo com Ai (1998) indica que a rugosidade aumenta o risco de fadiga apenas em uma camada próxima à superfície.

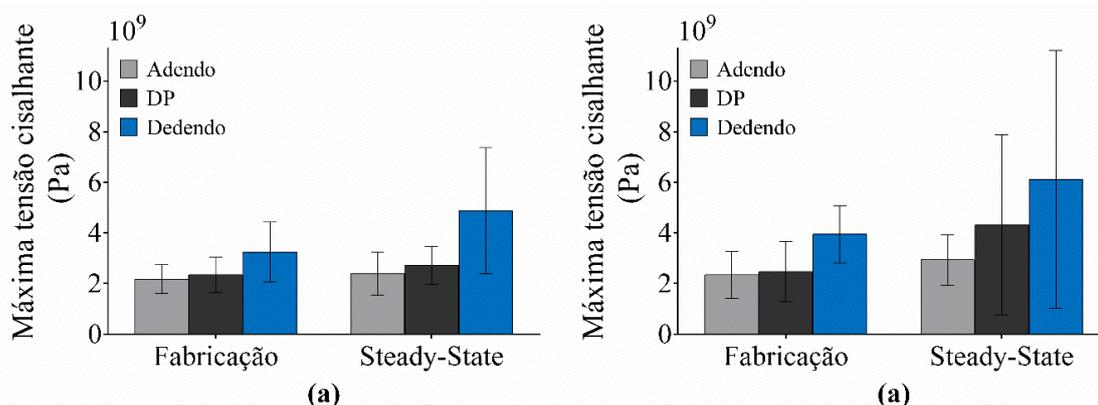
Fundamentando-se nos resultados observados na Figura 101, pode-se afirmar que o atrito contribui com o aumento da tensão cisalhante e com a redução da profundidade em que esta

atinge seu valor máximo. O movimento de deslizamento dissipa energia em forma de calor, o que reduz a viscosidade do lubrificante e conseqüentemente a capacidade de carga do filme, promovendo o aumento dos danos nas superfícies em contato (TERRIN; DENGU; MENEGHETTI, 2017; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014; FERNANDES; McDULING, 1997).

Na Figura 102 é apresentado as máximas tensões cisalhantes atuantes durante o contato entre engrenagens FZG-C, levando em consideração a rugosidade superficial do pinhão. Os resultados se referem a pontos representativos da região do adendo, diâmetro primitivo e dedendo, e representam a média de três dentes de cada condição analisada.

Através deste resultado evidencia-se que a amplitude das máximas tensões aumenta na medida em que a rugosidade superficial do componente se eleva (AI, 1998). Apesar das tensões serem significativamente mais elevadas em relação as obtidas durante a análise macroscópica, a relação de intensidade entre as três regiões do dente se manteve. Observa-se que além de serem mais elevadas, em relação aos pinhões cementados, as tensões no estágio *Steady-State* dos pinhões nitretados a plasma também demonstram maiores variações de intensidade. Tal comportamento possui forte relação com o estado superficial dos flancos, uma vez que certos dentes destes componentes demonstraram grandes taxas de desgaste ao final do ensaio, circunstância que debilita a distribuição das tensões de contato. A disposição das tensões cisalhantes, ao longo dos flancos ativos durante o contato das engrenagens cementadas e nitretadas a plasma, quando submetidas as cargas K6 e K9, podem ser visualizadas no APÊNDICE E. Neste é possível evidenciar as flutuações na intensidade das tensões presentes ao longo dos dentes em contato, o que justifica o fato da evolução dos danos não ocorrer de maneira síncrona em todos os dentes de uma engrenagem (FENG; SMITH; PENG, 2021; REGO, 2016).

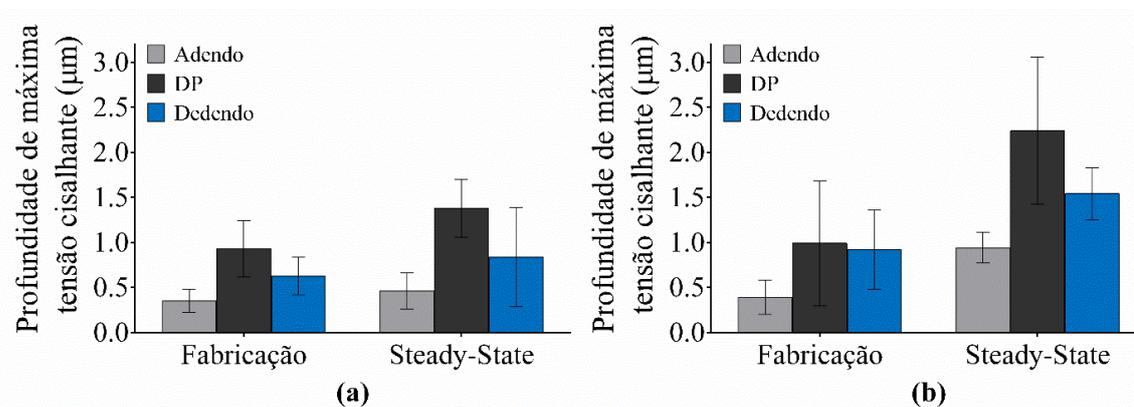
Figura 102 - Máximas tensões cisalhantes: (a) pinhões cementados; (b) pinhões nitretados a plasma.



Fonte: O Autor.

As profundidades em que as máximas tensões cisalhantes ocorrem são trazidas na Figura 103. Verifica-se que assim como na análise macroscópica o diâmetro primitivo possui tensões atuando em regiões mais afastadas da superfície do flanco, seguido do dedendo e adendo. Observa-se que as profundidades são semelhantes para os dois pinhões na fase inicial do ensaio, entretanto, são mais elevadas no pinhão nitretado a plasma após o último estágio do ensaio. Posto que a máxima tensão cisalhante e a máxima profundidade em que esta ocorre se comportam de maneira proporcional, a constatação desta ocorrência pode ser correlacionada com a elevada taxa de desgaste do componente na etapa final do ensaio de desgaste FZG (MENEZES *et al.*, 2020).

Figura 103 - Profundidade de máxima tensão cisalhante: (a) pinhões cementados; (b) pinhões nitretados a plasma.



Fonte: O Autor.

Diante do exposto, constata-se que com a presença de um deslizamento relativo entre superfícies coincidentes, os picos de tensões são elevados devido a inevitável interação das asperezas na zona de contato. Os picos de tensão decorrentes das asperezas podem ser significativamente elevados e podem causar concentrações de tensões superficiais e subsuperficiais que impulsionam o desgaste. Com isso, pode-se afirmar que a fadiga de contato está intimamente relacionada com as distribuições das tensões durante o contato entre engrenagens (CAO *et al.*, 2020). Por fim, fica evidente que a rugosidade superficial causa significativas flutuações nas tensões de contato e estas por sua vez produzem variações nos campos de tensões subsuperficiais, particularmente em uma camada próxima a superfície. E, por consequência, o aumento destas tensões é responsável pela redução da vida útil de engrenagens (AI, 1998).

5 CONCLUSÕES

O conjunto de resultados obtidos comprovam a viabilidade da substituição da rota de processamento convencional de engrenagens forjadas em aço DIN 20MnCr5 pela rota proposta, aplicada a engrenagens forjadas em aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4, uma vez que:

- Após forjamento o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 alcançou maiores patamares de resistência mecânica em relação ao aço DIN 20MnCr5, sendo a resistência ao escoamento 47% mais elevada. O material também apresentou uma melhor tenacidade, chegando a valores 11% maiores aos alcançados pelo aço DIN 20MnCr5.
- A dureza superficial resultante da nitretação a plasma alcançou valores 31% maiores que a obtida pela cementação;
- A demanda energética da rota de processamento proposta foi 45% menor em relação a convencional, com um tempo de produção 10% menor;
- O desempenho dos pinhões oriundos da rota proposta foi superior, com uma meia vida em fadiga de contato 36,3% maior;

Desta forma, alcança-se um objetivo comum entre a possibilidade de se otimizar o consumo energético em rotas de processamento e o aumento da vida em fadiga de engrenagens.

6 TRABALHOS FUTUROS

- Realizar o forjamento de pinhões FZG em matriz fechada com os dentes pré-fabricados, a fim de verificar o efeito da fibragem na vida em fadiga de engrenagens;
- Aplicar tratamentos de nitretação a plasma com diferentes misturas gasosas;
- Realizar estudo de fadiga de contato em pinhões fabricados em aço DIN 18MnCrSiMo6-4 submetidos a tratamentos duplex, tendo como exemplo o *shot peening* + nitretação a plasma;
- Investigar a resposta do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 ao processo de cementação;
- Manufaturar pinhões FZG-A objetivando o estudo do desempenho do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 quando submetido a condições propicias para a ocorrência de falhas por *Scuffing*;
- Desenvolver um estudo a fim de analisar os efeitos das tensões residuais, oriundas dos processos de fabricação da rota de processamento proposta, na vida em fadiga de engrenagens.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 3DS - DASSAULT SYSTÈMES. **SOLIDWORKS Authentic Design Experience**. France: [s. n.], 2021. Disponível em: <https://www.3ds.com/products-services/solidworks/>. Acesso em: 1 mar. 2021.
- ABDALLA, A. J.; SCHEID, V. H. B.; BAPTISTA, C. A. R.; BARBOSA, M. J. R. Melhoria nas Propriedades de um Aço de Baixo Carbono Tratado Termoquimicamente a Plasma. *In: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE INGENIERIA MECANICA*, 8., 2007, Cusco. **Anais [...]**. Cusco: Pontificia Universidad Católica del Peru, 2007.
- ABERNETHY, R. **The New Weibull Handbook**. 5th ed. North Palm Beach: Dr. Robert. B. Abernethy, 2006. 350 p.
- ABERŠEK, B.; FLAŠKER, J. **How Gears Break**. Southampton: WIT Press, 2004. 240 p.
- ABNT - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 4287**: Especificações Geométricas do Produto (GPS) – Rugosidade: Método do Perfil – Termos, Definições e Parâmetros da Rugosidade. Rio de Janeiro: ABNT, 2002. 18 p.
- ABNT - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 4288**: Especificações Geométricas do Produto (GPS) – Rugosidade: Método do Perfil – Regras e Procedimentos para avaliação de Rugosidade. Rio de Janeiro: ABNT, 2008. 16 p.
- AI, X. Effect of Three-Dimensional Random Surface Roughness on Fatigue Life of a Lubricated Contact. **Journal of Tribology**, [s. l.], v. 120, n. 2, p. 159-164, Apr. 1998. DOI 10.1115/1.2834403.
- AKBARI, A.; MOHAMMADZADEH, R.; TEMPLIER, C.; RIVIERE, J.P. Effect of the Initial Microstructure on the Plasma Nitriding Behavior of AISI M2 High Speed Steel. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 204, n. 24, p. 4114–4120, Sept. 2010. DOI 10.1016/j.surfcoat.2010.05.042.
- ALABAN, L. E. Failure of Gears. *In: ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 11: Failure Analysis and Prevention*. Materials Park: ASM International, 2002, p. 2558-2603.
- ALBAN L. E. **Systematic Analysis of Gear Failures**. Materials Park: ASM International, 1985. 232 p.
- ALFREDSSON, B. **A Study on Contact Fatigue Mechanisms**. 2000. 27 p. Thesis (Doctoral of Solid Mechanics) – Department of Solid Mechanics, KTH Royal Institute of Technology, Stockholm, 2000.
- ALMEIDA, E. A. S.; COSTA, C. E.; MILAN, J. C. G. Study of the Nitrided Layer Obtained by Different Nitriding Methods. **Revista Matéria**, Rio de Janeiro, v. 20, n. 2, p. 460–465, Apr/June. 2015. DOI 10.1590/S1517-707620150002.0046.
- ALSARAN, A.; KARAKAN, M.; ÇELIK, A. The Investigation of Mechanical Properties of Ion-Nitrided AISI 5140 Low-Alloy Steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 48, n. 4, p. 323-327, June. 2002. DOI 10.1016/S1044-5803(02)00275-9.

ALVES JR, C. **Nitreção a Plasma: Fundamentos e Aplicações**. Natal: EDUFRN, 2001. 109 p.

ANCELOTI, S.; FONTANARI, V.; DALLAGO, M.; BENEDETTI, M. A Novel Experimental Procedure to Reproduce the Load History at the Crack Tip Produced by Lubricated Rolling Sliding Contact Fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, [s. l.], v. 192, n. 1, p. 129-147, Apr. 2018. DOI 10.1016/j.engfracmech.2018.02.020.

ANTOINE, F.; BESSON, J. M. Simplified Modellization of Gear Micropitting. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering**, London, v. 216, n. 6, p. 291-302, June. 2002. DOI 10.1243/095441002321029035.

ARANDA, M. M.; KIM, B.; REMENTERIA, R.; CAPDEVILLA, C.; GARCIA DE ANDRÉS, C. Effect of Prior Austenite Grain Size on Pearlite Transformation in a Hypoeuctectoid Fe-C-Mn Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 45, n. 1, p. 1778-1786, Apr. 2014. DOI 10.1007/s11661-013-1996-0.

ASHBY, M.; SHERCLIFF, H.; CEBON, D. **Materials Engineering, Science, Processing and Design**. 4th ed. Kidlington: Butterworth-Heinemann, 2019. 806 p.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A1058**: Standard Test Methods for Mechanical Testing of Steel Products-Metric. West Conshohocken: ASTM International, 2014. 11 p.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D5182**: Standard Test Method for Evaluating the Scuffing Load Capacity of Oils (FZG Visual Method). West Conshohocken: ASTM International, 2019. 7 p.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E23**: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. West Conshohocken: ASTM International, 2007. 28 p.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3**: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken: ASTM International, 2011 (2017). 12 p.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384**: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. West Conshohocken: ASTM International, 2017. 40 p.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E415**: Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry. West Conshohocken: ASTM International, 2017. 11 p.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: Standard Guide for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken: ASTM International, 2016. 30 p.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E92:** Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials. West Conshohocken: ASTM International, 2017. 27 p.

BAGECRIM/CRIM/CRI-SCMfg. **Brazilian-German Collaborative Research Initiative on Smart Connected Manufacturing.** Bremen: [s. n.], 2020. Disponível em: <https://www.smartconnectedmanufacturing.de/>. Acesso em: 17 fev. 2021.

BECHERER, B. A.; WITHEFORD, T. J. Heat Treating of Ultrahigh-Strength Steels. *In:* ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 4:** Heat Treating, Materials Park: ASM International, 1991. p. 495-527.

BEHESHTI, A.; AGHDAM, A. B.; KHONSARI, M. M. Deterministic Surface Tractions in Rough Contact Under Stick–Slip Condition: Application to Fretting Fatigue Crack Initiation. **International Journal of Fatigue.** [s. l.], v. 56, n. 1, p. 75-85, Nov. 2013. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2013.08.007.

BELL, T. Surface Engineering: Past, Present, and Future. **Surface Engineering,** [s. l.], v. 6, n. 1, p. 31–40, July. 1990. DOI 10.1179/sur.1990.6.1.31.

BERNAL A. **Investigation on Nitriding with Emphasis in Plasma Nitriding Process, Current Technology and Equipment:** Review Article. Sweden: Royal Institute of Technology - KTH, 2006. 38 p.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels:** Theory and Practice, 3rd ed. Wakefield: Maney Publishing, 2015. 589 p.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels:** Transformations, Microstructure and Properties. 2nd ed. London: IOM Communications, 2001. 454 p.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels:** Microstructure and Properties. 3rd ed. Great Britain: Butterworth-Heinemann, 2006. 344 p.

BMWI - BUNDESMINISTERIUM FÜR WIRTSCHAFT UND ENERGIE. **Energieeffizienz.** Berlin: BMWI, 2021. Disponível em: <https://www.bmwi.de/Navigation/DE/Home/home.html>. Acesso em: 18 fev. 2021.

BODINI, I.; MAZZÙ, A.; PETROGALLI, C.; LANCINI, M.; KATO, T.; MAKINO, T. A Study of Wear and Rolling Contact Fatigue on a Wheel Steel in Alternated Dry-Wet Contact Aided by Innovative Measurement Systems. **Procedia Structural Integrity,** [s. l.], v. 18, n. 1, p. 849-857, 2019. DOI 10.1016/j.prostr.2019.08.235.

BOIADJIEV, I.; WITZIG, J.; TOBIE, T.; STAHL, K. Tooth Flank Fracture – Basic Principles and Calculation Model for a Sub-Surface-Initiated Fatigue Failure Mode of Case-Hardened Gears. **Gear Technology,** Elk Grove Village, v. 32, n. 6, p. 58-64, Aug. 2015. ISSN 0743-6858.

BONIARDI, M.; TAGLIABUE, C. Influence of Carburizing and Nitriding on Failure of Gears – A Case Study. **Engineering Failure Analysis,** [s. l.], v. 13, n. 3, p. 312-339, Apr. 2006. DOI 10.1016/j.engfailanal.2005.02.021.

BORESI, A. P.; SCHMIDT, R. J. **Advanced Mechanics of Materials**. 6th ed. Danvers: John Wiley & Sons, 2003. 704 p.

BORMETTI, G.; DONZELLA, G.; MAZZÙ, A. Surface and Subsurface Cracks in Rolling Contact Fatigue of Hardened Components. **Tribology Transactions**, [s. l.], v. 45, n. 3, p. 274-283, Mar. 2002. DOI 10.1080/10402000208982550.

BOTH, G. B. **Caracterização e Avaliação Tribológica de Superfícies Resistentes ao Desgaste para Aplicação em Ferramentas de Conformação a Frio**. 2011. 122 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2011.

BRASIL. Lei nº 13.755, de 10 de dezembro de 2018. **Estabelece requisitos obrigatórios para a comercialização de veículos no Brasil; institui o Programa Rota 2030 - Mobilidade e Logística; dispõe sobre o regime tributário de autopeças não produzidas; e altera as Leis nº 9.440, de 14 de março de 1997, 12.546, de 14 de dezembro de 2011, 10.865, de 30 de abril de 2004, 9.826, de 23 de agosto de 1999, 10.637, de 30 de dezembro de 2002, 8.383, de 30 de dezembro de 1991, e 8.989, de 24 de fevereiro de 1995, e o Decreto-Lei nº 288, de 28 de fevereiro de 1967**. Brasília, DF, 2018. Disponível em: http://www.planalto.gov.br/ccivil_03/_Ato2015-2018/2018/Lei/L13755.htm. Acesso em: 18 fev. 2021.

BRNIC, J.; TURKALJ, G.; LANC, D.; CANADIJA, M.; BRCIC, M.; VUKELIC, G. Comparison of Material Properties: Steel 20MnCr5 and Similar Steels. **Journal of Constructional Steel Research**, [s. l.], v. 95, n. 1, p. 81-89, Apr. 2014. DOI 10.1016/j.jcsr.2013.11.024.

BRUCHWALD, O.; FRACKOWIAK, W.; BUCQUET, T.; HUSKIC, A.; REIMCHE, W.; MAIER, H. J. In-Situ-Erfassung der Werkstoffumwandlung und Gefügeausbildung von Schmiedebauteilen im Abköhlpfad. **Journal of Heat Treatment and Materials**, [s. l.], v. 70, n. 3, p. 150-161, Juni. 2015. DOI 10.3139/105.110259.

BUDINSKI, K. G. **Surface Engineering for Wear Resistance**. Englewood Cliffs: Prentice Hall, 1988. 420 p.

BUDYNAS, R.; NISBETT, J. K. **Elementos de Máquinas de Shigley**. Tradução: Aguiar, J. B.; Aguiar, J. M.; Rubert, J. B. 10. ed. Porto Alegre: AMGH, 2016. 1052 p.

BURKART, K.; BOMAS, H.; ZOCH, H. W. Fatigue of Notched Case-Hardened Specimens of Steel SAE 5120 in the VHCF Regime and Application of the Weakest-Link Concept. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 33, n. 1, p. 59-68, Jan. 2011. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2010.07.006.

CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H.; MAWELLA, K. J. A.; JONES, D. G.; BROWN, P. Very Strong Low Temperature Bainite. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 18, n. 1, p. 279-284, Mar. 2002. DOI 10.1179/026708301225000725.

CABALLERO, F. G.; GARCIA-MATEO, C.; CORNIDE, J.; ALLAIN, S.; PUERTA, J.; CROUVIZIER, M.; MASTRORILLO, T.; JANTZEN, L.; VUORINEN, E.; LINDGREN, L. E.; ERIKSSON, K.; BERGLUND, G.; HIRVI, A.; LANG, V.; NYO, T. T.; SUIKKANEN, P.; RISTOLA, A. J. **New Advanced Ultra High Strength Bainitic Steels: Ductility and Formability**. Luxembourg: European Commission, 2013. 124 p.

CABALLERO, F. G.; SANTOFIMIA, M. J.; CAPDEVILA, C.; GARCÍA-MATEO, C.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. Design of Advanced Bainitic Steels by Optimisation of TTT Diagrams and T0 Curves. **ISIJ International**, [s. l.], v. 46, n. 10, p. 1479-1488, Mar. 2006. DOI 10.2355/isijinternational.46.1479.

CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH D. G. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 9th ed. New Jersey: John Wiley and Sons, 2014. 960 p.

CAO, W.; REN, S.; PU, W.; XIAO, K. Microstress Cycle and Contact Fatigue of Spiral Bevel Gears by Rolling-Sliding of Asperity Contact. **Friction**, [s. l.], v. 8, n. 6, p. 1083-1101, Jan. 2020. DOI 10.1007/s40544-019-0335-x.

CARPER, H. J.; KU, P. M.; ANDERSON, E. L. Effect of Some Material and Operating Variables on Scuffing. **Mechanism and Machine Theory**. [s. l.], v. 8, n. 2, p. 209-225, Summer. 1973. DOI 10.1016/0094-114X(73)90054-2.

CARVALHO, J. C. M.; IBRAHIM, R. C.; COELHO, T. A. H. **Mecanismos, Máquinas & Robôs: Uma Abordagem Unificada para Análise e Síntese**. Rio de Janeiro: Elsevier, 2018. 322 p.

CASTRO, J.; SOTTOMAYOR, A.; SEABRA, J. Experimental and analytical scuffing criteria for FZG gears. **Tribology Series**, [s. l.], v. 43, n. 1, p. 651-661, 2003. DOI 10.1016/S0167-8922(03)80093-7.

CASTRO, M. J. D. **Gripagem de Engrenagens FZG Lubrificadas com Óleos Base: Novos Critérios de Gripagem Globais e Locais**. 2004. 323 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade de Porto, Porto, 2004.

CASTRO, P. J. **Estudo da Aplicação de Tratamentos Termomecânicos no Campo da Austenita Metaestável em um Aço Bainítico de Baixo Carbono e de Resfriamento Contínuo**. 2021. 159 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2021.

CHENG, H.S. Elastohydrodynamics and Failure Prediction. **Lubrication Science**, [s. l.], v. 2, n. 2, p. 133-156, Jan. 1990. DOI 10.1002/ls.3010020203.

CHITKARA, N. R.; BHUTTA, M. A. Computer Simulation to Predict Stresses, Working Pressures and Deformation Modes in Incremental Forging of Spur Gear Forms. **International Journal of Mechanical Sciences**, [s. l.], v. 38, n. 8-9, p. 871-889, Aug./Sept. 1996. DOI 10.1016/0020-7403(95)00098-4.

CHOI, J. C.; CHOI, Y.; HUR, K. D.; KIM, C. H. A Study on the Forging of Spur Gears. **International Journal of Mechanical Sciences**, [s. l.], v. 38, n. 12, p. 1333-1347, Dec. 1996. DOI 10.1016/0020-7403(96)00012-4.

CIA – CENTRAL INTELLIGENCE AGENCY. **The World Factbook** Cia, Washington, DC: [s. n.], 2021. Disponível em: <https://www.cia.gov/the-world-factbook/field/electricity-consumption/country-comparison/>. Acesso em: 17 fev. 2021.

COLLINS, J. A.; BUSBY, H.; STAAB, G. **Projeto Mecânico de Elementos de Máquinas: Uma Perspectiva de Prevenção de Falhas**. Tradução: Xavier, L. S.; Kenedi, P. P.; Pacheco, P. M. C. L. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2019. 731 p.

COSTA, H. C. A. C.; NASCIMENTO, A. R. C.; RIGOLETTO, K. R.; PETRILLI, F.; ARANTES, A.; SOUZA, M. M. Uso de Têmpera Direta como Processo Alternativo na Fabricação de Componentes Automotivos. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v. 11, n. 1, p. 58-65, jan/mar. 2014. DOI 10.4322/tmm.2014.008.

COSTA, J. D. D.; GOMES, J. O. Análise de Rugosidade em Superfícies Usinadas de Forma Complexa. *In*: ENCONTRO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA E PÓS-GRADUAÇÃO DO ITA, XVI, 2010, São José dos Campos. **Anais [...]**. São José dos Campos: Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 2010.

CZERWINSKI, F. Thermochemical Treatment of Metals. *In*: CZERWINSKI, F. **Heat Treatment - Conventional and Novel Applications**. Croatia: InTech, 2012. cap. 11, p. 247-286.

DALCIN, R. L. **Influência da Nitretação a Plasma Sobre a Resistência ao Desgaste de Engrenagens Forjadas em Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo de Baixo Carbono**. 2021. 238 p. Tese (Doutorado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2021.

DALCIN, R. L.; OLIVEIRA, L. F.; DIEHL, C. A. T. S.; ROCHA, A. S. Response of a DIN 18MnCrSiMo6-4 Continuous Cooling Bainitic Steel to Different Plasma Nitriding Gas Mixtures. **Materials Research**, São Carlos, v. 23, n. 5, e20200269, 2020b. DOI 10.1590/1980-5373-mr-2020-0269.

DALCIN, R. L.; OLIVEIRA, L. F.; DIEHL, I. L.; DIAS, V. W.; ROCHA, A. S. Response of a DIN 18MnCrSiMo6-4 Continuous Cooling Bainitic Steel to Plasma Nitriding with a Nitrogen Rich Gas Composition. **Materials Research**, São Carlos, v.23, n.2, e20200036, May. 2020a. DOI 10.1590/1980-5373-mr-2020-0036.

DALCIN, R. L.; ROCHA, A. S.; CASTRO, V. V.; OLIVEIRA, L. F.; NEVES, J. C. K.; SILVA, C. H.; MALFATTI, C. F. Influence of Plasma Nitriding with a Nitrogen Rich Gas Composition on the Reciprocating Sliding Wear of a DIN 18MnCrSiMo6-4 Steel. **Materials Research**, [s.l.], v.24, n. 4, e20200592, 2021. DOI 10.1590/1980-5373-MR-2020-0592.

DALLAGO, M.; FONTANARI, V. The Role of Lubricating Fluid Pressurization and Entrapment on the Path of Inclined Edge Cracks Originated Under Rolling–Sliding Contact Fatigue: Numerical Analyses vs. Experimental Evidences. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 92, n. 2, p. 517-530, Nov. 2016. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2016.02.014.

DATSYSHYN, O. P.; PANASYUK, V. V. Pitting of the Rolling Bodies Contact Surface. **Wear**, [s. l.], v. 251, n. 1/12, p. 1347-1355, Oct. 2001. DOI 10.1016/S0043-1648(01)00771-2.

DAVIS, J. R. **Gear Materials, Properties, and Manufacture**, Materials Park: ASM International, 2005. 339 p.

DAVIS, J. R. **Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance**. Materials Park: ASM International, 2001. 279 p.

DEMERI, M. Y. **Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Applications**. Materials Park: ASM International, 2013. 301 p.

DENGO, C.; MENEGHETTI, G.; DABALÀ, M. Experimental Analysis of Bending Fatigue Strength of Plain and Notched Case-Hardened Gear Steels. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 80, n. 1, p. 145-161, Nov. 2015. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2015.04.015.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653 p.

DIN - DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN 50190-1: Härtetiefe Wärmebehandelter Teile: Ermittlung der Einsatzhärtungstiefe**. Berlin: DIN, 1978. 4 p.

DING, Y.; GEAR, J. A. Spalling Depth Prediction Model. **Wear**, [s. l.], v. 267, n. 1, p.1181-1190, June. 2009. DOI 10.1016/j.wear.2008.12.064.

DING, Y.; RIEGER, N. F. Spalling Formation Mechanism for Gears. **Wear**, [s. l.], v. 254, n. 12, p. 1307-1317, Nov. 2003. DOI 10.1016/S0043-1648(03)00126-1.

DUBOURG, M. C.; LAMACQ, V. A Predictive Rolling Contact Fatigue Crack Growth Model: Onset of Branching, Direction, and Growth – Role of Dry and Lubricated Conditions on Crack Patterns. **Journal of Tribology**, [s. l.], v. 124, n. 4, p. 680-688, Oct. 2002. DOI 10.1115/1.1479698.

DUDLEY, D. W. Fatigue and Life Prediction of Gears. *In*: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 19: Fatigue and Fracture**. Materials Park: ASM International, 1996. p. 856-878.

ELLIOTT, T. L. Surface Hardening. **Tribology International**, [s. l.], v. 11, n. 2, p. 121–125, Apr. 1978. DOI 10.1016/0301-679X(78)90140-8.

ENTHOVEN, J.; SPIKES, H. A. Infrared and Visual Study of the Mechanisms of Scuffing. **Tribology Transactions**, [s. l.], v. 39, n. 2, p. 441-447, Mar. 1996. DOI 10.1080/10402009608983550.

EPE - EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA. **Anuário Estatístico de Energia Elétrica 2020: Ano base 2019**. Rio de Janeiro: Grupojam Mídia Integrada Eireli, 2020. 254 p.

EPSTEIN, D.; YU, T.; WANG, Q. J.; KEER, L. M.; CHENG, H. S.; LIU, S. An Efficient Method of Analyzing the Effect of Roughness on Fatigue Life in Mixed-EHL Contact. **Tribology Transactions**, [s. l.], v. 46, n. 2, p. 273-281, Mar. 2003. DOI 10.1080/10402000308982626.

ERRICHELLO, R. L. Morphology of Micropitting. **Gear Technology**, Elk Grove Village, v. 29, n. 8, p. 74-81, Nov. 2012. ISSN 0743-6858.

EVANS, M. H. An Updated Review: White Etching Cracks (WECs) and Axial Cracks in Wind Turbine Gearbox Bearings. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 32, n.11, p. 1133-1169, Mar. 2016. DOI 10.1080/02670836.2015.1133022.

FAJDIGA, G.; FLAŠKER, J.; GLODEŽ, S.; HELLEN, T. K. Numerical Modelling of Micro-Pitting of Gear Teeth Flanks. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, [s. l.], v. 26, n. 12, p. 1135-1143, Nov. 2003. DOI 10.1046/j.1460-2695.2003.00711.x.

FENG, K.; SMITH, W. A.; PENG, Z. Use of an Improved Vibration-Based Updating Methodology for Gear Wear Prediction. **Engineering Failure Analysis**, [s. l.], v. 120, n. 1, 105066, Feb. 2021. DOI 10.1016/j.engfailanal.2020.105066.

FERNANDES, P. J. L. Tooth Bending Fatigue Failures in Gears. **Engineering Failure Analysis**, Great Britain, v. 3, n. 3, p. 219–225, Sept. 1996. DOI 10.1016/1350-6307(96)00008-8.

FERNANDES, P. J. L.; McDULING, C. Surface Contact Fatigue Failures in Gears. **Engineering Failure Analysis**, Great Britain, v. 4, n. 2, p. 99-107, June. 1997. DOI 10.1016/S1350-6307(97)00006-X.

FIETO, B. M. **Evolução da Microestrutura e das Propriedades Mecânicas de Aços IF Tratados Termomecanicamente**. 2013. 75 p. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2013.

GALLO, S. C. **Active Screen Plasma Surface Engineering of Austenitic Stainless Steel for Enhanced Tribological and Corrosion Properties**. 2009. 272 p. Thesis (Doctoral of Metallurgy and Materials) – School of Metallurgy and Materials, University of Birmingham, Birmingham, 2009.

GAO, Y. Influence of Deep-Nitriding and Shot Peening on Rolling Contact Fatigue Performance of 32Cr3MoVA Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s. l.], v. 17, n. 1, p. 455-459, Aug. 2008. DOI 10.1007/s11665-007-9155-7.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. 365 p.

GERASIMOV, S. A.; KUKSENOVA, L. I.; SEMENOV, M. Y.; SMIRNOV, A. E.; SHCHERBAKOV, S. P. Structure and Contact Fatigue Strength of Heat-Resistant Steel VKS-7 Hardened Layers After Ion-Plasma Nitriding. **Metallurgist**, [s. l.], v. 60 n. 3/4, p. 428–433, July. 2016. DOI 10.1007/s11015-016-0309-4.

GLAESER, W. A.; SHAFFER, S. J. Contact Fatigue. *In*: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 19: Fatigue and Fracture**. Materials Park: ASM International, 1996. p. 825-830.

GLODEŽ S.; WINTER, H.; STÜWE, H. P. A Fracture Mechanics Model for the Wear of Gear Flanks by Pitting. **Wear**, [s. l.], v. 208, n. 1/2, p. 177-183, July. 1997. DOI 10.1016/S0043-1648(97)00008-2.

GLODEŽ, S.; FLAŠKER, J.; REN, Z. A New Model for the Numerical Determination of Pitting Resistance of Gear Teeth Flanks. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, [s. l.], v. 20, n. 1, p. 71-83, Apr. 2007. DOI 10.1111/j.1460-2695.1997.tb00403.x.

GOMES, R. B. **Análise Macroscópica e Microscópica de Tensões de Contato em Engrenagens**. 2019. 84 p. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Departamento Acadêmico de Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2019.

GRABARSKI, M. I. **Efeito de Tensões Residuais Compressivas na Fadiga de Contato por Rolamento de um Ferro Fundido Nodular com Matriz de Dureza Elevada**. 2019. 100 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Departamento de Pesquisa e Pós-Graduação, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2019.

GROOVER, M. P. **Fundamentos da Moderna Manufatura**. Tradução: Queiroz, L. C.; Santos, G. A. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2017. 538 p.

GROOVER, M. P. **Introdução aos Processos de Fabricação**. Tradução Araujo, A. Rio de Janeiro: LTC, 2014, 737 p.

GROSCH, J. Fatigue Resistance of Carburized and Nitrided Steels. *In: MITTEMEIJER, E. J; SOMERS, M. A. J. Thermochemical Surface Engineering of Steels*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2015. cap 4. p. 210-240.

HALME, J.; ANDERSSON, P. Rolling Contact Fatigue and Wear Fundamentals for Rolling Bearing Diagnostics: State of the Art. **Journal of Engineering Tribology**, [s. l.], v. 224, n. 4, p. 377-393, Apr. 2010. DOI 10.1243/13506501JET656.

HANDSCHUH, M. J.; LI, S.; KAHRAMAN, A.; TALBOT, D. An Experimental-Theoretical Methodology to Develop Scuffing Limits for Relatively Smooth High-Speed Contacts. **Tribology Transactions**, [s. l.], v. 63, n. 5, p. 781-795, Aug. 2020. DOI 10.1080/10402004.2020.1715519.

HANDSCHUH, M. J; KAHRAMAN, A.; ANDERSON, E. N. Development of a High-Speed Two-Disk Tribometer for Evaluation of Traction and Scuffing of Lubricated Contacts. **Tribology Transactions**, [s. l.], v. 63, n. 3, p. 509-518, Mar. 2020. DOI 10.1080/10402004.2020.1717703.

HANNES, D.; ALFREDSSON, B. Modelling of Surface Initiated Rolling Contact Fatigue Damage. **Procedia Engineering**, [s. l.], v. 66, n. 1, p. 766-774, 2013. DOI 10.1016/j.proeng.2013.12.130.

HASSELL, P. A.; ROSS, N. V. Induction Heat Treating of Steel. *In: ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating*. Materials Park: ASM International, 1991. p. 413-486.

HATWIG, R. A.; DALCIN, R. L.; SILVEIRA, A. C. F.; PEROZZO, T. S.; IVANISKI, T. M.; ROCHA, A. S. Efeito de Rotas de Processamento Termomecânico Sobre as Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas do Aço DIN20MnCr5. *In: SEMINÁRIO DE INOVAÇÃO E TECNOLOGIA DO IFSUL*, 7., 2018, Sapucaia do Sul. **Anais [...]**. Sapucaia do Sul: Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Sul-Rio-Grandense, 2018.

HATWIG, R. A.; DONG, J.; EPP, J.; ROCHA, A. S. Effect of Compressive Deformations on the Final Microstructure of a Low Carbon High Silicon Bainitic Steel Thermomechanically Processed. **Materials Research**, São Carlos, v. 24, n. 1, e20200346, Jan. 2021. DOI 10.1590/1980-5373-MR-2020-0346.

HEMANSHU, D.; JOSHI, K.; KOTHARI, D. Mode and Cause of Failure of Bevel Gear: A Review. **International Journal of Advance Engineering and Research Development**, [s. l.], v. 1, n. 2, p. 2348-4470, Mar. 2014. ISSN:2348-6406.

HERTZ, H. **Miscellaneous Papers**. Translation: Jones, D. E.; Schott, G. A. London: Macmillan, 1896. 340 p.

HERTZ, H. Ueber die Berührung Fester Elastischer Körper. **Journal für die Reine und Angewandte Mathematik**, Berlin, v. 92, n. 1, p. 156-171, dez.1881. DOI 10.1515/crll.1882.92.156.

HOFER, C.; BLIZNUK, V.; VERDIERE, A.; PETROV, R.; WINKELHOFER, F.; CLEMENS, H.; PRIMIG, S. Correlative Microscopy of a Carbide-Free Bainitic Steel. **Micron**, [s. l.], v. 81, n. 1, p. 1-7, Feb. 2016. DOI 10.1016/j.micron.2015.10.008.

HÖHN, B. R. **Influence of Lubricant on the Pitting Capacity of Case Carburized Gears in Load-Spectra and Single-Stage-Investigations**. Frankfurt: FVA, 2010. 7 p. (Technical Report FVA-Research Project 2/IV).

HU, C.; SMITH, W. A.; RANDALL, R. B.; PENG, Z. Development of a Gear Vibration Indicator and its Application in Gear Wear Monitoring. **Mechanical Systems and Signal Processing**, [s. l.], v. 76/77, n. 1, p. 319-336, Aug. 2016. DOI 10.1016/j.ymsp.2016.01.018.

HYDE, R. S. Contact Fatigue of Hardened Steels. *In: ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 19: Fatigue and Fracture*. Materials Park: ASM International, 1996. p. 1749-1779.

IEA - INTERNATIONAL ENERGY AGENCY. **Electricity Market Report - December 2020**, Paris: IEA, 2020. Disponível em: <https://www.iea.org/reports/electricity-market-report-december-2020>. Acesso em: 20 fev. 2021.

JACQUES, P. J.; GIRAULT, E.; HARLET, Ph.; DELANNAY, F. The Developments of Cold-Roller TRIP-Assisted Multiphase Steels. Low Silicon TRIP-Assisted Multiphase Steels. **ISIJ International**, [s. l.], v. 41, n. 9, p. 1061-1067, May. 2001. DOI 10.2355/isijinternational.41.1061.

JOHNSON, K. L. **Contact Mechanics**. Cambridge University Press: Cambridge, 1987. 452 p.

JUNG, K. S. **Nitriding of Iron-Based Ternary Alloys: Fe-Cr-Ti and Fe-Cr-Al**. 2011. 143 p. Thesis (Doktors der Naturwissenschaften) - Max-Planck-Institut für Intelligente Systeme, Universität Stuttgart, Stuttgart, 2011.

KALPAKJIAN S.; SCHMID S. R. **Manufacturing engineering and technology**. 7th ed. [s. l.]: Pearson, 2014. 1180 p.

KANG, J. LI, C. N.; YUAN, G.; WANG, G. D. Improvement of Strength and Toughness for Hot Rolled Low-Carbon Bainitic Steel Via Grain Refinement and Crystallographic Texture. **Materials Letters**, [s. l.], v. 175, n. 15, p.157-160, July. 2016. DOI 10.1016/j.matlet.2016.04.007.

KANG, J. S.; SEOL, J. B.; PARK, C. G. Three-Dimensional Characterization of Bainitic Microstructures in Low-Carbon High-Strength Low-Alloy Steel Studied by Electron Backscatter Diffraction. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 79, n. 1, p. 110-121, May. 2013. DOI 10.1016/j.matchar.2013.02.009.

KANG, J.; HADFIELD, M.; AHMED, R. The Effects of Material Combination and Surface Roughness in Lubricated Silicon Nitride/Steel Rolling Contact Fatigue. **Materials & Design**, [s. l.], v. 24, n. 1, p. 1-13, Feb. 2003. DOI 10.1016/S0261-3069(02)00102-4.

KARAKAN, M.; ALSARAN, A.; ÇELIK, A. Effects of Various Gas Mixtures on Plasma Nitriding Behavior of AISI 5140 Steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 49, n. 3, p. 241-246, Oct. 2003. DOI 10.1016/S1044-5803(03)00010-X.

KATTELUS, J.; MIETTINEN, J.; LEHTOVAARA A. Detection of Gear Pitting Failure Progression with On-Line Particle Monitoring. **Tribology International**, [s. l.], v.118, n. 1, p. 458-464, Feb. 2018. DOI 10.1016/j.triboint.2017.02.045.

KEUL, C.; WIRTHS, V.; BLECK, W. New Bainitic Steels for Forgings. **Archives of Civil and mechanical engineering**, [s. l.], v. 12, n. 1, p. 119–125, May. 2012. DOI 10.1016/j.acme.2012.04.012.

KIMINAMI, C. S.; CASTRO, W. B.; OLIVEIRA, M. F. **Introdução aos Processos de Fabricação de Produtos Metálicos**. 2. ed. São Paulo: Blucher, 2013. 236 p.

KLOCKE, F. **Manufacturing Processes 1: Cutting**. Heidelberg: Springer, 2011 (RWTH edition). 504 p.

KNERR, C. H.; ROSE, T. C.; FILKOWSKI, J. H. Gas Nitriding of Steels. *In*: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating**. Materials Park: ASM International, 1991. p. 880-922.

KODA, F. **Estudo da Fadiga de Contato em Engrenagens Cilíndricas de Dentes Retos**. 2009. 187 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) – Departamento de Pesquisa e Pós-Graduação, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2009.

KOLIVAND, A.; ZHANG, Q. Modeling on Contact Fatigue Under Starved Lubrication Condition. **Meccanica**, [s. l.], v. 56, n. 1, p. 211-225, Jan. 2021. DOI 10.1007/s11012-020-01284-1.

KOMOTORI, J.; SHIMIZU, M.; MISAKA, Y.; KAWASAKI, K. Fatigue Strength and Fracture Mechanism of Steel Modified by Super-Rapid Induction Heating and Quenching. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 23, n. 1, p. 225-230, Supplement 1, 2001. DOI 10.1016/S0142-1123(01)00164-5.

KRAUSS, G. Bending Fatigue of Carburized Steels. *In*: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 19: Fatigue and Fracture**. Materials Park: ASM International, 1996. p. 680–690.

KRAUSS, G. Microstructures and Properties of Carburized Steels. *In*: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating**. Materials Park: ASM International, 1991. p. 827-854.

KUHNEN, N. D. **Competitividade das Tarifas de Energia Elétrica para a Indústria**. Florianópolis: UFSC, 2019. Disponível em: <https://noticias.ufsc.br/2019/10/com-segunda-tarifa-mais-cara-do-mundo-custo-da-energia-eletrica-e-tema-de-palestra-nesta-terca-8/>. Acesso em: 17 fev. 2021.

KUMAR, P.; JAIN, S. C.; RAY, S. Study of Surface Roughness Effects in Elastohydrodynamic Lubrication of Rolling Line Contacts Using a Deterministic Model. **Tribology International**, [s. l.], v. 34, n. 10, p. 713-722, Oct. 2001. DOI 10.1016/S0301-679X(01)00066-4.

KWIETNIEWSKI, C.; FONTANA, W.; MORAES, C.; ROCHA, A. S.; HIRSCH, T.; REGULY, A. Nitrided Layer Embrittlement Due to Edge Effect on Duplex Treated AISI M2 High-Speed Steel. **Surface & Coatings Technology**, v. 179, n. 1, p. 27-32, Feb. 2004. DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00795-3.

LAMPMAN S. Introduction to Surface Hardening of Steels. *In*: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating**. Materials Park: ASM International, 1991. p. 607-625.

LAN, H. F.; DU, L. X.; MISRA, R. D. K. Effect of Microstructural Constituents on Strength-Toughness Combination in a Low Carbon Bainitic Steel. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 611, n. 1, p. 194-200, Aug. 2014. DOI 10.1016/j.msea.2014.05.084.

LAN, H. F.; DU, L.X.; LIU, X. H. Microstructure and Mechanical Properties of a Low Carbon Bainitic Steel. **Steel Research**, [s. l.], v. 84, n. 4, p. 352-361, Dec. 2012. DOI 10.1002/srin.201200186.

LANGE, K. Some Aspects of the Development of Cold Forging to a High-Tech Precision Technology. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 35, n. 3-4, p. 245-257, oct. 1992. DOI 10.1016/0924-0136(92)90321-I.

LEITÃO, C. J.; MEI, P. R.; LIBARDI R. Efeitos da Cementação e da Nitretação no Custo e na Qualidade de Engrenagens Produzidas com Aços ABNT 4140 e 8620. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v. 9, n. 3, p. 257-263, jul/set. 2012. DOI 10.4322/tmm.2012.036.

LEMBKE, M. I.; OLSCHEWKI, G.; ROELOFS, H.; KLÜMPER-WESTKAMP, H. Nitrieren von Hochfesten, Bainitischen Langprodukten. **HTM Journal of Heat Treatment and Materials**, [s. l.], v. 69, n. 4, p. 195-200, Dez. 2014. DOI 10.3139/105.110226.

LEPPÄNEN, R.; JOHNSON, H. **Properties of Nitride Components: A Result of the Material and the Nitriding Process**. Technical Report No. 1. Sweden: Ovako Steel, 1999.

LI, C. X.; GEORGES, J.; LI, X. Y. Active Screen Plasma Nitriding of Austenitic Stainless Steel. **Surface Engineering**, [s. l.], v. 18, n. 6, p. 453–457, Dec. 2002. DOI 10.1179/026708402225006240.

LI, S. KAHRAMAN, A. A mixed EHL Model with Asymmetric Integrated Control Volume Discretization. **Tribology International**, [s. l.], v. 42, n. 8, p. 1163-1172, Aug. 2009. DOI 10.1016/j.triboint.2009.03.020.

LI, S. KAHRAMAN, A. A Transient Mixed Elastohydrodynamic Lubrication Model for Spur Gear Pairs. **Journal of Tribology**, [s. l.], v. 132, n. 1, p. 011501-1 – 011501-9, Jan. 2010. DOI 10.1115/1.4000270.

LI, S.; ANISETTI, A. A Tribo-Dynamic Contact Fatigue Model for Spur Gear Pairs. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 98, n. 1, p. 81-91, Jan. 2017. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.020.

LI, S.; DEVLIN, M. T.; MILNER, J.; IYER, R.; JAO, T. C. Investigation of Pitting Mechanism in the FZG Pitting Test. *In: Powertrain & Fluid Systems Conference & Exhibition, 2003, Pittsburgh*. **Proceedings [...]**. Warrendale: SAE International, 2003. Paper 2003-01-3233.

LI, S.; KAHRAMAN, A. A Micro-Pitting Model for Spur Gear Contacts. **International Journal of Fatigue**. [s. l.], v. 59, n. 1, p. 224-233, Feb. 2014. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2013.08.015.

LI, W.; LIU, B. Experimental Investigation on the Effect of Shot Peening on Contact Fatigue Strength for Carburized and Quenched Gears. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 106, n. 1, p. 103-113, Jan. 2018. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2017.09.015.

LI, X.; XIA, D.; WANG, X.; WANG, X.; SHANG, C. Effect of Austenite Grain Size and Accelerated Cooling Start Temperature on the Transformation Behaviors of Multi-Phase Steel. **Science China Technological Sciences**, [s. l.], v. 56, n. 1, p. 66-70, Jan. 2013. DOI 10.1007/s11431-012-4980-9.

LIN, H.; FETT, G.; A.; BINONIEMI, R. R.; SANDERS, J. A.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. Investigation of S-N Test Data Scatter of Carburized 4320 Steel. *In: SAE World Congress & Exhibition, 2007, Detroit*. **Proceedings [...]**. Warrendale: SAE International, 2007. Paper 2007-01-1006.

LIN, Y.; LU, J.; WANG, L.; XU, T.; XUE, Q. Surface Nanocrystallization by Surface Mechanical Attrition Treatment and its Effect on Structure and Properties of Plasma Nitrided AISI 321 Stainless Steel. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 54, n. 20, p. 5599-5605, Dec. 2006. DOI 10.1016/j.actamat.2006.08.014.

LUO, Y.; PENG, J.; WANG, H.; WU, X. Effect of Tempering on Microstructure and Mechanical Properties of a Non-Quenched Bainitic Steel. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 527, n. 15, p.3433-3437, Feb. 2010. DOI 10.1016/j.msea.2010.02.010.

MAGALHÃES, L. **Caracterização Tribológica de um Ferro Nodular Austemperado em Ensaio Disco-Disco e de Engrenagens FZG**. 2003. 413 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade de Porto, Porto, 2003.

MAGALHÃES, L. M. M. L. **Resistência ao Desgaste e Gripagem de Engrenagens em Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI)**. 1995. 155 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade de Porto, Porto, 1995.

MAKITA, F. K. M.; MARIA V. A. R. S. **Estudo Sobre a Curva S-N e o Gráfico de Weibull para Análise de Resistência à Fadiga de Contato de Engrenagens**. 2011. 112 p. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Industrial Mecânica) – Departamento Acadêmico de Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

MARQUES, A. S. **Estudo do Forjamento de Peças Vazadas a Partir de Geratriz Tubular**. 2013. 86 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2013.

MARTINEZ, J. A. B. **Comparação da Resistência ao Desgaste por Fadiga de Contato de Engrenagens Fabricadas em Aço AISI 4140 e Ferro Fundido Nodular Austemperado**. 2011. 122 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) – Departamento de Pesquisa e Pós-Graduação, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

MARTINS, R. C.; CARDOSO, N. F. R.; BOCK, H.; IGARTUA, A.; SEABRA, J. H. O. Power Loss Performance of High Pressure Nitrided Steel Gears. **Tribology International**, [s. l.], v. 42, n. 11/12, p. 1807-1815, Dec. 2009. DOI 10.1016/j.triboint.2009.03.006.

MAUCH, H.; ZENNER, H. **Statistische Methoden zur Beurteilung von Bauteillebensdauer und Zuverlässigkeit und Ihre Beispielhafte Anwendung auf Zahnräder**. Frankfurt: FVA, 1999. 175 p. (Technical Report FVA-Research Project 304).

MAZZO, N. **Engrenagens Cilíndricas: Da Concepção à Fabricação**, São Paulo: Blucher, 2013. 838 p.

McCOOL, J. I. **Using the Weibull Distribution: Reliability, Modeling, and Inference**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2012. 368 p.

McEVILY, A. **Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Prevention**. 2nd ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2013. 479 p.

McPHERSON, D. R.; RAO, S. B. Mechanical Testing of Gears. *In*: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation**. Materials Park: ASM International, 2000. p. 2028-2032.

MELCONIAN, S. **Elementos de Máquinas**. 11. ed. São Paulo: Érica, 2019. 384 p.

MENEZES, V. M.; DALCIN, R. L.; SILVA, C. H.; ROCHA, A. S. Determinação da Máxima Profundidade de Tensão Cisalhante para Projetar a Profundidade de Camada de Engrenagens Nitretadas a Plasma. *In: SEMINÁRIO DE INOVAÇÃO E TECNOLOGIA DO IFSUL*, 9., 2020, Sapucaia do Sul. **Anais [...]**. Sapucaia do Sul: Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Sul-Rio-Grandense, 2020. Trabalho 294805.

MITTEMEIJER, E. J.; SOMERS, M. A. J. **Thermochemical Surface Engineering of Steels**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2015a. 816 p.

MITTEMEIJER, E. J.; SOMERS, M. A. J. Kinetics of Thermochemical Surface Treatments. *In: MITTEMEIJER, E. J.; SOMERS, M. A. J. Thermochemical Surface Engineering of Steels*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2015b. cap 2. p. 113-140.

MURAKAMI, Y. **Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions**. Oxford: Elsevier Science, 2002. 758 p.

MURARO, M. A.; REISDORFER JR, U. **Estudo da Distribuição de Tensão ao Longo da Linha de Contato em Transmissões que Utilizam Engrenagens Cilíndricas de Dentes Retos**. 2010. 293 p. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Industrial Mecânica) – Departamento Acadêmico de Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2010.

MURARO, M. A.; KODA, F.; REISDORFER JR, U.; SILVA, C. H. The Influence of Contact Stress Distribution and Specific Film Thickness on the Wear of Spur Gears During Pitting Tests. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**. [s. l.], v. 34, n. 2, p. 135-144, Apr/June. 2012. DOI 10.1590/S1678-58782012000200005.

NAZ, M. Y.; SHUKRULLAH, S.; JAVAID, M. A.; GHAFFAR, A.; REHMAN, N. U. Surface Hardening of M2 High Speed Steel Using 50 Hz Pulsed DC Source with Nitrogen as a Base Gas. **Synthesis and Reactivity in Inorganic, Metal-Organic, and Nano-Metal Chemistry**, [s. l.], v. 45, n. 1, p. 1057–1062, Mar. 2015. DOI 10.1080/15533174.2013.862653.

NETPU, S.; SRICHANDR, P. Failure of a Helical Gear in a Power Plant. **Engineering Failure Analysis**, [s. l.], v. 32, n. 1, p. 81-90, Sept. 2013. DOI 10.1016/j.engfailanal.2013.03.002.

NICOLETTO G, TUCCI A, ESPOSITO L. Sliding Wear Behavior of Nitrided and Nitrocarburized Cast Irons. **Wear**, [s. l.], v. 197, n. 1/2, p. 38-44, Sept. 1996. DOI 10.1016/0043-1648(95)06753-1.

NISHIMOTO, A.; TOKUDA, A.; AKAMATSU, K. Effect of Through Cage on Active Screen Plasma Nitriding Properties. **Materials Transactions**, [s. l.], v. 50, n. 5, p. 1169–1173, Apr. 2009. DOI 10.2320/matertrans.MRA2008431.

NORTON, R. L. **Projeto de Máquinas: Uma Abordagem Integrada**. Tradução: Stavropoulos, K. D.; Aguiar, J. B.; Aguiar, J. M.; Machnivscz, R. Castro, J. F. 4. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013. 1055 p.

O'BRIEN, J. M.; GOODMAN, D. Plasma (Ion) Nitriding of Steels. *In: ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating*. Materials Park: ASM International, 1991. p. 944-977.

OKAMOTO, A.; NAKAMURA, H. The Influence of Residual Stress on Fatigue Cracking. **Journal of Pressure Vessel Technology**, [s. l.], v. 112, n. 3, p. 199-203, Aug. 1990. DOI 10.1115/1.2928614.

OLIVEIRA, L. F. **Estudo da Nitretação a Plasma com Tela Ativa e Potencial Flutuante para o Aço Rápido ASTM M2**. 2017. 92 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

OZBAYSAL, K.; INAL, O. T.; ROMIG JR, A. D. Ion-nitriding Behavior of Several Tool Steels. **Materials Science and Engineering**, [s. l.], v. 78, n. 2, p. 179–191, Mar. 1986. DOI 10.1016/0025-5416(86)90322-8.

PARRISH, G. **Carburizing: Microstructures and Properties**, Materials Park: ASM International, 1999. 247 p.

PESSIN, M. A. **Caracterização de Camadas Nitretadas a Plasma com o Uso de uma Fonte de Potência Pulsada**. 1999. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1999.

PETROBRAS. **LUBRAX GL 5**: Informações Técnicas, [s. l.]: [s. n.], 2016. 1 p.

PODGORNIK, B.; LESKOVSEK, V.; KOVACIC, M.; VIZINTIN, J. Analysis and Prediction of Residual Stresses in Nitrided Tool Steel. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 681, n. 1, p. 352-357, Mar. 2011. DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.681.352.

POPOV, V. L.; HEß, M.; WILLERT, E. **Handbook of Contact Mechanics: Exact Solutions of Axisymmetric Contact Problems**. Deutschland: Springer-Verlag, 2019. 347 p.

PYE, D. **Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing**. Materials Park: ASM International, 2003. 256 p.

RADZEVICH, S. P. **Handbook of Practical Gear Design and Manufacture**. 3rd ed. Boca Raton: CRC Press, 2016. 629 p.

RAEDT, H. W.; SPECKENHEUER, U.; VOLLRATH, K. New Forged Steels Energy-Efficient Solutions for Stronger Parts. **ATZ AutoTechnology**, [s. l.], v. 12, n. 1, p. 12-17, Feb. 2012. DOI: 10.1365/s35595-012-0089-9.

RAJE, N.; SADEGHI, F.; RATEICK JR, R. G. A Statistical Damage Mechanics Model for Subsurface Initiated Spalling in Rolling Contacts. **Journal of Tribology**, [s. l.], v. 130, n. 4, 042201-1 - 042201-11, Oct. 2008. DOI 10.1115/1.2959109.

RAKHIT, A. K. **Heat Treatment of Gears**. Materials Park: ASM International, 2000. 209 p.

REGO, R. R. **Residual Stress Interaction In-Between Processes of the Gear Manufacturing Chain**. 2016. Thesis (Doctoral of Science) – Materials and Manufacturing Processes Area, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2016.

RELIASOFT. **Life Data Analysis Reference**. Tucson: ReliaSoft Corporation, 2015. 426 p.

REMBGES, W.; OPPEL, W. Process Control of Plasma Nitriding and Plasma Nitrocarburizing in Industry. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 59, n. 1/3, p. 129–134, Oct. 1993. DOI 10.1016/0257-8972(93)90069-Z.

RÉTI, T. Residual Stresses in Carburized, Carbonitrided, and Case-Hardened Components. *In*: TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T. **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**. Materials Park: ASM International, 2002. cap. 4, p. 189-208.

ROCHA, A. S. **Influência do Estado Superficial Prévio na Nitretação a Plasma do Aço AISI M2**. 2000. 182 p. Tese (Doutorado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2000.

ROCHA, A. S.; STROHAECKER, T.; HIRSCH, T. Effect of Different Surface States Before Plasma Nitriding on Properties and Machining Behavior of M2 High-Speed Steel. **Surface & Coatings Technology**, [s. l.], v. 165, n. 2, p. 176-185, Feb. 2003. DOI 10.1016/S0257-8972(02)00768-5.

RODRIGUES, G. S.; FERREIRA, J. C. E.; ROCHA, C. R. A Novel Method for Analysis and Optimization of Electric Energy Consumption in Manufacturing Processes. **Procedia Manufacturing**, [s. l.], v. 17, n. 1, p. 1073-1081, 2018. DOI 10.1016/j.promfg.2018.10.078.

ROELOFS, H.; HASLER, St.; URLAU, U.; LEMBKE, M.I.; OLSCHIEWSKI, G. Continuously Cooled Bainite Steel HSX®Z12: One Decade of Experience. *In*: INTERNATIONAL CONFERENCE ON STEELS IN CARS AND TRUCKS, 4., 2014, Braunschweig. **Proceedings** [...]. Braunschweig: SCT, 2014.

RUGLIC, T. Normalizing of Steel. *In*: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating**. Materials Park: ASM International, 1991. p. 85-99.

ROLINSKI, E. **Deep Nitriding for Gear Applications and Their Partial Treatments**. Gears Solutions, 2016. Disponível em: <http://gearsolutions.com/media/uploads/201605/0516-HS.pdf>. Acesso em: 1 ago. 2021.

SADEGHI, F.; JALALAHMADI, B. Probabilistic Life Prediction Models for Rolling Contact Fatigue. *In*: WANG, Q. J.; CHUNG, Y. W. **Encyclopedia of Tribology**. Boston: Springer, 2013. p. 2678-2690.

SADEGHI, F.; JALALAHMADI, B.; SLACK, T. S.; RAJE, N.; ARAKERE, N. K. A Review of Rolling Contact Fatigue. **Journal of Tribology**, [s. l.], v. 131, n. 4, 041403, Oct. 2009. DOI 10.1115/1.3209132.

SALAWU, E. Y.; AJAYI, O. O.; INEGBENEBOR, A.; POPOLLA, A. P. I.; UYOR, U. O. Effects of Heat Treatment Techniques on the Fatigue Behaviour of Steel Gears: A Review. **Journal of Physics: Conference Series**, [s. l.], v. 1378, n. 3, 032056, Oct. 2019. DOI 10.1088/1742-6596/1378/3/032056.

SANTOS, G. A. **Tecnologias mecânicas: Materiais, Processos e Manufatura Avançada**. São Paulo: Érica, 2021. 296 p.

SANTOS, G. R. **Caracterização e Avaliação do Comportamento Tribológico do Aço DIN X100CrMoV8-1-1 com Tratamento Dúplex**. 2015. 150 p. Tese (Doutorado em Engenharia de Minas Metalúrgica e de Materiais) - Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

SEABRA, J. H. O. **Mecânica do Contato Hertziano**. 3. ed. Porto: FEUP, 2003, 138 p.

SEABRA, J.; BERTHE, D. Influence of Surface Waviness and Roughness on the Normal Pressure Distribution in the Hertzian Contact. **Journal of Tribology**, [s. l.], v. 109, n. 3, p. 462-469, July. 1987. DOI 10.1115/1.3261472.

SHEN, Y.; MOGHADAM, S. M.; SADEGHI, F.; PAULSON, K.; TRICE, R. W. Effect of Retained Austenite – Compressive Residual Stresses on Rolling Contact Fatigue Life of Carburized AISI 8620 steel. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 75, n. 1, p. 135-144, June. 2015. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2015.02.017.

SHEN, Z.; QIAO, B.; YANG, L.; LUO, W.; YANG, Z.; CHEN, X. Fault Mechanism and Dynamic Modeling of Planetary Gear with Gear Wear. **Mechanism and Machine Theory**, [s. l.], v. 155, n. 1, e104098, Jan. 2021. DOI 10.1016/j.mechmachtheory.2020.104098.

SHIGLEY, J. E. **Cinemática dos Mecanismos**. Tradução: Amorelli, M. O. C.; Madureira, O. M. São Paulo: Blucher, 1970. 407 p.

SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, C. R.; BUDYNAS, R. G. **Projetos de Engenharia Mecânica**. Tradução: Aguiar, J. B.; Aguiar, J. M. 7. ed. Porto Alegre: Bookman, 2005. 960 p.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2010. 664p.

SILVEIRA, A. C. F. **Estudo para Aplicação do Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 em Forjamento a Quente**. 2019. 104 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2019.

SILVEIRA, A. C. F.; BEVILAQUA, W. L.; DIAS, V. W. CASTRO, P. J.; EPP, J.; ROCHA, A. S. Influence of Hot Forging Parameters on a Low Carbon Continuous Cooling Bainitic Steel Microstructure. **Metals**, [s. l.], v. 10, n. 5, p. 601-701, May. 2020. DOI 10.3390/met10050601.

SINHA, A. K. Defects and Distortion in Heat-Treated Parts. *In: ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating*. Materials Park: ASM International, 1991. p. 1320-1359.

SIRIN, S. Y.; SIRIN, K.; KALUC, E. Effect of the Ion Nitriding Surface Hardening Process on Fatigue Behavior of AISI 4340 Steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 59, n. 4, p.351-358, Apr. 2008. DOI 10.1016/j.matchar.2007.01.019.

SKONIESKI, A.F. O.; SANTOS, G. R.; HIRSCH, T. K.; ROCHA, A. S. Metallurgical Response of an AISI 4140 Steel to Different Plasma Nitriding Gas Mixtures. **Materials Research**. São Carlos, v. 16, n. 4, p. 884-890, July/Aug. 2013. DOI 10.1590/S1516-4392013005000073.

SLYCKE, J. T.; MITTEMEIJER, E. J; SOMERS, M. A. J. Thermodynamics and Kinetics of Gas and Gas–Solid Reactions. *In*: MITTEMEIJER, E. J; SOMERS, M. A. J. **Thermochemical Surface Engineering of Steels**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2015. cap 1, p. 3-111.

SOURMAIL, T. Bainite and Superbainite in Long Products and Forged Applications. **HTM Journal of Heat Treatment and Materials**, [s. l.], v. 72, n. 6, p. 371–378, Dec. 2017. DOI 10.3139/105.110342.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering Tribology**. 4th ed. Kidlington: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2014. 884 p.

STIPKOVIC FILHO, M. **Engrenagens: Geometria e Projeto**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2017. 181 p.

SUGIMOTO, K. I.; HOJO, T.; SRIVASTAVA, A. K. Low and Medium Carbon Advanced High-Strength Forging Steels for Automotive Applications. **Metals**, [s. l.], v. 9, n.12, 1263, Nov. 2019. DOI 10.3390/met9121263.

SUN, Y.; LI, X. Y.; BELL, T. X-Ray Diffraction Characterisation of Low Temperature Plasma Nitrided Austenitic Stainless Steels. **Journal of Materials Science**, [s. l.], v. 34, n. 1, p. 4793-4802, Oct. 1999. DOI 10.1023/A:1004647423860.

TALLIAN, T. E. **Failure Atlas for Hertz Contact Machine Elements**. 2nd ed. New York: Amer Society of Mechanical, 1999. 486 p.

TERRIN, A.; DENGGO, C.; MENEGHETTI, G. Experimental Analysis of Contact Fatigue Damage in Case Hardened Gears for Off-Highway Axles. **Engineering Failure Analysis**, [s. l.], v. 76, n. 1, p. 10-26, June. 2017. DOI 10.1016/j.engfailanal.2017.01.019.

TERRIN, A.; MENEGHETTI, G. A Comparison of Rolling Contact Fatigue Behaviour of 17NiCrMo6-4 Case-Hardened Disc Specimens and Gears. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, [s. l.], v. 41, n. 11, p. 1-17, June. 2018. DOI 10.1111/ffe.12867.

THIEDE S. **Energy Efficiency in Manufacturing Systems**. Berlin: Springer-Verlag, 2012. 198 p.

TIER, M.; SANTOS, A. V.; KUHNEN, C. A.; STROHAECKER, T. R.; KRAUSE, J. C. A Study of Grain Boundary Precipitation During Plasma Nitriding of Steel. *In: Proceedings from Surface Modification Technologies*, 5., 2001, Indianapolis. **Proceedings [...]**. Materials Park: ASM International, 2002. p. 225-231.

TIRYAKIOĞLU, M.; HUDAK, D. Guidelines for 2-Parameter Weibull Analysis for Flaw-Containing Materials. **Metallurgical and Materials Transactions B**, [s. l.], v. 41, n. 1, p. 1130–1135, Aug. 2011. DOI 10.1007/s11663-011-9556-8.

TIRYAKIOĞLU, M.; HUDAK, D.; ÖKTEN G. On Evaluating Weibull Fits to Mechanical Testing Data. **Materials Science & Engineering A**, [s. l.], v. 527, n. 1/2, p. 397–399, Dec. 2009. DOI 10.1016/j.msea.2009.08.014.

TOBIE, T.; MATT, P. **Empfehlungen zur Vereinheitlichung von Tragfähigkeitsversuchen an vergüteten und gehärteten Zylinderrädern**. Frankfurt: FVA, 2012. 26 p. (Technical Report FVA-Richtlinie 563-I).

TONG, W. P.; HAN, Z.; WANG, L. M.; LU, J.; LU, K. Low-Temperature Nitriding of 38CrMoAl Steel with a Nanostructured Surface Layer Induced by Surface Mechanical Attrition Treatment. **Surface & Coatings Technology**, [s. l.], v. 202, n. 20, p. 4957-4963, July. 2008. DOI 10.1016/j.surfcoat.2008.04.085.

TRIPP, J. H.; IOANNIDES, E. Effects of Surface Roughness on Rolling Bearing Life. *In: PROCEEDINGS OF JAPAN INTERNATIONAL TRIBOLOGY CONFERENCE*, 3., Nagoya. **Proceedings [...]**. Nagoya: Japanese Society of Tribologists, 1990.

VERLINDEN, B.; DRIVER, J. SAMAJDAR, L.; DOHERTY, R. D. **Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials**. Great Britain: Elsevier, 2007. 528 p.

WALKOWICZ, J. On the Mechanisms of Diode Plasma Nitriding in N₂-H₂ Mixtures Under DC-Pulsed Substrate Biasing. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 174–175, n. 1, p. 1211–1219, Sept/Oct. 2003. DOI 10.1016/S0257-8972(03)00656-X.

WEI, J.; ZHANG, A.; GAO, P. A Study of Spur Gear Pitting Under EHL Conditions: Theoretical Analysis and Experiments. **Tribology International**, [s. l.], v. 94, n. 1, p. 146-154, Feb. 2016. DOI 10.1016/j.triboint.2015.08.037.

WIDNER, R. I. Rolling Bearing Failures. *In: ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 11: Failure Analysis and Prevention*. Materials Park: ASM International, 1986. p. 490–511.

WINTER, K. M.; KALUCKI, J.; KOSHEL, D. Process Technologies for Thermochemical Surface Engineering. *In: MITTEMEIJER, E. J.; SOMERS, M. A. J. Thermochemical Surface Engineering of Steels*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2015. cap 3. p. 141-206.

WOODLEY, B. Materials for Gears. **Tribology International**, Lyon, v. 10, n. 6, p. 323-331, dec. 1977.

WOODS, J. L.; DANIEWICZ, S. R.; NELLUMS R. Increasing the Bending Fatigue Strength of Carburized Spur Gear Teeth by Presetting. **International Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 21, n. 6, p. 549-556, July. 1999. DOI 10.1016/S0142-1123(99)00011-0.

WULPI, D. J. **Understanding How Components Fail**. 3rd ed. Materials Park: ASM International, 2013. 310 p.

YANG, M. SISSION, R. D. Jr. Carburizing Heat Treatment of Selective-Laser-Melted 20MnCr5 Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s. l.], v. 29, n. 1, p. 3476-3485, June. 2020. DOI 10.1007/s11665-020-04564-9.

YOOZBASHI, M. N.; YAZDANI, S.; WANG, T. S. Design of a New Nanostructured, High-Si Bainitic Steel with Lower Cost Production. **Materials and Design**, Tabriz, v.32, n. 1, p. 3248-3253, Feb. 2011. DOI 10.1016/j.matdes.2011.02.031.

YUAN, Z.; WU, Y.; ZHANG, K.; DRAGOI, M. V.; LIU, M. Wear Reliability of Spur Gear Based on the Cross-Analysis Method of a Nonstationary Random Process. **Advances in Mechanical Engineering**, [s. l.], v. 10, n. 12, p. 1-9, Dec. 2018. DOI 10.1177/1687814018819294.

ZAFOŠNIK, B.; GLODEŽ, S.; ULBIN, M.; FLAŠKER, J. A Fracture Mechanics Model for the Analysis of Micro-pitting in Regard to Lubricated Rolling–sliding Contact Problems. **International Journal of Fatigue**. [s. l.], v. 29, n. 9/11, p. 1950-1958, Sept/Nov. 2007. DOI 10.1016/j.ijfatigue.2006.12.015.

ZAJAC, S.; KOMENDA, J.; MORRIS, P.; DIERICKX, P.; MATERA, S.; DIAZ, F. P. **Quantitative Structure-Property Relationships for Complex Bainitic Microstructures**. Luxembourg: European Communities, 2005. 157 p.

ZAJAC, S.; SCHWINN, V.; TACKE, K. H. Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 500–501, p. 387–394, Nov. 2005. DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.387.

ZHAO, C.; LI, C. X.; DONG, H.; BELL, T. Study on the Active Screen Plasma Nitriding and its Nitriding Mechanism. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 201, n. 6, p. 2320–2325, Dec. 2006. DOI 10.1016/j.surfcoat.2006.03.045.

ZHAO, H. **Effect of Austenite Deformation and Continuous Cooling on the Microstructural Evolution in a Microalloyed Steel**. 2016. 192 p. Thesis (Doctoral of Philosophy) - Department of Materials Science and Engineering, University of Sheffield, Sheffield, 2016.

ZHAO, J.; JIANG, Z. Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels. **Progress in Materials Science**. [s. l.], v. 94, n. 1, p. 174-242, May. 2018. DOI 10.1016/j.pmatsci.2018.01.006.

ZHENG, F.; GUO, X.; ZHANG, M.; ZHANG, W. Research on the Mold Release Motion for Spiral Bevel Gear Forging. **International Journal of Mechanical Sciences**, [s. l.], v. 136, n. 1, p. 482-492, Feb. 2018. DOI 10.1016/j.ijmecsci.2017.12.033.

ZHENG, F.; HUA, L.; HAN, X.; LI, B.; CHEN, D. Linkage Model and Manufacturing Process of Shaping Non-Circular Gears. **Mechanism and Machine Theory**, [s. l.], v. 96, n. 1, p. 192-212, Feb. 2016. DOI 10.1016/j.mechmachtheory.2015.09.010.

ZHUANG, W.; HUA, L.; HAN, X.; ZHENG, F. Design and Hot Forging Manufacturing of Non-Circular Spur Bevel Gear. **International Journal of Mechanical Sciences**, [s. l.], v. 139, n. 1, p. 129-146, Nov.2017. DOI 10.1016/j.ijmecsci.2017.08.025.

APÊNDICE A – DETERMINAÇÃO DAS DIMENSÕES DA GERATRIZ

Para a determinação das dimensões da geratriz se abordou o seguinte procedimento:

As dimensões externas do pinhão FZG-C são: Ø82,64 mm x 24 mm. Atribuindo ao componente um sobremetal para o processo de usinagem de 4 mm no diâmetro e 2 mm nas laterais, as novas dimensões serão: Ø86,64 mm x 28 mm.

Durante o processo de forjamento existe o efeito do atrito na interface das ferramentas com o material a ser forjado. Portanto, se empregou-se um sobremetal adicional de 10 mm ao diâmetro da geometria, resultando nas dimensões: Ø96,64 mm x 28 mm.

O volume da geometria pode ser determinado por:

$$V = \frac{\pi d^2}{4} h$$

Onde:

V = Volume (mm³);

d = diâmetro (mm);

h = altura (mm).

Substituindo os valores:

$$V = \frac{\pi 96,64^2}{4} 28$$

$$V = 205381,70517975 \text{ mm}^3$$

As características geométricas da geratriz possuem como limitação a dimensão da seção do material laminado DIN 18MnCrSiMo6-4, fornecido pelo fabricante com um diâmetro de 43,2 mm. Levando em consideração esse fator e o atribuindo à teoria de conservação de volume é possível se determinar a altura da geratriz, por:

$$h = \frac{4V}{\pi d^2}$$

Logo:

$$h = \frac{4 \cdot 205381,70517975}{\pi \cdot 43,2^2}$$

$$h \approx 140 \text{ mm}$$

Por fim, as dimensões da geratriz são: Ø43,2 mm x 140 mm.

Conforme abordado por Kalpakjian e Schmid (2014) a deformação proveniente do processo de forjamento pode ser descrita por:

$$\varphi = \ln \frac{h_1}{h_0}$$

Onde:

φ = Deformação;

h_1 = Altura final;

h_0 = Altura inicial.

Substituindo:

$$\varphi = \ln \frac{28}{140}$$

$$\varphi = 1,6$$

O material DIN 20MnCr5 foi fornecido com uma seção de Ø50,8 mm. Entretanto, para se manter uma condição de deformação igual à do aço DIN 18MnCrSiMo6-4, esse foi usinado até uma seção de Ø43,2 mm.

APÊNDICE B – DETERMINAÇÃO DA MÍNIMA PROFUNDIDADE DE CAMADA

A determinação da mínima profundidade de camada foi realizada a partir do método analítico de Hertz (HERTZ, 1881; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014). Para que engrenagens suportem as condições de serviço as quais são submetidas, a mínima profundidade de camada endurecida deve ser projetada em relação ao diâmetro primitivo do dente. As tensões cisalhantes presentes nesta região, não são as mais elevadas, entretanto, é na região do DP que estas tensões ocorrem em pontos mais afastados da superfície do flanco (MENEZES *et al.*, 2020).

O raio de curvatura é a representação dos raios pertencentes aos cilindros de contato propostos por Hertz. Para determinar o valor dos destes raios no diâmetro primitivo do pinhão e da coroa FZG-C se fez o uso da seguinte expressão:

$$\rho = \frac{DP \cdot \text{sen } \alpha_w}{2}$$

Onde:

ρ = Raio de curvatura (mm);

DP = Diâmetro primitivo (mm);

α_w = ângulo de pressão (rad).

Portanto, o raio de curvatura do pinhão FZG-C é dado por:

$$\rho = \frac{73,2 \cdot \text{sen} \left(\frac{22,44^\circ \cdot \pi}{180} \right)}{2} = 13,9708 \text{ mm}$$

Aplicando a equação à coroa:

$$\rho = \frac{109,8 \cdot \text{sen} \left(\frac{22,44^\circ \cdot \pi}{180} \right)}{2} = 20,95619 \text{ mm}$$

Para a determinação da meia largura de contato (b) é necessário primeiramente transcrever os raios de curvatura para um raio de curvatura reduzido com o emprego da seguinte equação:

$$R' = \left(\frac{R_A \cdot R_B}{R_A + R_B} \right)$$

Onde:

R' = Raio reduzido de curvatura (mm);

$R_A = \rho_{pinhão}$ = Raio do cilindro A (mm);

$R_B = \rho_{coroa}$ = Raio do cilindro B (mm).

Substituindo:

$$R' = \left(\frac{13,9708 \cdot 20,95619}{13,9708 + 20,95619} \right) = 8,38 \text{ mm} = 0,00838 \text{ m}$$

Outro fator necessário durante a determinação da meia largura de contato é o módulo reduzido de elasticidade, que é descrito por:

$$\frac{1}{E'} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{1 - V_A^2}{E_A} + \frac{1 - V_B^2}{E_B} \right)$$

Onde:

E' = Módulo reduzido de elasticidade;

V_A = Coeficiente de Poisson (material A);

V_B = Coeficiente de Poisson (material A);

E_A = Módulo de elasticidade (material A);

E_B = Módulo de elasticidade (material B).

Durante os cálculos se adotou módulos e coeficientes gerais de aços liga. Portanto o módulo reduzido de elasticidade é descrito por:

$$\frac{1}{E'} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{1 - 0,28^2}{2,2 \times 10^{11}} + \frac{1 - 0,28^2}{2,2 \times 10^{11}} \right) E' = 238,7 \text{ GPa}$$

O valor de meia largura de contato (b) é obtido através da seguinte equação:

$$b = \sqrt{\frac{4 \cdot W \cdot R'}{\pi \cdot l \cdot E'}}$$

Sendo:

W = Carga aplicada (N);

l = Meia largura da face (m).

Durante os presentes cálculos considerou-se a aplicação de uma carga K9, que implica um torque aplicado ao eixo do conjunto de 302 N.m, o que por sua vez reflete em uma força normal ao diâmetro primitivo do dente de 8949 N (ASTM D5182, 2019). Tal carga foi a de maior grandeza utilizada durante esta pesquisa. Substituindo os valores tem-se:

$$b = \sqrt{\frac{4 \cdot 8949 \cdot 0,00838}{\pi \cdot 0,007 \cdot 2,39 \times 10^{11}}} = 0,0002391 \text{ m}$$

E por fim, a profundidade em que a máxima tensão de cisalhante ocorre é dada por:

$$Z = 0,786 \cdot b$$

Logo:

$$Z = 0,786 \cdot 0,0002391 = 0,000188 \text{ m} = 188 \mu\text{m}$$

APÊNDICE C – PARÂMETROS DE ENTRADA DO SOFTWARE ENGCALC

Propriedade	Estágio do Ensaio	
	K6	K9
Número de dentes do pinhão	16	
Número de dentes de coroa	24	
Largura do dente (mm)	14	
Módulo (mm)	4,5	
Ângulo de pressão (°)	20	
Coefficiente de correção do pinhão	0,182	
Coefficiente de correção da coroa	0,171	
Material das engrenagens	Aço liga	
Coefficiente de atrito a seco	0,15	
Processo de Fabricação	Cortadores Circulares	
Fator de recobrimento	Sem recobrimento	
Torque de entrada (N.m)	135,5	302
Rotação de entrada (rpm)	1450	
Tipo de óleo lubrificante	Mineral EP	
Viscosidade do lubrificante (cSt)	68,66	22,84
Densidade do lubrificante (kg/m ³)	855,68	840
Coefficiente pressão-viscosidade do lubrificante (in ² /lbf)	0,000135	0,000112

Para a realização da análise macroscópica de contato entre engrenagens via EngCalc, também é necessário fornecer os valores médios do parâmetro de amplitude Ra. Os valores utilizados durante esta pesquisa são apresentados a seguir.

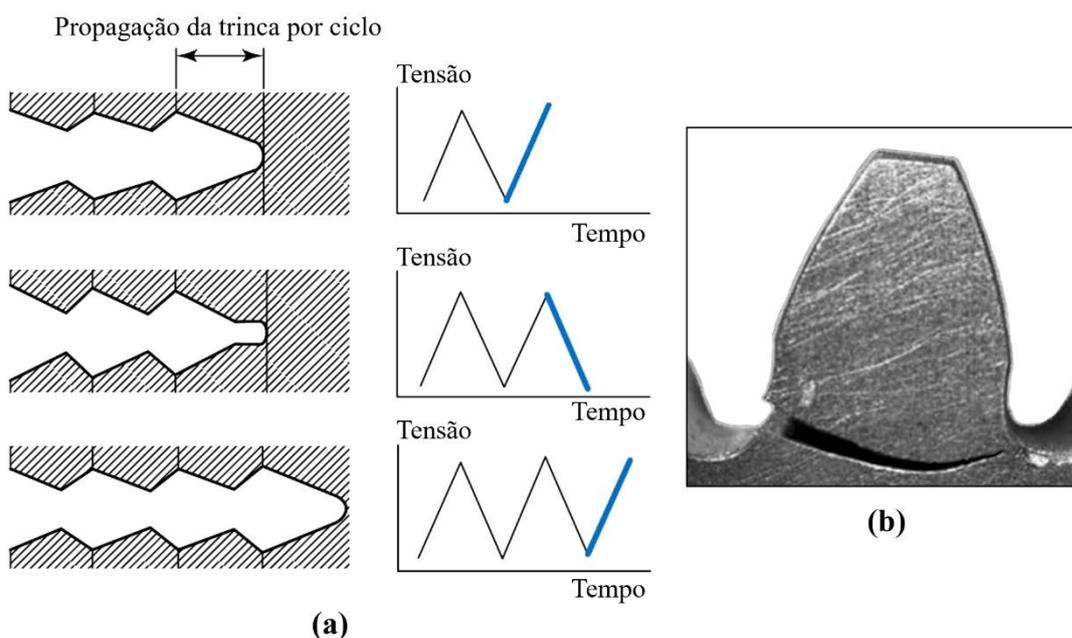
Total de ciclos ($\cdot 10^3$)	Estágio	Rugosidade Média Ra	
		DIN 20MnCr5	DIN 18MnCrSiMo6-4
0	Fabricação	1,04	1,06
174	Running-in	0,94	0,92
522	<i>Steady-State</i> 01	0,82	0,89
870	<i>Steady-State</i> 02	0,92	0,82
1218	<i>Steady-State</i> 03	0,89	0,87
1566	<i>Steady-State</i> 04	0,99	0,95
1914	<i>Steady-State</i> 05	-	0,81
2262	<i>Steady-State</i> 06	-	2,58

APÊNDICE D – FADIGA POR FLEXÃO

A fadiga por flexão é uma avaria que normalmente se origina na superfície da raiz do dente de engrenagens. Nesta região ocorre a nucleação de uma trinca que se propaga lentamente a cada ciclo em direção ao flanco oposto, causando a quebra do dente, conforme exposto na Figura A.D.1. Após a quebra do primeiro dente, caso o conjunto se mantenha trabalhando, os dentes subsequentes também irão falhar, causando uma destruição generalizada da roda dentada. Em casos de sobrecarga (aplicação de tensões maiores que o limite de resistência a fadiga do material) a propagação da trinca ocorrerá de maneira abrupta, deixando somente a impressão de uma fratura frágil (WULPI, 2013; GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012; MAGALHÃES, 2003; ALABAN, 2002).

A fadiga por flexão normalmente deixa a evidência de um ponto focal (região onde a falha teve início). Usualmente, tal região possui algum defeito que justifique a quebra, algumas vezes uma trinca ou entalhe na raiz do dente, oriundo dos processos de manufatura, ou até mesmo alguma inclusão ou trinca provida de tratamentos térmicos precedentes. Na maioria das vezes, os defeitos encontrados juntos ao ponto focal são, ao menos, parcialmente responsáveis pela quebra do dente. Em alguns casos falhas decorrentes do desgaste por fadiga de contato como *pitting* e/ou *spalling* podem ser graves o suficiente para causar a fratura de um dente a partir de sua localização (RADZEVICH, 2016).

Figura A.D.1 - Fadiga por flexão: (a) processo de propagação de uma trinca; (b) aspecto visual do dano em um dente de engrenagem.

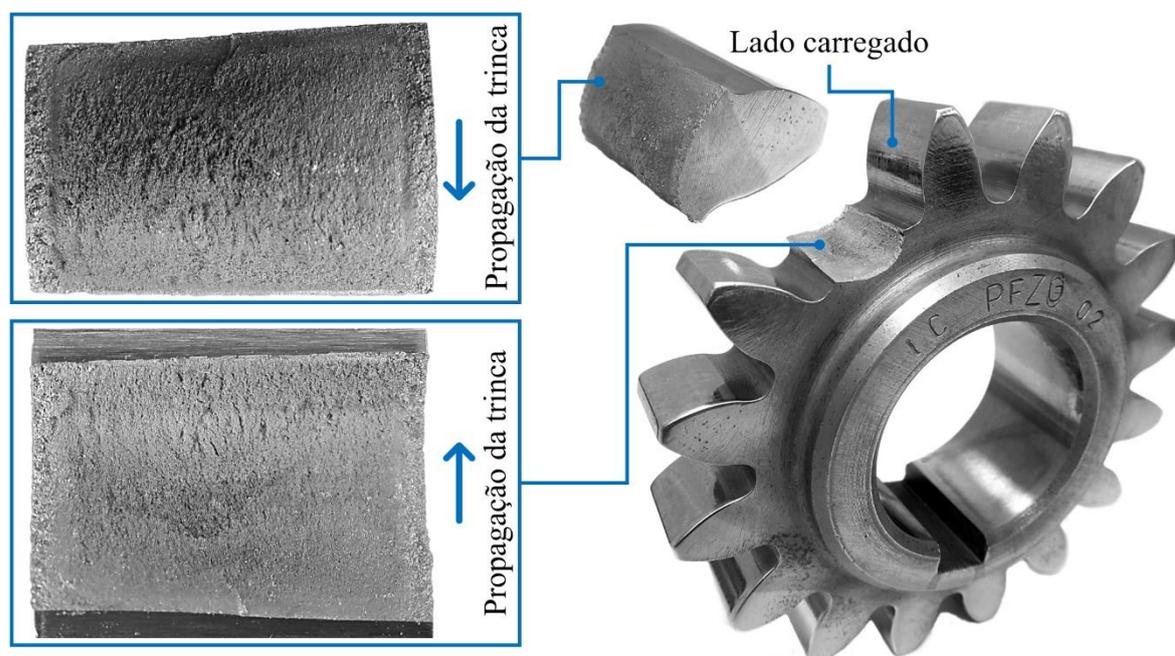


Fonte: Adaptado de Boiadjev *et al.* (2015); McEvily (2013).

No decorrer do presente estudo o pinhão P.FZG.02, fabricado em aço DIN 20MnCr5 cementado, teve o seu ensaio interrompido em consequência de uma fratura na raiz de um de seus dentes, conforme mostrado na Figura A.D.2. Este tipo de avaria é um fenômeno de fadiga de flexão que pode ocorrer de maneira súbita ou lenta, através da propagação de trincas (WULPI, 2013; MAGALHÃES, 2003).

A imagem apresenta uma fratura de geratriz plana que corresponde ao trajeto característico de propagação de trincas através da base dos dentes. A trinca se desenvolveu a partir da superfície do lado carregado do dente de maneira perpendicular ao seu topo e termina de forma semelhante no flanco oposto (MARTINEZ, 2011; MAGALHÃES, 2003; ALABAN, 2002).

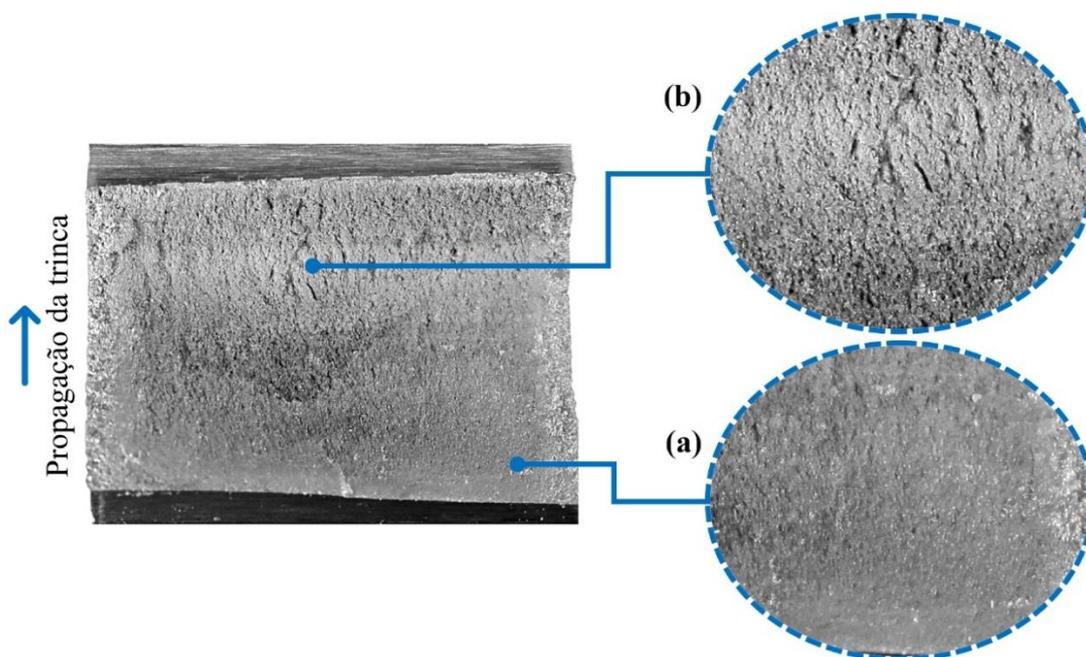
Figura A.D.2 - Pinhão P.FZG.02 com o dente fraturado por fadiga de flexão.



Fonte: O Autor.

De acordo com o exposto pela Figura A.D.3 (a) a fratura contempla uma região de propagação estável (aparência lisa) que supostamente se desenvolveu ao longo dos 348000 ciclos do ensaio. Após um determinado ponto a fratura assume um aspecto rugoso, Figura A.D.3 (b), o que indica uma propagação instável da trinca, ocorrida de maneira abrupta, que se estende até o flanco oposto da nucleação (RADZEVICH, 2016; GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012).

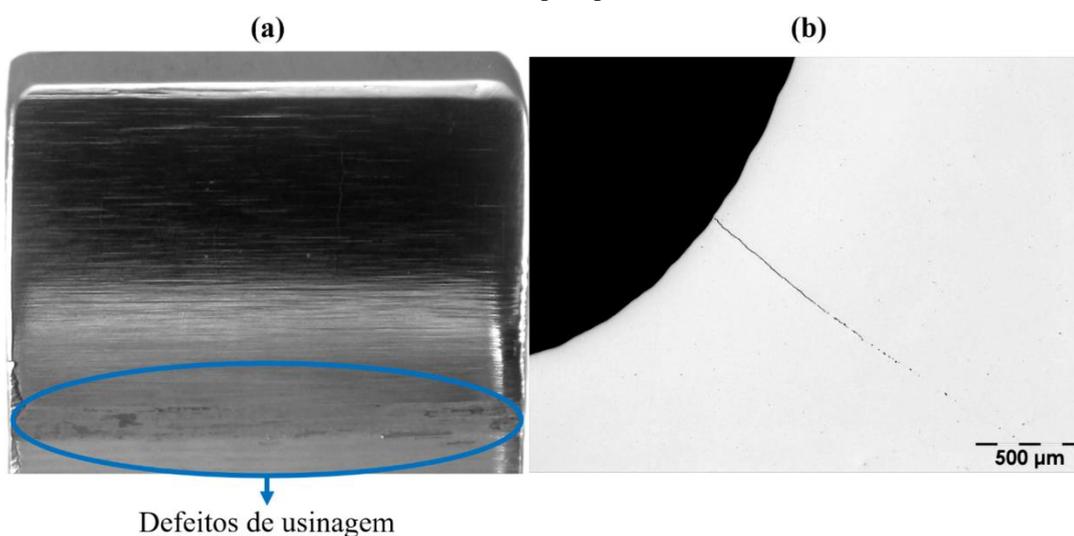
Figura A.D.3 - Aspecto da fratura por flexão: (a) propagação estável; (b) propagação instável.



Fonte: O Autor.

A observação da superfície de fratura não revelou nenhuma heterogeneidade significativa, porém, ao se verificar o dente em seu estado inicial constatou-se a presença de defeitos superficiais de usinagem na região inferior do dente, conforme exposto na Figura A.D.4 (a), estes defeitos eventualmente podem ter contribuído para a ocorrência da ruptura do dente. A Figura A.D.4 (b) demonstra a presença de uma trinca de mesma natureza que estava se propagando em um segundo dente do mesmo pinhão (BOIADJIEV *et al.*, 2015; GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012; MAGALHÃES, 2003).

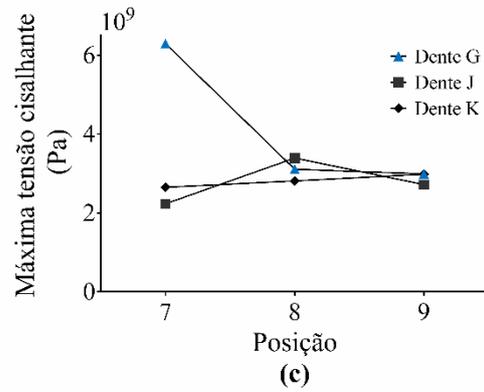
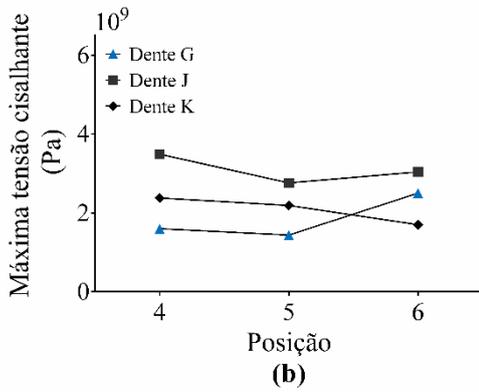
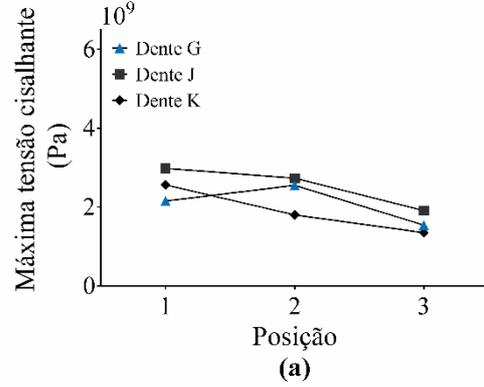
Figura A.D.4 - Pinhão P.FZG.02: (a) defeitos superficiais de usinagem; (b) propagação da trinca capturada por microscopia óptica.



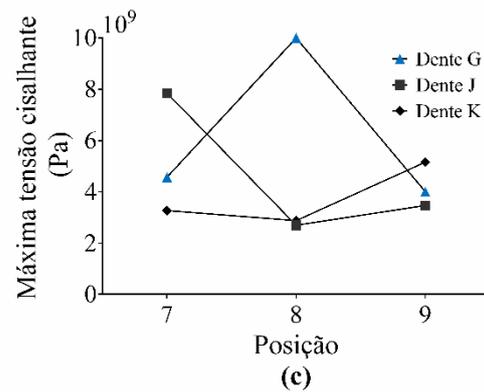
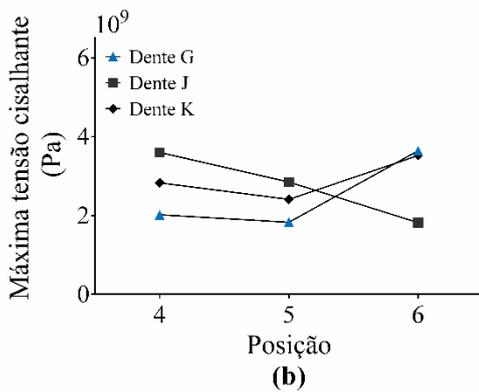
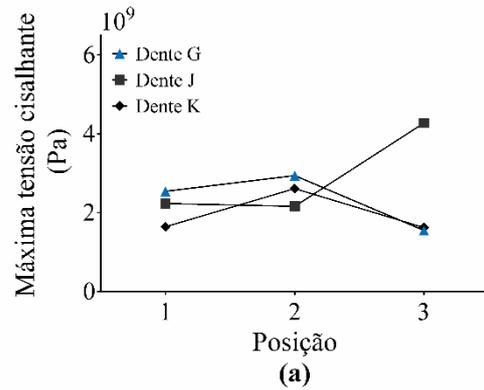
Fonte: O Autor.

APÊNDICE E – CONTATO ENTRE ENGRENAGENS FZG-C: DISTRIBUIÇÃO DAS TENSÕES CISALHANTES AO LONGO DOS DENTES

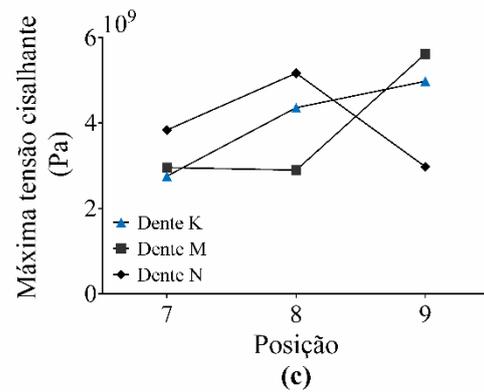
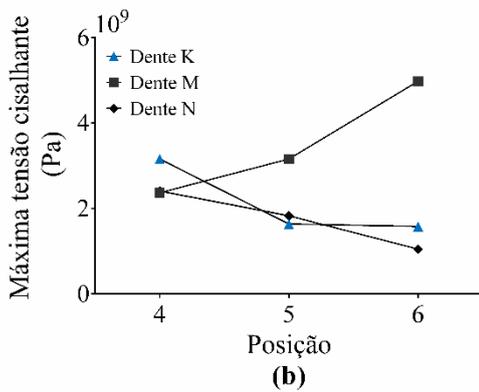
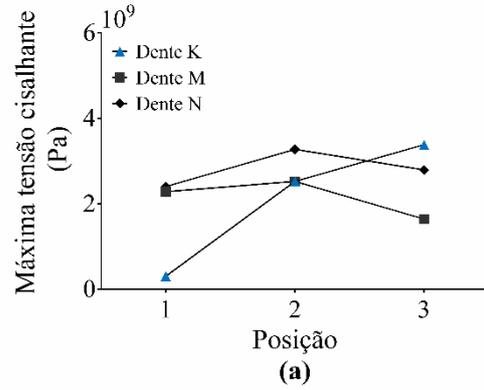
P.FZG.03: Estado superficial de fabricação - Carga K6.



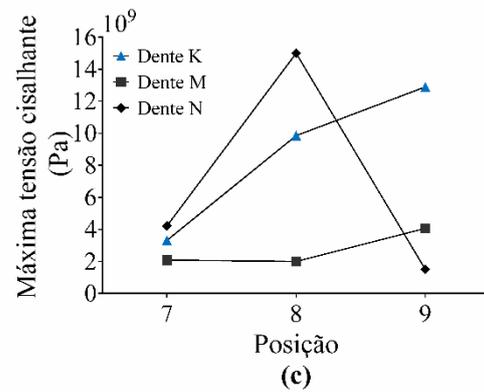
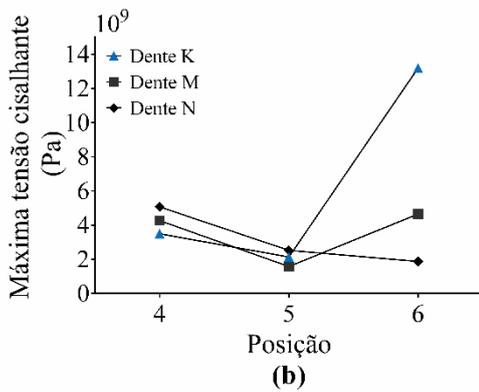
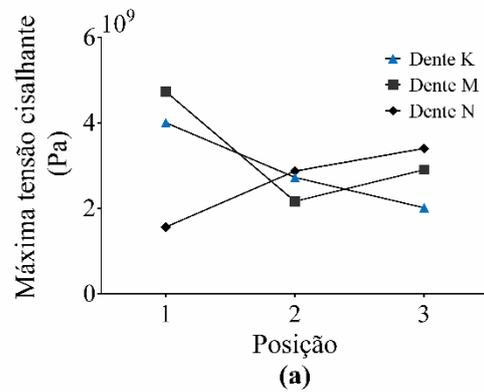
P.FZG.03: Estado superficial após ensaio - Carga K9.



P.FZG.04: Estado superficial de fabricação - Carga K6.



P.FZG.04: Estado superficial após ensaio - Carga K9.



ANEXO A – ÓLEO LUBRAX GL 5 90

INFORMAÇÕES TÉCNICAS:

Óleo lubrificante para engrenagens hipóides que exijam lubrificantes com nível de desempenho API GL-5.

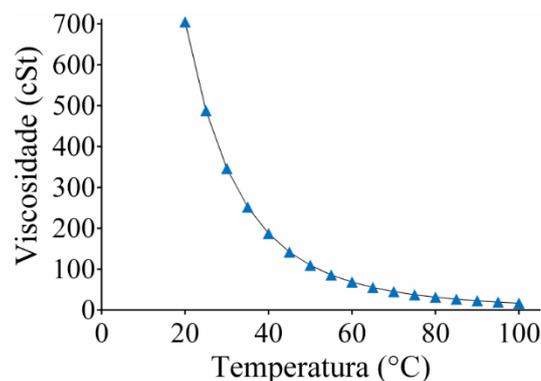
LUBRAX GL 5 evita o desgaste e a corrosão das partes lubrificadas.

LUBRAX GL 5 é especialmente recomendado para uso em caixas de engrenagens hipóides de eixos traseiros e caixas de mudança não sincronizadas.

LUBRAX GL 5 atende ao nível de desempenho API GL-5 e à especificação MIL-L2105D.

Aditivos - anticorrosivo, antidesgaste, antiespumante, antiferrugem, antioxidante, abaixador do ponto de fluidez e agentes de extrema pressão.

Grau SAE	90
Densidade @ 20/4°C	0,9000
Ponto de Fulgor (°C)	222
Ponto de Fluidez (°C)	-6
Viscosidade @ 40°C (cSt)	202,0
Viscosidade @ 100°C (cSt)	17,29
Índice de Viscosidade	91
Corr. em Lâm. De Cu @ 3h e 100°C	1b



* As Análises Típicas representam os valores modais da produção, não constituindo especificações.

Fonte: Adaptado de PETROBRAS (2016).