

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PPGE3M

RAFAEL LUCIANO DALCIN

INFLUÊNCIA DA NITRETAÇÃO A PLASMA SOBRE A RESISTÊNCIA AO
DESGASTE DE ENGRENAGENS FORJADAS EM AÇO BAINÍTICO DE
RESFRIAMENTO CONTÍNUO DE BAIXO CARBONO

Porto Alegre
2021

RAFAEL LUCIANO DALCIN

**INFLUÊNCIA DA NITRETAÇÃO A PLASMA SOBRE A RESISTÊNCIA AO
DESGASTE DE ENGRENAGENS FORJADAS EM AÇO EM AÇO BAINÍTICO DE
RESFRIAMENTO CONTÍNUO DE BAIXO CARBONO**

Tese realizada no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), no âmbito do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) e com a colaboração da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR) – Campus Curitiba, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia – Área de Concentração: Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha (PPGE3M – UFRGS)

Porto Alegre
2021

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Prof. Dr. Carlos André Bulhões Mendes

Vice-Reitora: Profa. Dra. Patrícia Helena Lucas Pranke

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretora: Profa. Dra. Carla Schwengber ten Caten

Vice-Diretor: Prof. Dr. Afonso Reguly

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

Coordenador: Prof. Dr. Afonso Reguly

CIP - Catalogação na Publicação

Dalcin, Rafael Luciano

INFLUÊNCIA DA NITRETAÇÃO A PLASMA SOBRE A
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE ENGRENAGENS FORJADAS EM AÇO
BAINÍTICO DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO DE BAIXO CARBONO /
Rafael Luciano Dalcin. -- 2021.
206 f.

Orientador: Dr. Alexandre da Silva Rocha (PPGE3M -
UFRGS).

Tese (Doutorado) -- 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. Engrenagens Forjadas. 2. Aço DIN 18MnCrSiMo6-4.
3. Nitretação a Plasma. 4. Desgaste por Deslizamento.
5. Desgaste por *pitting*. 6. Análise estatística. I. da
Silva Rocha, Dr. Alexandre, orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os dados fornecidos
pelo(a) autor(a).

RAFAEL LUCIANO DALCIN

**INFLUÊNCIA DA NITRETAÇÃO A PLASMA SOBRE A RESISTÊNCIA AO
DESGASTE DE ENGRENAGENS FORJADAS EM AÇO EM AÇO BAINÍTICO DE
RESFRIAMENTO CONTÍNUO DE BAIXO CARBONO**

Esta Tese foi analisada e julgada adequada para a obtenção do Título de Doutor em Engenharia – Área de Concentração: Processos de Fabricação, 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 (PPGE3M), da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).

Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha (PPGE3M – UFRGS)
Orientador

Prof. Dr. Afonso Reguly
Coordenador do PPGE3M – UFRGS

Aprovado com Louvor em: 28/05/2021

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Carlos Henrique da Silva (PPGEM – UTFPR)

Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti (PPGE3M – UFRGS)

Prof. Dr. Mário Wolfart Júnior (IFC)

Porto Alegre
2021

AGRADECIMENTOS

Esta tese conta principalmente com o apoio do Laboratório de Superfícies e Contato – LASC, do Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais – CMCM e do Laboratório de Metalografia do Grupo de Materiais, Tribologia e Superfícies – GrMaTS da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, do Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF, do Laboratório de Pesquisa em Corrosão – LAPEC e do Laboratório Multiusuário de Análise de Superfícies – LAMAS da Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS e da Pontifícia Universidade Católica do Paraná (PUC-PR), entre outros parceiros mencionados a seguir. Presto minha sincera homenagem às seguintes pessoas e instituições:

Ao Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha pela orientação e por proporcionar condições para o desenvolvimento desta tese.

Ao Prof. Dr. Carlos Henrique da Silva pela orientação e auxílio na discussão dos resultados de desgaste das engrenagens e por ter disponibilizado a bancada de ensaios acelerados de desgaste FZG e a estrutura do LASC, GrMaTS e CMCM da UTFPR para a realização dos ensaios de desgaste e caracterização das engrenagens FZG.

Ao LAMEF-UFRGS, e especificamente ao MSc. Igor Luis Diehl e a Dra. Carla Adriana Theis Soares Diehl por medir a composição de fases e o estado de tensões residuais no difratômetro de raios-X, e ao Dr. Marcio Levi Kramer de Macedo por disponibilizar o durômetro e o microdurômetro Vickers para medição dos perfis de microdureza e da tenacidade à fratura das superfícies nitretadas a plasma.

Ao LAPEC-UFRGS, e principalmente a Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti e ao MSc. Victor Velho de Castro pela orientação e auxílio na discussão dos resultados dos ensaios de desgaste *reciprocating*, e a Vanessa Rodói pela ajuda durante os ensaios de desgaste *reciprocating*.

Ao Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais – CMCM da UTFPR-CT, e especificamente ao Prof. Dr. Julio Cesar Klein das Neves e ao Técnico de Laboratório Alexandre José Gonçalves por fazer o MEV e o EDS dos flancos das engrenagens submetidas à ensaios de desgaste FZG e das esferas e trilhas desgastadas em ensaios *reciprocating*.

Ao Prof. Dr. Daniel Eduardo Weibel por disponibilizar interferômetro tridimensional e a estrutura do LAMAS–UFRGS, e particularmente ao João Paulo Bruneto pelo auxílio na aquisição das imagens das topografias e dos perfis das trilhas desgastadas.

À Pontifícia Universidade Católica do Paraná (PUC–PR), e em especial ao Prof. Dr. Ricardo Diego Torres por medir a dureza superficial e o módulo de elasticidade das superfícies nitretadas a plasma.

Ao Leibniz do Instituto de Tecnologia de Materiais (*Institut Für Werkstofforientierte Technologien*) – IWT de Bremen (Alemanha), e particularmente o Prof. Dr. Jérémy Epp pela caracterização da composição química das camadas nitretadas a plasma via GDOES.

À Steel Tech, e especialmente ao Dr. Hans Roelofs por ter fornecido o aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 (HSX 130HD).

Aos professores e colegas do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da UFRGS, e em especial: Prof. Dr. Afonso Reguly, Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes, MSc. Rodrigo Afonso Hatwig, MSc. Leonardo Fonseca Oliveira, Eng. Cristiano José Turra, Eng. Valcir Marques de Menezes, Dra. Angela Selau Marques, MSc. Antonio Carlos de Figueiredo Silveira, Dr. Vinicius Waechter Dias, MSc. Tâmie de Souza Perozzo, Eng. Douglas Rodrigues de Rodrigues, MSc. William Lemos Bevilaqua, Dra. Juliana Zottis e MSc. Juliano Boeira Ercolani pelo auxílio e sugestões durante o desenvolvimento da tese.

Aos professores e colegas do Grupo de Materiais, Tribologia e Superfície (GrMaTS) do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais – PPGEM da UTFPR (Campus Curitiba), em especial: Prof. Dr. Euclides Alexandre Bernardelli, Prof. Dr. Tiago Cousseau, Tec. Leonardo Bottega Affonso, Enga. Samara Paulin de Moraes, MSc. Marina Isabelle Grabarski, MSc. Lucas Biazon Cavalcanti, pelo auxílio e transferência de conhecimento durante o período que estive em Curitiba.

Aos técnicos do LdTM–UFRGS, Marco Aurélio Coelho Villanova, Luis Eduardo Pinow Ribas e Cesar Henrique Rocha Silveira pelo auxílio na usinagem das amostras e na fabricação dos diversos dispositivos utilizados ao longo deste trabalho.

À CAPES Brasil pela concessão da bolsa de estudos (Processo 88882.345854/2019-01) e pelo suporte financeiro ao Programa BRAGECRIM (Processo 88881.142485/2017-01 – número do auxílio 1844/2017), à UFRGS e à UTFPR (Campus Curitiba) pela contribuição na minha formação.

RESUMO

O uso do processamento termomecânico utilizando aços bainíticos de resfriamento contínuo é um tema atual de alto potencial para a redução de etapas de processamento, redução do consumo energético e melhoria na qualidade de forjados. Para aplicações do aço bainítico em engrenagens, é necessário elevar sua dureza superficial e resistência ao desgaste. A hipótese desta tese é que a nitretação a plasma por permitir o uso de baixas temperaturas é mais adequada para preservar a microestrutura bainítica e reduzir o consumo energético. O objetivo principal deste estudo é avaliar a potencialidade do aço bainítico forjado e testar o desempenho das superfícies nitretadas a plasma. Neste contexto, amostras e engrenagens forjadas em aço DIN 18MnCrSiMo6-4 foram fabricadas e nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas contendo: 5, 24 e 76% N₂. As amostras foram caracterizadas quanto a rugosidade, microestrutura, dureza, composição química, tenacidade a fratura, composição de fases, estado de tensões residuais e testadas por deslizamento recíproco para análise do coeficiente de atrito e desgaste, e por fim avaliadas estatisticamente. As engrenagens foram submetidas à ensaios de fadiga de contato para avaliar a resistência ao desgaste por *pitting*. Os resultados apresentados demonstram a viabilidade da utilização do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 para a redução da rota de processamento de engrenagens forjadas. A nitretação a plasma mostrou-se ser um processo viável para aumentar a dureza superficial e a resistência ao desgaste do aço DIN 18MnCrSiMo6-4. As superfícies nitretadas a plasma com composição de nitrogênio de 24 e 76% N₂ formaram uma camada de compostos bifásica de ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N. À medida que foi diminuído o percentual de nitrogênio na mistura gasosa, aumentou o percentual de γ' -Fe₄N na camada de compostos, mas uma camada de compostos monofásica só foi alcançada com 5% N₂. As composições gasosas ricas em nitrogênio (76% N₂) apresentaram uma diminuição na tenacidade à fratura da camada de compostos, pois elas têm mais ϵ -Fe₂₋₃(C)N. A zona de difusão das diferentes superfícies nitretadas a plasma apresentaram tensões residuais compressivas. A distribuição de *Weibull* revela que o melhor desempenho foi obtido nas engrenagens nitretadas com 24% N₂, devido a melhor combinação entre a dureza superficial, tenacidade a fratura, tensões residuais e espessura da camada de compostos. As engrenagens nitretadas com 24% N₂ têm uma melhoria de 10,0 vezes sobre as engrenagens forjadas não nitretadas, enquanto as engrenagens nitretadas com 5 e 76% N₂ têm uma melhoria de 3,7 e 5,4 vezes.

Palavras-chave: Engrenagens forjadas; Aço DIN 18MnCrSiMo6-4; Nitretação a plasma; Desgaste por deslizamento; Desgaste por *pitting*; Análise estatística.

ABSTRACT

The use of thermomechanical processing using continuous cooling bainitic steels is a current topic of high potential for reducing processing steps, reducing energy consumption, and improving the quality of forged products. For bainitic steel applications in gears, it is necessary to increase their surface hardness and wear resistance. The hypothesis of this thesis is that plasma nitriding for allowing the use of low temperatures is more suitable for preserving the bainitic microstructure and reducing energy consumption. The main objective of this study is to evaluate the potential of forged bainitic steel and test the performance of plasma nitrided surfaces. In this context, samples and forged gears in DIN 18MnCrSiMo6-4 steel were manufactured e plasma nitrided with different gas mixtures containing: 5, 24 and 76 vol.% N₂. Samples were characterized for concerning the roughness, microstructure, hardness, chemical composition, fracture toughness, phase composition, the state of residual stress and tested by *reciprocating* sliding for friction coefficient and wear analysis and finally evaluated statistically. The gears were subjected to contact fatigue tests to evaluate the *pitting* wear resistance. The results presented demonstrate the feasibility of using DIN 18MnCrSiMo6-4 steel to reduce the processing path of forged gears. Plasma nitriding proved to be a viable process to increase the surface hardness and wear resistance of DIN 18MnCrSiMo6-4 steel. The plasma nitrided surfaces with nitrogen composition of 24 and 76 vol.% N₂ formed a biphasic compound layer of ϵ -Fe₂₋₃(C)N and γ' -Fe₄N. As the percentage of nitrogen in the gas mixture was decreased, the percentage of γ' -Fe₄N in the compound layer increased, but a monophasic compound layer was only reached with 5 vol.% N₂. The nitrogen rich gas compositions (76 vol.% N₂) showed a decrease in fracture toughness of the compound layer, as they have more ϵ -Fe₂₋₃(C)N. The diffusion zone of the different plasma nitrided surfaces showed residual compressive stresses. The *Weibull* distribution reveals that the best performance was obtained in the nitrided gears with 24 vol.% N₂, due to the better combination between the surface hardness, fracture toughness, residual stresses, and compound layer thickness. The nitrided gears with 24 vol.% N₂ have a 10.0 times improvement over the non-nitrided forged gears, while the nitrided gears with 5 and 76 vol.% N₂ have an improvement of 3.7 and 5.4 times.

Keywords: Forged gears; DIN 18MnCrSiMo6-4 steel; Plasma nitriding; Sliding wear; *Pitting* wear; Statistical analysis.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	V
RESUMO	VII
ABSTRACT	VIII
SUMÁRIO	IX
LISTA DE FIGURAS	XIII
LISTA DE TABELAS	XXII
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	XXIV
LISTA DE SÍMBOLOS	XXV
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivos	4
1.2 Estrutura do trabalho	4
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 Aços bainíticos de resfriamento contínuo para forjamento	6
2.1.1 <i>Microestrutura e propriedades mecânicas dos aços bainíticos</i>	7
2.1.2 <i>Efeito do processamento termomecânico sobre as propriedades dos aços</i> ..	10
2.2 Tratamentos de nitretação a plasma em engrenagens	13
2.2.1 <i>Morfologia de camadas nitretadas a plasma</i>	14
2.2.2 <i>Estado de tensões residuais em superfícies nitretadas a plasma</i>	18
2.2.3 <i>Profundidade de camada e dureza recomendada em engrenagens</i>	22
2.3 Mecânica do contato entre engrenagens cilíndricas de dentes retos	25
2.3.1 <i>Condições de contato entre os dentes de engrenagens</i>	28
2.3.2 <i>Influência da rugosidade sobre a distribuição da pressão e a área de contato</i>	31
2.3.3 <i>Coeficiente de atrito em engrenagens com contato lubrificado</i>	33
2.3.4 <i>Mecanismos de desgaste por fadiga de contato</i>	38

3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	41
3.1	Material das amostras e das engrenagens	43
3.2	Processo de fabricação das amostras – Grupo I de experimentos	45
3.3	Processo de fabricação das engrenagens – Grupo II de experimentos	46
3.4	Procedimentos utilizados na nitretação a plasma	48
3.4.1	<i>Parâmetros de nitretação a plasma investigados em amostras</i>	51
3.4.2	<i>Previsão da profundidade de camada e parâmetros usados na nitretação das engrenagens forjadas – Grupo II de experimentos</i>	53
3.5	Análise metalográfica	55
3.6	Determinação da dureza de núcleo	58
3.7	Construção dos perfis de microdureza	58
3.8	Medição da dureza superficial e do módulo de elasticidade	59
3.9	Determinação dos perfis de composição química	62
3.10	Estimativa da tenacidade à fratura da camada de compostos	63
3.11	Análise de fases e medição de tensões residuais por difração de raios-X ..	64
3.11.1	<i>Análise de fases por difração de raios-X</i>	65
3.11.2	<i>Medição de tensões residuais na zona de difusão por difração de raios-X</i> ..	66
3.12	Medição de rugosidade	67
3.13	Ensaio de desgaste <i>reciprocating</i>	69
3.14	Ensaio de desgaste FZG	71
3.15	Análise macroscópica das tensões de contato	78
3.16	Análise microscópica das tensões de contato	81
3.17	Análise estatística dos experimentos	82
3.17.1	<i>Análise de variância (ANOVA)</i>	83
3.17.2	<i>Distribuição de Weibull</i>	83
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	86
4.1	Caracterização metalúrgica das amostras nitretadas a plasma	86
4.1.1	<i>Análise de fases por difração de raios-X</i>	86

4.1.2	<i>Microestrutura, perfis de microdureza, constante de crescimento de camada e dureza da superfície e núcleo</i>	89
4.1.3	<i>Dureza superficial e módulo de elasticidade</i>	92
4.1.4	<i>Perfis de composição química das camadas nitretadas a plasma</i>	94
4.1.5	<i>Tenacidade a fratura das superfícies nitretadas a plasma</i>	96
4.1.6	<i>Estado de tensões residuais da zona de difusão.....</i>	99
4.2	Avaliação tribológica das amostras nitretadas a plasma	103
4.2.1	<i>Rugosidade das amostras</i>	103
4.2.2	<i>Determinação do coeficiente de atrito</i>	106
4.2.3	<i>Caracterização dos mecanismos de desgaste por deslizamento</i>	111
4.2.4	<i>Correlação dos resultados por análise de variância (ANOVA).....</i>	117
4.3	Caracterização metalúrgica dos dentes das engrenagens nitretadas a plasma.....	121
4.3.1	<i>Análise de fases por difração de raios-X</i>	121
4.3.2	<i>Microestrutura, perfis de microdureza e dureza da superfície e núcleo.....</i>	122
4.3.3	<i>Tenacidade a fratura das superfícies nitretadas a plasma</i>	124
4.3.4	<i>Estado de tensões residuais da zona de difusão.....</i>	125
4.4	Desempenho das engrenagens nitretadas em ensaios de desgaste FZG	127
4.4.1	<i>Distribuição dos resultados pela abordagem de Weibull</i>	128
4.4.2	<i>Evolução dos danos nos flancos durante os ensaios de desgaste FZG.....</i>	130
4.4.3	<i>Análise da propagação de trincas sub-superficiais</i>	133
4.4.4	<i>Caracterização dos mecanismos de desgaste por fadiga de contato</i>	137
4.4.5	<i>Evolução da rugosidade durante os ensaios de desgaste FZG.....</i>	142
4.5	Análise macroscópica e microscópica das tensões de contato.....	146
4.5.1	<i>Influência das tensões de contato macroscópicas no desgaste</i>	147
4.5.2	<i>Influência das tensões de contato microscópicas no desgaste</i>	149
5	DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS.....	153
5.1	Caracterização das amostras cilíndricas nitretadas a plasma.....	153

5.2	Desempenho das engrenagens nitretadas a plasma	163
6	CONCLUSÕES	174
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	178
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	179
	APÊNDICES	204
A.1	Microestrutura das amostras nitretadas a plasma	204
A.1.1	<i>Microestrutura óptica da seção transversal das superfícies nitretadas a plasma com diferentes tempos, temperaturas e composições de nitrogênio</i>	204
A.2	Caracterização metalúrgica da engrenagem coroa	205
A.2.1	<i>Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 e macroestrutura do dente da coroa cementada após o ensaio de desgaste FZG</i>	205
A.2.2	<i>Composição química e propriedades mecânicas do aço DIN 20MnCr5</i>	205
A.2.3	<i>Perfil de microdureza da coroa cementada</i>	205
	ANEXOS	206
A.1	Elementos básicos de engrenagens cilíndricas de dentes retos	206
A.2	Coefficientes de correção para engrenagens com perfil modificado	206

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Questões de eficiência energética na rota de processamento de engrenagens forjadas em (a) aços convencionais temperados e revenidos e (b) aços bainíticos de resfriamento contínuo*	2
Figura 2.1 – Principais grupos de aços utilizados na produção de componentes forjados para o setor automotivo	7
Figura 2.2 – Classificação morfológica da nova geração de aços bainíticos	8
Figura 2.3 – Comparação do limite de escoamento e alongamento total dos aços bainíticos com outros aços comerciais	10
Figura 2.4 – Evolução esquemática da microestrutura dos aços produzidos pelo processamento termomecânico*	11
Figura 2.5 – Ilustração esquemática dos mecanismos de endurecimento em uma superfície nitretada a plasma	15
Figura 2.6 – Ilustração esquemática da camada de compostos e da zona de difusão após a nitretação a plasma	16
Figura 2.7 – Modelo de molas para descrever o estado de tensões residuais na superfície de engrenagens cementadas e submetidas a <i>shot peening</i>	21
Figura 2.8 – Comparação do gradiente de dureza do dente de uma engrenagem nitretada (aço Nitralloy 135M) e de outra cementada (aço SAE 8620)	24
Figura 2.9 – (a) Nomenclatura dos dentes de engrenagens cilíndricas de dentes retos; (b) Geometria de contato e ângulo de pressão dos dentes.....	26
Figura 2.10 – Representação esquemática das condições de contato entre dois cilindros paralelos: (a) sem carga; (b) com carga.....	29
Figura 2.11 – Distribuição das tensões na subsuperfície dos dentes de engrenagens: (a) efeito da força normal e de atrito; (b) efeito da força normal sobre as tensões de cisalhamento e de flexão; (c) efeito dos tratamentos de endurecimento superficial	30
Figura 2.12 – Distribuição da pressão de contato sobre uma superfície rugosa e sobre uma superfície lisa.....	32
Figura 2.13 – Direções das forças de rolamento e atrito durante o engrenamento.....	34
Figura 2.14 – Função de compartilhamento de carga versus ângulo de rotação do pinhão: (a) modo instantâneo; (b) influenciado pelo lubrificante e deformação do flanco	36

Figura 2.15 – Ilustração esquemática do LPSTC, diâmetro primitivo e HPSTC em função do compartilhamento de carga – $f(d)$ para a geometria dos pinhões em estudo.....	36
Figura 2.16 – (a) Desgaste por <i>pitting</i> iniciado no dedendo de uma engrenagem FZG do tipo-C*; (b) Ilustração esquemática dos danos de <i>pitting</i> e <i>spalling</i> **	39
Figura 2.17 – Representação esquemática dos mecanismos de propagação de trincas sobre o flanco de engrenagens FZG do tipo-C.....	40
Figura 3.1 – Estudos de caso investigados e fluxograma geral para o desenvolvimento desta tese.....	42
Figura 3.2 – Curva CCT do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4	44
Figura 3.3 – Microestrutura do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4: (a) Laminado a quente e resfriado em 1 °C/s; (b) Forjado a quente e resfriado continuamente ao ar em 2 °C/s.....	44
Figura 3.4 – Geometria e dimensões das amostras de geometria simples.....	46
Figura 3.5 – Geometria e dimensões das engrenagens cilíndricas de dentes retos	47
Figura 3.6 – Procedimentos utilizados na austenitização dos billets, forjamento a quente e resfriamento controlado das engrenagens forjadas.....	47
Figura 3.7 – Sequência de usinagem da pré-forma das engrenagens forjadas	48
Figura 3.8 – Ilustração dos ciclos empregados nos tratamentos de nitretação a plasma.....	49
Figura 3.9 – Ilustração simplificada do reator de nitretação a plasma utilizado para a realização dos tratamentos de endurecimento superficial das amostras de geometria simples e das engrenagens forjadas	50
Figura 3.10 – (a) Máxima tensão de cisalhamento na posição diametral do pinhão; (b) Profundidade da máxima tensão de cisalhamento na posição diametral do pinhão.....	53
Figura 3.11 – Procedimento usado para determinar a equação e a função quadrática da constante de crescimento de camada (k) a partir dos resultados obtidos experimentalmente nas amostras nitretadas	54
Figura 3.12 – Processo de corte e embutimento para metalografia: (a) Amostras cilíndricas; (b) Dentes das engrenagens forjadas	56
Figura 3.13 – (a) Ilustração esquemática para construção dos perfis de microdureza*; (b) Procedimentos para estimar a profundidade da camada nitretada**.....	59
Figura 3.14 – Ilustração esquemática do ensaio de dureza instrumentada: (a) deformação de um material elasto-plástico durante e após o ensaio; (a) curva carga <i>versus</i> profundidade de penetração.....	61

Figura 3.15 – Princípio de funcionamento da técnica de espectrometria de emissão óptica de descarga incandescente.....	62
Figura 3.16 – Exemplos típicos de trincas circunferenciais e de Palmqvist.....	63
Figura 3.17 – Desenho esquemático sobre a incidência de um feixe de raios-X em uma estrutura cristalina.....	64
Figura 3.18 – Região selecionada para a análise de fases e medições das tensões residuais na superfície das amostras de geometria simples e na superfície dos flancos das engrenagens	65
Figura 3.19 – Esquemática do sistema de fixação das amostras para o ataque eletrolítico.	67
Figura 3.20 – Posições e sentidos analisados nas amostras cilíndricas e no flanco dos dentes das engrenagens.....	69
Figura 3.21 – Desenho esquemático do ensaio de desgaste <i>reciprocating</i> e procedimento utilizado para determinar o volume desgastado	70
Figura 3.22 – Representação esquemática das condições de contato entre um corpo esférico e um plano	71
Figura 3.23 – (a) Bancada utilizada nos ensaios de desgaste FZG*; (b) Detalhes de funcionamento do sistema <i>back-to-back</i> de uma bancada de ensaios de desgaste FZG** ...	75
Figura 3.24 – Temperatura do óleo lubrificante durante os ensaios de desgaste FZG nos períodos de <i>running-in</i> (60 °C) e <i>steady-state</i> (90 °C).....	76
Figura 3.25 – Metodologia utilizada nos ensaios de desgaste FZG	77
Figura 3.26 – (a) Imagem do flanco de pinhão nitretado a plasma mostrando o aspecto da superfície após o ensaio de desgaste FZG; (b) Procedimentos utilizados na medição dos danos por <i>pitting</i>	78
Figura 3.27 – Numeração dos pontos na posição diametral do pinhão para análise macroscópica via <i>EngCalc</i>	80
Figura 3.28 – Faixa de rugosidade de cada perfil de aspereza escolhido para análise microscópica das regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo	82
Figura 3.29 – Distribuição de <i>Weibull</i> de dois e de três parâmetros	84
Figura 4.1 – Difratogramas de raios-X das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a-d) 76% N ₂ ; (e) 24% N ₂ ; (f) 5% N ₂	87
Figura 4.2 – Microestrutura óptica da seção transversal das superfícies nitretadas a plasma com composição gasosa de 76% N ₂ : (a) 550 °C por 6 h (camada de compostos predominante); (b) 400 °C por 3 h (zona de difusão predominante).....	89

Figura 4.3 – Microdureza Vickers das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a-c) Microdureza superficial; (d-f) Perfil de microdureza	91
Figura 4.4 – Dureza e módulo de elasticidade das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a, c) Dureza superficial; (b, d) Módulo de elasticidade.....	93
Figura 4.5 – Perfil de composição química das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a, b) Perfis da concentração de nitrogênio; (c, d) Composição de carbono	95
Figura 4.6 – Exemplos típicos da propagação de trincas nas superfícies nitretadas a plasma: (a) Trincas de Palmqvist*; (b) Trincas circunferenciais**	97
Figura 4.7 – Valores de K_{IC} calculados para as superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas por períodos de (a) 3 h, (b) 6 h e (c) 9 h	98
Figura 4.8 – Difração de raios-X das amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a-c) Perfil de tensões residuais medidos na zona de difusão; (d-f) Perfil de FWHM	102
Figura 4.9 – Influência da temperatura e do tempo sobre o aumento da rugosidade (R_a e R_z) das amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a, c) parâmetro de rugosidade R_a ; (b, d) parâmetro de rugosidade R_z	104
Figura 4.10 – Topografia da superfície não nitretada e das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas.....	105
Figura 4.11 – Coeficiente de atrito obtido no início dos ensaios de desgaste <i>reciprocating</i> com carga de 6 N sobre a superfície não nitretada e sobre as superfícies nitretadas a plasma com: (a-d) 76% N_2 ; (e) 24% N_2 ; (f) 5% N_2	107
Figura 4.12 – Coeficiente de atrito obtido nos ensaios de desgaste <i>reciprocating</i> com carga de 6 N sobre a superfície não nitretada e sobre as superfícies nitretadas a plasma com: (a-d) 76% N_2 ; (e) 24% N_2 ; (f) 5% N_2	109
Figura 4.13 – (a) MEV e (b, c) EDS da esfera de zircônia após desgaste por deslizamento recíproco contra uma superfície nitretada a plasma em 500 °C por 6 h e com 76% N_2 ...	112
Figura 4.14 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 550 °C por 3 h com 76% N_2 e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco.....	113
Figura 4.15 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 550 °C por 9 h com 76% N_2 e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco*.....	113
Figura 4.16 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 450 °C por 9 h com 76% N_2 e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco*.....	114

Figura 4.17 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 500 °C por 9 h com 24% N ₂ e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco*.....	115
Figura 4.18 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 500 °C por 9 h com 5% N ₂ e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco*.....	116
Figura 4.19 – Ilustração representativa da seção transversal das trilhas desgastadas nos ensaios de desgaste por deslizamento recíproco usando uma esfera de zircônia com 4,76 mm de diâmetro	116
Figura 4.20 – Gráficos de interação entre temperatura, composição de nitrogênio e tempo de nitretação com: (a, b) Profundidade de camada; (c, d) Dureza superficial; (e, f) Distância de deslizamento*	118
Figura 4.21 – Difratomogramas de raios-X da superfície dos flancos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas	121
Figura 4.22 – Microestrutura óptica da seção transversal dos dentes das engrenagens forjadas: (a) Indicação da região analisada; (b) não nitretada; (c) nitretado a plasma com 5% N ₂ ; (d) nitretado a plasma com 24% N ₂ ; (e) nitretado a plasma com 76% N ₂	122
Figura 4.23 – Microdureza Vickers das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas: (a) Microdureza superficial; (b) Perfil de microdureza	124
Figura 4.24 – (a) Imagem representativa da trinca de Palmqvist na superfície da engrenagem nitretada a plasma pulsado com 76% N ₂ *; (b) Valores de K _{IC} calculados para as engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas	124
Figura 4.25 – Difração de raios-X do flanco das engrenagens forjadas: (a) Indicação das direções tangencial ($\Phi = 0^\circ$) e axial ($\Phi = 90^\circ$); (b, c) Perfil de tensões residuais medidos na zona de difusão; (d, e) Perfil de FWHM	127
Figura 4.26 – Desempenho dos quatro grupos de engrenagens submetidas a ensaios de desgaste FZG	129
Figura 4.27 – Probabilidade de falhas <i>versus</i> número de ciclos de carregamento das engrenagens FZG.....	130
Figura 4.28 – Fotografia dos flancos mostrando a evolução dos danos ao longo dos ensaios de desgaste FZG	131
Figura 4.29 – Evolução dos danos ao longo dos ensaios de desgaste FZG dos quatro grupos de engrenagens pinhão: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N ₂ ; (c) nitretado com 24% N ₂ ; (d) nitretado com 76% N ₂	132

Figura 4.30 – Macrofotografias dos dentes das engrenagens forjadas após os ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N ₂ ; (c) nitretado com 24% N ₂ ; (d) nitretado com 76% N ₂	133
Figura 4.31 – (a) Indicação da região escolhida para o corte da seção radial A-A; Microfotografias da seção radial para revelar da propagação de trincas sub-superficiais nos dentes das engrenagens pinhão em regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo: (b-d) não nitretado; (e-g) nitretado com 5% N ₂ ; (h-j) nitretado com 24% N ₂ ; (k-m) nitretado com 76% N ₂	135
Figura 4.32 – (a) Indicação da região escolhida para os cortes da seção axial B-B, C-C e D-D; Microfotografias da seção axial para revelar da propagação de trincas sub-superficiais nos dentes das engrenagens pinhão em regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo: (b-d) não nitretado; (e-g) nitretado com 5% N ₂ ; (h-j) nitretado com 24% N ₂ ; (k-m) nitretado com 76% N ₂	136
Figura 4.33 – Danos superficiais no diâmetro primitivo das engrenagens forjadas e não nitretadas após os ensaios de desgaste FZG: (a) Lâminas de material destacado que formará um <i>spalling</i> ; (b) Dano por <i>spalling</i> ; (c) Parte superior do <i>spalling</i> ; (d) Parte inferior do <i>spalling</i>	138
Figura 4.34 – Danos superficiais no adendo das engrenagens forjadas (nitretadas com 5% N ₂) após os ensaios de desgaste FZG: (a) Danos por <i>pitting</i> espalhados pela superfície dos flancos; (b) Deformação plástica e danos por <i>pitting</i> ; (c) Lâminas de material se destacando; (d) Trincas superficiais contornando o material próximo a ser removido.....	139
Figura 4.35 – Danos superficiais no dedendo das engrenagens forjadas (nitretadas com 24% N ₂) após os ensaios de desgaste FZG: (a) Danos por <i>pitting</i> espalhados pela superfície dos flancos; (b) Material próximo a ser removido; (c) Trincas internas; (d) Trincas superficiais contornando o material próximo a ser removido.....	140
Figura 4.36 – Danos superficiais no dedendo das engrenagens forjadas (nitretadas com 76% N ₂) após os ensaios de desgaste FZG: (a) Dano por <i>spalling</i> ; (b) Trincas superficiais contornando o material próximo a ser removido; (c) Parte inferior do <i>spalling</i> ; (d) Parte superior do <i>spalling</i>	141
Figura 4.37 – EDS dos flancos das engrenagens forjadas após os ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N ₂ ; (c) nitretado com 24% N ₂ ; (d) nitretado com 76% N ₂	142

Figura 4.38 – Perfis de rugosidade medidos na direção radial do dedendo dos flancos das engrenagens forjadas: (a) não nitretado; (b) nitretado a plasma com 5% N ₂ ; (c) nitretado a plasma com 24% N ₂ ; (d) nitretado a plasma com 76% N ₂	143
Figura 4.39 – Rugosidade média das engrenagens pinhão em cada estágio do experimento: (a) Identificação dos pontos de medição; (b) R _a ; (c) R _q ; (d) R _z	145
Figura 4.40 – Rugosidade R _{sm} por região de contato (adendo, diâmetro primitivo e dedendo) em cada estágio do experimento: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N ₂ ; (c) nitretado com 24% N ₂ ; (d) nitretado com 76% N ₂	146
Figura 4.41 – Parâmetro de filme (λ) ao longo do perfil do dente da engrenagem pinhão no início e após o período de <i>running-in</i> e o <i>steady-state</i> final dos ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N ₂ ; (c) nitretado com 24% N ₂ ; (d) nitretado com 76% N ₂	147
Figura 4.42 – Coeficiente de atrito (μ) ao longo do perfil do dente das engrenagens pinhão no início e após o período de <i>running-in</i> e o <i>steady-state</i> final dos ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N ₂ ; (c) nitretado com 24% N ₂ ; (d) nitretado com 76% N ₂	148
Figura 4.43 – (a) Variação da pressão de contato na trajetória de contato: <i>running-in</i> (T ₁) e <i>steady-state</i> (T ₂); (b) Distribuição da tensão de contato na área de contato aparente (LSPTC da engrenagem pinhão nitretada a plasma pulsado com 24% N ₂ no ponto A).....	149
Figura 4.44 – Taxa de deslizamento no contato do dente <i>versus</i> posição diametral do pinhão	149
Figura 4.45 – Análises microscópicas considerando a rugosidade do pinhão e a superfície da coroa perfeitamente lisa após o <i>steady-state</i> final - k9 (302,0 N.m): (a) Pressão de contato; (b) Deformação; (c) Localização das tensões máximas de cisalhamento	151
Figura 4.46 – Comparação da máxima tensão de cisalhamento em diferentes regiões do flanco considerando uma superfície perfeitamente lisa e considerando a rugosidade dos quatro grupos de engrenagens testadas: (a) <i>Running-in</i> – k6 (135,3 N.m); (b) <i>Steady-state</i> final – k9 (302,0 N.m)	152
Figura 4.47 – Comparação da profundidade máxima da tensão de cisalhamento no flanco dos quatro grupos de engrenagens testadas: (a) <i>Running-in</i> – k6 (135,3 N.m); (b) <i>Steady-state</i> final – k9 (302,0 N.m).....	152
Figura 5.1 – Estimativa do tempo de nitretação a plasma para produzir a profundidade de camada desejada no aço DIN 18MnCrSiMo6-4 com base na constante de crescimento de camada obtida experimentalmente	154

Figura 5.2 – Difractogramas de raios-X das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas por: (a, d) 3 h; (b, e) 6 h; (c, f) 9 h.....	155
Figura 5.3 – Profundidade de camada das amostras de geometria simples nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a) Influência da temperatura e tempo; (b) Influência da composição de nitrogênio e tempo	155
Figura 5.4 – Dureza superficial e tenacidade a fratura das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a) Influência da temperatura e tempo; (b) Influência da composição de nitrogênio e tempo	157
Figura 5.5 – Tensões residuais da zona de difusão e dureza das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a) Influência da temperatura e tempo; (b) Influência da composição de nitrogênio e tempo	159
Figura 5.6 – Influência da nitretação sobre a topografia das amostras: (a) Superfície polida (não nitretada); (b) Superfície nitretada a plasma por 9 h em 500 °C com 76% N ₂	159
Figura 5.7 – Flutuação do coeficiente de atrito ao longo dos ensaios de desgaste <i>reciprocating</i> com carga de 6 N sobre o aço não nitretado (substrato) e sobre as superfícies nitretadas a plasma por 9 h: (a) Influência da temperatura; (b) Influência da composição de nitrogênio.....	160
Figura 5.8 – Danos nas superfícies nitretadas a plasma submetidas a ensaios <i>reciprocating</i> : (a) Trilha desgastada da amostra nitretada a plasma em 450 °C por 9 h com 76% N ₂ ; (b) Trilha desgastada da amostra nitretada a plasma em 550 °C por 3 h com 76% N ₂	160
Figura 5.9 – Profundidade de camada e distância de deslizamento até o momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial das amostras de geometria simples nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a) Influência da temperatura e tempo; (b) Influência da composição de nitrogênio e tempo.....	161
Figura 5.10 – Dureza de núcleo das amostras após a nitretação a plasma em diferentes temperaturas.....	162
Figura 5.11 – (a) Representação esquemática das camadas nitretadas a plasma com 5, 24 e 76% N ₂ ; (b) Perfil de composição de carbono das amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas.....	162
Figura 5.12 – Difractogramas de raios-X das superfícies das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas	164
Figura 5.13 – (a) Profundidade de camada das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas; (b) Dureza superficial e tenacidade a fratura das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas.....	164

Figura 5.14 – (a) Tensões residuais da zona de difusão medidas na direção axial ($\Phi = 90^\circ$) da superfície e dureza superficial das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas; (b) Dureza superficial versus número de ciclos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas.....	165
Figura 5.15 – Rugosidade média das engrenagens pinhão em diferentes fases dos ensaios de desgaste FZG: (a) R_a ; (b) R_q ; (c) R_z ; (d) R_{sm} adendo; (e) R_{sm} diâmetro primitivo; (f) R_{sm} dedendo.....	167
Figura 5.16 – Variação do raio de curvatura ao longo da linha de engrenamento: (a) Engrenagem pinhão; (b) Engrenagem coroa	168
Figura 5.17 – (a) Variação da pressão de contato de Hertz ao longo do engrenamento no estágio de <i>running-in</i> (T_1) e no estágio <i>steady-state</i> (T_2); (b) Variação da área de contato no estágio de <i>running-in</i> (T_1) e no estágio <i>steady-state</i> (T_2).....	169
Figura 5.18 – (a) Velocidade e direção de rolamento na posição diametral do pinhão; (b) Velocidade e direção do deslizamento na posição diametral do pinhão	169
Figura 5.19 – Máxima tensão de cisalhamento (torque 302,0 N.m) considerando a rugosidade dos flancos por região de contato versus o número de ciclos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas.....	170
Figura 5.20 – Comparação do (a) parâmetro de filme (λ) e do (b) coeficiente de atrito nas regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo após o <i>steady-state</i> final – k9 (302,0 N.m)	171
Figura 5.21 – Danos na superfície dos flancos das engrenagens pinhão submetidas aos ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N_2 ; (c) nitretado com 24% N_2 ; (d) nitretado com 76% N_2	172
Figura 5.22 – (a) Profundidade média das trincas versus o número de ciclos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas; (b) Macrofotografia do dente da engrenagem pinhão forjada e nitretada a plasma pulsado com 5% N_2 após os ensaios de desgaste FZG	173

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Equações para resolução analítica das condições de contato entre dois cilindros paralelos*.....	29
Tabela 3.1 – Composição química do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4	43
Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4	45
Tabela 3.3 – Parâmetros de nitretação a plasma testados nas amostras de geometria simples	52
Tabela 3.4 – Parâmetros de nitretação a plasma pulsado testados nas engrenagens forjadas	55
Tabela 3.5 – Parâmetros utilizados para polir as amostras na politriz semi-automática.....	57
Tabela 3.6 – Parâmetros de avaliação da rugosidade	68
Tabela 3.7 – Equações para resolução analítica das condições de contato entre um corpo esférico e um plano*.....	71
Tabela 3.8 – Características das engrenagens FZG do tipo-C utilizadas para produzir danos por <i>pitting</i>	72
Tabela 3.9 – Parâmetros e sequência de tratamentos realizados nas engrenagens FZG do tipo-C.....	73
Tabela 3.10 – Características do óleo lubrificante <i>Lubrax GL 5 90</i> nas temperaturas de 60 °C e 90°C*.....	76
Tabela 3.11 – Estágios de cargas utilizados nos ensaios de desgaste FZG.....	76
Tabela 3.12 – Dados de entrada <i>EngCalc</i> e características da análise do sistema	79
Tabela 3.13 – Rugosidade dos flancos dos pinhões na condição inicial, após o <i>running-in</i> e após o <i>steady-state</i> final	80
Tabela 3.14 – Raio de curvatura, pressão e área de contato para os três pontos onde foi medida a rugosidade dos flancos dos pinhões	82
Tabela 4.1 – Espessura das camada de compostos, profundidade de camada, constante de crescimento de camada, dureza de núcleo e microdureza superficial das amostras nitretadas a plasma	90
Tabela 4.2 – Espessura da camada de compostos, dureza superficial, dureza e módulo de elasticidade das superfícies nitretadas a plasma	94

Tabela 4.3 – Valores extrapolados de K_{IC0} a partir dos valores de K_{IC} calculados para as superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas.....	99
Tabela 4.4 – Tensões residuais da zona de difusão medidas nas amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas.....	100
Tabela 4.5 – Compilação dos resultados da profundidade de camada, espessura da camada de compostos, dureza da superfície e distância de deslizamento até o momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas.....	108
Tabela 4.6 – P -valor obtido por meio de uma análise de variância <i>two-way</i>	117
Tabela 4.7 – Espessura da camada de compostos, profundidade de camada, dureza de núcleo e microdureza da superfície das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado.....	123
Tabela 4.8 – Valores extrapolados de K_{IC0} a partir dos valores de K_{IC} calculados para a superfície das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado	125
Tabela 4.9 – Tensões residuais da zona de difusão medidas na direção axial ($\Phi = 90^\circ$) dos flancos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas.....	126
Tabela 4.10 – Principais resultados dos ensaios de desgaste em engrenagens FZG do tipo-C	128
Tabela 4.11 – Pressão de contato, tensão de cisalhamento e profundidade máxima da tensão de cisalhamento em regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo considerando um torque de 302,0 N.m	134
Tabela 4.12 – Profundidade média das trincas das engrenagens pinhão em regiões do diâmetro primitivo e dedendo.....	137

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ACC	Combinação da laminação controlada com resfriamento acelerado
AGMA	<i>American Gear Manufacturers Association</i>
ANOVA	<i>Análise de Variância</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BRAGECRIM	<i>Brazilian-German Collaborative Research Initiative on Manufacturing Technology</i>
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CCT	Diagrama de Resfriamento Contínuo
CMCM	Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais
COF	Coefficiente de atrito
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
DRX	Difração de raios-X
EDS	Espectrometria de energia dispersiva de raios-X
EHD	Regime de lubrificação elasto-hidrodinâmica
EngCalc	Ferramenta computacional para o cálculo das variáveis envolvidas no contato de engrenagens cilíndricas de dentes retos
FWHM	<i>Full Width at Half Maximum</i>
FZG	<i>Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebebau</i>
GDOES	Espectrometria Óptica em Descarga Incandescente
GES	Grupo de Engenharia de Superfícies
GrMaTS	Grupo de Materiais, Tribologia e Superfícies
HD	Regime de lubrificação hidrodinâmica
HPSTC	<i>Highest Point of Single Tooth Contact</i>
HRC	Dureza Rockwell C
HV	Microdureza Vickers
ISO	International Organization for Standardization
IWT	<i>Institut Für Werkstofforientierte Technologien</i>
LAMAS	Laboratório Multiusuário de Análise de Superfícies
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
LAPEC	Laboratório de Pesquisa em Corrosão
LASC	Laboratório de Superfícies e Contato
LdTM	Laboratório de Transformação Mecânica
LPSTC	<i>Lowest Point of Single Tooth Contact</i>
MatLab	Código programado para avaliar a influência das ondulações e da rugosidade da superfície na distribuição de pressão para um contato hertziano
MCE	Modelo de Camadas Equivalentes
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Minitab	Ferramenta para análise de dados
PC	Profundidade de camada
PPGE3M	Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGEM	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais
PUC-PR	Pontifícia Universidade Católica do Paraná
TTT	Diagrama Tempo-Temperatura-Transformação
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Distância entre centros das engrenagens
A_c	Área de contato projetada
A_{C1}	Temperatura de início da transformação
A_{C3}	Temperatura final da transformação
A_{r3}	Temperatura de início da transformação
a_v	Distância entre centros corrigida
b	Largura do dente da engrenagem
B_s	Temperatura de início da bainita
C	Cabeça do dente
cps	Contagens por segundo
CR	Razão de contato
d	Espaçamento interplanar médio
D_b	Diâmetro da base
d_e	Diâmetro externo
d_i	Diâmetro interno
D_{kv1}	Diâmetro externo modificado
D_p	Diâmetro primitivo
D_{pv}	Diâmetro primitivo modificado
e	Espessura do dente
E_{IT}	Módulo de elasticidade por penetração
f	Pé do dente
$Fe-\alpha$	Ferrita
$Fe-\gamma$	Austenita
h	Altura do dente
h_c	Profundidade do penetrador efetivamente em contato sob carga máxima
h_f	Profundidade final após a retirada da carga
H_{IT}	Dureza por penetração
(hkl)	Índices de Miller
$h_{máx}$	Profundidade de penetração alcançada para $P_{máx}$
h_{min}	Espessura mínima do filme lubrificante
h_s	Deslocamento da superfície, $h_s = h_{máx} - h_c$
i	Relação de transmissão
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítica
M	Módulo
M_s	Temperatura de início da martensita
M_v	Módulo modificado
$\rho_{máx}$	Pressão máxima de contato
$P_{máx}$	Carga máxima atingida no ensaio
R^2	Coefficiente de determinação
$R_{0,05}^2$	Coefficiente de determinação crítico
R_a	Rugosidade média (parâmetro de altura)
R_q	Rugosidade média quadrática (parâmetro de altura)
R_z	Rugosidade média dos cinco maiores picos (parâmetro de altura)
R_{sm}	Parâmetro de espaçamento entre picos das asperezas
S	Rigidez de contato, $S = dP/dh$
T	Torque
T_{nr}	Temperatura de não recristalização

W_L	Carga específica
X_C	Fator de recobrimento
X_L	Parâmetros do lubrificante
Z	Número de dentes da engrenagem
ε	Fase de (carbo) nitretos $Fe_{2-3}(C)N$
γ'	Fase de nitretos Fe_4N
θ	Metade do ângulo de difração
ψ	Ângulo de inclinação normal à superfície
$\Delta\sigma_{RS}$	Varição das tensões residuais na superfície
α	Ângulo de pressão
λ	Parâmetro de filme
ν	Coefficiente de Poisson
ρ	Densidade do lubrificante
η	Viscosidade cinemática
ζ	Coefficiente pressão-viscosidade
μ	Coefficiente de atrito cinético
τ	Tensão de cisalhamento
σ	Tensão normal
k	Constante de crescimento de camada

1 INTRODUÇÃO

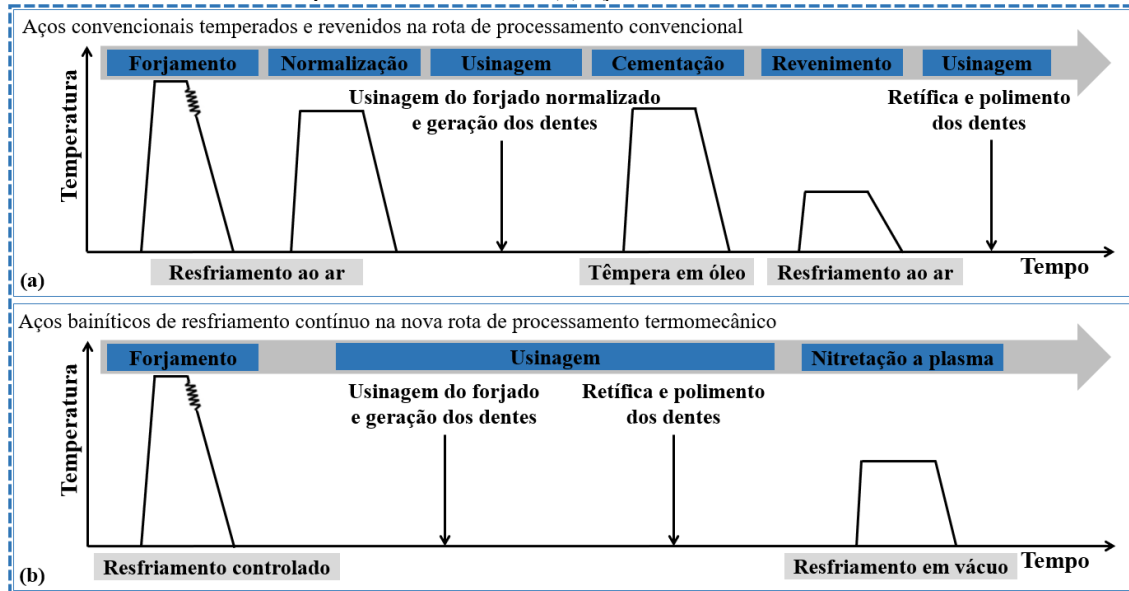
Esta tese foi desenvolvida como parte de um projeto de cooperação internacional, no âmbito do Programa *Brazilian-German Collaborative Research Initiative on Manufacturing Technology* – BRAGECRIM, intitulado “*Manufatura energeticamente eficiente para aços bainíticos avançados baseado no processamento termomecânico*” e tem como motivação a redução do consumo de energia em processos de manufatura. Trata-se de uma cooperação entre o Laboratório de Transformação Mecânica – LdTM da Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS (Brasil) e o *Leibniz Institut Für Werkstofforientierte Technologien* – IWT de Bremen (Alemanha).

O setor industrial é responsável por mais de 50% da demanda de energia no mundo (CAPUANO, 2019). Diante deste cenário, a economia de energia obtida em ações de eficiência energética no setor industrial representa benefícios para toda a sociedade e, também, para o meio ambiente (HOLMBERG; ERDEMIR, 2017; RODRIGUES *et al.*, 2018; HATWIG *et al.*, 2021). No forjamento a quente, o material precisa ser aquecido até as temperaturas de forjamento a fim de reduzir a tensão de escoamento e aumentar a deformabilidade (ALTAN *et al.*, 1999; RODRIGUES; MARTINS, 2005; HATWIG *et al.*, 2018; SILVEIRA *et al.*, 2020). Na rota de processamento convencional, Figura 1.1(a), o calor é geralmente perdido para o ambiente após o forjamento, pois os forjados precisam ser novamente rea aquecidos para as etapas de normalização, têmpera e para o indispensável revenimento da microestrutura martensítica (KHODABANDEH *et al.*, 2006; NAVAS *et al.*, 2011; LI; LIU, 2018; GALDINO; COLOMBO, 2019).

Esta tese propõe-se a contribuir para um melhor conhecimento sobre a potencialidade de um aço bainítico de resfriamento contínuo de baixo carbono (DIN 18MnCrSiMo6-4) ser usado para aplicações em engrenagens forjadas. Os aços bainíticos de resfriamento contínuo podem tornar mais flexível a rota de processamento de engrenagens forjadas a quente, Figura 1.1(b), através da combinação do processamento termomecânico com resfriamento contínuo (EGGBAUER; BUCHMAYR, 2016; PEROZZO, 2019; CASTRO, 2021) e, principalmente, pela possibilidade de eliminação de tratamentos térmicos adicionais que consomem muita energia (CASTRO *et al.*, 2021; HATWIG *et al.*, 2021). Além de possibilitar encurtar a rota de processamento e minimizar o consumo energético em processos de manufatura, o resfriamento controlado dos aços bainíticos, imediatamente após o processo de forjamento a quente pode produzir uma taxa de resfriamento adequada para o desenvolvimento da microestrutura bainítica (SUGIMOTO *et al.*, 2019; SILVEIRA *et al.*, 2020; CASTRO, 2021)

e, conseqüentemente, proporcionar um bom compromisso entre dureza, tenacidade e resistência a fadiga (BHADESHIA, 2015; BUCHMAYR, 2016).

Figura 1.1 – Questões de eficiência energética na rota de processamento de engrenagens forjadas em (a) aços convencionais temperados e revenidos e (b) aços bainíticos de resfriamento contínuo*



*Rota de processamento proposta nesta tese para fabricação das engrenagens em aço DIN 18MnCrSiMo6-4.
Fonte: Autor

Apesar dessa possibilidade de redução em etapas de processamento e do consumo energético com o uso de aços bainíticos, é necessário aumentar sua dureza superficial e a resistência ao desgaste. Frequentemente os tratamentos de cementação e/ou têmpera por indução são usados para aumentar a dureza superficial e à resistência ao desgaste de engrenagens (SAVARIA *et al.*, 2016; LI; LIU, 2018; REGO *et al.*, 2018; TONG *et al.*, 2018), porém, devido às características do processo, estes tratamentos geralmente ocasionam grandes deformações e podem levar a fragilização dos materiais. A hipótese aqui destacada é de que a nitretação a plasma por permitir o uso de temperaturas mais baixas que os processos convencionais de cementação e/ou têmpera por indução (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; OCHOA *et al.*, 2009; ABDALLA *et al.*, 2018), é mais adequada para preservar a microestrutura dos aços bainíticos e pode contribuir para a redução do consumo energético em processos de manufatura, pois a nitretação a plasma não necessita de etapas posteriores como a têmpera para aumentar a dureza da superfície do material e tampouco revenimento da microestrutura (DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b; DALCIN *et al.*, 2021).

Como a nitretação a plasma, a cementação e a têmpera por indução apresentam objetivos similares (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; OCHOA *et al.*, 2009; SAVARIA *et*

al., 2016; ABDALLA *et al.*, 2018), verifica-se potencialidade da nitretação a plasma ser usada para substituir a cementação e/ou a têmpera por indução. No caso específico da nitretação a plasma, a dependência do tempo e da temperatura para a formação e precipitação dos nitretos, necessários para obtenção da resistência mecânica e dureza da camada de compostos e da zona de difusão são altamente impactados pelos precipitados já encontrados no aço (substrato) antes da nitretação (DALCIN, *et al.*, 2019b; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b). A combinação de microestruturas multifásicas com tratamentos de nitretação a plasma em aços abre um novo leque de possibilidades, ao permitir ajustar elevados níveis de resistência e ductilidade (ABDALLA *et al.*, 2018; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b), tornando o tratamento de nitretação a plasma um bom candidato para aumentar a dureza e a resistência ao desgaste dos dentes de engrenagens forjadas em aços bainíticos de resfriamento contínuo.

Vários fatores têm influência significativa na formação de danos por fadiga de contato, como: material, nível das tensões de contato; tipo do perfil dos dentes; velocidade de rolamento e deslizamento; rugosidade e condições de lubrificação (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; MURARO *et al.*, 2012; GANS *et al.*, 2015; BRANDÃO *et al.*, 2016). Em geral, o aumento da resistência à fadiga e ao desgaste dos aços após o processo de nitretação a plasma é atribuído ao aumento da dureza superficial, distribuição do estado de tensões residuais e profundidade da camada nitretada (BELL; LOH, 1982; SUN; BELL, 1991; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001). Apesar da variedade e particularidades das investigações sobre ensaios de desgaste FZG em engrenagens (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; MURARO *et al.*, 2012; REGO *et al.*, 2018), fica evidente a importância de um novo estudo onde seja possível avaliar a potencialidade do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 forjado, o desempenho das superfícies nitretadas a plasma e correlacionar a rugosidade dos flancos e os mecanismos de desgaste com as variáveis do lubrificante e do atrito ao longo dos ensaios de desgaste FZG.

O ineditismo dessa tese se deve ao fato de que não há trabalhos anteriores a esta pesquisa na literatura sobre nitretação a plasma de aços bainíticos de resfriamento contínuo. Também não foi encontrado nenhuma publicação sobre ensaios de desgaste FZG em engrenagens forjadas em aço bainítico de resfriamento contínuo nitretado a plasma. Portanto, uma investigação sobre a adequação de diferentes parâmetros de nitretação a plasma (18 parâmetros) foi realizada inicialmente em amostras de geometria simples, e a partir dos

resultados obtidos foram selecionados 3 parâmetros de nitretação a plasma para as engrenagens forjadas.

1.1 Objetivos

Esta tese tem por objetivo principal avaliar a potencialidade do aço bainítico de resfriamento contínuo (DIN 18MnCrSiMo6-4) forjado e testar o desempenho das superfícies nitretadas a plasma. Como este trabalho visa a redução do consumo de energia em processos de manufatura e tem como objetivo preservar a microestrutura dos aços bainíticos, esta tese aborda em especial a caracterização e avaliação do desempenho das superfícies nitretadas a plasma com diferentes temperaturas de tratamento (400, 450, 500 e 550 °C) e composições de nitrogênio na mistura gasosa (5, 24 e 76% N₂). Para alcançar o objetivo central dessa pesquisa, o presente estudo tem como objetivos específicos:

- Caracterização da microestrutura, dureza e profundidade de camada das superfícies nitretadas a plasma com diferentes temperaturas de tratamento (400, 450, 500 e 550 °C) e composições de nitrogênio na mistura gasosa (5, 24 e 76% N₂);
- Determinação da constante de crescimento de camada (k) para o aço bainítico de resfriamento contínuo (DIN 18MnCrSiMo6-4) nitretado a plasma;
- Determinação da tenacidade a fratura da camada de compostos e medição do estado de tensões residuais da zona de difusão;
- Medição o coeficiente de atrito, caracterização dos mecanismos de desgaste por deslizamento recíproco e análise de variância (ANOVA) dos resultados das amostras nitretadas a plasma;
- Caracterização dos mecanismos de desgaste por *pitting* das engrenagens nitretadas a plasma, distribuição estatística pela abordagem de *Weibull* e atribuição de um *ranking* para as condições testadas;
- Realização de análises macroscópicas e microscópicas para correlacionar a rugosidade dos flancos e os mecanismos de desgaste com as variáveis do lubrificante e do atrito ao longo dos ensaios de desgaste FZG.

1.2 Estrutura do trabalho

Tendo em vista a contextualização do tema, hipótese, objetivos e contribuições do trabalho definidos, foram realizadas pesquisas bibliográficas sobre o estado da arte. A tese aqui apresentada parte de uma revisão da literatura, composta essencialmente por tópicos

que mostram a potencialidade dos aços bainíticos de resfriamento contínuo para aplicações em componentes forjados. Como este trabalho visa a redução do consumo de energia em processos de manufatura e tem como objetivo preservar a microestrutura dos aços bainíticos, é apresentado uma breve revisão destacando o potencial da nitretação a plasma ser empregada para aumentar a dureza e resistência ao desgaste. Adicionalmente, uma revisão sobre os conceitos dos principais modos de falha por fadiga de contato seguido pelos fundamentos da mecânica de contato entre as engrenagens cilíndricas de dentes retos prepara um embasamento para a discussão e análise dos resultados.

Os materiais e métodos para atingir os objetivos propostos nesta tese são descritos no procedimento experimental. Na busca por uma resposta às hipóteses levantadas, dois estudos de caso foram investigados ao longo deste trabalho. O estudo inicial descreve os procedimentos utilizados na fabricação de amostras, caracterização e testes das superfícies nitretadas a plasma, e o segundo estudo apresenta os procedimentos usados no processo de fabricação, caracterização e testes das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma.

Os resultados correspondentes as análises da caracterização e testes das superfícies nitretadas a plasma produzidas sobre as amostras e sobre as engrenagens forjadas foram relatados no capítulo de resultados e discussão. Cada subcapítulo apresenta os resultados individuais obtidos especificamente para cada técnica de análise que foi realizada para atender o objetivo central do trabalho. As correlações entre as informações recolhidas da literatura e os principais resultados experimentais são reveladas no capítulo de discussão geral dos resultados. As correlações entre os resultados dos dois estudos de caso realizados experimentalmente nos diversos ensaios permitem cumprir os objetivos propostos e estabelecer as conclusões deste trabalho.

As principais ideias e descobertas deste estudo são resumidas no capítulo de conclusões, enquanto as perspectivas linhas de trabalho a serem seguidas são apresentadas em um novo capítulo com sugestões para trabalhos futuros. Por fim, foram incluídos apêndices e anexos com o propósito de fornecer informações complementares ao tema estudado.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os aços selecionados para aplicações de engrenagens devem satisfazer duas exigências básicas que nem sempre são compatíveis: as que envolvem fabricação e processamento e o serviço a ser prestado (solicitação mecânica) (ASM HANDBOOK, 1997; ASM HANDBOOK, 2002; DAVIS, 2005). Os requisitos de fabricação e processamento incluem a forjabilidade, a usinabilidade e a resposta à tratamentos térmicos/termoquímicos (SUN; BELL, 1991; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; CHO *et al.*, 2004; NAVAS *et al.*, 2011; NAVAS *et al.*, 2012). Já os requisitos de serviços estão relacionados com a capacidade da engrenagem a executar satisfatoriamente as condições de carregamento para o qual foi projetada e, portanto, abranger todos os requisitos de propriedades mecânicas, incluindo resistência à fadiga e resposta aos tratamentos de térmicos/termoquímicos (BELL; LOH, 1982; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; DENGO *et al.*, 2015; REGO *et al.*, 2018).

Hoje em dia, o potencial de novas tecnologias de materiais e tratamentos superficiais a plasma dedicados à cadeia de fabricação de engrenagens acaba sendo subutilizado em função da insuficiência de estrutura de ensaios. Para chegar em um resultado satisfatório que compõe a motivação desta tese, é fornecido inicialmente um panorama geral mostrando a potencialidade dos aços bainíticos de resfriamento contínuo para aplicações em componentes forjados. Também é apresentado uma breve revisão destacando o potencial da nitretação a plasma ser usada para aumentar a dureza e resistência ao desgaste dos aços bainíticos e alguns tópicos sobre a morfologia da camada nitretada, estado de tensões residuais, profundidade de camada e dureza recomendada para aplicações em engrenagens. A descrição dos principais modos de falha por fadiga de contato e uma revisão da mecânica de contato entre as engrenagens cilíndricas de dentes retos prepara um embasamento para a discussão e análise dos resultados.

2.1 Aços bainíticos de resfriamento contínuo para forjamento

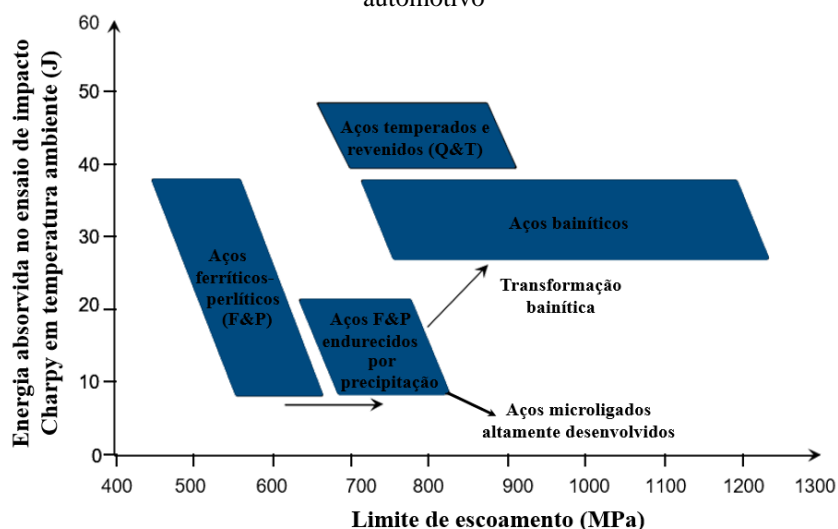
Os aços bainíticos de resfriamento contínuo tem um uso crescente em processos industriais devido à sua excelente combinação de resistência mecânica e tenacidade (LUO *et al.*, 2010; LEMBKE *et al.*, 2014; BUCHMAYR, 2016; IVANISKI *et al.*, 2020), e pela possibilidade de reduzir a cadeia de processo e consumo de energia em processos de manufatura (SILVEIRA *et al.*, 2020; BEVILAQUA *et al.*, 2020; CASTRO *et al.*, 2021; HATWIG *et al.*, 2021). Embora suas propriedades superficiais sejam aceitáveis para muitos propósitos (CABALLERO *et al.*, 2001b; CABALLERO *et al.*, 2006; CABALLERO *et al.*,

2009b; CABALLERO *et al.*, 2012), a dureza da superfície e a resistência ao desgaste são insuficientes para alguns componentes automotivos altamente carregados como engrenagens, por exemplo. Portanto, a melhoria das propriedades da superfície é essencial. Como as propriedades mecânicas dos aços são determinadas principalmente pelos constituintes microestruturais (ZAJAC *et al.*, 2005; BHADESHIA, 2015; NANDA *et al.*, 2016; ZHAO; JIANG, 2018), são apresentadas a seguir considerações importantes sobre a microestrutura destes materiais.

2.1.1 Microestrutura e propriedades mecânicas dos aços bainíticos

Para um determinado aço com composições químicas especificadas, as propriedades mecânicas são influenciadas principalmente pela sua microestrutura, que é fortemente dependente das condições de processamento, tais como temperatura, deformação, taxa de deformação, modo de deformação e método de resfriamento utilizado (VERLINDEN *et al.*, 2007; NANDA *et al.*, 2016; PEROZZO, 2019; SILVEIRA *et al.*, 2020; CASTRO *et al.*, 2021; HATWIG *et al.*, 2021). Neste contexto, vários desenvolvimentos foram feitos para encurtar a rota de processamento e reduzir os custos (AKERSTROM *et al.*, 1991; BHADESHIA, 2001; MATLOCK *et al.*, 2001; LUO *et al.*, 2010; EGGBAUER; BUCHMAYR, 2016). Uma visão geral sobre o recente desenvolvimento de aços para a produção de componentes forjados, levando em consideração o limite de escoamento e a energia absorvida no ensaio de impacto à temperatura ambiente é apresentado na Figura 2.1.

Figura 2.1 – Principais grupos de aços utilizados na produção de componentes forjados para o setor automotivo

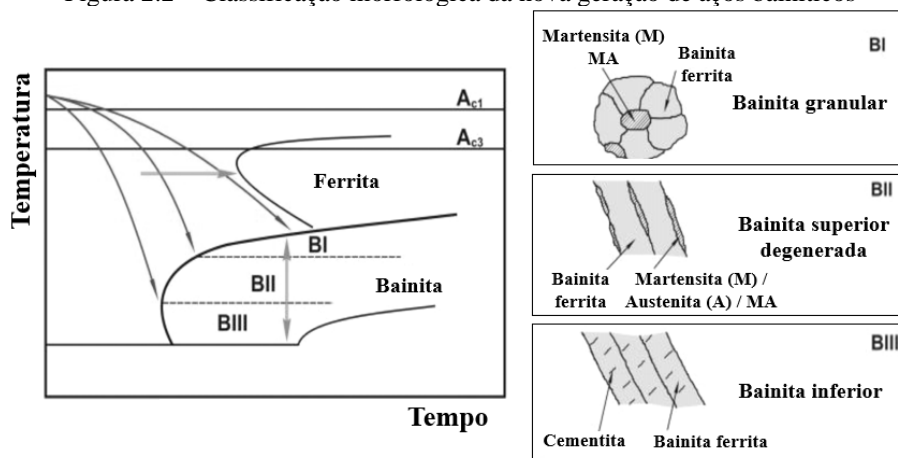


Fonte: RAEDT *et al.*, 2012; KEUL *et al.*, 2012

De modo geral, os aços bainíticos permitem a obtenção de uma microestrutura resultante bem definida e reproduzível após o forjamento (BUCHMAYR, 2016; SUGIMOTO *et al.*, 2019; SILVEIRA *et al.*, 2020; CASTRO, 2021). Estes aços fornecem novos perfis de propriedades e permitem a fabricação de componentes complexos sem a necessidade de tratamento subsequente de têmpera e revenimento (ZAJAC *et al.*, 2005; BHADSHIA, 2015; HATWIG *et al.*, 2021). Pelo fato desses materiais apresentarem boa combinação entre resistência mecânica e tenacidade, são considerados uma excelente alternativa para substituir os aços convencionais temperados e revenidos (BHADSHIA, 2001; LUO *et al.*, 2010; LEMBKE *et al.*, 2014; ROELOFS *et al.*, 2014; BUCHMAYR, 2016).

A nova geração de aços bainíticos de resfriamento contínuo permite a formação de diferentes morfologias bainíticas, como a bainita granular, a bainita superior tipo ripa, e a bainita inferior, e pode conter outras fases como a austenita retida e a ferrita (ZAJAC *et al.*, 2005; HASLER *et al.*, 2011; PEROZZO, 2019; BEVILAQUA *et al.*, 2020; SILVEIRA *et al.*, 2020; CASTRO *et al.*, 2021; HATWIG *et al.*, 2021), conforme mostrado na Figura 2.2. Ao contrário dos aços temperados e revenidos, que necessitam de posterior tratamento térmico para obter propriedades adequadas para suas aplicações (NAVAS *et al.*, 2011; DENGGO *et al.*, 2015; LI; LIU, 2018), os aços bainíticos resfriados continuamente já apresentam elevados níveis de resistência e tenacidade após laminação a quente ou forjamento, sem necessidade de tratamento térmico posterior, apresentando potencial para encurtar sua rota de processamento (HASLER *et al.*, 2011; EGGBAUER; BUCHMAYR, 2015; SILVEIRA *et al.*, 2020; CASTRO *et al.*, 2021).

Figura 2.2 – Classificação morfológica da nova geração de aços bainíticos



Fonte: ZAJAC *et al.*, 2005; HASLER *et al.*, 2011; CABALLERO *et al.*, 2012

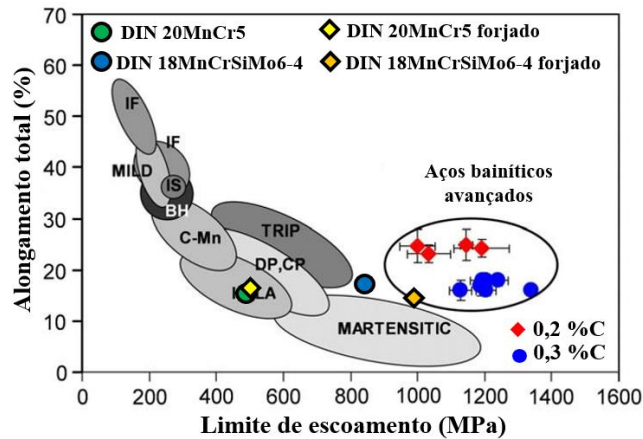
Quando for necessário seguir outras etapas de processamento (como operações de usinagem) (HUA *et al.*, 2005; NAVAS *et al.*, 2012), valores elevados de resistência mecânica e tenacidade (CABALLERO *et al.*, 2009a; CABALLERO *et al.*, 2009b) podem ser prejudiciais para a produtividade, e causar custos adicionais durante a fabricação. Os aços bainíticos de resfriamento contínuo são projetados de tal forma que as condições de processamento e as características do material sejam adequadamente balanceadas para obter a máxima relação custo-benefício (HASLER *et al.*, 2011; BUCHMAYR, 2016). Ao longo da última década, novos aços bainíticos de baixo carbono (tipo C-Mn-B) e médio-carbono (tipo C-Si-Mn-Cr) foram desenvolvidos, levando em conta as possíveis estratégias de resfriamento ao ar em um laminador a quente convencional para produtos longos (ZAJAC *et al.*, 2005; HASLER *et al.*, 2011; CABALLERO *et al.*, 2012). As altas adições de manganês e boro em combinação com o titânio controlam a transformação da fase austenita-bainita e garantem a microestrutura do aço desejada, que neste caso é uma bainita granular livre de cementita (HASLER *et al.*, 2011; LEMBKE *et al.*, 2014).

Os aços com microestrutura bainítica proporcionam excelente capacidade de conformação para componentes forjados (SUGIMOTO *et al.*, 2019; SILVEIRA *et al.*, 2020; HATWIG *et al.*, 2021). A variedade de diferentes morfologias bainíticas requer o uso de uma combinação adequada entre a temperatura de forjamento e as taxas de resfriamento após o forjamento, para alcançar o máximo desempenho (PEROZZO, 2019; SILVEIRA, 2019; SILVEIRA *et al.*, 2020; CASTRO *et al.*, 2021). Em função dos elementos de liga e do processamento termomecânico empregado, a bainita é composta de diferentes constituintes microestruturais, como a fase primária ferrítica e a fase secundária, que consiste em carbonetos (martensita e/ou austenita) (PEROZZO, 2019; HATWIG *et al.*, 2021). Diferentes combinações de propriedades mecânicas podem ser ajustadas nesses aços, dependendo da disposição da fase primária e secundária (KEUL *et al.*, 2012; WIRTHS *et al.*, 2014; EGGBAUER; BUCHMAYR, 2016).

Microestruturas bainíticas livres de carbonetos tem um potencial considerável para aplicação automotiva, uma vez que apresentam resistência à tração superior a 1600 MPa, mantendo elevada ductilidade (CABALLERO *et al.*, 2001b; CABALLERO *et al.*, 2006; CABALLERO *et al.*, 2009b; CABALLERO *et al.*, 2012). A Figura 2.3 mostra a comparação entre o limite de escoamento e alongamento total dos aços comerciais com os novos aços bainíticos que têm 0,2-0,3% de carbono. Adicionalmente ao gráfico da Figura 2.3, foi sobreposto o limite de escoamento e alongamento do aço bainítico de resfriamento contínuo

DIN 18MnCrSiMo6-4 (aço estudado ao longo deste trabalho), assim como do aço ferrítico-perlítico DIN 20MnCr5 (aço convencional), ambos na condição laminado (como recebido) e após o forjamento a quente (geometria da pré-forma dos pinhões estudados nesta tese).

Figura 2.3 – Comparação do limite de escoamento e alongamento total dos aços bainíticos com outros aços comerciais



Fonte: Adaptado de: CABALLERO *et al.*, 2009b

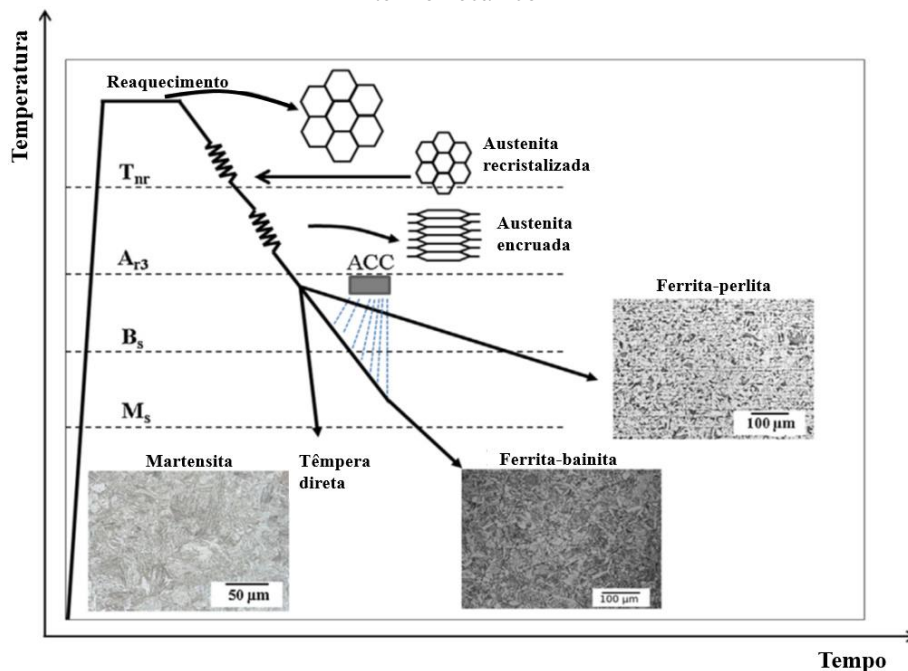
Os aços bainíticos de resfriamento contínuo (BEVILAQUA *et al.*, 2020; DONG *et al.*, 2020; SILVEIRA *et al.*, 2020; CASTRO *et al.*, 2021; HATWIG *et al.*, 2021) são projetados e fabricados de acordo com os processos termomecânicos convencionais, e alcançam combinações significativas de resistência e tenacidade, comparáveis às dos aços martensíticos temperados e revenidos (CABALLERO *et al.*, 2009b; HE *et al.*, 2015). No entanto, os requisitos específicos da indústria automotiva precisam ser cuidadosamente levados em conta para otimizar a composição química e a rota de processamento termomecânico (BHADESHIA, 2001; ZHENYAO *et al.*, 2015; BUCHMAYR, 2016). Está bem estabelecido na literatura que a resistência mecânica da bainita é controlada, principalmente, pelo refinamento de sua microestrutura (RAEDT *et al.*, 2012; PEROZZO, 2019; CASTRO, 2021). Isto significa que a temperatura final da transformação bainítica deve ser suficientemente baixa (PEROZZO, 2019; DONG *et al.*, 2020; BEVILAQUA *et al.*, 2021), o que pode ser conseguido com maiores quantidades de C, Si, Mn, Cr e Mo, sendo que para os aços com teores de carbono inferiores a 0,2% em peso, a bainita granular é predominantemente formada (PEROZZO, 2019; BEVILAQUA *et al.*, 2020; DALCIN *et al.*, 2020a; CASTRO *et al.*, 2021; HATWIG *et al.*, 2021).

2.1.2 Efeito do processamento termomecânico sobre as propriedades dos aços

O processamento termomecânico é um processo metalúrgico que integra as operações de conformação e tratamento térmico em um único processo para controlar a

microestrutura dos aços, e conseqüentemente melhorar suas propriedades mecânicas durante o processo de conformação a quente (ZHAO; JIANG, 2018; PEROZZO, 2019). A Figura 2.4 fornece uma visão geral sobre a evolução da microestrutura na fabricação de aços produzidos pelo processamento termomecânico, com diversas condições de resfriamento (MILITZER, 2014). O efeito combinado da adição de elementos de liga com o processamento termomecânico permite explorar diferentes mecanismos de endurecimento, tais como endurecimento por precipitação, por refino de grão e transformação de fases (TAMURA *et al.*, 1988; GLADMAN, 1997; BHADESHIA, 2001; VERLINDEN *et al.*, 2007; PEROZZO, 2019; BEVILAQUA *et al.*, 2021).

Figura 2.4 – Evolução esquemática da microestrutura dos aços produzidos pelo processamento termomecânico*



*Onde: T_{nr} = temperatura de não recristalização; A_{r3} = temperatura de início da transformação; B_s = temperatura de início da bainita; M_s = temperatura de início da martensita; ACC = combinação da laminação controlada com resfriamento acelerado.

Fonte: MILITZER, 2014

Os elementos de liga dificultam o controle da evolução microestrutural no processamento de aços de alta resistência mecânica, porque a microestrutura final destes aços é geralmente um composto com diferentes combinações de ferrita, martensita, bainita, austenita e precipitados (MILITZER, 2014; ZHAO; JIANG, 2018; PEROZZO, 2019; HATWIG *et al.*, 2021). Como resultado, pode não ser conveniente simplesmente aplicar as rotas de processamento termomecânico existentes, pois com o crescimento contínuo da produção destes materiais, os requisitos de resistência e qualidade para os produtos estão se tornando cada vez mais rígidos (WANG *et al.*, 2000; CABALLERO *et al.*, 2001a;

CABALLERO *et al.*, 2001b; ROSE *et al.*, 2014; ZHAO; JIANG, 2017). Portanto, todas as etapas de fabricação dos aços necessitam ser cuidadosamente controladas, e diferentes estratégias de processamento devem ser adotadas para atender a qualidade especificada (GOMEZ *et al.*, 2009a; GOMEZ *et al.*, 2009b; TERZIC *et al.*, 2013; ZHAO; JIANG, 2018).

A combinação de elementos microligados com o processamento termomecânico adequado fornece uma abordagem eficiente para controlar a recristalização da austenita e, como resultado, grãos finos de ferrita podem ser obtidos pela matriz refinada da austenita durante a laminação controlada em combinação com o resfriamento acelerado (BHADESHIA, 2001; VERLINDEN *et al.*, 2007; ZHAO; JIANG, 2018). O processamento termomecânico permite minimizar o consumo de energia ou até mesmo eliminar o tratamento térmico após o processo de conformação a quente (BHADESHIA, 2001; MILITZER, 2014; CASTRO *et al.*, 2021; HATWIG *et al.*, 2021). Apesar das vantagens do processamento termomecânico, a maioria destas aplicações foram inicialmente empregadas em produtos laminados de geometria simples (ZHAO; JIANG, 2017; ZHAO; JIANG, 2018). Componentes forjados tem a particularidade de possuir geometria mais complexa com espessura variada, dificultando a obtenção de uma microestrutura homogênea devido a variações nas taxas de resfriamento do forjado (SILVEIRA, 2019; SILVEIRA *et al.*, 2020; CASTRO, 2021). Com o desenvolvimento de aços microligados e novos aços baixa liga, a aplicação do processamento termomecânico em componentes forjados tornou-se viável, possibilitando a obtenção de uma mesma microestrutura em uma ampla faixa de resfriamento (BLECK *et al.*, 2017; PEROZZO, 2019; SILVEIRA, 2019; CASTRO, 2021; HATWIG *et al.*, 2021).

Além do resfriamento controlado, a determinação dos parâmetros corretos de austenitização e deformação são fundamentais para a aplicação do processamento termomecânico (VERLINDEN *et al.*, 2007; MILITZER, 2014; PEROZZO, 2019; SILVEIRA, 2019; BEVILAQUA *et al.*, 2020; HATWIG *et al.*, 2021). O emprego de temperaturas muito elevadas, além de promover o crescimento dos grãos pode provocar seu crescimento anormal (FERNÁNDEZ *et al.*, 2007; SILVEIRA *et al.*, 2020). De acordo com Yang *et al.* (2015), a falta de controle dos parâmetros como deformações e taxa de deformações podem resultar em uma microestrutura parcialmente recristalizada, gerando uma microestrutura final não homogênea. Portanto, torna-se necessário o conhecimento dos mecanismos que atuam no material durante o processamento termomecânico e o efeito destes mecanismos na microestrutura para que os parâmetros das rotas sejam definidos

corretamente (PEROZZO, 2019; HATWIG *et al.*, 2021). Isso vem ao encontro dos objetivos do projeto de pesquisa intitulado “*Manufatura energeticamente eficiente para aços bainíticos avançados baseado no processamento termomecânico*”, e através deste projeto vários trabalhos foram desenvolvidos (PEROZZO, 2019; SILVEIRA *et al.*, 2020; BEVILAQUA *et al.*, 2020; DONG *et al.*, 2020; BEVILAQUA *et al.*, 2021; CASTRO *et al.*, 2021; CASTRO, 2021; HATWIG *et al.*, 2021).

2.2 Tratamentos de nitretação a plasma em engrenagens

Tradicionalmente, os fabricantes de engrenagens têm empregado técnicas, como cementação, têmpera por indução e nitretação para aumentar a resistência ao desgaste dos dentes das engrenagens (CARDOSO *et al.*, 2009; OCHOA *et al.*, 2009; SAVARIA *et al.*, 2016; LI; LIU, 2018; REGO *et al.*, 2018; KOENIG *et al.*, 2019; HOJA *et al.*, 2020). Apesar da cementação ser o método mais comum e eficaz para aumentar a dureza superficial e a resistência ao desgaste de engrenagens (LI; LIU, 2018; REGO *et al.*, 2018), a técnica tem mostrado limitação na produção de grandes engrenagens, justamente pela necessidade de aquecimento do material até a temperatura de austenização e, devido aos elevados níveis de distorção provocados durante o rápido resfriamento obrigatório para formar martensita prejudicar o controle dimensional (SUN *et al.*, 1994; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; OCHOA *et al.*, 2009), tornando indispensável o uso de um processo posterior de retificação.

Durante os processos convencionais de nitretação a gás e em banho de sais fundidos é formado uma camada de compostos multifásica na superfície nitretada (PENG *et al.*, 2019; ZHANG *et al.*, 2021). Esta camada contém elevadas tensões internas nas regiões de transição e torna a camada de compostos frágil e quebradiça (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; KOENIG *et al.*, 2019). Pelo fato da camada de compostos multifásica e com elevada espessura ser indesejável, é necessário que a camada de compostos seja removida da superfície dos flancos (RAKHIT, 2000) antes das engrenagens serem submetidas à ensaios de desgaste FZG e/ou colocadas em uso (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001).

Diferentemente da têmpera por indução e da cementação (DONG *et al.*, 2016; SAVARIA *et al.*, 2016; ABDALLA *et al.*, 2018; REGO *et al.*, 2018; TONG *et al.*, 2018), os processos de nitretação a plasma introduzem nitrogênio na superfície do aço enquanto o material está na condição ferrítica, para formar uma camada de compostos na superfície e uma zona de difusão logo abaixo (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; OCHOA *et al.*, 2009; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b). Como a nitretação a plasma não envolve

aquecimento no campo da fase de austenita (como ocorre na têmpera por indução e cementação) e nem exige um resfriamento rápido para formar martensita, a nitretação pode ser realizada com um mínimo de distorção e com excelente controle dimensional, além de não necessitar de etapas posteriores de revenimento da microestrutura martensítica (RAKHIT, 2000; DAVIS, 2005; OCHAO *et al.*, 2009; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b). Por outro lado, a nitretação a plasma produz uma camada de compostos extremamente dura na superfície do aço (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003; CLARKE *et al.*, 2005; OCHOA *et al.*, 2009).

O processo de nitretação a plasma é um método de nitretação ecologicamente limpo, e permite a difusão do nitrogênio em um processo totalmente automatizado e controlado, o que torna possível produzir camadas nitretadas até mesmo sem a formação de uma camada de compostos (ROCHA *et al.*, 1999; RAKHIT, 2000; ROCHA *et al.*, 2003; SKONIESKI *et al.*, 2013). A tecnologia mais avançada com plasma pulsado permite maior controle do ciclo de trabalho durante o processo de nitretação (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001) e consome menor energia que os processos convencionais a plasma, ver Tabela 3.3 e Tabela 3.4. Por ser um processo mais estável, minimiza a ocorrência de arco elétrico durante os tratamentos, evita o superaquecimento e garante uma distribuição uniforme da temperatura (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; OCHOA *et al.*, 2009).

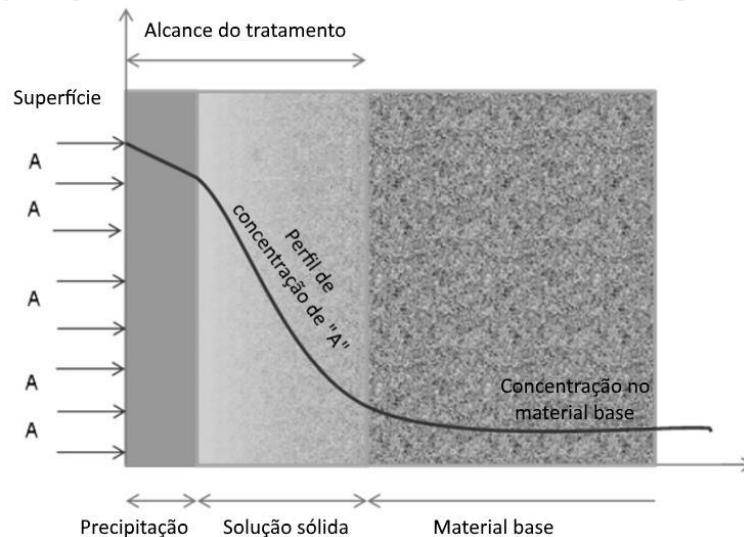
Para obter a máxima melhoria no desempenho em fadiga e desgaste, a nitretação a plasma deve ser cuidadosamente controlada e combinada com o material de interesse para assegurar que características indesejáveis não sejam introduzidas durante a fabricação do componente (PODGORNIK *et al.*, 1998; SOLEIMANI *et al.*, 2012; KOVACI *et al.*, 2016a; KOVACI *et al.*, 2016b; ABDALLA *et al.*, 2018; KOVACI *et al.*, 2019). Em geral, o processo de nitretação a plasma pode ser comparativamente caro, em baixas demandas de produção, mas a nitretação a plasma se torna um processo vantajoso quando comparado a processos empregados em engrenagens temperadas e revenidas por reduzir a probabilidade de falhas, e conseqüentemente a longo prazo, levar a uma redução geral no custo em relação à substituição das engrenagens e perdas de produção (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001).

2.2.1 *Morfologia de camadas nitretadas a plasma*

Ao contrário dos processos convencionais de nitretação a gás e banho de sais fundidos (PENG *et al.*, 2019; ZHANG *et al.*, 2021), a camada de compostos formada por processos de nitretação a plasma tem início antes da formação da zona de difusão (BOTH,

2011). Isso sugere um processo mais dinâmico, onde são formados compostos ao mesmo tempo em que outros são dissociados pelo bombardeamento iônico (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003; CLARKE *et al.*, 2005), e possibilita um maior controle sobre a microestrutura da camada nitretada: uma alta taxa de *sputtering* (bombardeamento), por exemplo, irá resultar em um maior número de dissociações e defeitos na rede, o que provoca um aumento na zona de difusão e diminuição da camada de compostos (PANNONI; PINEDO, 2006; BOTH, 2011). A Figura 2.5 ilustra esquematicamente os mecanismos de endurecimento em uma superfície nitretada a plasma devido a difusão de nitrogênio. Na superfície nitretada a plasma é formado uma camada de compostos (endurecida por precipitação), seguida por uma zona de difusão (endurecida por solução sólida) cuja concentração de nitrogênio é reduzida gradualmente em direção ao núcleo do material (SKONIESKI, 2008; BOTH, 2011; JUNG, 2011; CZERWINSKI, 2012).

Figura 2.5 – Ilustração esquemática dos mecanismos de endurecimento em uma superfície nitretada a plasma



Fonte: CZERWINSKI, 2012

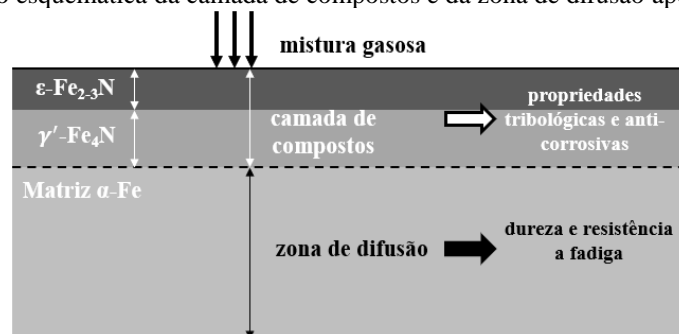
A formação de precipitados ocorre quando se atinge uma saturação do nitrogênio difundido e não ocorre em regiões afastadas da superfície onde não há esta elevada concentração de nitrogênio (BELL; SUN, 1990; HOSSEINI; ASHRAFIZADEH, 2009). Por causa destas diferenças de concentração, próximo a superfície haverá endurecimento por precipitação, já em maiores profundidades, o endurecimento ocorre por solução sólida (ROCHA, 2000; BOTH, 2011; DIEHL, 2017). Como os átomos de nitrogênio são menores que os átomos da matriz ferrítica, ocorre então a solução sólida intersticial causando um aumento na dureza. Esse aumento de dureza é muito menor quando comparado ao endurecimento por precipitação (DIEHL, 2017; DALCIN *et al.*, 2019a). Depois que ocorre a saturação de nitrogênio na matriz, este interage com elementos formadores de nitretos,

como ferro ou elementos de liga, formando uma camada de compostos com alta dureza (BELL; SUN, 1990; PANNONI; PINEDO, 2006).

A camada de compostos localizada na superfície do aço é constituída basicamente de nitretos do tipo ϵ -Fe₂₋₃N e γ' -Fe₄N, Figura 2.6 (PANNONI; PINEDO, 2006; SILVA; MEI, 2006; PODGORNİK *et al.*, 2011; KOVACI *et al.*, 2019). Com a difusão progressiva do nitrogênio, forma-se a zona de difusão, Figura 2.6, constituída de uma região endurecida pela precipitação homogênea de nitretos de ferro e/ou de liga, de ferrita saturada em nitrogênio, podendo ou não ter nitretos precipitados nos contornos de grão (ROCHA *et al.*, 2003; KWIETNIEWSKI *et al.*, 2004; PANNONI; PINEDO, 2006). O processo de nitretação à plasma possibilita ter um controle sobre a microestrutura da camada nitretada. Para isto, deve se controlar precisamente a composição da mistura gasosa, a temperatura e o tempo de nitretação (SUN; BELL, 1991; ROCHA, 2000; SKONIESKI *et al.*, 2013; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b). A profundidade de camada nitretada (PC) para aços baixa liga, como o DIN 18MnCrSiMo6-4, pode ser derivada pela Equação (2.1), onde k representa a constante de crescimento de camada (LAMPMAN, 1991).

$$PC = k \cdot \sqrt{\text{tempo}} \quad (2.1)$$

Figura 2.6 – Ilustração esquemática da camada de compostos e da zona de difusão após a nitretação a plasma



Fonte: JUNG, 2011

A composição química do aço, a microestrutura prévia e a dureza de núcleo são fatores extremamente críticos e têm influência na formação das camadas nitretadas (KARAKAN *et al.*, 2003; CLARKE *et al.*, 2005; SIRIN *et al.*, 2008; SKONIESKI *et al.*, 2013). Tanto a camada de compostos como a zona de difusão, dependem dos parâmetros do processo (tempo, temperatura, potencial de nitretação) e da difusividade do nitrogênio, sendo este último fortemente influenciado pela microestrutura dos materiais (TONG *et al.*, 2003; TONG *et al.*, 2004; LIN *et al.*, 2006; TONG *et al.*, 2008). A camada de compostos produzida na superfície do aço nitretado a plasma é responsável por melhorar as propriedades tribológicas e anticorrosivas, enquanto a zona de difusão eleva as propriedades mecânicas

através da dureza e profundidade de camada (BELL; LOH, 1982; LEPPÄNEN; JOHANSSON, 1999; DALCIN *et al.*, 2021).

É bem conhecido na literatura (SUN *et al.*, 1994; PODGORNIK *et al.*, 1998) que em aplicações tribológicas, o desempenho dos componentes de engenharia não é apenas determinado pelas suas propriedades mecânicas, mas também pela topografia da superfície dos corpos em contato, pois a topografia da superfície (rugosidade) influencia no atrito e no desgaste (LAMPE *et al.*, 1993; SUN *et al.*, 1994; GIACOMELLI *et al.*, 2017; DALCIN *et al.*, 2021). A topografia da superfície influencia muito a área de contato real, a distribuição de tensões e o coeficiente de atrito (SEABRA; BERTHE, 1987; RODRIGUES; MARTINS, 2005; MENEZES *et al.*, 2013; BRANDÃO *et al.*, 2016). Normalmente, a nitretação a plasma é o estágio final de processamento dos materiais, ou seja, os componentes nitretados a plasma são colocados diretamente em uso após a nitretação, sem necessidade de retificação e outros tratamentos mecânicos (SUN *et al.*, 1994). Deste modo, além das estruturas e propriedades das camadas nitretadas, a topografia da superfície nitretada acabada tendo uma influência significativa na propriedades tribológicas dos componentes nitretados a plasma (SUN *et al.*, 1994; KOVÁCS *et al.*, 2019; DALCIN *et al.*, 2021).

Nos aços nitretados, a taxa de desgaste é uma função da dureza superficial e da profundidade de camada nitretada (PODGORNIK *et al.*, 1998; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; KOVACI *et al.*, 2019; KOVÁCS *et al.*, 2019; DALCIN *et al.*, 2021). Diferentes estágios de desgaste são observados durante os ensaios e diferentes mecanismos de desgaste estão presentes (KURELO *et al.*, 2018; DENG *et al.*, 2020). Além disso, há uma dependência, nem sempre contínua, da carga aplicada com a taxa de desgaste (PODGORNIK *et al.*, 1998; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; ZHANG *et al.*, 2011). Em geral, as taxas de desgaste normalmente são baixas enquanto a camada de compostos estiver intacta, mas após o rompimento da camada de compostos, a taxa de desgaste aumenta rapidamente devido à formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial (LORENZO-MARTIN *et al.*, 2013; ROVANI *et al.*, 2017; DALCIN *et al.*, 2021). Já o coeficiente de atrito (COF) é baixo nos períodos iniciais do ensaio, devido as características cerâmicas da camada de compostos, e quando a camada de compostos romper e o desgaste atingir a zona de difusão, o COF aumenta drasticamente (ÇOMAKLI *et al.*, 2019; DÍAZ-GUILLÉN *et al.*, 2020; DALCIN *et al.*, 2021).

A dureza da camada de compostos não é afetada pelos elementos de liga formadores de carbonetos (Al, Cr, Mo, Ti, V), pois é formada por nitretos de ferro ϵ -Fe₂₋₃N e/ou γ' -Fe₄N

(LAMPMAN, 1991; SILVA; MEI, 2006; SIRIN *et al.*, 2008). A fase γ' -Fe₄N normalmente formada com uma composição gasosa contendo 5 a 30% N₂, tem menor dureza (CLARKE *et al.*, 2005; CORENGIA *et al.*, 2005; SILVA; MEI, 2006; SKONIESKI *et al.*, 2013), porém apresenta maior tenacidade (DALCIN *et al.*, 2020b), sendo recomendado para aplicações em engrenagens submetidas a cargas severas e carregamentos alternados, desde que tenha a profundidade de camada suficiente. No entanto, a fase ε -Fe₂₋₃N desenvolvida com composições gasosas ricas em nitrogênio (entre 60 e 76% N₂), apresenta maior dureza (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003; CLARKE *et al.*, 2005; SILVA; MEI, 2006; SKONIESKI *et al.*, 2013; DALCIN *et al.*, 2020a), mas têm menor tenacidade (DALCIN *et al.*, 2020b) e não tem boa resposta a cargas severas e carregamentos alternados.

O processo de nitretação a plasma permite obter elevada dureza e tenacidade da camada mesmo sem formação da camada de compostos (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; BOTH, 2011; BOTH *et al.*, 2014; SANTOS, 2015). Estas condições são recomendadas para situações em que é necessário aumentar a dureza do material, de modo a garantir uma maior capacidade de sustentação para deposição de filmes finos (BOTH, 2011; BOTH *et al.*, 2014; SANTOS, 2015) e/ou revestimentos (MARQUES, 2019), além de ser adequado para aplicações onde o material sofre solicitações dinâmicas e altas tensões compressivas, melhorando assim, dureza, resistência ao desgaste por deslizamento e resistência ao desgaste por *pitting* (CHANG *et al.*, 1999; LOH; SIEW, 1999; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001). Bell; Loh (1982); Podgornik; Vizintin (2001) e Abdalla *et al.* (2018) mostram que os tratamentos de nitretação a plasma podem favorecer a vida em fadiga, pois são inseridas tensões compressivas na superfície do material, dificultando a nucleação e propagação de trincas (OKAMOTO; NAKAMURA, 1990; LE *et al.*, 2017). O grau de melhoria varia com a microestrutura do material e com o estado de tensões residuais (LOH; SIEW, 1999; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; OCHOA *et al.*, 2009; PODGORNIK *et al.*, 2011). Portanto, para otimização do tratamento de nitretação a plasma, é essencial o conhecimento sobre a distribuição e os níveis de tensões residuais (BELL; LOH, 1982).

2.2.2 Estado de tensões residuais em superfícies nitretadas a plasma

As tensões residuais podem ser definidas como sendo as tensões elásticas existentes em um corpo, sem a existência de carregamentos externos ou gradientes de temperatura (LU, 1995; TOTTEN *et al.*, 2002). O valor máximo que as tensões residuais podem atingir é o próprio limite de escoamento do material, portanto, valores acima do limite de escoamento

do material produzem deformação plástica, ocasionando à redistribuição das tensões residuais (LU, 1995; TOTTEN *et al.*, 2002). Com esse conceito, as tensões residuais criam impactos diretos nas propriedades mecânicas do material (LOH; SIEW, 1999; TOTTEN *et al.*, 2002). Para todos os níveis de tensões residuais, uma condição básica deve sempre ser respeitada: o princípio do equilíbrio (REGO, 2016; REGO *et al.*, 2018).

Conhecer o estado de tensões residuais nos dentes das engrenagens é de fundamental importância, principalmente quando estes componentes são submetidos a cargas cíclicas ou carregamentos alternados, os quais também são simulados nos ensaios de desgaste do tipo FZG (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; GUESSER *et al.*, 2012; MURARO *et al.*, 2012; REGO, 2016; REGO *et al.*, 2018). As cargas cíclicas apresentam um valor médio, amplitude e valores de tensões máximas e mínimas (BELL; LOH, 1982; GRABARSKI, 2019). As tensões residuais permanentes no componente se somam ao valor médio da tensão, sem alterar sua amplitude (SCHIJVE, 2009). Quando a tensão residual for tratativa, o valor médio da tensão total no componente aumenta, e quando for compressiva o valor diminui, causando por consequência, alteração nos valores de pico e vale das tensões cíclicas (BELL; LOH, 1982; GRABARSKI, 2019). Portanto, quando o valor máximo da tensão resultante for positivo, a nucleação e o crescimento de trincas são favorecidas, podendo resultar em falha por fadiga estrutural, e quando o valor máximo for negativo, a nucleação de trincas será minimizada, mas mesmo que a nucleação aconteça, o crescimento é retardado (SCHIJVE, 2009). Por este motivo, as tensões compressivas na superfície promovem um aumento na vida em fadiga (BELL; LOH, 1982; BELL; SUN, 1990; LOH; SIEW, 1999; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001).

O estado de tensões residuais dos dentes das engrenagens são modificados durante os processos de fabricação, tais como forjamento, usinagem, nitretação a plasma, por exemplo (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; OCHOA *et al.*, 2009; NAVAS *et al.*, 2011; NAVAS *et al.*, 2012). De acordo com Rego (2016) a intensidade e a heterogeneidade induzida por processos anteriores são significativos à integridade superficial após o processo subsequente. As tensões residuais podem ser benéficas ou não, dependendo estado inicial do material e das solicitações das engrenagens (REGO *et al.*, 2018). No caso de aços nitretados a plasma, as tensões residuais geradas na zona de difusão são compressivas e originadas devido a saturação do retículo cristalino do ferro por átomos de nitrogênio e pela precipitação de nitretos dos elementos de liga nesta zona que causa expansões volumétricas (BELL; SUN,

1990; LOH; SIEW, 1999; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001), enquanto as tensões residuais na camada de compostos são trativas (ROCHA *et al.*, 1999).

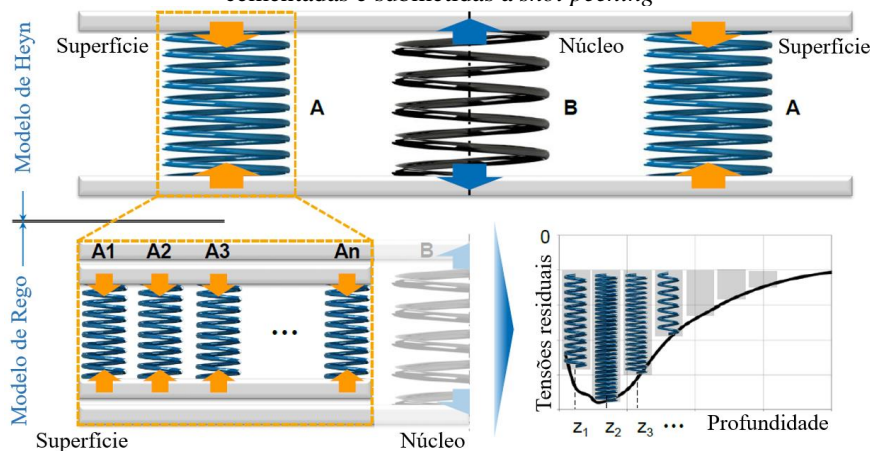
Os campos de tensões nas camadas nitretadas estão associados à precipitação de nitretos, cuja densidade é menor do que aquela em matriz ferrítica (ROCHA, 2000). A razão fundamental do aumento da resistência à fadiga dos aços nitretados a plasma (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; SOLEIMANI *et al.*, 2012; KOVACI *et al.*, 2016a; KOVACI *et al.*, 2016b; ABDALLA *et al.*, 2018) deve-se ao fato de que o processo introduz tensões residuais compressivas na superfície do aço, além da camada nitretada possuir maior resistência mecânica (LOH; SIEW, 1999; LESKOVSEK *et al.*, 2008; PODGORNIK *et al.*, 2011). Com a formação da camada de compostos constituída por nitretos do tipo ϵ -Fe₂₋₃N e/ou γ' -Fe₄N e precipitados na zona de difusão são geradas tensões residuais compressivas na superfície do aço (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003; KOVACI *et al.*, 2019; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b). Estas tensões compressivas diminuem a magnitude das tensões efetivas induzidas no componente nitretado (BELL; LOH, 1982; BELL; SUN, 1990), aumentando sua resistência ao desgaste por deslizamento e por *pitting* (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001).

Uma ampla revisão foi elaborada por Funatani (2002) no que diz respeito ao estado de tensões residuais gerado na fabricação de engrenagens, mas nenhum aspecto evolutivo entre distintos processos de fabricação é mostrado em relação ao estado de tensão residual do componente, ou seja, todo conteúdo abordado consiste em uma análise individual de cada processo ou propriedade do material. Motivados pela necessidade de aumentar a durabilidade das engrenagens forjadas em aço DIN 18MnCrSiMo6-4 pelo processo de nitretação a plasma, Dalcin *et al.* (2020a) e Dalcin *et al.* (2020b) realizaram estudos extensivos para otimizar os parâmetros de temperatura, tempo e composição de nitrogênio na mistura gasosa, a fim de avaliar a resposta do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 no que tange as modificações das propriedades de superfície e núcleo, com o propósito de aumentar a dureza superficial e induzir uma profundidade de tensão residual compressiva apropriada à superfície.

Com o objetivo de mostrar a evolução do estado de tensão residual ao longo da cadeia de fabricação de engrenagens cementadas e submetidas a *shot peening*, Rego (2016) e Rego *et al.* (2018) investigaram com maior profundidade os fenômenos de desgaste em engrenagens FZG do tipo-C e avaliaram a interação das tensões residuais entre os estágios iniciais e finais da cadeia de fabricação das engrenagens. Neste contexto Rego (2016) e Rego *et al.* (2018) desenvolveram um modelo físico para descrever o comportamento da combinação entre os

valores de profundidade e intensidade do estado de tensões residuais sobre a superfície dos dentes de engrenagens, baseado no modelo de energia potencial proposto por Heyn (1914). Com base em molas, o modelo de Heyn teve como objetivo explicar fisicamente o estado de tensões residuais. Neste modelo é representado no topo da Figura 2.7, a seção transversal de um componente simétrico. O modelo composto por molas corresponde ao comportamento da tensão residual exatamente por seu princípio de equilíbrio. A proposta de Rego (2016) e Rego *et al.* (2018) é que este modelo seja considerado dentro de uma abordagem derivada, em que a superfície é representada por várias camadas, parte inferior da Figura 2.7. Cada camada tem seu módulo de elasticidade específico (devido ao gradiente de dureza), correspondendo à integral da tensão residual da respectiva faixa de profundidade. As camadas são representadas por uma energia equivalente à única mola do modelo de Heyn (1914). Por esse motivo, Rego (2016) e Rego *et al.* (2018) denominaram a nova proposta como Modelo de Camadas Equivalentes (MCE). Analogamente ao modelo de Heyn (1914), o MCE proposto por Rego (2016) e Rego *et al.* (2018) continua respeitando o equilíbrio, uma vez que a energia total do componente ainda é nula.

Figura 2.7 – Modelo de molas para descrever o estado de tensões residuais na superfície de engrenagens cementadas e submetidas a *shot peening*



Fonte: REGO, 2016; REGO *et al.*, 2018

Podgornik; Vizintin (2001) e Batista *et al.* (2010) explicam que a atenção deve ser dada não apenas às tensões residuais superficiais, pois as tensões máximas por fadiga de contato estão frequentemente localizadas abaixo da superfície (GANS *et al.*, 2015). Investigações experimentais de Le *et al.* (2017) foram realizadas para melhor compreender os mecanismos de desgaste por fadiga de contato em camadas nitretadas a gás. O estudo revelou que se as tensões residuais compressivas iniciais associadas ao tratamento de superfície forem aliviadas durante ensaios de desgaste por fadiga de contato, as trincas superficiais pré-existent se propagam na zona de difusão devido à precipitação de nitretos

nos contornos dos grãos. Esses precipitados induzidos pelo processo de nitretação atuam, portanto, como locais preferenciais para a propagação de trincas (LE *et al.*, 2017) em função da fragilidade da zona de difusão (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003; KWIETNIEWSKI *et al.*, 2004).

Bell; Loh (1982) desenvolveram um modelo simples para descrever a influência da profundidade de camada e do estado de tensões residuais sobre a vida em fadiga de aços baixa liga nitretados a plasma submetidos a ensaios de fadiga por flexão rotativa. De modo geral, a vida em fadiga dos aços baixa liga nitretados a plasma aumenta com o aumento da profundidade de camada (BELL; LOH, 1982; SOLEIMANI *et al.*, 2012), e as tensões residuais compressivas na camada contribuem para melhorias no desempenho em fadiga e desgaste (BELL; LOH, 1982; LOH; SIEW, 1999; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001) e, devido as tensões residuais trativas do núcleo, as inclusões na interface camada nitretada/núcleo passam a exercer influência negativa pelo favorecimento à nucleação de trincas por fadiga (BELL; LOH, 1982; BELL; SUN, 1990; LE *et al.*, 2017).

2.2.3 Profundidade de camada e dureza recomendada em engrenagens

O processo de nitretação a plasma é um processo com baixo potencial de nitretação, portanto, permite fácil controle da estrutura da camada (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003; OCHOA *et al.*, 2009). Isso também permite ter um maior controle sobre a espessura da camada de compostos e da zona de difusão (ROCHA, 2000; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b). Para aplicações em engrenagens, é recomendado que a camada de compostos não exceda a profundidade de 12,7 μm e é indicado a formação de uma camada de compostos monofásica de γ' -Fe₄N, pois a fase γ' -Fe₄N tem uma alta capacidade para suportar cargas e carregamentos alternados (RAKHIT, 2000; DAVIS, 2005). Para certas aplicações, a formação de uma camada de compostos pode ser totalmente suprimida (RAKHIT, 2000; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; DAVIS, 2005).

Tendo em vista que longos tempos de nitretação podem causar um efeito prejudicial sobre as propriedades mecânicas do aço, a temperatura de tratamento deve ser cuidadosamente selecionada para evitar um efeito de sobreaquecimento do próprio aço (LUO *et al.*, 2010; DALCIN *et al.*, 2020a), assim como a redução de dureza da camada nitretada devido ao excesso de envelhecimento dos nitretos (ASHRAFIZADEH, 2003; ANAZAWA *et al.*, 2008). Como a estrutura da camada nitretada tem uma importância primordial sobre suas propriedades, esta deve ser bem controlada para evitar a formação de

uma camada de compostos excessivamente espessa, contendo a mistura de nitretos de ferro do tipo ϵ -Fe₂₋₃N e γ' -Fe₄N (RAKHIT, 2000; DAVIS, 2005; ROLINSKI, 2016).

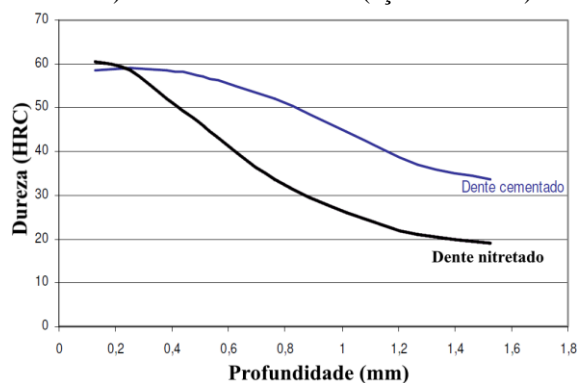
A profundidade de camada suficiente combinada com uma dureza superficial adequada é uma exigência básica e fundamental para garantir um bom desempenho das engrenagens (RAKHIT, 2000; ROLINSKI *et al.*, 2000; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; GERASIMOV *et al.*, 2016; ROLINSKI, 2016). Portanto, uma série de fatores devem ser considerados na fabricação de engrenagens nitretadas a plasma (RAKHIT, 2000; FUNATANI, 2002; AGMA, 2004; DAVIS, 2005): uma alta pressão de contato durante o engrenamento pode gerar trincas na superfície dos flancos; um núcleo com baixa dureza, não oferecerá um apoio adequado para a camada de compostos (capacidade de sustentação de carga); tensões compressivas na superfície nitretada aumentam a sua resistência à fadiga, enquanto, uma camada nitretada com alta dureza fornece uma elevada resistência ao desgaste; quanto menor seja a dureza do núcleo, mais elevadas são as tensões residuais trativas na camada de compostos, que aumentam com o aumento da espessura de camada.

A nitretação a plasma é um processo viável para aplicações em engrenagens justamente pela possibilidade de ser realizada em baixas temperaturas (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; MAHBOUBI; ABDOLVAHABI, 2006; OCHOA *et al.*, 2009; DALCIN *et al.*, 2020a), pois não há queda de dureza na camada nitretada, como a que ocorre nos processos que geram microestruturas martensíticas (RAKHIT, 2000; LEITÃO, 2010; LEITÃO *et al.*, 2012) e ainda pode preservar a dureza de núcleo e a microestrutura bainítica (DALCIN *et al.*, 2020a). A estrutura da camada de compostos e da zona de difusão podem ser variadas por diferentes parâmetros de nitretação a plasma (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003; CLARKE *et al.*, 2005), mas o intervalo de possíveis propriedades é determinado pela composição do material base (TONG *et al.*, 2003; TONG *et al.*, 2004; LIN *et al.*, 2006; TONG *et al.*, 2008). Em geral, quanto maior o teor dos elementos de liga no aço, maior a dureza da camada (ROCHA, 2000; MAHBOUBI; ABDOLVAHABI, 2006; SOLEIMANI *et al.*, 2012). No entanto, os elementos de liga retardam a taxa de difusão do nitrogênio, o que diminui o crescimento da profundidade de camada (ROCHA, 2000; OCHOA *et al.*, 2009; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b).

A dureza das superfícies nitretadas a plasma são mais elevadas na região da camada de compostos e diminuem rapidamente abaixo dela (DALCIN *et al.*, 2021). Em geral, as superfícies cementadas têm menor dureza quando comparado as nitretadas, porém a queda de dureza das cementadas não é tão repentina (LEITÃO, 2010; LEITÃO *et al.*, 2012). Assim,

a nitretação requer tempos de tratamento mais longos do que os necessários na cementação para alcançar uma profundidade de camada apropriada (RAKHIT, 2000; DAVIS, 2005; GERASIMOV *et al.*, 2016). A Figura 2.8 apresenta o gradiente de dureza típicos dos dentes de uma engrenagem nitretada e de outra cementada.

Figura 2.8 – Comparação do gradiente de dureza do dente de uma engrenagem nitretada (aço Nitralloy 135M) e de outra cementada (aço SAE 8620)



Fonte: RAKHIT, 2000; DAVIS, 2005

A capacidade de carga e resistência ao desgaste de engrenagens pode ser significativamente aumentada pelo processo de nitretação a plasma, se produzida uma profundidade de camada suficiente (ROLINSKI *et al.*, 2000; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; ROLINSKI, 2016). A camada nitretada não tem apenas elevada dureza superficial, mas também uma estabilidade térmica muito alta, e está sob tensão residual compressiva (BELL; LOH, 1982; LOH; SIEW, 1999; ROCHA *et al.*, 2003). Normalmente, é esperado que a dureza superficial dos dentes das engrenagens seja superior a 55 HRC, mas a profundidade de camada recomendada vai depender do módulo das engrenagens e do torque aplicado sobre os flancos (RAKHIT, 2000). No caso de engrenagens FZG do tipo-C submetidas a ensaios de desgaste FZG (MAGALHÃES, 2003; HÖHN; MICHAELIS, 2004), é desejável uma profundidade de camada com 300 μm (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001).

Podgornik; Vizintin (2001) compararam a resistência ao desgaste do aço AISI 4140 nitretado a plasma em ensaios pino disco e em ensaios de desgaste FZG. Podgornik; Vizintin (2001) constataram em seu estudo que a combinação da elevada dureza superficial com as tensões compressivas da zona de difusão proporcionou melhorias na resistência ao desgaste por deslizamento das amostras nitretadas e na resistência ao desgaste por *pitting* dos dentes das engrenagens. Rolinski (2016) recomenda que para os dentes das engrenagens terem bons resultados em termos de resistência ao desgaste, é essencial a seleção de um aço adequado para garantir uma dureza apropriada na superfície.

A maioria das engrenagens são produzidas a partir de aços carbono e baixa liga (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; OCHOA *et al.*, 2009; NAVAS *et al.*, 2011; DENGU *et al.*, 2015), mas um número limitado de aços responde favoravelmente à nitretação (DAVIS, 2005; SHIGLEY *et al.*, 2005). Os aços nitretáveis em geral contêm elementos formadores de nitretos, incluindo 1-3% de cromo, 0,2-0,5% de molibdênio, bem como quantidades menores de vanádio ou nióbio (ROLINSKI *et al.*, 2000). Exemplos típicos incluem DIN 39CrMoV13.9, DIN 31CrMoV9, DIN 18MnCrSiMo6-4, AISI 4340 e AISI 4140 (RAKHIT, 2000; ROLINSKI *et al.*, 2000; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; SKONIESKI *et al.*, 2013; ROLINSKI, 2016; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b). Esses aços também têm uma boa combinação entre resistência mecânica e tenacidade (RAKHIT, 2000; ROLINSKI *et al.*, 2000; ROLINSKI, 2016; HATWIG *et al.*, 2021; IVANISKI *et al.*, 2021).

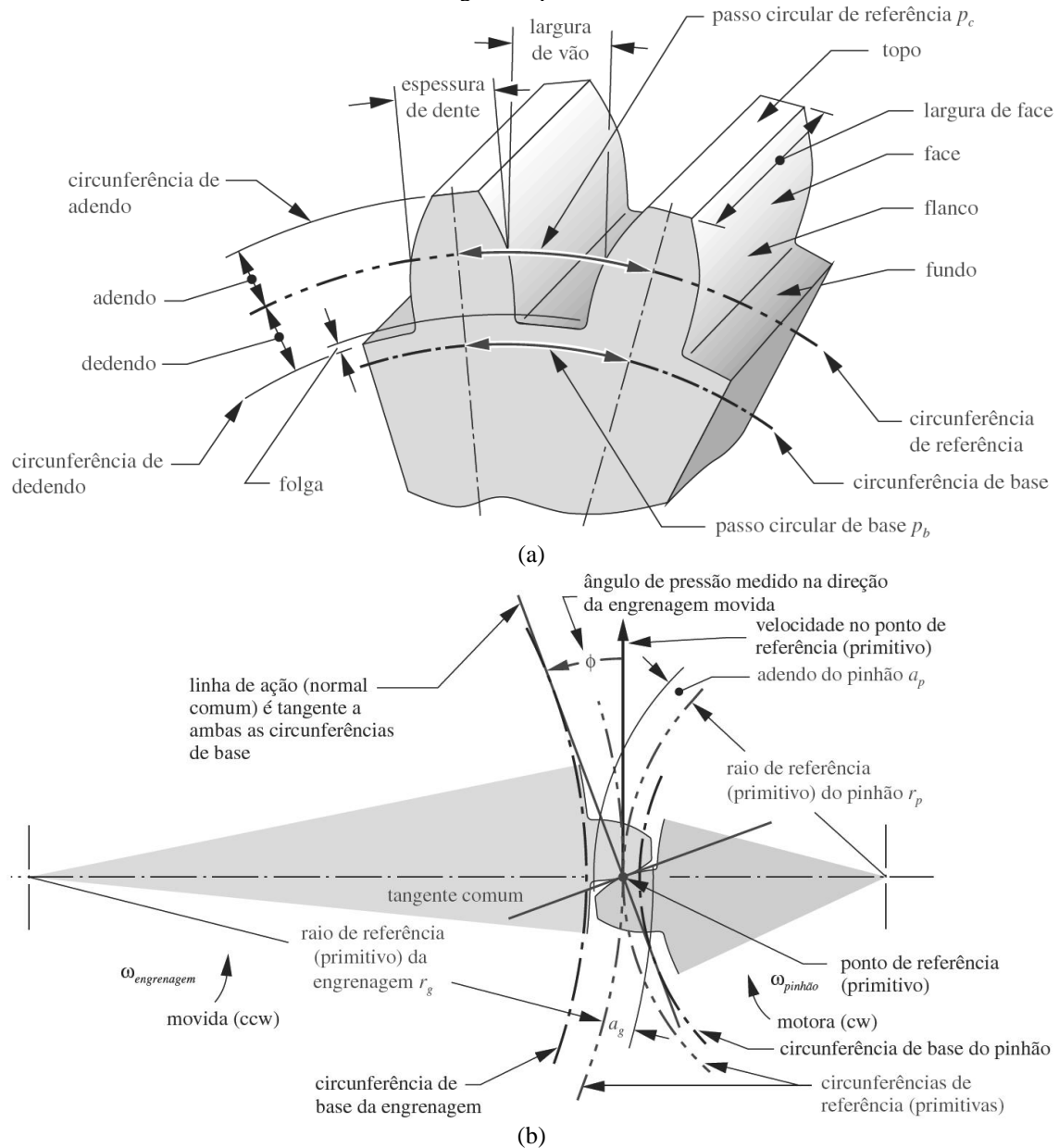
2.3 Mecânica do contato entre engrenagens cilíndricas de dentes retos

As engrenagens são elementos de máquinas construídos por dois cilindros que conectam entre si e transmitem movimento de rotação (MAGALHÃES, 2003). Para evitar o escorregamento entre os cilindros, estes possuem dentes que “engrenam” durante o movimento, transformando-se em “rodas dentadas” (AGMA, 2011; MAZZO, 2013). A potência é transferida através do contato entre as superfícies dos flancos dos dentes da “coroa” e do “pinhão”. Os dentes das engrenagens são projetados a fim de manterem a razão de velocidade angular constante no sistema durante todo o engrenamento. Por esse motivo a região do diâmetro primitivo é essencial para o cálculo dimensional e estrutural das engrenagens (NORTON, 2013). Os dentes de uma engrenagem cilíndrica de dentes retos com as respectivas nomenclaturas da sua geometria são representados esquematicamente na Figura 2.9(a), enquanto a Figura 2.9(b) mostra a interação dos dentes de um par de engrenagem no momento do contato.

Quando existe uma força que comprime os sólidos, eles deformam-se gerando áreas de contato que tendem a aumentar de dimensão à medida que a força aplicada também aumenta, em função da elasticidade e da dureza dos materiais em contato (MAGALHÃES, 2003). A pressão de contato não se distribui de forma igual em toda a superfície de contato. Macroscopicamente, o contato entre os dentes de engrenagens cilíndricas de dentes retos gera áreas retangulares (HERTZ, 1881; JOHNSON, 1985). Microscopicamente, a área de contato “real” entre duas superfícies corresponde ao somatório dos pontos em que elas

“realmente” se tocam, ou seja, corresponde ao somatório das áreas de cada pico das asperezas em contato (SEABRA; BERTHE, 1987; BRANDÃO *et al.*, 2016).

Figura 2.9 – (a) Nomenclatura dos dentes de engrenagens cilíndricas de dentes retos; (b) Geometria de contato e ângulo de pressão dos dentes



Fonte: NORTON, 2013

A teoria de Hertz usada para a determinação das tensões de contato entre as superfícies baseia-se nas seguintes hipóteses (HERTZ, 1881; JOHNSON, 1985; SEABRA, 2003): os materiais em contato são homogêneos e as tensões não excedem o limite de escoamento do material; as tensões de contato são causadas por uma força normal ao plano de contato, o que significa que não à forças tangenciais atuando entre os cilindros; os cilindros em contato estão em repouso e equilíbrio; o efeito da rugosidade não é considerado. Visando correlações entre os mecanismos de desgaste nos flancos de engrenagens

submetidas à ensaios FZG com os perfis de rugosidade dos flancos, faz-se necessário a revisão de alguns conceitos relacionados às análises macroscópicas e microscópicas das tensões de contato. Como a caracterização das tensões de contato pela teoria de Hertz leva em conta apenas a geometria macroscópica, para que a geometria microscópica seja avaliada, as asperezas dos flancos de contato devem ser consideradas (SEABRA; BERTHE, 1987; BRANDÃO *et al.*, 2016; GOMES, 2019; ANTUNES; MORAES, 2021).

Em geral, os principais modos de falha das engrenagens classificados pela AGMA incluem a fadiga por flexão do dente e fadiga de contato Hertziana (FERNANDES, 1996; ASM HANDBOOK, 1997; ASM HANDBOOK, 2002; DAVIS, 2005; ASI, 2006). A fadiga por flexão de dentes é considerada o modo de falha mais clássico em engrenagens. A origem da falha é na superfície do raio da raiz do lado carregado. No cenário mais comum, a origem está no centro da largura do dente, onde a carga normal trativa é esperada. A trinca se propaga lentamente em direção a um ponto abaixo do raio da raiz oposta, finalmente avançando para a superfície do lado não carregado. Mas com um carregamento cíclico e um engrenamento inadequado, a fadiga de flexão ocorrerá mais rapidamente (WULPI, 1999; ASM HANDBOOK, 2002).

O desgaste por fadiga de contato é um dos modos de falha mais registrado nos flancos ativos dos dentes, e conduz a propagação de trincas na superfície de contato ou próximo dela, e pode levar subsequentemente a danos que variam em extensão, desde o *pitting* até o *spalling* (JOHNSON, 1989; ASM HANDBOOK, 1997; FERNANDES; MCDULING, 1997; ASM HANDBOOK, 2002; DING; RIEGER, 2003; LI; LIU, 2018). As diferenças entre o *pitting* e o *spalling* estão relacionadas com a dimensão da falha, o modo de propagação da trinca, a origem da trinca, a região da falha do dente e o mecanismo de colapso (DING; RIEGER, 2003). O *pitting* é caracterizado pela ocorrência de pequenas crateras na superfície de contato, e se origina de trincas iniciais pequenas (superficiais ou subsuperficiais), que crescem sob carga de contato repetitiva. Embora o *pitting* apareça como crateras rasas nas superfícies de contato, o *spalling* aparece como cavidades mais profundas nas superfícies de contato (ANTOINE; BESSON, 2002; DING; RIEGER, 2003; ASLANTAS; TASGETIREN, 2004). O *pitting* raramente é observado em contatos não lubrificados; portanto, é comumente aceito na literatura que o crescimento de microtrincas superficiais também é promovido pela pressurização e aprisionamento de fluido lubrificante (BORMETTI *et al.*, 2002; REN *et al.*, 2002; RINGSBERG; BERGKVIST, 2003; DALLAGO *et al.*, 2016).

A interação entre as superfícies pode envolver mecanismos como a deformação elástica, deformação plástica, transferência de calor, desgaste por adesão, transferência de material, reações químicas e a fusão localizada. Atuando em forma adesiva ou abrasiva, o desgaste excessivo promove a deterioração dos flancos ativos dos dentes das engrenagens (MAGALHÃES, 2003). O desgaste abrasivo pressupõe a existência de partículas duras atuando sobre a superfície dos flancos ativos, deixando marcas e riscos paralelos à direção de deslocamento das partículas (BUDINSKI, 1988). Os regimes de lubrificação podem modificar significativamente os danos causados pela abrasão e intensificar o problema. Se estas partículas se soltarem, contaminam o óleo lubrificante, mas a filtragem do óleo durante os ensaios minimiza este problema na maior parte das vezes (MAGALHÃES, 2003; KODA, 2009).

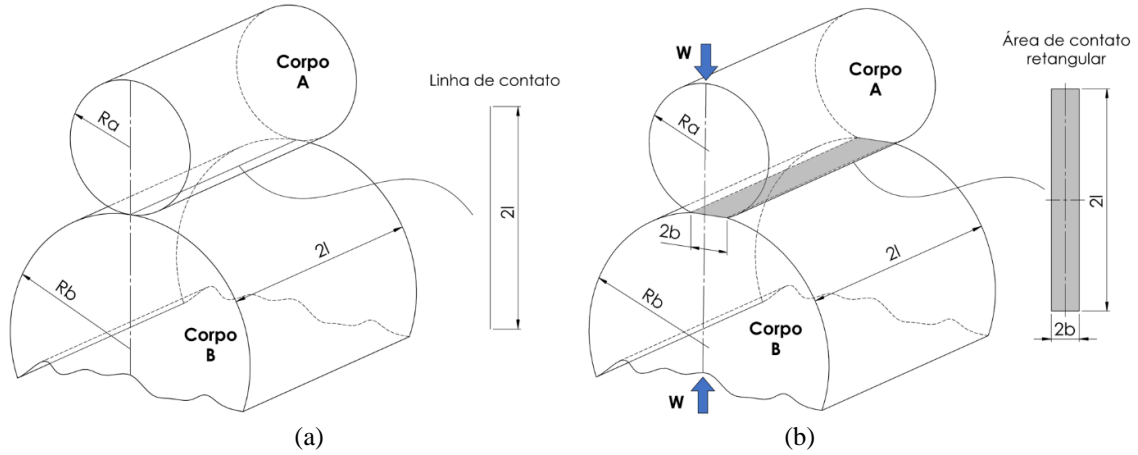
O desgaste adesivo é um dos principais mecanismos de desgaste gerado pelo atrito, e depende da existência de deslizamento entre as superfícies e da existência de uma pressão de contato suficiente para que os picos das asperezas mais salientes se toquem e se deformem plasticamente (BUDINSKI, 1988; MAGALHÃES, 2003). Este tipo de deformação resulta em uma camada superficial encruada na ordem da altura das asperezas muito fina (aproximadamente 10 μm). O deslizamento é a principal fonte geradora de calor por efeito do atrito e da energia absorvida durante a deformação plástica imposta as superfícies, podendo promover as condições necessárias para que ocorra fusão localizada no topo das asperezas em contato, com a consequente ruptura de algumas delas. Estas partículas tendem a endurecer ao longo do funcionamento das engrenagens e, quando se soltam passam a agir como terceiro corpo, promovendo o desgaste abrasivo nas superfícies dos flancos ativos (MAGALHÃES, 2003; KODA, 2009).

2.3.1 Condições de contato entre os dentes de engrenagens

Quando um pinhão e uma coroa estão engrenados, vários dentes podem entrar em contato simultaneamente. A carga aplicada em um dente induzirá uma deformação entre os flancos dos dentes e, portanto, afetará sua pressão de contato (TOSO *et al.*, 2014). A pressão de contato entre os flancos dos dentes das engrenagens pode ser determinado por modelos analíticos previstos por Hertz (HERTZ, 1881), assumindo que a geometria de contato pode ser simplificada como a mesma que ocorre no contato de cilindros com eixos montados paralelamente (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005; TERRIN *et al.*, 2017). As dimensões da área aparente de contato entre dois cilindros paralelos, bem como o

equacionamento proposto para a resolução analítica, estão apresentados na Figura 2.10 e na Tabela 2.1.

Figura 2.10 – Representação esquemática das condições de contato entre dois cilindros paralelos: (a) sem carga; (b) com carga



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005

Tabela 2.1 – Equações para resolução analítica das condições de contato entre dois cilindros paralelos*

Dimensões da área de contato	Máxima pressão de contato	Pressão de contato média	Máxima tensão de cisalhamento	Módulo elástico (E') e raio reduzido (R')
$b = \left(\frac{4WR'}{\pi l E'} \right)^{1/2}$	$P_{\max} = \frac{W}{\pi b l}$ <p>distribuição da pressão elíptica</p>	$P_{\text{média}} = \frac{W}{4b l}$	$\tau_{\max} = 0,304 \cdot P_{\max}$ <p>para profundidade (z)</p> $z = 0,786 \cdot b$	$\frac{1}{E'} = \frac{1}{2} \left[\frac{1 - \nu_A^2}{E_A} + \frac{1 - \nu_B^2}{E_B} \right]$ $R' = \left[\frac{R_A \cdot R_B}{R_A + R_B} \right]$

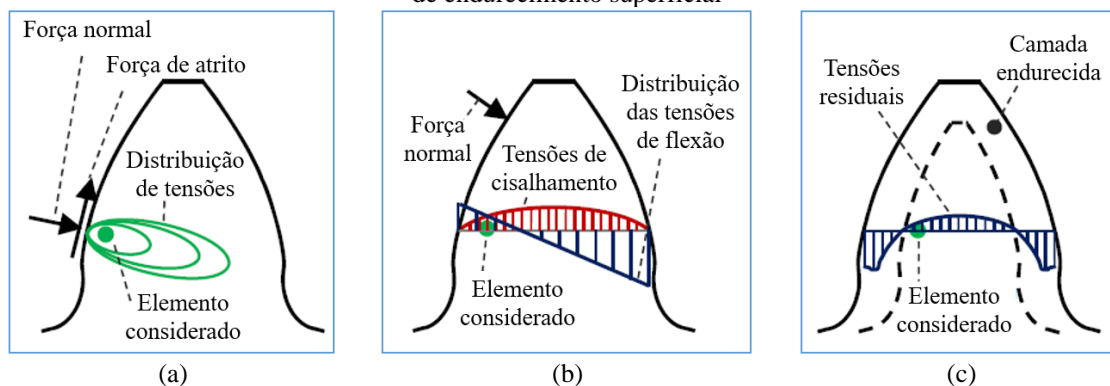
*Onde: b = meia altura do retângulo (m); l = meia largura do retângulo (m); R' = raio reduzido da curvatura dos dois cilindros paralelos em contato (m); RA = raio do cilindro A (m); RB = raio do cilindro B (m); W = carga aplicada (N); νA = coeficiente de Poisson do material do cilindro A; νB = coeficiente de Poisson do material do cilindro B; EA = módulo de elasticidade do material do cilindro A (Pa); EB = módulo de elasticidade do material do cilindro B (Pa).

Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005

Quando as tensões de contato são repetitivas, como é o caso nos flancos ativos dos dentes de engrenagens, as tensões compressivas cíclicas induzidas causam diferentes comportamentos elásticos e plásticos no material próximo da superfície, que podem levar ao início da propagação de trincas (FERNANDES, 1996; FERNANDES; MCDULING, 1997; GUAGLIANO *et al.*, 2002; EVANS, 2016). De acordo com a teoria de contato de Hertz entre corpos elásticos, todos os componentes de tensão normal são compressivos e, portanto, não são susceptíveis de promover a propagação de trincas (REN *et al.*, 2002; BORESI; SCHMIDT, 2003). Por outro lado, o dano é impulsionado pela tensão de cisalhamento cíclica (ASM HANDBOOK, 1997; SHEN *et al.*, 2015), que atinge o valor máximo a uma certa profundidade abaixo da superfície (EVANS, 2016; TERRIN *et al.*, 2017).

A distribuição das tensões de contato induzidas na subsuperfície dos dentes de engrenagens pode ser explicada através dos exemplos mostrados nas Figuras 2.11(a-c). Considerando uma superfície ideal do flanco, o estado de tensões residuais no interior do dente é composto por tensões devido à força normal de contato (teoria de Hertz), resultante do torque transmitido; tensões de cisalhamento na superfície do flanco devido ao atrito; tensões térmicas causadas pelo gradiente térmico; tensões de flexão e de cisalhamento devido à carga de cisalhamento, causada pela força normal; e também pelo estado de tensões residuais (STAHL *et al.*, 2013; WIRTH *et al.*, 2013; BOIADJIEV *et al.*, 2015).

Figura 2.11 – Distribuição das tensões na subsuperfície dos dentes de engrenagens: (a) efeito da força normal e de atrito; (b) efeito da força normal sobre as tensões de cisalhamento e de flexão; (c) efeito dos tratamentos de endurecimento superficial



Fonte: STAHL *et al.*, 2013; WIRTH *et al.*, 2013

As tensões segundo a teoria de contato hertziana, se originam pela força normal, Figura 2.11(a). Devido aos componentes deslizantes, a força de atrito tangencial à superfície do flanco induz tensões de cisalhamento (WIRTH *et al.*, 2013). A força normal de contato hertziana causa um estado triaxial de tensões, e pode ser descrita pelas coordenadas das tensões normais principais e pelas tensões de cisalhamento resultantes em cada elemento considerado por um ponto definido durante o contato entre os dentes (engrenamento). Logo, a tensão máxima de cisalhamento é frequentemente calculada para descrever o estado das tensões de contato hertziana na subsuperfície do material (STAHL *et al.*, 2013; GANS *et al.*, 2015), e em muitos casos para prever a profundidade máxima de nucleação e/ou propagação das trincas (KODA, 2009; MARTINEZ, 2011; GUESSER *et al.*, 2012).

A Figura 2.11(b) demonstra o efeito de flexão por uma força normal que age acima do elemento considerado (na direção do perfil). Os componentes da força normal causam tensões normais com uma distribuição linear sobre a seção do dente, e tensões de cisalhamento com uma distribuição aproximadamente parabólica na seção do dente, sendo a máxima distribuição no meio do dente (STAHL *et al.*, 2013; WIRTH *et al.*, 2013). A

influência da força de cisalhamento e de flexão sobre o estado de tensões residuais depende da geometria do dente, e aumenta especialmente para engrenagens com dentes altos e de menor espessura. As tensões devido a esforços de flexão atingem o seu máximo em um ponto diferente do que as tensões devido à força de contato hertziana (STAHL *et al.*, 2013; CONRADO *et al.*, 2017; KOENIG *et al.*, 2019).

O estado de tensões residuais induzido por tratamentos de endurecimento superficial e processos de acabamento, Figura 2.11(c), mostra que as tensões residuais compressivas estão ocorrendo na camada endurecida e são equilibradas pelas tensões residuais trativas do núcleo (STAHL *et al.*, 2013; WIRTH *et al.*, 2013; REGO *et al.*, 2018). As tensões residuais trativas podem ser altamente prejudiciais para vários aspectos funcionais, tais como a resistência à fadiga, enquanto as tensões residuais compressivas são geralmente consideradas como tendo uma influência positiva nesses aspectos (LOH; SIEW, 1999; FITZPATRICK; LODINI, 2003; CAPELLO, 2005). O estado de tensões residuais na camada endurecida não depende do carregamento (STAHL *et al.*, 2013; WIRTH *et al.*, 2013; DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b).

Para estender a vida de um par de engrenagens, é recomendado manter baixa a tensão de contato (alterando as variáveis geométricas, como diâmetro, largura da face, número de dentes, ângulo de pressão, entre outras) e elevada a espessura do filme do lubrificante (ASM HANDBOOK, 1997; ASM HANDBOOK, 2002; MAGALHÃES, 2003; KODA, 2009). A combinação de materiais e tratamentos térmicos/termoquímicos adequados é outra opção aumentar a dureza da superfície dos dentes das engrenagens (RAKHIT, 2000; DAVIS, 2005). Para atingir esses objetivos, os tratamentos de superfícies induzem tensões residuais compressivas (benéficas) no material (DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b), que efetivamente reduzem as tensões do carregamento e contribuem para aumentar a vida em fadiga (BONIARDI *et al.*, 2006; HOJA *et al.*, 2015; REGO, 2016).

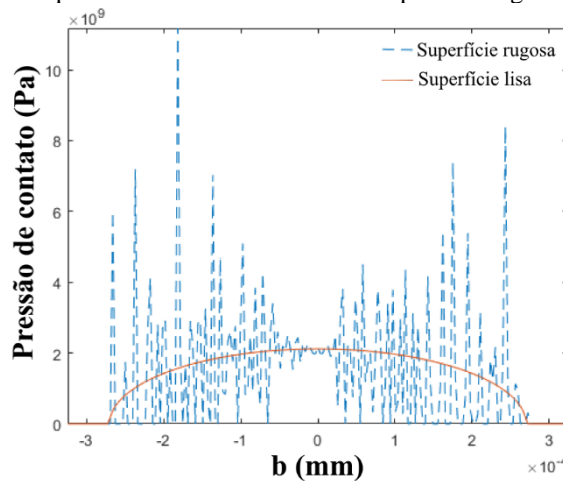
2.3.2 *Influência da rugosidade sobre a distribuição da pressão e a área de contato*

A rugosidade tem influência sobre a pressão de contato e sobre as tensões cisalhantes localizadas na subsuperfície dos sólidos (SEABRA, 2003). Para determinação da pressão de contato pela teoria de Hertz é admitido que as engrenagens são sólidos com superfícies contínuas em um contato não conforme, que seus raios de curvatura são conhecidos e que as superfícies são perfeitamente lisas (SEABRA; BERTHE, 1987; GOMES, 2019). Essa simplificação permite que as dimensões da área de contato e a distribuição de pressão sobre

os flancos em contato sejam calculados (ver Figura 2.10 e Tabela 2.1). Contudo, a área real de contato é normalmente muito menor que a área aparente dos corpos porque superfícies reais não são lisas em uma escala micrométrica (RODRIGUES; MARTINS, 2005; MENEZES *et al.*, 2013). Nenhuma superfície é geometricamente perfeita, pois contém irregularidades que formam picos e vales (BRANDÃO *et al.*, 2014; BRANDÃO *et al.*, 2015; BRANDÃO *et al.*, 2016). Durante o contato entre os dentes das engrenagens a rugosidade exerce um efeito sobre o atrito entre os dentes e conseqüentemente impacta no desgaste dos flancos (NORTON, 2013; ANTUNES, MORAES, 2021), pois a área de contato é limitada entre os picos das asperezas (SEABRA; BERTHE, 1987; BRANDÃO *et al.*, 2016).

A presença de asperezas sobre as superfícies causam um aumento na concentração de tensões, que podem atingir valores superiores àqueles que resultam do cálculo teórico de Hertz (SEABRA; BERTHE, 1987; BRANDÃO *et al.*, 2012). As tensões localizadas nessas asperezas podem ser muito maiores que a tensão média no contato, atingindo ordens de grandeza que podem ser 5 vezes superiores (MAGALHÃES, 2003). Portanto, a pressão local dos pontos em contato pode ser muito elevada provocando escoamento do material (KANG *et al.*, 2003; BEHESHTI *et al.*, 2013). Deste modo, para que a influência da rugosidade seja levada em conta nos cálculos, torna-se necessário que uma reformulação teórica do contato seja avaliada para que os resultados dos cálculos coincidam de uma melhor forma com a realidade (SEABRA, 2003; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005). Para que seja exemplificada a influência da rugosidade sobre o comportamento de contato de Hertz, um contato entre um cilindro liso e uma superfície rugosa é apresentado na Figura 2.12.

Figura 2.12 – Distribuição da pressão de contato sobre uma superfície rugosa e sobre uma superfície lisa



Fonte: GOMES, 2019

A altura e a distribuição das asperezas são fatores que influenciam na pressão de contato, Figura 2.12, já que elas são os primeiros pontos de sustentação da carga. Quanto

maior for o número e mais homogênea for a sua distribuição, menor é a pressão de contato em cada uma (SEABRA, 2003; GOMES, 2019). Durante o funcionamento das engrenagens os picos das asperezas da superfície dos flancos tendem a entrar em contato, resultando em elevadas taxas de desgaste, produzindo localmente pequenas zonas com aspecto polido ou estriado (MARTINS *et al.*, 2008; MARTINS *et al.*, 2009). A geometria dos flancos ativos dos dentes em contato tende a adaptar-se gradualmente às condições de funcionamento. As superfícies desgastadas se deformam plasticamente, baixando a rugosidade média, o que também faz reduzir a pressão de contato (CARDOSO *et al.*, 2009; BRANDÃO *et al.*, 2012; XU *et al.*, 2019). O equilíbrio entre estes fatores faz com que a taxa de desgaste diminua após determinado número de ciclos e se mantenha em valores mínimos durante a vida útil da engrenagem (DING; RIEGER, 2003; MAGALHÃES, 2003; MAZZO, 2013).

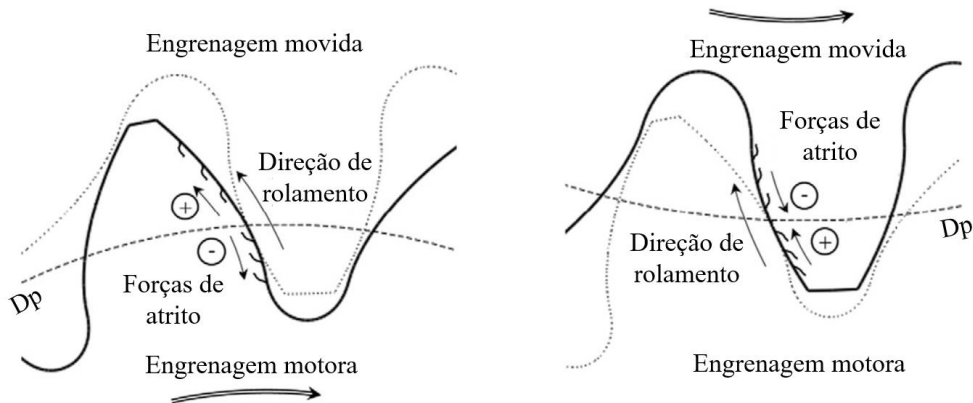
2.3.3 *Coefficiente de atrito em engrenagens com contato lubrificado*

Com o objetivo de se obter maior rendimento e vida útil em um engrenamento, os dentes das engrenagens são lubrificados (MAZZO, 2013). Além da proteção contra a corrosão, a presença do lubrificante é fundamental para garantir a integridade das superfícies em contato com transferência de cargas elevadas e que têm combinações complexas de rolamento e deslizamento, que variam ao longo do perfil de cada dente (ANTOINE; BESSON, 2002; MAZZO, 2013; TERRIN *et al.*, 2017), como ilustrado na Figura 2.13. Durante os instantes de contato (engrenamento), a acumulação dos danos superficiais tem por base a conjugação da potência transmitida, a geometria das engrenagens e as propriedades dos materiais e lubrificantes, além do número acumulado de ciclos de solicitação (MAGALHÃES, 2003; DOONER, 2012; NORTON, 2013). No adendo, a direção de rolamento e deslizamento é a mesma, e prevalecem condições de deslizamento positivas. Na região do diâmetro primitivo há rolamento simples e, no dedendo, a direção do rolamento é oposta à do deslizamento, e existem condições de deslizamento negativas. O desgaste por fadiga de contato é, portanto, mais provável de iniciar no dedendo (FERNANDES, 1996; FERNANDES; MCDULING, 1997; MURARO *et al.*, 2012).

A presença do lubrificante proporciona coeficientes de atrito muito mais baixos que aqueles que ocorrem em contatos secos (sem lubrificação) (HÖHN; MICHAELIS, 2004; MAZZO, 2013). Em muitas situações, o lubrificante é interposto em permanência entre as superfícies, impedindo que haja contato direto entre os picos das asperezas. Nestes casos, as taxas de desgaste diminuem drasticamente, o coeficiente de atrito pode ser infinitesimal

relativamente ao contato seco (100 vezes menor, por exemplo), e a temperatura de contato também é muito menor (MAGALHÃES, 2003). Nessas condições, é possível às engrenagens a transferência de cargas muito mais elevadas, o funcionamento a velocidades muito maiores, e podem ser toleradas taxas de rolamento e deslizamento superiores sem que isso imponha inevitavelmente danos significativos às superfícies (MALLIPEDDI *et al.*, 2021).

Figura 2.13 – Direções das forças de rolamento e atrito durante o engrenamento



Fonte: Adaptado de: ANTOINE; BESSON, 2002; TERRIN *et al.*, 2017

A escolha do lubrificante e seu método de aplicação são tão importantes quanto à escolha da liga ferrosa e do tratamento térmico (MACHADO, 2018). Para que uma lubrificação seja adequada, as interrelações dos seguintes fatores devem ser consideradas: geometria do dente da engrenagem; movimento dos dentes da engrenagem (cinemática); forças atuantes nos dentes da engrenagem (estática e dinâmica); material do dente da engrenagem e características de superfície (mecânica, física e química); características do óleo lubrificante (físico e química) e características ambientais (físico e química) (MAZZO, 2013). As condições de lubrificação desenvolvidas em um par engrenado dependem do perfil de velocidades, das cargas aplicadas, da geometria do sistema, acabamento superficial e propriedades do lubrificante (MACHADO, 2018). Em função destes parâmetros, quatro regimes de lubrificação são desenvolvidos: hidrodinâmico, elasto-hidrodinâmico, misto e limítrofe (HAMROCK *et al.*, 2004).

No sistema de lubrificação hidrodinâmico (HD), a espessura de filme lubrificante é tal que não existe contato entre as asperezas, e conseqüentemente, os níveis de desgaste e atrito envolvidos no sistema são baixos (MACHADO, 2018). Teorias de mecânica dos fluídos são empregadas para o modelamento de regimes hidrodinâmicos (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005). Dentre as características dos óleos, a viscosidade desempenha um

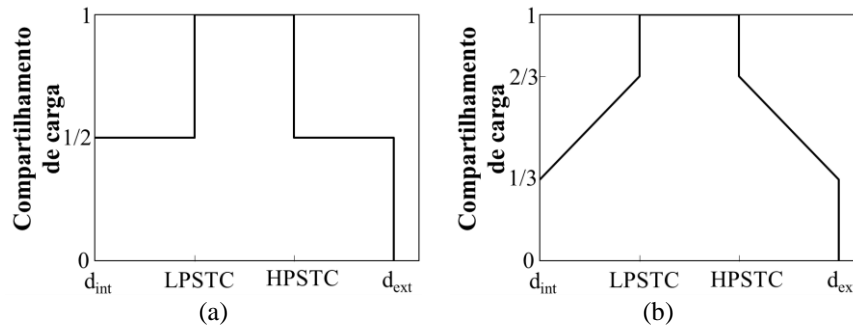
papel fundamental neste regime de lubrificação (MACHADO, 2018). Na lubrificação hidrodinâmica, o carregamento é absorvido pelas pressões hidrodinâmicas internas do fluido, e de acordo com Hamrock *et al.* (2004) este nível de pressão não é capaz de promover deformações elásticas consideráveis sobre as superfícies.

Na lubrificação elasto-hidrodinâmica (EHD), tal como na lubrificação hidrodinâmica (HD), a espessura de filme lubrificante é tal que não existe o contato entre as asperezas e, portanto, os níveis de desgaste e atrito envolvidos no sistema são similares aos da lubrificação hidrodinâmica (HD). No regime de lubrificação elasto-hidrodinâmico (EHD) o carregamento também é absorvido pelas pressões hidrodinâmicas internas do fluido, mas neste caso, a pressão é capaz de promover deformações elásticas consideráveis em pelo menos uma das superfícies envolvidas.

No sistema de lubrificação mista, a espessura de filme é tal que existe o contato parcial entre as asperezas, e por consequência, as cargas são absorvidas parcialmente pelo lubrificante e pelo contato entre o filme limítrofe que cobre as asperezas. O resultado final é uma combinação de características de lubrificação hidrodinâmica e limítrofe (MACHADO, 2018). No sistema de lubrificação limítrofe, a espessura de filme lubrificante é tal que existe o contato entre as asperezas, assim, os níveis de desgaste e atrito envolvidos no sistema são elevados, porém menores que sistemas totalmente secos (HSU; GATES, 2005). Neste regime de lubrificação limítrofe, o carregamento é absorvido pelas interações moleculares presente no tribofilme ou pelo contato direto das asperezas (MACHADO, 2018).

A função de compartilhamento de carga define o perfil de distribuição de carga ao longo do contato de engrenagens. O uso desta função é importante para identificar quais regiões do dente apoiarão totalmente os esforços transmitidos. As Figuras 2.14(a, b) mostram algumas formas tradicionais de compartilhamento de carga. Sabe-se que desde o ponto mais baixo sobre o qual encontra-se em contato apenas um dente (LPSTC) até o ponto mais alto de contato de apenas um dente (HPSTC), existe apenas um par de dentes em contato, ou seja, independentemente da função de compartilhamento de carga utilizada, a força normal para esta região será sempre igual à força normal máxima. Abaixo do LPSTC e acima do HPSTC, há mais de um par de dentes em contato (MURARO *et al.*, 2012; TERRIN *et al.*, 2017). Portanto, a função de compartilhamento de carga se torna importante para determinar essas forças (MURARO *et al.*, 2012). Os pontos LPSTC e HPSTC para um dente de engrenagem e as regiões onde a função de compartilhamento de carga - $f(d)$ – ocorrerá são ilustrados na Figura 2.15.

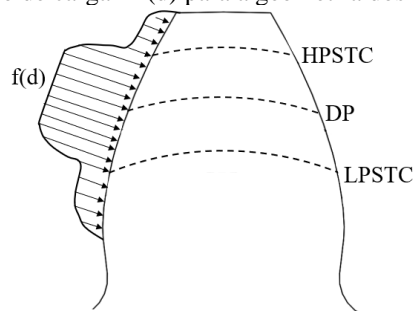
Figura 2.14 – Função de compartilhamento de carga versus ângulo de rotação do pinhão: (a) modo instantâneo; (b) influenciado pelo lubrificante e deformação do flanco



Fonte: Adaptado de: ASM HANDBOOK, 1992

As forças de atrito provocam mudanças no campo de tensões gerados pelo contato entre os corpos, exercendo grande influência nos danos por fadiga de contato. A lubrificação tem como objetivo introduzir um filme de baixa resistência ao cisalhamento, que acaba reduzindo a resistência do contato entre os corpos e, assim, reduzindo o atrito (MAGALHÃES, 2003; HÖHN; MICHAELIS, 2004). Em alguns casos, o lubrificante pode não impedir totalmente o contato entre as asperezas, embora possa reduzir a severidade das condições de contato. Em outras situações, o lubrificante separa completamente as superfícies e o contato entre os corpos com aspereza não são formados. Assim, em maior ou menor grau, o uso de lubrificantes sempre reduzirá a taxa de desgaste, e isso vai depender diretamente do regime de lubrificação (HÖHN; MICHAELIS, 2004; MURARO *et al.*, 2012).

Figura 2.15 – Ilustração esquemática do LPSTC, diâmetro primitivo e HPSTC em função do compartilhamento de carga – $f(d)$ para a geometria dos pinhões em estudo



Fonte: Adaptado de: IMREK, 2009; MURARO *et al.*, 2012

O contato entre as superfícies dos dentes das engrenagens é “não conforme”, ou seja, nominalmente (sob carga zero) envolve uma linha ou ponto de contato, gerando contatos concentrados em áreas pequenas. Sob essas condições, a lubrificação elasto-hidrodinâmica (EHD) é o regime predominante. Sempre que o filme de óleo quebra, o regime de lubrificação se transforma em lubrificação de filme limítrofe, onde quase toda a carga é suportada pelas asperezas (GRUBIN, 1949). A relação entre a espessura do filme

lubrificante e a rugosidade das superfícies é determinante para o desempenho do contato (MAGALHÃES, 2003). Para caracterizar esta relação usa-se o parâmetro espessura específica de filme lubrificante (λ) para determinar as condições de lubrificação (MURARO *et al.*, 2012). A Equação (2.2) proposta por Tallian (1967) representa o parâmetro de filme (λ) e serve para determinar em quais regimes de lubrificação elasto-hidrodinâmica (EHD) as engrenagens operam (filme limítrofe, completo ou misto). Sendo: (h_{min}) a espessura mínima de filme lubrificante no centro da área de contato; (R_{q1}) e (R_{q2}) as rugosidades médias das duas superfícies em contato.

$$\lambda = \frac{4}{3} \cdot \frac{h_{min}}{\sqrt{R_{q1}^2 + R_{q2}^2}} \quad (2.2)$$

O regime de lubrificação depende da espessura mínima de filme lubrificante e da rugosidade. Para $\lambda > 3$, ocorre uma lubrificação EHD, ou seja, o filme lubrificante separa as duas superfícies; o contato entre asperezas é insignificante e o atrito e o desgaste devem ser muito baixos. No entanto, vários contatos não conformes operam com $\lambda < 3$. Para $1 < \lambda < 3$, a condição de lubrificação é EHD parcial ou mista. Sob essas condições, ocorrerá algum contato entre as asperezas, e o desgaste será maior do que nas condições em que um filme limítrofe de fluido lubrificante esteja presente (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). A espessura mínima de filme (h_{min}) pode ser determinada pela Equação (2.3) proposta por Dowson; Higginson (1977). Onde: (P) é a carga transversal ao filme de lubrificante; (b) a largura de contato; (U) a velocidade média; (η_0) a viscosidade absoluta do lubrificante à pressão atmosférica e temperatura operacional; (R') raio de curvatura equivalente; (ζ) coeficiente pressão-viscosidade; (E') módulo de elasticidade.

$$h_{min} = 2,65R'(\zeta \cdot E')^{0,54} \left(\frac{\eta_0 U}{E'R'}\right)^{0,7} \left(\frac{P}{b \cdot E'R'}\right)^{-0,13} \quad (2.3)$$

O atrito entre as superfícies é uma das principais fontes de perda de potência em engrenagens, logo é importante considerar os efeitos do atrito em um projeto de desenvolvimento de engrenagens (MAZZO, 2013). Sabe-se de estudos realizados por Höhn; Michaelis (2004) que o atrito também é bastante influenciado pelos tipos de aditivos presentes nos lubrificantes. Outro fator importante mencionado por Höhn; Michaelis (2004) está relacionado ao recobrimento das engrenagens. Neste contexto, é evidente que os modelos propostos podem mostrar algumas mudanças ao trabalhar com engrenagens que têm recobrimento e aditivos presentes nos lubrificantes (MURARO *et al.*, 2012). A Equação (2.4) apresenta um rearranjo realizado por Höhn; Michaelis (2004) a partir do modelo

proposto por Winter; Michaelis (1983) para determinar o coeficiente de atrito (μ). Sendo: (W_L) a carga específica; (R_{eq}) o raio de curvatura equivalente; (R_{aEq}) a rugosidade média equivalente; (V_R) a velocidade de rolamento; (X_L) parâmetros do lubrificante e (X_C) fator de recobrimento.

$$\mu_{MIC} = 0,171 \left(\frac{W_L}{R_{eq} V_R} \right)^{0,2} \eta_0^{-0,05} \left(\frac{R_{aEq}}{d_1} \right)^{0,25} X_L X_C \quad (2.4)$$

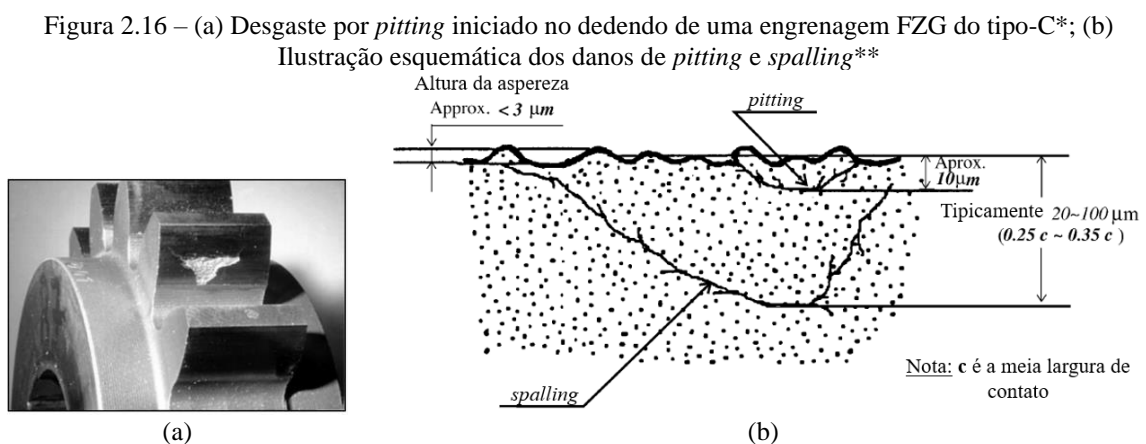
Em geral, o desgaste é um fenômeno destrutivo progressivo que provoca a deterioração das superfícies, sendo originado por diversas variáveis como pressão, temperatura, velocidade dos componentes em interação, acabamento superficial, condições ambientais e, outros fatores como lubrificação e/ou corrosão (KALOUSEK *et al.*, 1985; BUDINSKI, 1988; ZHANG *et al.*, 2011). Tendo em conta fatores diferentes conforme o campo de aplicação e a metodologia adotada, os critérios de desgaste devem ser cuidadosamente escolhidos em função do contato, tipos de solicitação e de lubrificação e do regime de funcionamento, entre outros parâmetros (MAGALHÃES, 2003; DAVIS, 2005; MENEZES *et al.*, 2013; DALLAGO *et al.*, 2016).

2.3.4 Mecanismos de desgaste por fadiga de contato

O desgaste por fadiga de contato é causado pelas tensões desenvolvidas na região de contato entre os flancos dos dentes, e após vários ciclos, são responsáveis pela nucleação das trincas na superfície ou subsuperfície dos flancos das engrenagens (GUESSER *et al.*, 2012; GANS *et al.*, 2015; REGO *et al.*, 2018). A propagação das trincas pode resultar em danos por *pitting* e/ou *spalling*, Figuras 2.16(a, b) (DING; RIEGER, 2003; NETPU; SRICHANDR, 2013; LI; LIU, 2018). De acordo com Ding; Rieger (2003), o *pitting* aparece como crateras rasas com pequenas dimensões nas superfícies de contato. A profundidade máxima de um *pitting* é normalmente a espessura da camada deformada plasticamente durante os ensaios de desgaste do tipo FZG, que é de aproximadamente 10 μm . O *spalling* aparece como cavidades mais profundas e com grandes dimensões nas superfícies de contato, normalmente 20–100 μm , com uma profundidade de 0,25–0,35 da meia largura de contato.

Durante o contato entre superfícies com raios de curvatura dissimilares, a carga é aplicada por uma área de contato muito pequena, resultando em altas pressões de contato, Figura 2.12. Devido a força de rolamento, ocorre um aumento da máxima tensão cisalhante na subsuperfície do flanco. Os ciclos de tensão repetitivos gerados pelo contato entre os

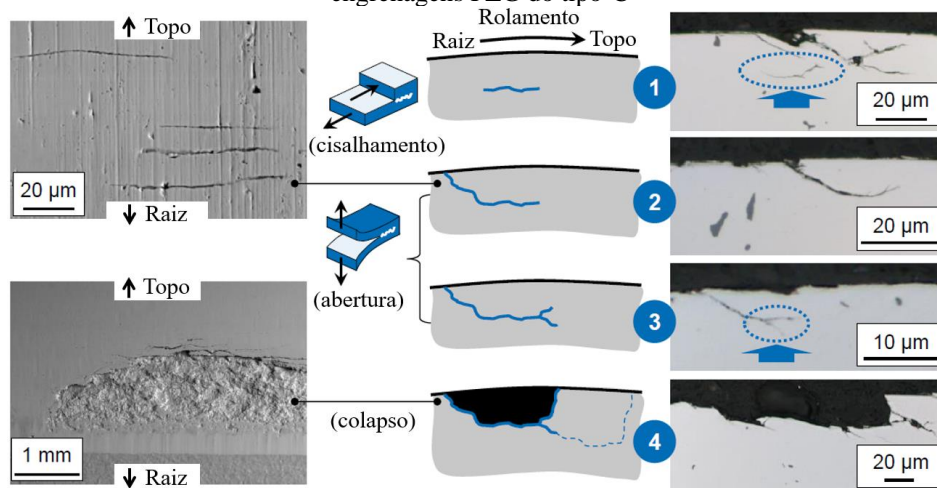
flancos ativos favorecem o aparecimento de trincas, e estas se movem e crescem até atingir o tamanho crítico da fratura (LECHNER; NAUNHEIMER, 1999; BELSAK; FLASKER, 2006; ASHBY *et al.*, 2007; TERRIN *et al.*, 2017). As trincas da subsuperfície se unificam e se propagam rapidamente com uma orientação paralela à superfície, estimuladas pelas forças cisalhantes (REGO, 2016). A Figura 2.17 demonstra de maneira esquemática o mecanismo de propagação de trincas nos flancos de engrenagens FZG do tipo-C. De acordo com Rego (2016), o modo de propagação por cisalhamento (1) não se mantém por muito tempo, pelo fato de as trincas buscar um caminho de propagação de menor energia, oferecido pelo modo de abertura (2) que promove a propagação da trinca em direção à superfície (DING; RIEGER, 2003; RAJE *et al.*, 2008). A partir do momento em que a trinca atinge a superfície, a sua extremidade oposta ultrapassa o fator de intensidade crítica e com isso passa a expressar um crescimento descontrolado, o que leva ao efeito de ramificação (3) (GLODEZ *et al.*, 1997). Por fim, quando o flanco entrar em colapso (4), parte do material é removido da superfície (DING; GEAR, 2009).



Fonte: *HÖHN; MICHAELIS, 2004; **DING; RIEGER, 2003

Conforme mostrado na Figura 2.17, os danos por fadiga de contato são caracterizados pela remoção de pequenas porções de material da superfície. Durante esse processo, o material removido da superfície entra no sistema da máquina e pode, por sua vez, causar desgaste abrasivo e falha de outros componentes (MAGALHÃES, 2003). Além disso, as cavidades formadas na superfície danificada conduzem à formação de concentrações de tensão e servem como locais preferenciais para iniciação e outros modos de falhas, como por exemplo à fadiga por flexão do dente (FERNANDES, 1996; FERNANDES; MCDULING, 1997). Considerando o ponto de iniciação das trincas, é possível individualizar dois mecanismos principais ocasionado por um contato repetitivo: danos subsuperficiais e originados na superfície (DALLAGO *et al.*, 2016; EVANS, 2016).

Figura 2.17 – Representação esquemática dos mecanismos de propagação de trincas sobre o flanco de engrenagens FZG do tipo-C



Fonte: REGO, 2016

Os danos subsuperficiais são formados por trincas que se desenvolvem devido a falta de homogeneidades do material e defeitos microestruturais (discordâncias), como inclusões, carbonetos, nódulos de grafite e vazios encontrados nas regiões da máxima tensão de cisalhamento (SADEGHI *et al.*, 2009; GANS *et al.*, 2015). Logo os danos originados na superfície são gerados pelo atrito e promovem a nucleação e propagação de trincas superficiais, devido a tensões excessivas ocasionadas pela pressão de contato Hertziana (BOWER, 1988; GUESSER *et al.*, 2012). Portanto, é típico de aplicações caracterizadas por grande deslizamento, moderada a alta rugosidade e mistas condições de lubrificação (MURARO *et al.*, 2012; DALLAGO *et al.*, 2016; GERASIMOV *et al.*, 2016).

As trincas originadas na superfície são danos que se propagam para o núcleo em uma direção de aproximadamente 45° em relação a superfície (ZAFOSNIK *et al.*, 2007). Elas são compostas por uma combinação de forças de rolamento e deslizamento, que originam a ocorrência de danos nos flancos, mas na região do dedendo é mais intenso (ANTOINE; BESSON, 2002; TERRIN *et al.*, 2017). A falha é principalmente dependente de concentradores de tensão na superfície, como marcas deixadas no processo de usinagem e rugosidade descontrolada (WULPI, 1999; DING; RIEGER, 2003; OLVER *et al.*, 2004; FAJDIGA *et al.*, 2007; ZAFOSNIK *et al.*, 2007). De modo geral, um dano originado na superfície é menor, geralmente não superando a profundidade de $10\ \mu\text{m}$, já as falhas na subsuperfície podem superar uma profundidade de $200\ \mu\text{m}$, com uma relação proporcional à pressão de contato aplicada (ALBAN, 1993; ANTOINE; BESSON, 2002; ASLANTAS; TASGETIREN, 2004).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

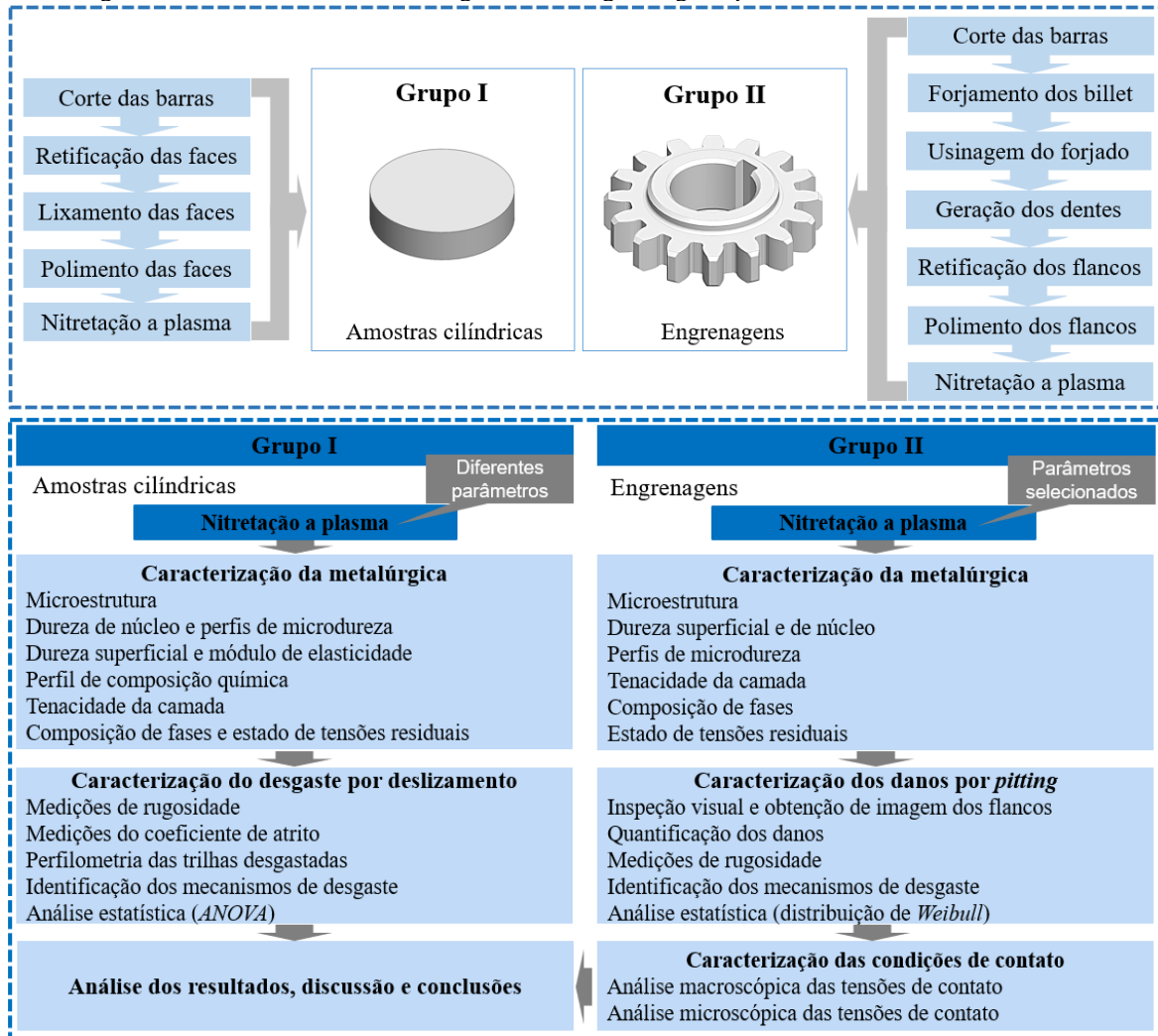
Neste capítulo são apresentados os materiais e os métodos utilizados no desenvolvimento desta pesquisa. A metodologia de desenvolvimento deste trabalho envolve duas partes. A primeira descreve os procedimentos utilizados na fabricação, caracterização e testes de amostras em aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 nitretadas a plasma, correspondendo ao grupo I de experimentos, a segunda descreve os processos de fabricação, caracterização e testes de engrenagens forjadas em aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 nitretadas a plasma pulsado, correspondendo ao grupo II de experimentos. Os dois estudos de caso investigados ao longo deste estudo e o fluxograma geral de atividades desenvolvidas como procedimento experimental desta tese são apresentados na Figura 3.1.

No grupo I de experimentos foi realizado uma investigação sobre a adequação de diferentes parâmetros de nitretação a plasma em amostras com geometria simples. Neste estudo inicial foram testados 18 parâmetros de nitretação, e a partir dos resultados obtidos nas amostras foram selecionados 3 parâmetros para as engrenagens forjadas do grupo II de experimentos. As superfícies foram caracterizadas quanto a metalografia, microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), dureza de núcleo, perfis de microdureza, dureza superficial, composição química via espectrometria de emissão ótica em descarga incandescente (GDOES), tenacidade à fratura, composição de fases, estado de tensões residuais e rugosidade. As amostras nitretadas a plasma foram testadas em ensaios tribológicos do tipo *reciprocating* para análise do coeficiente de atrito e desgaste. Os ensaios *reciprocating* foram interrompidos após um determinado critério de dano envolvendo o rápido crescimento dos coeficientes de atrito e desgaste. A correlação dos diferentes parâmetros de tratamento e profundidades de camada e dureza superficial com a distância de deslizamento no momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial foi avaliado estatisticamente por análise de variância (ANOVA).

Para simular as condições reais de operação das engrenagens forjadas em aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 com a superfície nitretada a plasma (material e processo proposto) foram realizados uma série de ensaios de desgaste do tipo FZG, com dois estágios de torque: 135,3 N.m (*running-in*) e 302,0 N.m (*pitting*), e duas temperaturas: 60 °C (*running-in*) e 90 °C (*pitting*). Ao final do ensaio foi possível identificar os danos decorrentes do contato entre as superfícies. O nível de desgaste das engrenagens foi determinado usando análise de imagem. A propagação da trinca e os mecanismos de

desgaste nas superfícies foram analisados por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Devido à complexidade geométrica das engrenagens forjadas (grupo II de experimentos), a maior parte das análises propostas a caracterização das superfícies nitretadas a plasma foram realizadas em amostras cilíndricas de geometria simples (grupo I de experimentos).

Figura 3.1 – Estudos de caso investigados e fluxograma geral para o desenvolvimento desta tese



Fonte: Autor

Adicionalmente, uma observação global sobre o nível das tensões de contato, geometria do perfil dos dentes, velocidade do contato, rugosidade, condições de lubrificação, foi levado em conta para explicar os fenômenos relacionados aos mecanismos de desgaste das engrenagens. Para calcular o parâmetro de filme e o coeficiente de atrito, a rugosidade do flanco das engrenagens pinhão foi medida em cada parada do ensaio. As análises macroscópicas e microscópicas das tensões de contato foram realizadas para correlacionar os perfis de rugosidade medidos no flanco de contato com os mecanismos de desgaste. O desempenho dos grupos de engrenagens testadas foi avaliado estatisticamente pela distribuição de *Weibull*.

3.1 Material das amostras e das engrenagens

O propósito desta secção é apresentar a composição química, microestrutura e propriedades mecânicas do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4, fabricado pela empresa *Steel Tech*. A análise química do aço bainítico de resfriamento DIN 18MnCrSiMo6-4 foi realizada por espectrometria de emissão óptica conforme recomendações da norma ASTM E415 (2014). O percentual de elementos químicos medidos do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 são mostrados na Tabela 3.1. O material pode ser considerado como um aço de baixo carbono e baixa liga com teores inferiores a 2% de Mn, Cr e Si, este último é o elemento preponderante que classifica este material como um aço bainítico (PEROZZO, 2019; SILVEIRA, 2019; HATWIG *et al.*, 2021). Além destes elementos, baixos teores de Al, Ti, N, foram identificados, considerados como microligantes. A presença de grandes quantidades de Si, Mn e Cr permite que a transformação bainítica ocorra em maior porcentagem durante o resfriamento contínuo (LUO *et al.*, 2010; HASLER *et al.*, 2011; PEROZZO, 2019; BEVILAQUA *et al.*, 2021; HATWIG *et al.*, 2021).

Tabela 3.1 – Composição química do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4

Elementos Químicos (% de massa)								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
0,189	1,160	1,350	0,010	0,015	1,140	0,263	0,058	0,013
Co	Cu	Nb	V	Ti	W	Sn	B	Fe
<0,010	0,090	<0,001	<0,001	0,002	<0,010	0,007	0,001	Balanço

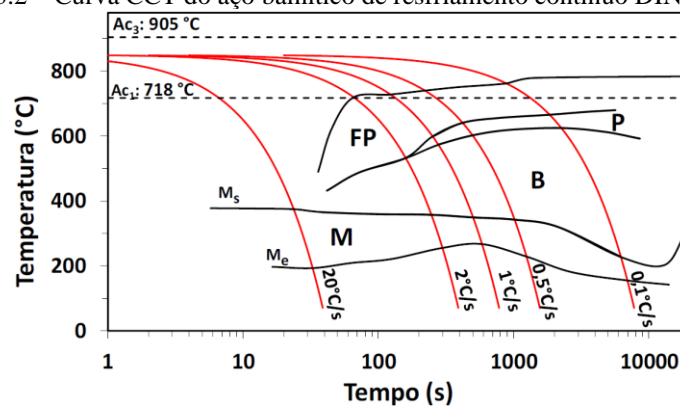
Fonte: Autor

A Figura 3.2 apresenta a curva de transformação contínua (CCT) do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 obtida por ensaios de dilatométrica realizados pela empresa *Swiss Steel*. Em seu estado como recebido, o aço encontra-se na forma de barra com seção circular de 43,2 mm laminado a quente e resfriado ao ar em 1 °C/s. Apesar do resfriamento a 1 °C/s cruzar a região da perlita, o microconstituente não foi identificado na microestrutura do aço como recebido. A Figura 3.3(a) mostra a microestrutura do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 laminado a quente em processo controlado e resfriado continuamente em 1 °C/s após laminação, enquanto a Figura 3.3(b) exibe a microestrutura do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 forjado na temperatura de 1030 °C e resfriado com uma taxa de resfriamento de 2 °C/s.

A microestrutura do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 laminado a quente em processo controlado e resfriado continuamente, é composta por ferrita pró-eutetóide e bainita granular. A bainita granular é formada por constituintes martensita/austenita (M/A) e austenita retida (DALCIN *et al.*, 2020a; SILVEIRA *et al.*, 2020; HATWIG *et al.*, 2021). A

microestrutura do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 após o processo de forjamento é semelhante à do material recebido (matriz de bainita granular, ferrita e constituintes M/A). Por outro lado, o forjamento do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 na temperatura de 1030 °C, além de reduzir o tamanho de grão prévio da austenita, também gera um refino na bainita. Em função da baixa taxa de resfriamento (ao ar), o teor de ferrita aumenta em relação ao aço recebido.

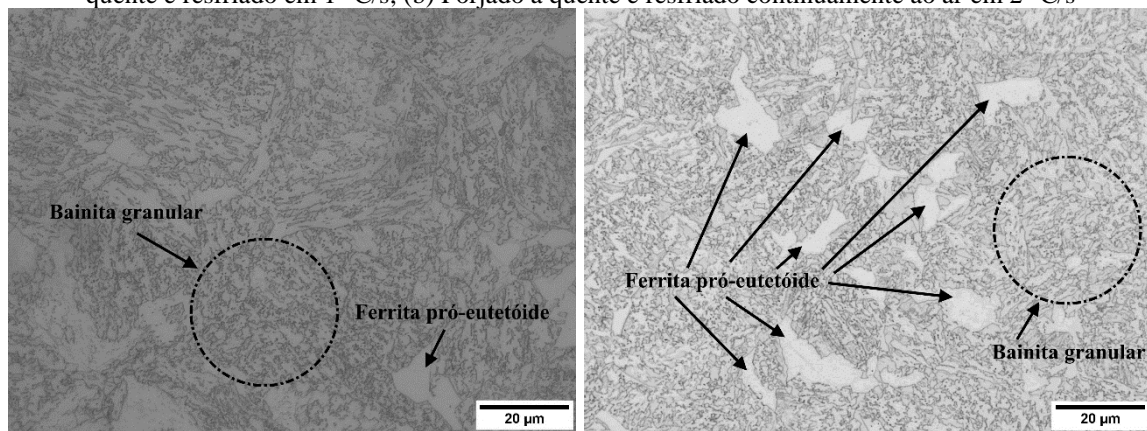
Figura 3.2 – Curva CCT do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4



Onde: FP = ferrita pró-eutetóide; P = perlita; B = bainita; M = martensita; M_s = início da transformação martensítica; M_e = final da transformação martensítica.

Fonte: SILVEIRA, 2019

Figura 3.3 – Microestrutura do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4: (a) Laminado a quente e resfriado em 1 °C/s; (b) Forjado a quente e resfriado continuamente ao ar em 2 °C/s



(a)

(b)

Fonte: Autor

Para obter o limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento do aço em estudo, as 3 amostras foram produzidas com dimensões estabelecidas na norma NBR ISO 6892 (2002). Na sequência, estas foram submetidas à ensaios de tração, efetuados de acordo com sugestões da norma ASTM E8/E8M (2013), em uma máquina universal de ensaios *EMIC* com capacidade de 600 kN, disponível no LdTM–UFRGS. A taxa de deslocamento da máquina foi de 5 mm/min e a base medida (L_0) para medição do alongamento foi de 50 mm. A dureza dos aços também foi medida sobre a seção transversal das barras, usando um indentador Vickers sob carga de 100 gf durante 10 segundos (ASTM

E92, 2017). Para avaliar o comportamento dúctil-frágil, 3 corpos de prova com dimensões 10 x 10 x 55 mm, com entalhe em V com 2 mm de profundidade e abertura do entalhe de 45° foram fabricadas e testadas através de ensaios de impacto Charpy (ASTM E23, 2007). Os valores médios das propriedades mecânicas medidas do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 laminado a quente (como recebido) e de amostras extraídas da pré-forma das engrenagens pinhão forjadas nesta tese são exibidos na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4

Material	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HV _{0,1})	Energia absorvida no impacto por Charpy (J)
Como recebido	825 ± 18	1.017 ± 31	17 ± 1	330 ± 12	21 ± 4
Forjado*	999 ± 29	1.116 ± 17	14 ± 2	376 ± 35	28 ± 2

* Valores medidos em amostras extraídas da pré-forma dos pinhões forjados estudados nesta tese.

Fonte: Autor

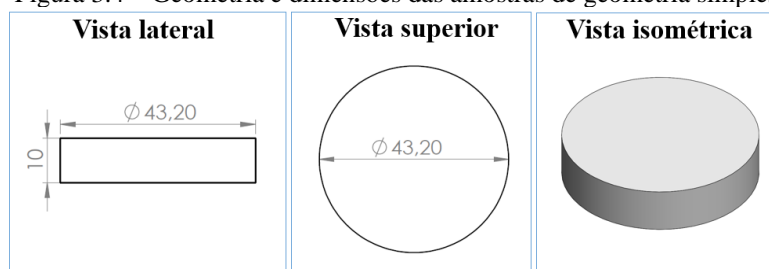
Comparando as propriedades mecânicas do aço laminado (na condição como recebido) e após o processo de forjamento, percebe-se que o aço na condição como recebido tem menor resistência mecânica (tensão de escoamento, limite de resistência a tração, dureza e energia absorvida no impacto por Charpy) e maior alongamento que o aço forjado, certamente relacionada ao fato do processo de forjamento ocasionar um encruamento do material e refino da microestrutura, reduzindo assim a ductilidade do material forjado (SILVEIRA, 2019; SILVEIRA *et al.*, 2020; CASTRO, 2021).

3.2 Processo de fabricação das amostras – Grupo I de experimentos

A Figura 3.4 mostra a geometria e as dimensões das amostras fabricadas a partir de barras cilíndricas (diâmetro 43,2 mm) do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4. As amostras foram seccionadas em formato de discos de faces planas, retificadas e posteriormente preparadas para a realização dos tratamentos de nitretação a plasma. Nesta etapa, foram investigados diferentes parâmetros a fim de selecionar os parâmetros mais adequados para aplicação nas engrenagens forjadas. Nenhum tratamento térmico foi realizado no material recebido, pois a microestrutura bainítica, Figura 3.3(a), foi obtida diretamente após laminação a quente e resfriamento controlado. Trabalhos anteriores de Rocha (2000); Rocha *et al.* (2003) e Gao (2008) apontam que o estado superficial prévio dos substratos submetidos a tratamentos de nitretação a plasma tem influência direta sobre a formação das camadas nitretadas. Para garantir condições de pré-tratamento semelhantes entre os substratos, todas as superfícies das amostras foram preparadas por lixamento com

lixas d'água de granulometria crescente de 80 a 1200 mesh, alternando o sentido em 90° em cada etapa do lixamento, e posteriormente polidas com pasta de diamante de 3 µm.

Figura 3.4 – Geometria e dimensões das amostras de geometria simples



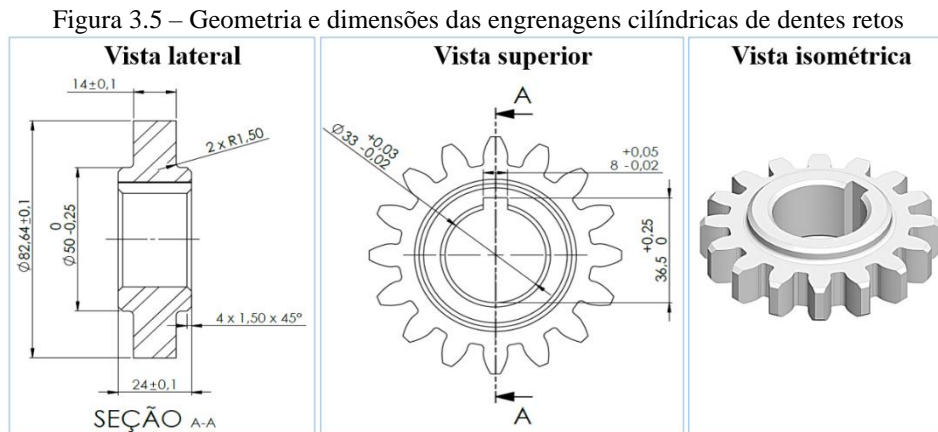
Fonte: Autor

3.3 Processo de fabricação das engrenagens – Grupo II de experimentos

A cadeia de fabricação das engrenagens cilíndricas de dentes retos proposta nesta pesquisa, abrange várias etapas de processamento, contemplando etapas de forjamento, usinagem e nitretação a plasma (foco principal deste trabalho). Para a execução do forjamento dos pinhões FZG do tipo-C, Figura 3.5, várias etapas de processamento foram desenvolvidas, Figura 3.6. Inicialmente, billets cilíndricos com dimensões (diâmetro 43,2 mm x altura 140,0 mm) foram extraídos de barras do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 por operações de corte e usinagem, na sequência, estes billets foram austenitizados em um forno mufla *Sanchis* até a temperatura de 1100 °C, e por fim, alimentados em uma prensa hidráulica com capacidade de 600 toneladas *FKL* (modelo *PH600*), do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da UFRGS, equipada com matriz plana (superior e inferior), para obtenção da pré-forma dos forjados. As matrizes planas foram aquecidas até atingir uma temperatura de 100 °C e em seguida foram pulverizadas por uma solução de grafite coloidal *Bonderite L-FG 31 H* (desenvolvida pela Henkel), com o intuito de formar um filme seco e uniforme de alto poder desmoldante e favorecer o fluxo do metal. Para monitorar a temperatura das matrizes foi usado uma termocâmara *Fluke* (modelo *TI400*) e para controlar a temperatura dos billets foi acoplado um termopar Tipo K em uma amostra falsa (Figura 3.6). As operações de forjamento a quente foram efetuadas com velocidade de descida da matriz superior em 6,5 mm/s.

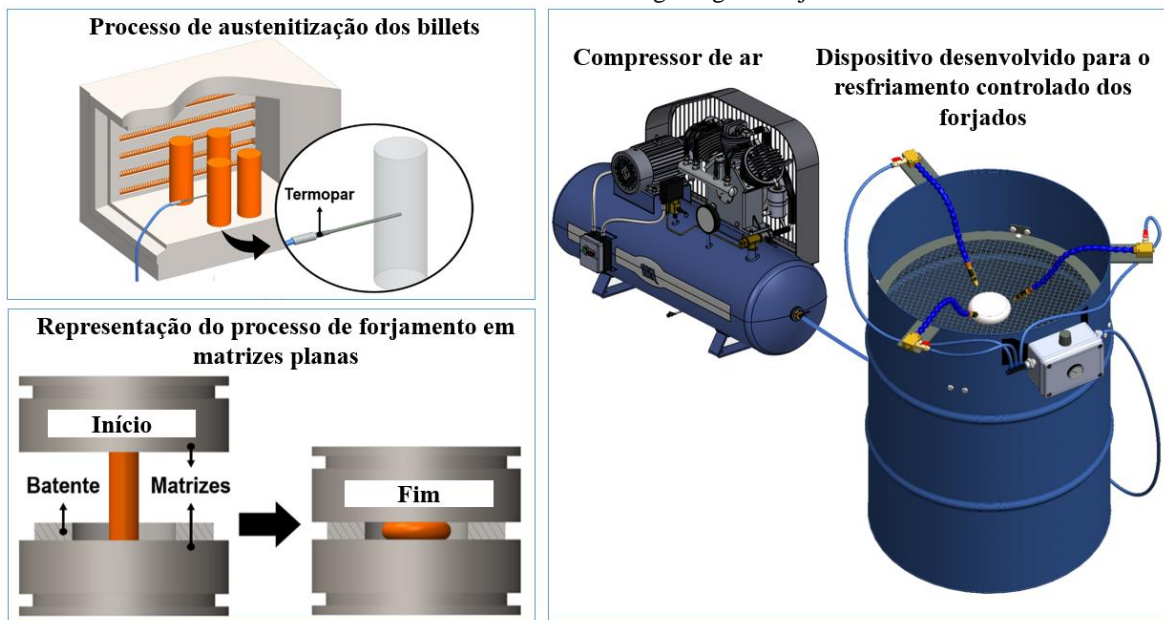
Os forjados com dimensões (diâmetro 100 mm x altura 28 mm) foram resfriados continuamente ao ar agitado (vazão de 5,5 m/s) por um dispositivo (Figura 3.6) desenvolvido no Grupo de Engenharia de Superfícies (GES), com o intuito de proporcionar ao forjado uma taxa de resfriamento de 2 °C/s, adequada para formar uma microestrutura bainítica

predominante, Figura 3.2 e Figura 3.3(b). O sistema de refrigeração acionado por um compressor de ar, é equipado por três bicos sopradores que são responsáveis por pulverizar os forjados de maneira uniforme, e uma caixa que permite controlar a vazão do ar. Após os forjados atingir a temperatura ambiente (20 °C), estes passaram por um leve jateamento visando a remoção de carepas geradas no forjamento. Os forjados limpos foram inspecionados para a detecção de possíveis defeitos superficiais, e aqueles sem defeitos e aprovados na inspeção visual foram usinados.



Fonte: Autor

Figura 3.6 – Procedimentos utilizados na austenitização dos billets, forjamento a quente e resfriamento controlado das engrenagens forjadas

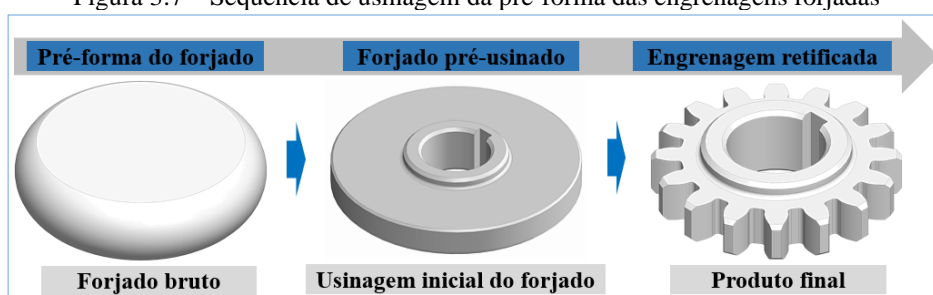


Fonte: Autor

No decorrer das operações de usinagem da pré-forma, Figura 3.7, os forjados primeiramente foram conduzidos até um torno CNC para fazer as operações de furação, desbaste das faces e acabamento do furo, e na sequência, os forjados pré-usinados foram

alimentados em uma brochadeira para fazer o rasgo de chaveta. Os forjados pré-usinados foram fixados em uma fresadora para a geração dos dentes das engrenagens FZG do tipo-C, e por fim, o furo e os dentes das engrenagens foram retificados. Após finalizado as etapas de retificação, as engrenagens foram polidas em rodas de pano, algodão e feltro, acopladas em um moto esmeril. O abrasivo utilizado no polimento dos dentes das engrenagens foi a massa branca *pratalux* úmida (indicada para metais). Nenhum tratamento de normalização foi realizado nas engrenagens forjadas. As engrenagens forjadas foram nitretadas a plasma pulsado após as etapas de usinagem, preparação e limpeza, uma vez que a microestrutura é predominantemente bainítica após o forjamento a quente, Figura 3.3(b).

Figura 3.7 – Sequência de usinagem da pré-forma das engrenagens forjadas

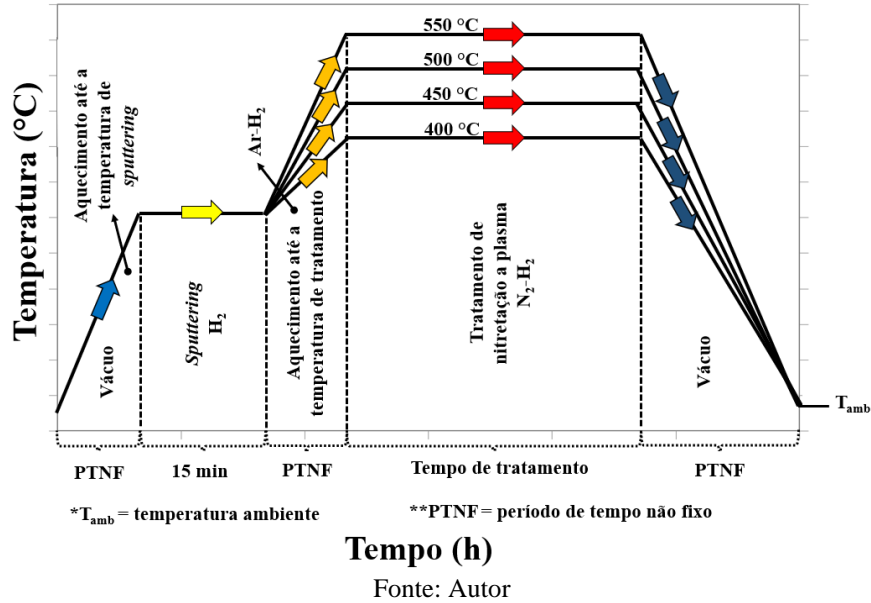


Fonte: Autor

3.4 Procedimentos utilizados na nitretação a plasma

Os tratamentos de nitretação a plasma foram conduzidos em um reator (tipo sino), desenvolvido pelo GES, com sede no LdTM da UFRGS. A ilustração esquemática dos ciclos empregados nos tratamentos de nitretação a plasma são mostrados na Figura 3.8. Na etapa inicial dos tratamentos foi realizado o aquecimento em vácuo até atingir a temperatura de limpeza. O *sputtering* foi realizado durante 15 min, com gás hidrogênio puro com fluxo de 140 sccm, e na etapa de aquecimento até atingir a temperatura de tratamento foi usado uma mistura de argônio e hidrogênio, com 150 sccm de argônio e 140 sccm de hidrogênio. Após atingir a temperatura de tratamento foi utilizada uma mistura gasosa composta por nitrogênio (N_2) e hidrogênio (H_2). Os tratamentos ocorreram em temperatura estável e por períodos variados. Por fim, as amostras e as engrenagens forjadas foram resfriadas lentamente em vácuo até atingir a temperatura ambiente. Neste trabalho, durante os tratamentos de nitretação a plasma foram variados os parâmetros de temperatura, tempo de tratamento e a composição de nitrogênio na mistura gasosa. Os parâmetros de tratamento empregado nas amostras de geometria simples e nas engrenagens forjadas são mostrados na Tabela 3.3 e na Tabela 3.4, respectivamente.

Figura 3.8 – Ilustração dos ciclos empregados nos tratamentos de nitretação a plasma

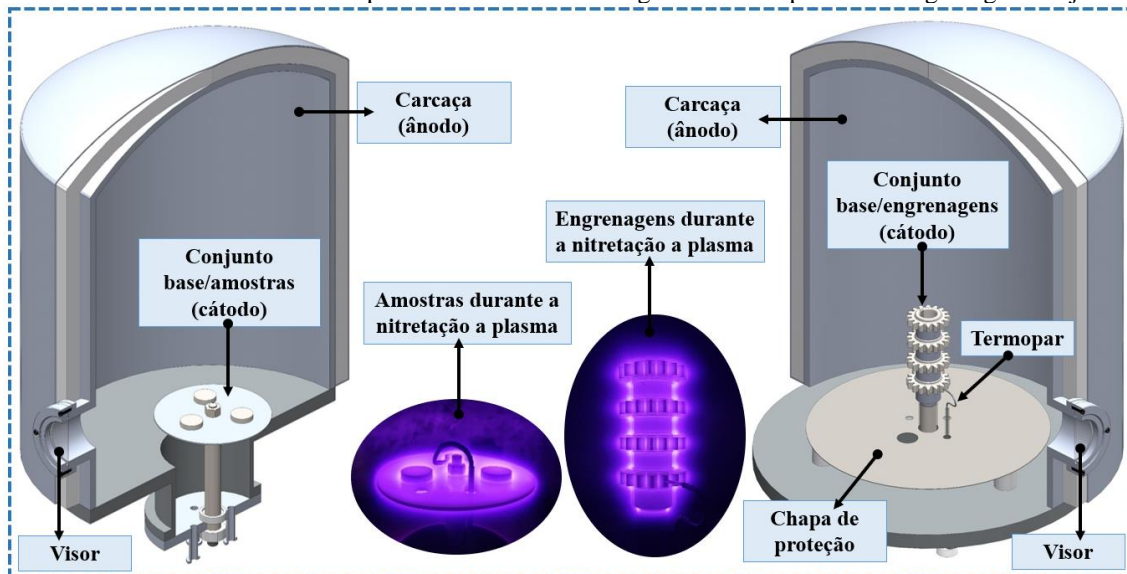


O reator com diâmetro interno de 630 mm e altura de 680 mm (cerca de 212 litros de volume interno), é equipado com uma bomba mecânica de duplo estágio *Alcatel* (modelo *Vacuum Pump*) com velocidade de bombeamento de 27 m³/h, sistema de alimentação e medição do fluxo de gás através do uso de fluxômetros de massa controlados pelo módulo *MKS* (modelo *Type 247D*). O controle de pressão interno é realizado por um sistema *MKS 600 Series Pressure Controller*, que controla a vazão de saída para a bomba através do posicionamento angular de uma válvula do tipo borboleta. O sistema é retroalimentado com um manômetro eletrônico *Baratron* (OLIVEIRA, 2017). Durante os tratamentos, o polo negativo da fonte de potência é acoplado à base de tratamento e o polo positivo a carcaça (aterrada).

Nesta tese, duas configurações de fonte de potência: retificada e pulsada, também desenvolvida pelo GES, foram utilizadas na execução dos tratamentos de nitretação a plasma. A fonte de potência convencional do tipo retificada foi empregada na nitretação das amostras de geometria simples, que demandam menores períodos de tratamento. Devido a fonte de potência do tipo pulsada ser mais estável do que a fonte de potência convencional retificada e minimizar a ocorrência de arco elétrico durante os tratamentos de nitretação a plasma, optou em utilizar uma fonte de potência do tipo pulsada na nitretação das engrenagens forjadas, uma vez que nestes casos a demanda por longos períodos de tratamento para atingir a profundidade de camada desejada é essencial. A fonte de potência convencional do tipo retificada utiliza frequências de até 120 Hz, enquanto a fonte de potência do tipo pulsada opera com frequência na ordem de até 10 kHz.

Antes da realização dos tratamentos de nitretação a plasma, as amostras do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 e as engrenagens forjadas deste mesmo aço foram mergulhadas em álcool etílico e limpas em um ultrassom da *Panambra* (modelo *Metassom-14*), durante 30 minutos. Após finalizado a etapa de limpeza, tanto as amostras quanto as engrenagens foram limpas novamente com algodão embebido em acetona. Ao efetuar o tratamento de nitretação a plasma, as amostras e as engrenagens FZG do tipo-C (Figura 3.9) foram posicionadas sobre o conjunto base-amostras/engrenagens, que é conectado eletricamente com o polo negativo da fonte de potência, sendo considerado o cátodo do sistema de plasma, já o potencial positivo (ânodo) é conectado na carcaça externa do reator. Neste processo, os aços tratados são submetidos diretamente à ação da descarga luminescente. Após a nitretação a plasma, todas as amostras e as engrenagens foram lentamente resfriadas em vácuo até a temperatura ambiente.

Figura 3.9 – Ilustração simplificada do reator de nitretação a plasma utilizado para a realização dos tratamentos de endurecimento superficial das amostras de geometria simples e das engrenagens forjadas



Fonte: Autor

O reator conta com uma janela de inspeção que permite a visualização da formação do plasma, e uma série de passadores servem para a passagem de potência, termopares e gases. A instrumentação envolve a medição da tensão, corrente, e medição de temperatura. Em todos os tratamentos foram tratadas duas amostras, em conjunto com uma terceira amostra auxiliar de mesma geometria, utilizada para verificação da temperatura durante o processo. Esta amostra especial possui um furo lateral onde um sensor de temperatura termopar tipo K com isolamento mineral e bainha de inconel é anexado, o termopar é protegido com auxílio de tubos de borossilicato e miçangas cerâmicas. O mesmo procedimento foi conduzido durante o tratamento de endurecimento superficial das engrenagens, porém neste

caso, foram preparadas três engrenagens, em conjunto com uma quarta engrenagem auxiliar para verificação da temperatura.

3.4.1 Parâmetros de nitretação a plasma investigados em amostras

Para estudar o efeito dos parâmetros de nitretação a plasma sobre a estrutura da camada de compostos e da zona de difusão, foi realizada uma variação sistemática dos parâmetros do processo (temperatura, tempo e composição de nitrogênio) sobre amostras de geometria simples do aço DIN 18MnCrSiMo6-4, Tabela 3.3. Inicialmente, a nitretação a plasma foi realizada com uma mistura gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) por períodos de 3, 6 e 9 h, e em temperaturas de 400, 450, 500 e 550 °C. A mistura gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) foi inicialmente utilizada pois proporciona a formação de elevadas profundidades de camada, mesmo em curtos períodos de nitretação (DALCIN *et al.*, 2021). Portanto, na etapa inicial deste trabalho foi optado por empregar essa composição fixa e variar a temperatura e o tempo.

A faixa de temperatura foi escolhida com base em temperaturas típicas de nitretação a plasma para aços de baixa liga, com o objetivo de avaliar a temperatura máxima a ser usada para acelerar o crescimento da camada sem causar uma redução na dureza do núcleo. Nas próximas etapas desta tese foram realizados tratamentos de nitretação a plasma nas engrenagens forjadas, onde são necessários tempos de tratamento mais longos para produzir a profundidade de camada adequada. Nesses casos, é recomendado o uso de temperaturas mais altas para encurtar o tempo de nitretação, mas a temperatura deve ser alta o suficiente para não prejudicar a dureza do núcleo (LUO *et al.*, 2010). Com base nestes resultados preliminares, novos outros tratamentos foram definidos e testados, visando selecionar o parâmetro mais adequado para aplicações nas engrenagens pinhão em estudo.

Os resultados relatados por Dalcin *et al.* (2020a) mostram que o uso de baixas temperaturas (400 e 450 °C) demandam tempos longos de tratamento para atingir a profundidade de camada esperada para aplicações em engrenagens, enquanto o uso da temperatura de 550 °C foi prejudicial a dureza de núcleo das amostras nitretadas. Por esse motivo, os demais experimentos não foram conduzidos com as temperaturas de 400, 450 e 550 °C. A fim de selecionar os melhores parâmetros de nitretação, novos experimentos de nitretação a plasma foram realizados sobre amostras de geometria simples em 500 °C por períodos de 3, 6 e 9 h e com misturas gasosas composta por 5 e 24% N₂, respectivamente.

Tabela 3.3 – Parâmetros de nitretação a plasma testados nas amostras de geometria simples

Parâmetros preliminares testados em amostras de geometria simples*							
Tempo (h)	Temperatura (°C)	Tensão, rms (V)	Corrente, rms (A)	Potência, rms (kVA)	Densidade de corrente (mA/cm ²)	Mistura gasosa	Pressão da mistura gasosa (Pa)
3	400	440	2,1	0,9	2,0	76% N ₂	300
6		437	2,0	0,9		+	
9		443	2,0	0,9		24% H ₂	
3	450	457	2,2	1,0	2,2	76% N ₂	300
6		456	2,2	1,0		+	
9		455	2,3	1,0		24% H ₂	
3	500	468	2,2	1,0	2,4	76% N ₂	300
6		470	2,3	1,1		+	
9		464	2,4	1,1		24% H ₂	
3	550	511	2,9	1,5	2,9	76% N ₂	300
6		518	2,9	1,5		+	
9		530	3,0	1,6		24% H ₂	
Novos parâmetros testados em amostras de geometria simples**							
Tempo (h)	Temperatura (°C)	Tensão, rms (V)	Corrente, rms (A)	Potência, rms (kVA)	Densidade de corrente (mA/cm ²)	Mistura gasosa	Pressão da mistura gasosa (Pa)
3	500	585	1,6	0,9	1,8	5% N ₂	400
6		629	1,7	1,1		+	
9		650	2,0	1,3		95% H ₂	
3	500	580	1,8	1,0	2,1	24% N ₂	300
6		553	1,9	1,0		+	
9		500	2,2	1,1		76% H ₂	

A fonte de potência do tipo retificada foi empregada em todos os parâmetros testados em amostras com geometria simples. A variação do tempo de tratamento para as diferentes temperaturas e composições de nitrogênio foi necessária devido a necessidade em obter a constante de crescimento de camada (k) para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4, e posteriormente, projetar o tempo de tratamento adequado para as engrenagens.

*O objetivo dos parâmetros preliminares foi selecionar a temperatura de nitretação para os novos experimentos.

**Os novos experimentos foram realizados na temperatura selecionada nos testes preliminares.

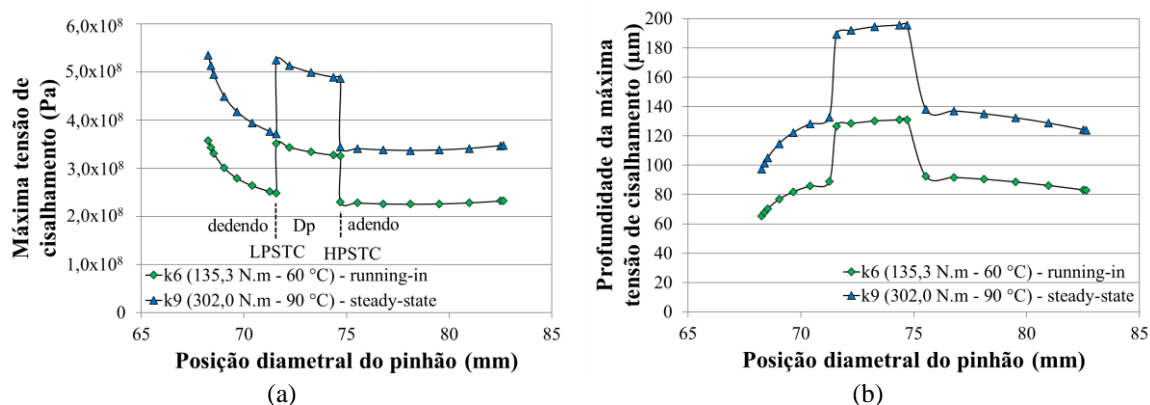
Fonte: Autor

A tensão e a pressão foram ajustadas para atingir a temperatura de tratamento (DALCIN *et al.*, 2020b). Uma vez que a câmara funcionou no modo de parede fria (ou seja, nenhum sistema de aquecimento auxiliar foi usado), o aquecimento das amostras dependente diretamente do bombardeamento de íons. A nitretação de plasma em uma atmosfera contendo maior proporção de hidrogênio requer aplicações de maiores diferenças de potencial, uma vez que a massa do átomo de hidrogênio é menor, causando um menor momento linear do que o nitrogênio (ALSARAN *et al.*, 2002). Como consequência, também a pressão deve ser ajustada para compensação, levando a escolha de uma pressão mais elevada nos tratamentos com mistura de gases contendo 5% N₂ (95% H₂) do que para as outras composições de gases. A densidade de corrente foi calculada dividindo a corrente medida pela área total coberta pela bainha de plasma (DALCIN *et al.*, 2021). A densidade de corrente não pode ser controlada diretamente, pois não foi utilizado um sistema de aquecimento auxiliar. A temperatura depende da densidade da corrente. A densidade da corrente depende da tensão, pressão e da mistura gasosa que está sendo usada.

3.4.2 Previsão da profundidade de camada e parâmetros usados na nitretação das engrenagens forjadas – Grupo II de experimentos

Para que as engrenagens atendam as condições de serviço as quais são submetidas durante os ensaios de desgaste do tipo FZG, estas precisam ter uma dureza superficial suficiente e a profundidade da camada nitretada deve ser maior do que a profundidade da máxima tensão de cisalhamento (RAKHIT, 2000; PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; DAVIS, 2005; GERASIMOV *et al.*, 2016). O cálculo para determinar a máxima tensão de cisalhamento e a profundidade máxima da tensão de cisalhamento (para a geometria das engrenagens em estudo), foram baseados nas equações apresentadas na Tabela 2.1 (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005) utilizando as informações da Tabela 3.11 como dados de entrada. Para facilitar as análises futuras da rugosidade e do desgaste, os perfis dos dentes foram divididos em 3 regiões (adendo, Dp e dedendo). A Figura 3.10(a) mostra que a máxima tensão de cisalhamento se encontra na região do dedendo, e Figura 3.10(b) revela que a profundidade da máxima tensão cisalhante se localiza na região do diâmetro primitivo (Dp). Por questões de segurança, a profundidade mínima da camada nitretada deve ser estimada para ser maior do que a profundidade máxima da tensão de cisalhamento na região do diâmetro primitivo. De acordo com a Figura 3.10(b), a profundidade máxima da tensão de cisalhamento proveniente de um torque de 302,0 N.m (torque máximo que as engrenagens FZG foram submetidas durante os ensaios desgaste por *pitting (steady-state)* ocorre é aproximadamente 194,5 μm .

Figura 3.10 – (a) Máxima tensão de cisalhamento na posição diametral do pinhão; (b) Profundidade da máxima tensão de cisalhamento na posição diametral do pinhão



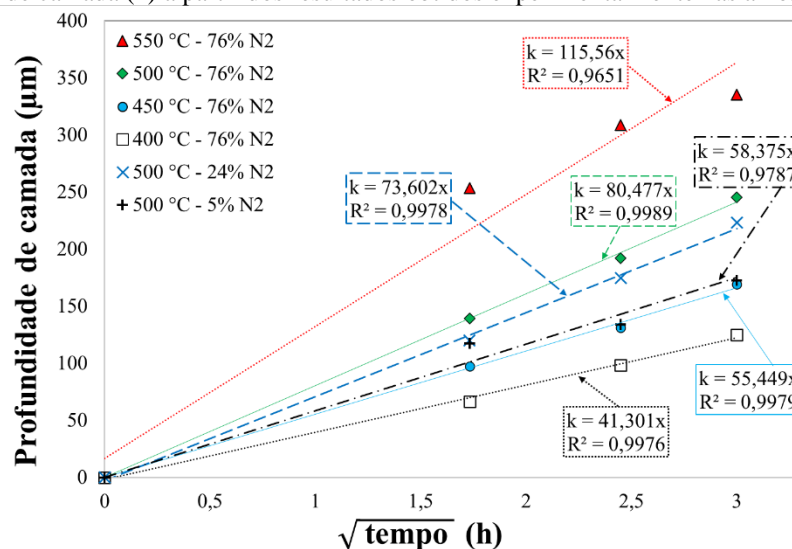
Fonte: Autor

Após calculado o ponto de maior profundidade da tensão de cisalhamento ($\sim 194,5 \mu\text{m}$) e a máxima tensão de cisalhamento ($\sim 5,0 \times 10^8 \text{ Pa}$) na região do diâmetro primitivo foi projetado a profundidade da camada nitretada a plasma para os parâmetros previamente

investigados (temperatura e composição de nitrogênio) sobre as amostras do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4. Os cálculos foram realizados com auxílio do programa computacional, denominado de *EngCalc*, desenvolvido por Muraro e Reisdorfer (2010) no Laboratório de Superfícies e Contato (LASC) da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR) para executar os cálculos relacionados ao contato entre engrenagens cilíndricas de dentes retos.

Os valores das profundidades de camada medida experimentalmente na seção transversal das amostras nitretadas em 400, 450, 500 e 550 °C, para os tempos de 3, 6 e 9 h foram plotados no software Excel no eixo vertical e a raiz quadrada do tempo (3, 6 e 9 h) no eixo horizontal (Figura 3.11). Em seguida foi traçado uma linha de tendência linear e exibido a equação para determinar a constante de crescimento de camada (k), ver Figura 3.11, para as condições previamente investigadas (DALCIN *et al.*, 2020a; DALCIN *et al.*, 2020b). Na sequência, foi feita uma extrapolação linear no software Excel multiplicando a constante de crescimento de camada (k) pela raiz quadrada do tempo tendendo ao infinito para estimar as profundidades de camada apresentadas na Figura 5.1. Por fim, as profundidades de camada estimadas pela Equação (2.1) foram plotadas no eixo vertical enquanto o tempo previsto para produzir as camadas nitretadas foram plotados no eixo horizontal da Figura 5.1, a fim de estimar o tempo de nitretação necessário para formação da camada com a profundidade desejada.

Figura 3.11 – Procedimento usado para determinar a equação e a função quadrática da constante de crescimento de camada (k) a partir dos resultados obtidos experimentalmente nas amostras nitretadas



Fonte: Autor

Devido as particularidades do processo e por motivos de segurança, optou-se em produzir camadas nitretadas com profundidade de aproximadamente 300 μm , assim como recomendado por Podgornik; Vizintin (2001). Os tratamentos de nitretação a plasma pulsado das engrenagens FZG foram realizados na temperatura de 500 $^{\circ}\text{C}$, por períodos de 15, 20 e 30 h, com misturas gasosas: 76, 24 e 5% N_2 , respectivamente. A Tabela 3.4 mostra os principais parâmetros usados na nitretação a plasma pulsado das engrenagens forjadas em aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4.

Tabela 3.4 – Parâmetros de nitretação a plasma pulsado testados nas engrenagens forjadas

Tempo* (h)	Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	Tensão, rms (V)	Corrente, rms (A)	Potência, rms (kVA)	Densidade de corrente (mA/cm ²)	Mistura gasosa	Pressão da mistura gasosa (Pa)
15	500	390	1,6	0,6	2,1	76% N_2 + 24% H_2	300
20	500	470	1,5	0,7	2,0	24% N_2 + 76% H_2	400
30	500	300	1,4	0,4	1,8	5% N_2 + 95% H_2	400

A fonte de potência do tipo pulsada foi usada na nitretação das engrenagens forjadas.

*O tempo de nitretação projetado para produzir nas engrenagens forjadas uma camada de aproximadamente 300 μm , foi estimado pela Equação (2.1), com base na constante de crescimento de camada (k) que foi obtida na caracterização das amostras de geometria simples (Figura 3.11).

Fonte: Autor

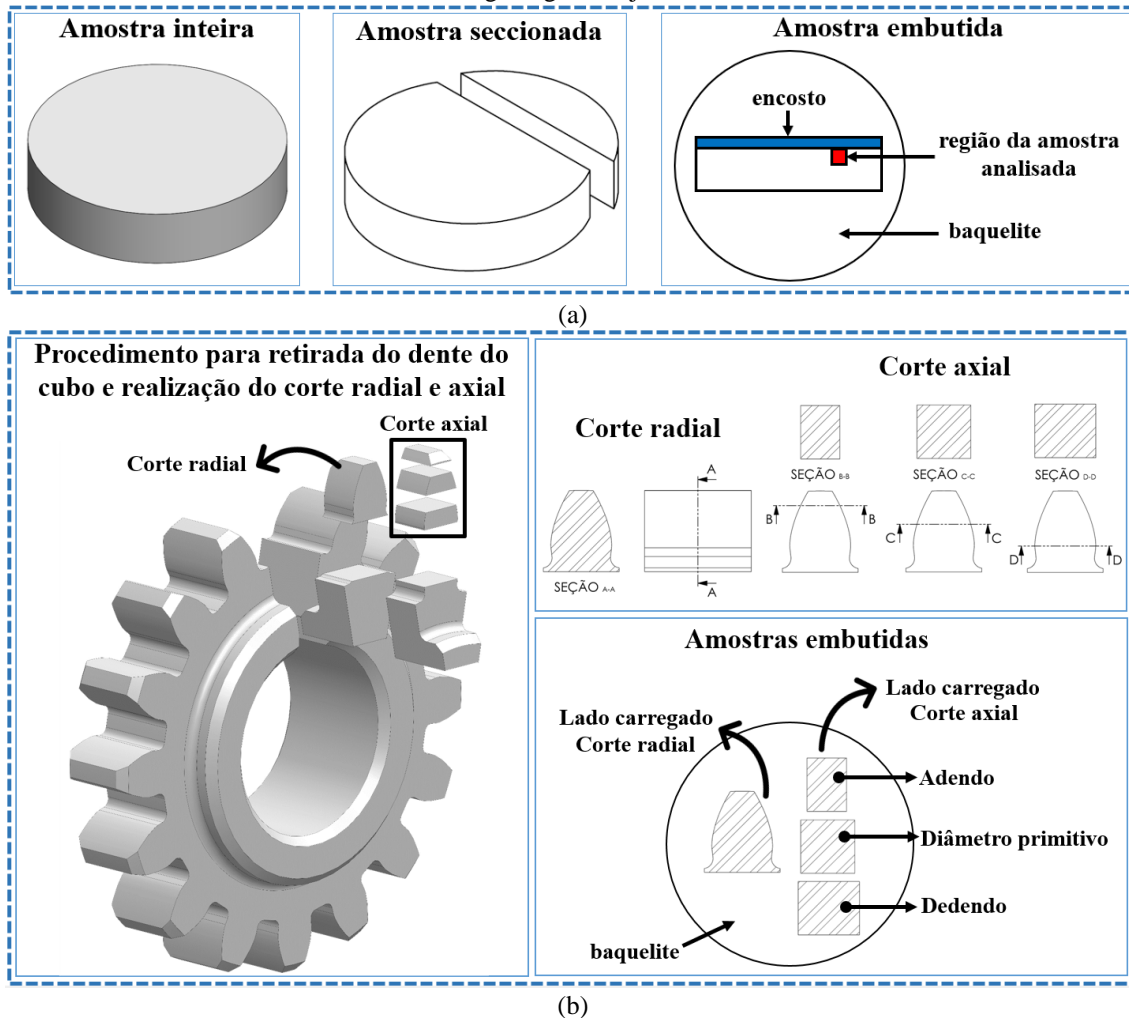
3.5 Análise metalográfica

Para revelar a camada de compostos e a microestrutura resultante após a nitretação a plasma foram realizadas análises por microscopia ótica das amostras de geometria simples e do flanco das engrenagens. A profundidade de camada foi revelada sobre uma seção de corte transversal. O preparo das amostras cilíndricas de geometria simples e das engrenagens cilíndricas de dentes retos, Figura 3.12(a, b), foram realizados com base em procedimentos estabelecidos na norma ASTM E3 (1995).

Todas as amostras cilíndricas de geometria simples, Figura 3.12(a), foram cortadas em um disco diamantado (diâmetro 102 mm e espessura 0,3 mm) na cortadora metalográfica *Allied Techcut 4* do Grupo de Engenharia de Superfícies (GES) do LdTM–UFRGS, na velocidade de 200 rpm. O óleo utilizado no processo de corte das amostras foi o *Max-Tap10*. Após o corte da seção, fixou-se no topo da amostra nitretada um encosto metálico previamente lixado até a granulometria de 1200 mesh, com o intuito de preservar a camada nitretada durante as etapas de preparação (lixamento e polimento). O conjunto amostra-

encosto, foi então embutido em baquelite na embutidora *Struers* (modelo *Predopress*), do Laboratório de Metalografia da UTFPR, e em seguida procedeu-se o lixamento padrão com lixas d'água de granulometria crescente de (#100, #220, #320, #400, #600, #1200) mesh, em uma lixadeira *Struers* (modelo *Knuth-Rotor-3*) do Laboratório de Metalografia da UTFPR.

Figura 3.12 – Processo de corte e embutimento para metalografia: (a) Amostras cilíndricas; (b) Dentes das engrenagens forjadas



Fonte: Autor

Na sequência, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 3 μm em uma politriz *Struers* (modelo *DP 10*), do Laboratório de Metalografia da UTFPR. Finalmente as amostras foram atacadas com Nital 3% para revelar espessura da camada de compostos e a microestrutura resultante após a nitretação a plasma. Após o ataque, as amostras foram lavadas em água corrente, mergulhadas em álcool isopropílico e secadas em uma secadora *Struers* (modelo *Drybox-2*) do Laboratório de Metalografia da UTFPR. A aquisição de imagens foi efetuada por um microscópio óptico *Olympus* (modelo *BX51M*), disponível no Laboratório de Metalografia da UTFPR. A espessura da camada de compostos foi medida usando as rotinas do software *Image J*.

Para caracterizar as engrenagens pinhão após os ensaios de desgaste do tipo FZG, inicialmente foram realizados cortes nas engrenagens em uma cortadora metalográfica *Arotec* (modelo *Arocor 60*) do Laboratório de Metalografia da UTFPR, com objetivo de extrair dentes do cubo das engrenagens para posteriormente fazer a sua caracterização. Os dentes foram cortados na direção radial e axial em uma máquina de corte por precisão *Buehler* (modelo *Isomet 4000*) do Laboratório de Metalografia da UTFPR. A seção radial A-A, Figura 3.12(b), foi usada para medição dos perfis de microdureza, medição da espessura de camada de compostos, revelar a microestrutura resultante após a nitretação e mostrar a profundidade de trincas após os ensaios de desgaste FZG. As seções axiais B-B, C-C e D-D, Figura 3.12(b), foram utilizadas para completar o estudo de profundidade e propagação das trincas nas regiões do adendo, do diâmetro primitivo e do dedendo.

As partes cortadas foram embutidas em baquelite na embutidora *Struers* (modelo *Predopress*), e em seguida, foi realizado as etapas de lixamento sequencial com lixas d'água de granulometria crescente de (#100, #220, #320, #400, #600, #1200) mesh, em uma lixadeira *Struers* (modelo *Knuth-Rotor-3*). Neste caso, o polimento foi dividido em duas fases, na primeira delas, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 3 µm em uma politriz *Struers* (modelo *DP 10*), e por fim, as amostras foram polidas em uma politriz semi-automática *Buehler* (modelo *Automet 250*) do Laboratório de Metalografia da UTFPR. Os parâmetros utilizados na politriz semi-automática são mostrados na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 – Parâmetros utilizados para polir as amostras na politriz semi-automática

Pano (arotec)	Granolometria pasta diamante (µm)	Tempo (min)	Força (N)	Rotação (rpm)	Sentido do cabeçote	Sentido do pano
<i>MOD FVL</i>	1	30	15	150	Horário	Anti-horário

Fonte: Autor

A aquisição de imagens foi efetuada usando um microscópio óptico *Olympus* (modelo *BX51M*). Inicialmente foi realizado uma análise da profundidade e do sentido de propagação das trincas embaixo da superfície carregada do dente da engrenagem. Foram analisadas as regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo. Isso foi feito somente em um dente do pinhão para cada condição estudada. Os dentes das engrenagens analisadas foram selecionados aleatoriamente com o intuito de revelar como foi a propagação das trincas. Posteriormente, as amostras foram atacadas com Nital 3%, em tempos de aproximadamente 15 segundos, e em seguida, lavadas em água corrente, mergulhadas em álcool isopropílico e secadas em uma secadora *Struers* (modelo *Drybox-2*). Nesta etapa, a aquisição de imagens para revelar a microestrutura do material e a espessura da camada de

compostos foi efetuada por um microscópio óptico *Olympus* (modelo *BX51M*), enquanto a aquisição de imagens para revelar a macroestrutura foi realizada por um microscópio estereoscópio *Olympus* (modelo *SZX10*), disponível no Laboratório de Metalografia da UTFPR. A espessura da camada de compostos foi medida no software *Image J*.

3.6 Determinação da dureza de núcleo

Para verificar se houve ou não modificações na dureza de núcleo das amostras e das engrenagens forjadas após os tratamentos de nitretação a plasma foram realizados ensaios de dureza *Rockwell C* em um durômetro universal *Precision* (modelo *MRS EXP*), disponível no LdTM–UFRGS, seguindo recomendações de Garcia *et al.* (2014) e da norma ASTM E18 (2019). A caracterização da dureza de núcleo das amostras de geometria simples nitretadas a plasma foram reveladas a partir de medições aleatórias na face inferior (não nitretada). Devido a região do flanco dos pinhões ter pouco espaço disponível para mapear a dureza de núcleo, optou-se em medir a dureza de núcleo das engrenagens forjadas em regiões aleatórias do cubo (faces planas que não foram cobertas pela bainha do plasma durante o tratamento).

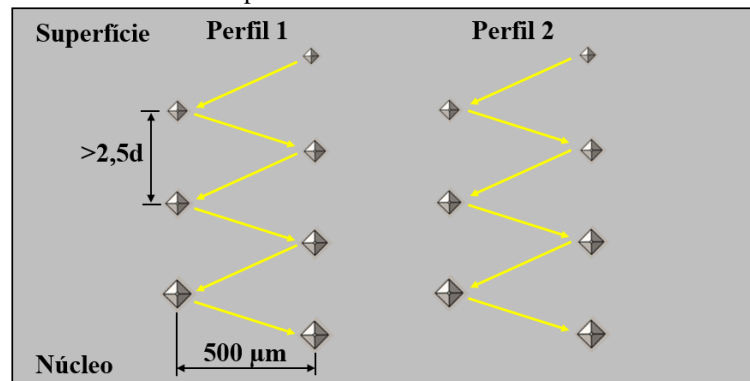
3.7 Construção dos perfis de microdureza

As medições de microdureza das amostras foram realizadas em um microdurômetro Vickers *Insize* (modelo *ISH-TDV 1000*) disponível no LdTM–UFRGS, enquanto as medições de microdureza dos dentes das engrenagens forjadas foram medidas em um microdurômetro Vickers *Struers* (modelo *Duramin*) disponível no LAMEF–UFRGS, com o objetivo de obter a dureza superficial, verificar os gradientes de dureza formado entre a zona de difusão e o núcleo, e estimar a profundidade das camadas nitretadas a plasma. As medidas de microdureza foram feitas com carga de 100 gf, e para evitar a interferência entre as medidas devido ao encruamento local pela indentação Vickers, foi respeitado a distância de 2,5 vezes ao comprimento médio entre centro das duas impressões.

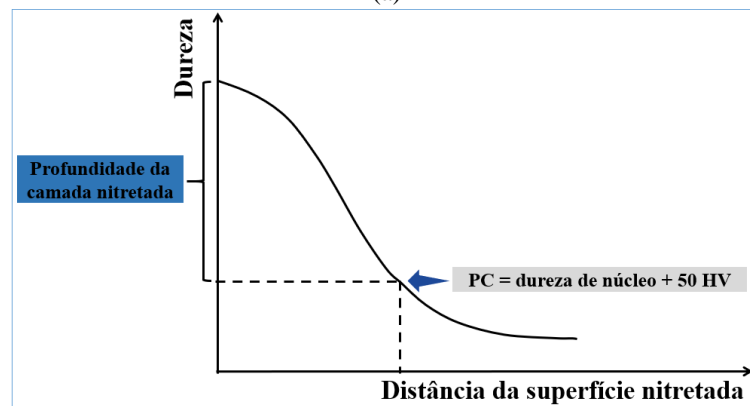
A microdureza da superfície foi obtida a partir de medições em regiões aleatórias da face da amostra nitretada. Os valores (médios) utilizados na análise da microdureza superficial correspondem a média de 9 indentações. Os perfis de microdureza Vickers foram construídos sob a seção transversal das amostras e dos dentes das engrenagens nitretadas a plasma, Figuras 3.12(a, b), seguindo recomendações da norma ASTM E92 (2017). A profundidade da camada nitretada foi determinada a partir da média de 5 perfis de microdureza. Cada perfil de microdureza corresponde a duas colunas, Figura 3.13(a),

variando a distância da superfície em um “zig-zag”, partindo de regiões próximas da superfície e deslocando-se em direção ao núcleo das amostras. De acordo com a norma DIN 50 190 (1979), a profundidade total da camada nitretada (camada de compostos + zona de difusão), Figura 3.13(b), é considerada até a posição em que as medidas de dureza são 50 HV acima da dureza de núcleo (PC = dureza núcleo + 50 HV).

Figura 3.13 – (a) Ilustração esquemática para construção dos perfis de microdureza*; (b) Procedimentos para estimar a profundidade da camada nitretada**



(a)



(b)

OBS: Os valores da dureza de núcleo considerados nesse caso específico são os valores médios obtidos no próprio perfil de dureza, quando a dureza se estabiliza (região não afetada pela nitretação).

Fonte: *Autor; **Adaptado de DIN 50 190, 1979

3.8 Medição da dureza superficial e do módulo de elasticidade

Ensaio de dureza instrumentada são frequentemente utilizados para determinar a dureza superficial e o módulo de elasticidade de filmes finos (FISCHER-CRIPPS, 2011; BOTH *et al.*, 2014; ISO 14577-1, 2015; QIU *et al.*, 2015), justamente pela possibilidade de usar cargas mais baixas que os sistemas de medição de dureza convencionais (GARCIA *et al.*, 2014) e conseqüentemente minimizar a influência do substrato nos resultados de caracterização das superfícies (PHARR, 1998). No caso de aplicação de carga sobre esse sistema, as deformações do aço (substrato) permanecem no campo elástico, resultando em

descontinuidades de tensões na interface substrato-superfície nitretada, capaz de ocasionar falhas nos flancos das engrenagens submetidas à ensaios de desgaste FZG.

A dureza superficial e o módulo de elasticidade das superfícies nitretadas a plasma foram medidas (em regiões aleatórias da face da amostra nitretada) em um ultramicrodurômetro *Shimadzu* (modelo *DUH-211S*) equipado com indentador de Berkovich, disponível na Pontifícia Universidade Católica do Paraná (PUC-PR). Devido à complexidade geométrica das engrenagens, a medição da dureza superficial e o módulo de elasticidade foram realizadas somente em amostras de geometria simples. Neste estudo, foram realizadas 5 indentações para cada condição investigada, utilizando uma carga de 1000 mN durante 10 segundos.

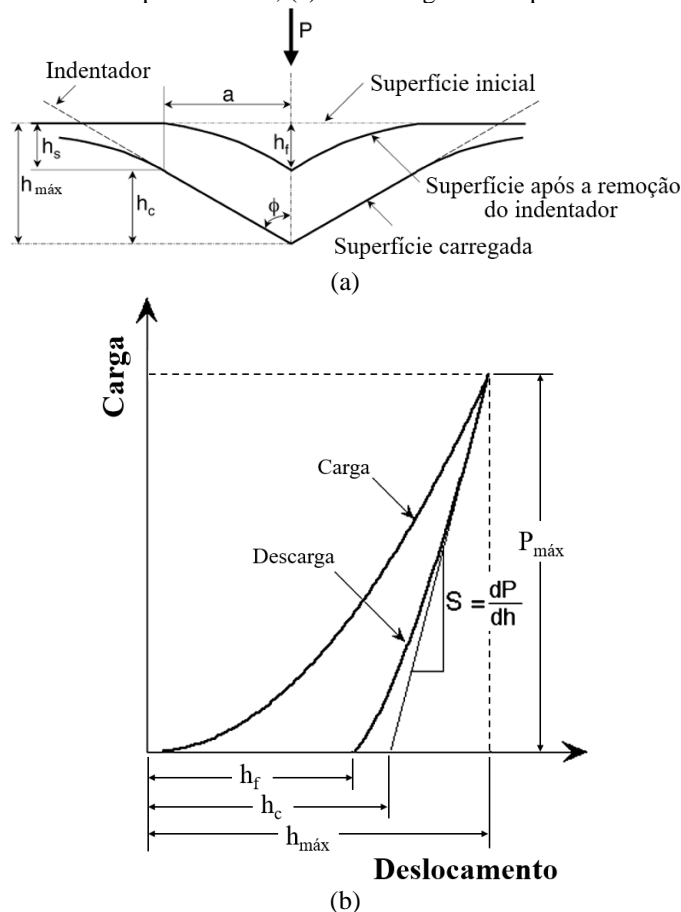
Ao realizar o ensaio de dureza instrumentada, os principais parâmetros a serem obtidos são a dureza por penetração (H_{IT}) e o módulo de elasticidade por penetração (E_{IT}), registrando a profundidade do penetrador efetivamente em contato sob carga máxima (h_c) e comparando-a com a espessura da camada nitretada (PHARR, 1998; OLIVER; PHARR, 2004). No ensaio de dureza instrumentada, o penetrador é pressionado contra a superfície da amostra e ocorrem deformações elásticas e plásticas, resultando na formação de uma impressão conforme a geometria do penetrador, Figura 3.14(a). Após a retirada do penetrador, apenas a deformação elástica se recupera. A Figura 3.14(b) mostra uma curva “carga *versus* profundidade de penetração” típica da dureza instrumentada.

Para o cálculo da área de contato, necessária para a obtenção da dureza, a formulação começa pela medida da rigidez da superfície [$S = (dP/dh)$]. O termo representa a rigidez do contato elástico no início do descarregamento, definido pela inclinação da reta tangente à curva de descarregamento no ponto de carga máxima (PHARR, 1998; OLIVER; PHARR, 2004). Em seguida é determinado a profundidade do indentador efetivamente em contato sob carga máxima [$h_c = (h_{m\acute{a}x} - h_s)$]. Para o indentador Berkovich (pirâmide de base triangular), a área de contato projetada (A_c) depende da profundidade do penetrador efetivamente em contato sob carga máxima (h_c) [$A_c = (24,56.h_c^2)$]. E finalmente é obtido o valor da dureza (H_{IT}) através da Equação (3.1) (FISCHER-CRIPPS, 2011; ISO 14577-1, 2015; HERNÁNDEZ *et al.*, 2020).

$$H_{IT} = \left(\frac{P_{m\acute{a}x}}{A_c} \right) \quad (3.1)$$

Tendo o valor da área de contato projetada (A_c) e da rigidez (S), é possível determinar o módulo de elasticidade por penetração (E_{IT}), que é equivalente ao módulo de Young. O primeiro passo é conhecer o módulo de elasticidade reduzido (E_r), que é uma medida da resistência a deformação do sistema indentador-superfície, ver Equação (3.2). Sendo β um fator de correção geométrica que depende da geometria do penetrador. Para o indentador Berkovich, $\beta = 1.034$ (PHARR, 1998; HERNÁNDEZ *et al.*, 2020). Logo, o módulo de elasticidade por penetração (E_{IT}) resulta na Equação (3.3). Sendo: E e ν : o módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson do material da amostra; E_i e ν_i : o módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson do penetrador. Para o diamante temos: $E_i = 1,14E6$ MPa; $\nu_i = 0,07$ (HERNÁNDEZ *et al.*, 2020).

Figura 3.14 – Ilustração esquemática do ensaio de dureza instrumentada: (a) deformação de um material elasto-plástico durante e após o ensaio; (a) curva carga *versus* profundidade de penetração



Onde: $P_{máx}$ = carga máxima atingida no ensaio (m.N); $h_{máx}$ = profundidade de penetração alcançada para $P_{máx}$ (μ m); h_c = profundidade do penetrador efetivamente em contato sob carga máxima (m); h_f = profundidade final após a retirada da carga (m); h_s = deslocamento da superfície, $h_s = h_{máx} - h_c$ (m); A_c = área de contato projetada (m^2); S = rigidez de contato (N/m).

Fonte: PHARR, 1998; OLIVER; PHARR, 2004; FISCHER-CRIPPS, 2011

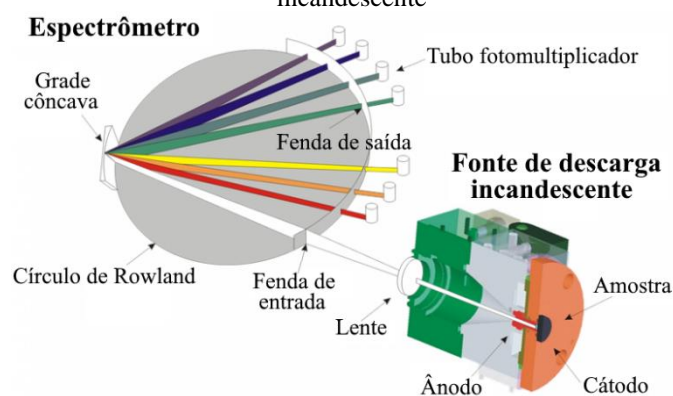
$$E_r = \left(\frac{S}{2\beta} \frac{\sqrt{\pi}}{\sqrt{A_c}} \right)^{-1} \quad (3.2)$$

$$E_{IT} = (1 - v^2) \left(\frac{2\beta}{s} \sqrt{\frac{A_c}{\pi}} - \frac{1-v_i^2}{E_i} \right)^{-1} \quad (3.3)$$

3.9 Determinação dos perfis de composição química

Os perfis de composição química pela profundidade de camada das superfícies nitretadas a plasma foram obtidos por meio de *Glow Discharge Optical Emission Spectrometry (GDOES)*. Devido à complexidade geométrica das engrenagens, as análises via GDOES foram realizadas somente na superfície das amostras de geometria simples. A determinação da composição química foi realizada usando um espectrômetro *Leco* (modelo *GDS 750 A*), disponível no Leibniz do *Stiftung Institut für Werkstofftechnik (IWT)* de Bremen (Alemanha). O princípio de funcionamento da técnica de espectrometria de emissão óptica de descarga incandescente pode ser melhor compreendido através da Figura 3.15. Para atomização e excitação, íons pesados de um gás nobre (argônio) colidem com alta energia cinética na amostra que funciona como o cátodo em um plasma de descarga incandescente. O impacto destes íons causa a pulverização de partículas atômicas da superfície da amostra. O estado de equilíbrio destas partículas é restabelecido após as colisões com os íons no plasma pela emissão de um fóton de energia específica para cada elemento, após nano segundos.

Figura 3.15 – Princípio de funcionamento da técnica de espectrometria de emissão óptica de descarga incandescente



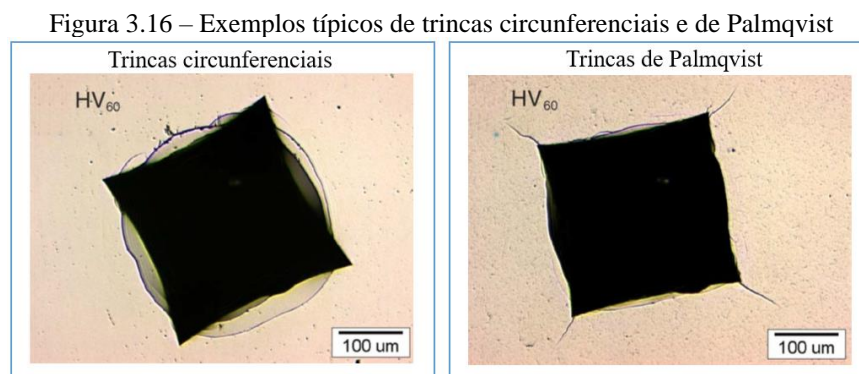
Fonte: SPECTRUMA ANALYTIK GMBH, 2021

A dispersão de luz é conduzida pelo espectrômetro de emissão óptica. A luz é então intensificada fotoeletricamente com fotomultiplicadores localizado no círculo de Rowland. Valores absolutos de concentração das intensidades relativas das linhas são obtidas pelo uso de padrões de calibração. As intensidades de todas as linhas são medidas simultaneamente (2 círculos, 48 canais, $\lambda = 130-750$ nm). A pulverização de átomos da amostra no plasma de descarga incandescente causa um processo de erosão em sua superfície. A profundidade de

erosão está relacionada ao tempo de bombardeamento. Deste modo, a quantidade dos elementos com a profundidade pode ser obtida por uma análise de concentração de elementos relacionada ao tempo de bombardeamento.

3.10 Estimativa da tenacidade à fratura da camada de compostos

A tenacidade à fratura da camada de compostos das superfícies nitretadas a plasma foi determinada através do ensaio de dureza Vickers (SHETTY *et al.*, 1985; NOLAN *et al.*, 2006). Escolheu-se este método pelo fato do indentador Vickers apresentar arestas de 90°, que induzem a formação de trincas. No estudo desenvolvido por Nolan *et al.* (2006) para estimar a tenacidade à fratura de camadas nitretadas, verificou-se a formação de dois tipos de trincas: circunferenciais e de Palmqvist, Figura 3.16. Em geral, as trincas circunferenciais, têm formação subsuperficial e se estendem em profundidade de maneira semicircular na superfície. Por outro lado, as trincas de Palmqvist, são pouco profundas e têm origem na superfície. A tenacidade à fratura das camadas nitretadas a plasma pode ser estimada apenas para os casos em que se formam as trincas de Palmqvist, através da medição do comprimento médio da trinca (l), do comprimento médio da diagonal da indentação (a) e da carga empregada no teste (P), Equação (3.4) (SHETTY *et al.*, 1985).



Fonte: NOLAN *et al.*, 2006

$$K_{IC} = 0,0319 \left(\frac{P}{a\sqrt{l}} \right) \quad (3.4)$$

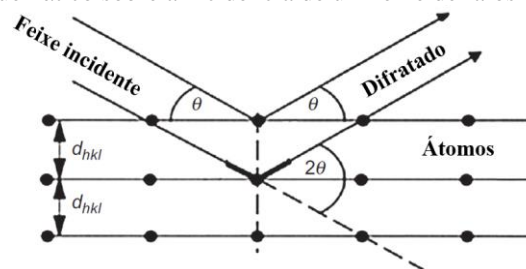
Para facilitar a visualização das trincas, as superfícies nitretadas a plasma foram levemente polidas com pasta de diamante de 3 μm por tempo de aproximadamente 20 segundos, antes da realização das indentações. As indentações foram feitas em um durômetro Vickers *Instron* (modelo *Tukon 2100B*) do LAMEF–UFRGS, com cargas de 1, 5, 10, 20, 30 e 50 kgf, respectivamente. Em seguida, as imagens das impressões geradas pelo indentador foram obtidas em um microscópio óptico *Olympus* (modelo *GX-51*), disponível

no LdTM–UFRGS. As dimensões das diagonais e das trincas de Palmqvist foram medidas no software *Image J*. Por fim, a tenacidade à fratura (K_{IC}) foi calculada com base na Equação (3.4), usando os valores médios de comprimento das diagonais e de comprimento das trincas de Palmqvist em função da carga aplicada. Como a tenacidade à fratura K_{IC} deve ser independente da carga aplicada, os valores de K_{IC} medidos em diferentes cargas foram extrapolados no software Excel para uma carga zero. Portanto, a tenacidade à fratura da camada nitretada estimada para uma carga zero, denotada por K_{IC0} , representa os valores mais confiáveis (NOLAN *et al.*, 2006).

3.11 Análise de fases e medição de tensões residuais por difração de raios-X

Para os dois estudos de caso, a análise de fases e os perfis de tensões residuais da zona de difusão foram medidos pela técnica por difração de raios-X. A difração de raios-X é regida pela Lei de Bragg, que correlaciona o ângulo do feixe incidente (θ) com o espaçamento atômico interplanar (d_{hkl}), através do ângulo de feixe difratado (2θ). Os resultados da detecção são relacionados a intensidade detectada ao longo dos valores angulares difratados. O princípio de funcionamento desta técnica é a ocorrência de interferência construtiva para determinados ângulos de incidência de um feixe de raios-X sobre uma superfície. Isso ocorre porque a estrutura cristalina atua como uma grade de difração tridimensional. A Figura 3.17 exemplifica o que ocorre quando um feixe incide sobre uma superfície em um determinado ângulo θ e produz um feixe difratado neste mesmo ângulo (FLEWITT; WILD, 2017).

Figura 3.17 – Desenho esquemático sobre a incidência de um feixe de raios-X em uma estrutura cristalina

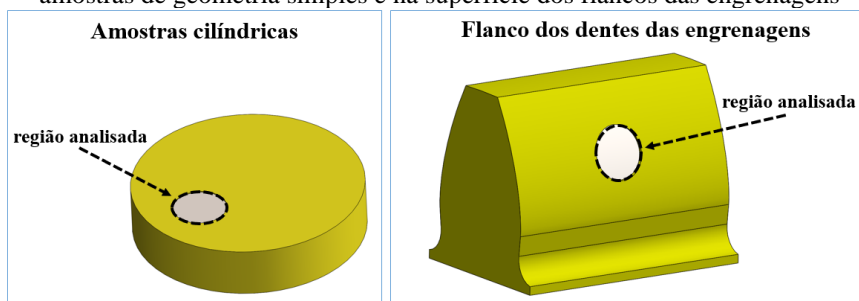


Fonte: SPIEß *et al.*, 2009

A análise de fases e a medição dos perfis de tensões residuais da zona de difusão foram realizadas na superfície das amostras de geometria simples e no flanco das engrenagens nas regiões indicadas na Figura 3.18, usando um difratômetro *XRD M – Research Edition* (modelo *GE Seifert Charon*), disponível no LAMEF–UFRGS. O

procedimento utilizado para a análise de fases e medição de tensões residuais é descrito a seguir.

Figura 3.18 – Região selecionada para a análise de fases e medições das tensões residuais na superfície das amostras de geometria simples e na superfície dos flancos das engrenagens



Fonte: Autor

3.11.1 Análise de fases por difração de raios-X

As fases de ferro α -Fe e austenita retida γ -Fe, assim como a formação de (carbo) nitretos das fases ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N presentes na superfície das amostras nitretadas e dos flancos das engrenagens foram medidas no LAMEF-UFRGS, em um difratômetro equipado por tubo de raios-X de radiação cromo, um colimador de 2 mm para medições com a geometria *Bragg-Brentano* e um detector tipo *Meteor 1 D* de 20 acumulações. As medições da radiação Cr- $k\alpha$ foram produzidas por ânodo rotativo com voltagem de 30 kV e corrente de 50 mA e comprimento de onda de $k\alpha$ igual a 2,2897 Å. Os ângulos 2θ analisados compreendem um intervalo de 50 a 166°, com espaçamento de 0,01° e tempo de escaneamento tangencial e longitudinal de 200 s em cada passo. De acordo com Rocha (2000), em modo normal ($\Psi = 0^\circ$), a radiação de cromo (Cr) possui uma profundidade de penetração no aço variando em função do ângulo (2θ) de 0 a 6 μm .

As fases de ferro presentes no material e as fases de nitretos das camadas nitretadas foram determinadas por análise comparativa entre padrões contidos nos arquivos de informações cristalográficas (CIFs) oriundos do *Crystallography Open Database* (GRAZULIS *et al.*, 2012) e do *Inorganic Crystal Structures Database* (KARLSRUHE, 2019) por intermédio do software *Profex-BGMN* (DOEBELIN; KLEEBERG, 2015). As posições dos picos de difração referentes a fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N foram obtidas com base no arquivo *Crystallographic Information File* (CIF) da base de dados *Inorganic Crystal Structure Database* (ICSD) identificada por ICSD_93187. A identificação dos picos de difração da fase γ' -Fe₄N foi realizada na mesma base de dados, contudo foi utilizado o

arquivo CIF nomeado ICSD_53503. Já as fases de α -Fe e γ -Fe foram reveladas na base de dados do software *Profex Doebelin*.

3.11.2 Medição de tensões residuais na zona de difusão por difração de raios-X

As tensões residuais da zona de difusão das amostras cilíndricas e do flanco dos dentes das engrenagens forjadas foram medidas no LAMEF–UFRGS, em um difratômetro equipado por tubo de raios-X de radiação cromo, um colimador de 2 mm para medições com a geometria *Bragg-Brentano* e um detector tipo *Meteor 1 D* de 6 acumulações. As medições da radiação Cr- α foram produzidas por ânodo rotativo com voltagem de 30 kV e corrente de 50 mA e comprimento de onda de α igual a 2,2897 Å. Os ângulos 2θ analisados compreendem um intervalo de 140 a 166°, com espaçamento de 0,1° e tempo de escaneamento tangencial e longitudinal de 60 s em cada passo. As medidas das deformações residuais foram realizadas em 11 ângulos ψ no intervalo $-60^\circ < \psi < +60^\circ$. As tensões residuais foram calculadas a partir das deformações do reticulado, usando o método do $\text{sen}^2\psi$, com as constantes elásticas macroscópicas do aço: $E = 210 \text{ GPa}$ e $\nu = 0,28$.

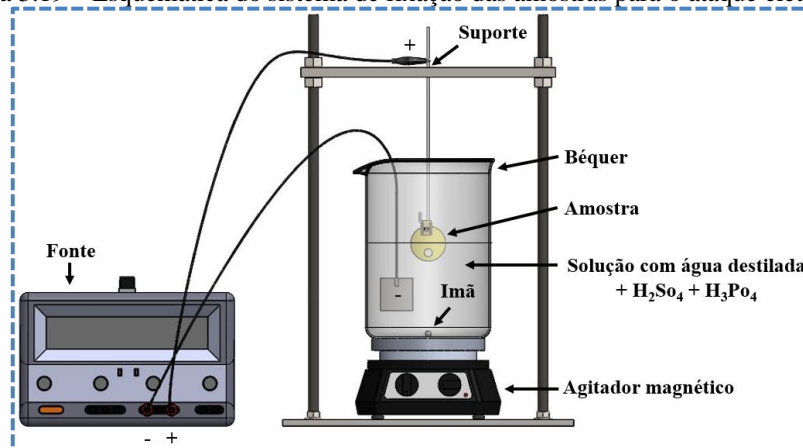
Para construir o perfil de tensões residuais, remoções sucessivas de camadas foram realizadas por ataque eletrolítico, e após a remoção de camada as tensões residuais foram medidas em cada nova superfície. A espessura das amostras e dos dentes das engrenagens foram medidas em um micrômetro *Insize* (modelo 3108) antes e após um tempo pré-estabelecido de ataque eletrolítico. O erro estimado na medição da profundidade foi de $\pm 1,0 \mu\text{m}$. Durante o ataque eletrolítico, as amostras e os dentes das engrenagens foram isolados por uma fita de demarcação de solo e posteriormente foram imersos em uma solução contendo 24,19% de água destilada, 33,87% de ácido sulfúrico (H_2SO_4) e 41,94% de ácido fosfórico (H_3PO_4). A remoção de camadas foi realizada em uma região específica de interesse (ver Figura 3.18), que ficou exposta a ação da mistura por um tempo estabelecido para remover a profundidade desejada. Para acelerar o processo de remoção de camadas, foi utilizando uma fonte de potência *Icel* (modelo *PS-6000*) configurado na tensão 10 V e corrente 10 A com um agitador magnético *Fisatom* (modelo 752A) e um imã para auxiliar na mistura da solução. De modo a garantir padronização para o ataque eletrolítico, foi construído pelo Grupo de Engenharia de Superfícies (GES) um sistema de fixação (Figura 3.19) para as amostras e os dentes das engrenagens.

Cada remoção de camada sucessiva altera o campo de tensões subjacente devido ao relaxamento da tensão residual após as etapas de eletropolimento e, portanto, necessita de

alguma forma de correção dos valores medidos na superfície (FITZPATRICK *et al.*, 2005; LAUBSCHER; STYGER, 2014). No caso das amostras de geometria simples não foram realizadas correções para o relaxamento da tensão residual após as etapas de eletropolimento, pois nestes casos, camadas nitretadas com pequenas espessuras foram produzidas, logo o erro é relativamente pequeno para os valores medidos, especialmente perto da superfície (DALCIN *et al.*, 2020b). No caso dos flancos dos pinhões foi necessário aplicar o fator de correção nos valores medidos, pois nestes casos foram produzidas camadas nitretadas com espessuras mais elevadas, e o erro acaba sendo significativo com o aumento da profundidade de remoção de camada. Uma técnica de correção comumente usada e recomendada pode ser determinada pela Equação (3.5), se as camadas removidas forem relativamente finas (FITZPATRICK *et al.*, 2005). Onde: H é a espessura original da amostra, σ_m é a tensão medida, ΔZ_1 é a variação da espessura após a remoção da camada e σ_z é a tensão corrigida.

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + \left(-4\sigma_m(H) \left(\frac{\Delta Z_1}{H} \right) \right) \quad (3.5)$$

Figura 3.19 – Esquemática do sistema de fixação das amostras para o ataque eletrolítico



Fonte: Autor

3.12 Medição de rugosidade

Existem duas situações diferentes na seleção do valor do *cutoff* necessário para efetuar uma medição de rugosidade: quando o perfil da peça é aperiódico e quando é periódico. Quando o perfil é aperiódico, como é o caso da superfície das amostras polidas e nitretadas a plasma, o valor de *cutoff* tem relação com o grau de rugosidade média R_a a ser avaliado. Nestes perfis não se consegue ver a periodicidade da ondulação. Para definir o valor aproximado da rugosidade pode-se usar inicialmente um valor de *cutoff* aproximado (geralmente usa-se o valor de 0,8 mm), conforme a Tabela 3.6. Quando o perfil é periódico, como no caso dos flancos das engrenagens, o valor de *cutoff* depende da distância entre os

sulcos R_{sm} deixados pelo avanço da ferramenta de usinagem, conforme a Tabela 3.6. Essa classificação resulta da exigência de que o comprimento de onda limite seja no mínimo 2,5 vezes maior que a distância entre os sulcos e de no máximo 8 vezes. Essa distância pode ser determinada a partir de um gráfico preliminar da superfície ou por meio de medição sobre a peça, por exemplo, 10 sulcos para se determinar o espaçamento médio.

Tabela 3.6 – Parâmetros de avaliação da rugosidade

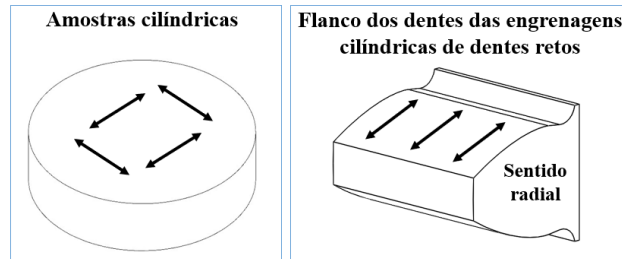
Quando o perfil é aperiódico (amostras)			
Rugosidade R_a (μm)	Rugosidade R_z (μm)	Cutoff λ_c (mm)	Comprimento de medição l_m (mm)
até 0,1	até 0,5	0,25	1,25
de 0,1 até 2,0	de 0,5 até 10,0	0,80	4,00
de 2,0 até 10,0	de 10,0 até 50,0	2,50	12,50
acima de 10,0	acima de 50,0	8,00	40,00
Quando o perfil é periódico (flancos das engrenagens)			
Distância entre os sulcos R_{sm} (mm)	Cutoff λ_c (mm)		Comprimento de medição l_m (mm)
de 0,01 até 0,032	0,08		0,40
de 0,032 até 0,1	0,25		1,25
de 0,1 até 0,32	0,80		4,00
de 0,32 até 1	2,50		12,50
de 1 até 3,2	8,00		40,00

Fonte: norma ISO 4288 (2008)

A rugosidade (parâmetros R_a e R_z) da face das amostras cilíndricas foi medida em um perfilômetro de contato *Mitutoyo* (modelo *SJ-210*), disponível no LdTM–UFRGS, nas posições indicadas na Figura 3.20. Os dados de rugosidade foram calculados com base na norma ISO 4287 (2002) no perfilômetro de contato, equipado por um apalpador de diamante com raio de ponta de 8 μm . Devido as características topográficas das amostras polidas e nitretadas, as medições foram efetuadas utilizando a configuração para perfil aperiódico de rugosidade. Neste caso, foi configurado no perfilômetro um valor de *cutoff* de 0,8 mm e comprimento de medição l_m de 4,0 mm.

A rugosidade (parâmetros R_a , R_q , R_z e R_{sm}) do flanco dos dentes das engrenagens foi medida em um perfilômetro *Taylor Hobson* (modelo *Surtronic S-128*), disponível no LASC–UTFPR, nas posições indicadas na Figura 3.20. Os dados de rugosidade foram calculados com base na norma ISO 4287 (2002) no perfilômetro de contato, equipado por um apalpador de diamante com raio de ponta de 5 μm . Os dados de rugosidade foram coletados após a etapa de fabricação das amostras e das engrenagens e após cada etapa do ensaio de desgaste FZG. Devido as características topográficas dos dentes das engrenagens, as medições foram efetuadas utilizando a configuração para perfil periódico de rugosidade. Neste caso, foi configurado no perfilômetro um valor de *cutoff* de 0,8 mm, comprimento de medição l_m de 4,0 mm, filtro polinomial de 2 grau e filtro gaussiano de 0,8 mm.

Figura 3.20 – Posições e sentidos analisados nas amostras cilíndricas e no flanco dos dentes das engrenagens



Fonte: Autor

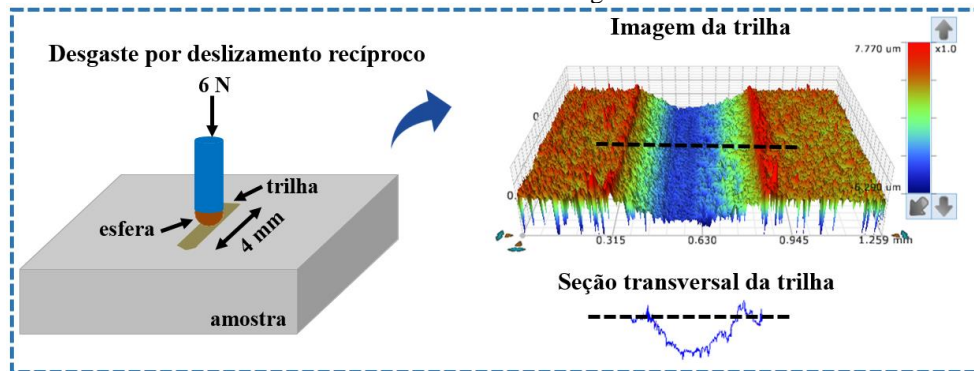
As medições de rugosidade do flanco das engrenagens foram feitas no sentido radial, como mostrado na Figura 3.20. Neste caso específico, foram escolhidos aleatoriamente três dentes de cada engrenagem para fazer um acompanhamento de rugosidade nos flancos da superfície de contato dos dentes com o objetivo de entender os fenômenos de desgaste por fadiga de contato nas engrenagens. Os parâmetros R_z e R_q foram utilizados para relacionar a altura dos picos com o desgaste dos dentes, adicionalmente o R_q serviu para determinar o parâmetro da espessura de filme. O parâmetro R_a foi utilizado para o acompanhamento da rugosidade média, enquanto o parâmetro R_{sm} estabeleceu o espaçamento entre picos das asperezas dos flancos das engrenagens em cada estágio do ensaio de desgaste FZG.

3.13 Ensaios de desgaste *reciprocating*

Os ensaios de desgaste *reciprocating*, também chamado de ensaios de desgaste por deslizamento linear recíproco *ball-on-flat* (esfera sobre plano) ilustrado na Figura 3.21, foram conduzidos a seco em um tribômetro *CETR-UMT* do Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LAPEC) da UFRGS, de acordo com a norma ASTM G133 (2005), a fim de avaliar a resistência ao desgaste por deslizamento e o coeficiente de atrito das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas. Os testes foram conduzidos em uma sala com 50-55% de umidade relativa do ar e a temperatura foi de 23 °C. As superfícies nitretadas a plasma foram colocadas em contato com uma esfera de zircônia ($1150 \text{ HV}_{0,1} \pm 28$) com diâmetro de 4,76 mm para fazer o par tribológico. A escolha pela esfera com uma dureza similar à superfície nitretada deve-se à necessidade de simular as condições de contato com dureza próxima, como por exemplo, o contato entre os flancos das engrenagens, a serem testados nas próximas etapas desta tese. As esferas de zircônia são pressionadas com carga de 6 N (pressão máxima de contato de aproximadamente 1351 MPa) contra a superfície das amostras nitretadas a plasma até a formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial (LORENZO-MARTIN *et al.*, 2013; DALCIN *et al.*, 2021). A formação de

microtrincas ou delaminação da camada superficial foi identificado pelo coeficiente de atrito (COF) medido durante os ensaios de desgaste *reciprocating*.

Figura 3.21 – Desenho esquemático do ensaio de desgaste *reciprocating* e procedimento utilizado para determinar o volume desgastado



Fonte: Autor

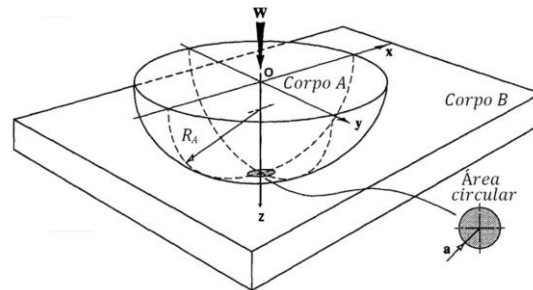
A carga aplicada foi determinada com o objetivo de analisar a resistência ao desgaste de toda a superfície nitretada (camada de compostos + zona de difusão), e não a resistência ao desgaste específica da camada de compostos. Por este motivo, optou-se por usar uma alta pressão de contato. Uma célula de carga mede a força na direção horizontal na alavanca do equipamento, permitindo a determinação do coeficiente de atrito entre a esfera e a amostra. O deslizamento recíproco prossegue ao longo da trilha de 4 mm a uma frequência de 4 Hz. A topografia das amostras e o perfil das trilhas foi medido em um interferômetro *Bruker* (modelo *Contour Elite*), disponível no Laboratório Multiusuário de Análises de Superfícies (LAMAS) da UFRGS. A área da seção transversal foi medida usando o software *Image J*, em 3 regiões (no centro e nas extremidades) de cada trilha desgastada. Por fim, para identificar os mecanismos de desgaste foram obtidas imagens topográficas e EDS da superfície das trilhas desgastadas e das esferas de zircônia em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) *Zeiss* (modelo *EVO MA 15*) do Centro Multiusuário de Caracterização (CMCM) da UTFPR.

Para análise de tensões geradas pelo contato em ensaios de deslizamento, é possível utilizar a teoria desenvolvida por Hertz. A geometria da área de contato dependerá da geometria dos corpos envolvidos. As dimensões da área aparente de contato para o caso esfera contra plano, bem como o equacionamento proposto para a resolução analítica, estão apresentados na Figura 3.22 e na Tabela 3.7. Conhecendo o raio da área circular resultante do contato (WILLIAMS; DWYER-JOYCE, 2001), é possível determinar a pressão máxima de contato (p_o) e a pressão média de contato (p_m) exercidas no material (JOHNSON, 1985).

A carga aplicada de 6 N corresponde a uma pressão de contato média de 903 MPa e a uma pressão de contato máxima de 1351 MPa.

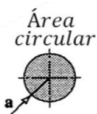
É possível também conhecer como as tensões provenientes do contato distribuem-se na subsuperfície do material, Tabela 3.7 (JOHNSON, 1985). Com uma carga de 6 N, pressão de contato máxima de 1351 MPa, a máxima tensão de cisalhamento é de 419 MPa e está localizada em 0,029 mm de profundidade. Quando há movimento relativo entre os corpos é possível modelar o efeito do atrito na distribuição de tensões. Haverá alteração da magnitude, do tipo de tensão (compressão ou tração) e da localização da máxima tensão de cisalhamento. Quando houver deslizamento entre os corpos o ponto de máxima tensão cisalhante migrará em direção à superfície, e seu valor dependerá do coeficiente de atrito (GRABARSKI, 2019).

Figura 3.22 – Representação esquemática das condições de contato entre um corpo esférico e um plano



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005

Tabela 3.7 – Equações para resolução analítica das condições de contato entre um corpo esférico e um plano*

Dimensões da área de contato	Máxima pressão de contato	Pressão de contato média	Máxima tensão de cisalhamento	Módulo elástico (E') e raio reduzido (R')
$a = \left(\frac{3 \cdot W \cdot R'}{4E'} \right)^{1/3}$ 	$p_0 = \frac{3 \cdot W}{2 \cdot \pi \cdot a^2}$	$p_m = \frac{W}{\pi \cdot a^2}$	$\tau_{\max} = 0,31 \cdot p_0$ para profundidade (z) $z = 0,48 \cdot a$	$\frac{1}{E'} = \left[\frac{1 - \nu_A^2}{E_A} + \frac{1 - \nu_B^2}{E_B} \right]$ $\frac{1}{R'} = \left[\frac{1}{R_A} + \frac{1}{R_B} \right]$

*Onde: a = raio da área de contato (m); W = carga aplicada (N); R' = raio reduzido de curvatura (m); R_A = raio de curvatura do corpo A (m); R_B = raio de curvatura do corpo B (m); ν_A = coeficiente de Poisson do material do corpo A; ν_B = coeficiente de Poisson do material do corpo B; E_A = módulo de elasticidade do material do corpo A (Pa); E_B = módulo de elasticidade do material do corpo B (Pa).

Fonte: JOHNSON, 1985; WILLIAMS; DWYER-JOYCE, 2001; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005

3.14 Ensaios de desgaste FZG

O laboratório *Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebbau* (FZG) da Universidade Técnica de Munique (Alemanha) propõem a utilização de engrenagens padronizadas para a realização de ensaios acelerados de desgaste FZG (DIN 14635-1, 2006). Frequentemente utilizam-se dois tipos de engrenagens, as do “tipo-A” com o objetivo de

avaliar óleos lubrificantes e mecanismos de desgaste tipo *scuffing*, e as do “tipo-C” para avaliar danos por *pitting* e/ou *spalling* (MAGALHÃES, 2003; HÖHN; MICHAELIS, 2004). No âmbito desta tese, optou-se em fabricar e testar engrenagens FZG do tipo-C (MAGALHÃES, 2003; HÖHN; MICHAELIS, 2004) com o intuito de avaliar a potencialidade do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 forjado e o desempenho das superfícies nitretadas a plasma.

Neste caso específico, 12 pares de engrenagens FZG do tipo-C foram fabricados e testados para produzir os danos por *pitting* (CARDOSO *et al.*, 2009). Cada par de engrenagem a ser testado é constituído por um pinhão com 16 dentes e por uma coroa com 24 dentes. As características geométricas das engrenagens FZG do tipo-C fabricadas e testadas ao longo deste trabalho são apresentadas na Tabela 3.8. O formato do perfil dos dentes das engrenagens do tipo-C gera grandes pressões Hertzianas na região de contato, e se caracteriza por manterem equilibradas as velocidades de deslizamento desde o início até o fim do engrenamento. Estas características fazem com que o desgaste por *pitting* seja o mecanismo de falha predominante. De acordo com Koda (2009); Guesser *et al.* (2012); Muraro *et al.* (2012) as correções impostas no adendo de engrenagens impõem um engrenamento em que se verificam altas taxas de escorregamento entre os dentes em contato, com o objetivo de acelerar os mecanismos de desgaste, evitar a ocorrência de interferência entre os dentes e para corrigir a distância entre eixos do par engrenado.

Tabela 3.8 – Características das engrenagens FZG do tipo-C utilizadas para produzir danos por *pitting*

Características	Pinhão (foco deste estudo)	Coroa
Número de dentes (z)	16	24
Módulo (m)	4,5 mm	
Largura do dente (l)	14 mm	
Coefficiente de correção do adendo (x)	+ 0,182	+ 0,171
Diâmetro primitivo (d_p)	72 mm	108 mm
Diâmetro primitivo corrigido (d_{p-corr})	73,2 mm	109,8 mm
Ângulo de pressão (α)	20°	
Ângulo de pressão corrigido (α_{corr})	22,44°	
Distância entre centros (a)	91,5 mm	
Relação de transmissão (i)	1,5	

Fonte: Autor

Nesta tese, as engrenagens foram fabricadas com dois aços diferentes: DIN 20MnCr5 (coroa) e DIN 18MnCrSiMo6-4 (pinhão). As engrenagens coroa foram extraídas de seções circulares laminadas do aço DIN 20MnCr5 (diâmetro 120 mm x altura 30 mm), e na sequência os corpos de prova foram normalizados, usinados, cementados, temperados em óleo, revenido para alívio de tensões, retificados e polidos, enquanto as engrenagens pinhão (foco principal deste estudo) foram extraídas do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (diâmetro 43,2

mm x altura 140,0 mm), e posteriormente os corpos de prova foram forjados a quente e resfriado continuamente ao ar, usinados, retificados, polidos e nitretados a plasma pulsado (ver detalhes item 3.2). Devido as recomendações de Mazzo (2013), as coroas foram cementadas para desenvolver uma camada de aproximadamente 1000 μm e uma dureza superficial média de 750 $\text{HV}_{0,1}$ (ver Apêndice A.2.3). Conforme mencionado anteriormente e de acordo com recomendações de Podgornik; Vizintin (2001), os pinhões foram projetados para produzir camadas nitretadas com profundidade de aproximadamente 300 μm . A dureza superficial para cada parâmetro investigado é mostrado na Tabela 4.7. A Tabela 3.9 apresenta os parâmetros e a sequência de tratamentos térmicos e termoquímicos realizados nas engrenagens FZG do tipo-C. Para avaliar a potencialidade do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 e o desempenho das superfícies nitretadas a plasma, três pinhões foram testados apenas na condição forjada (não nitretado), e nove pinhões forjados foram testados após a nitretação a plasma, sendo três pinhões nitretados com 5% N_2 ; três pinhões nitretados com 24% N_2 ; e três pinhões nitretados com 76% N_2 (ver item 3.4).

Tabela 3.9 – Parâmetros e sequência de tratamentos realizados nas engrenagens FZG do tipo-C

Material	Parâmetros e sequência dos tratamentos térmico e termoquímico	
*DIN 18MnCrSiMo6-4 (Forjado) – pinhão	Sem tratamento superficial (objetivo testar a potencialidade do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 ao processo de forjamento)	
*DIN 18MnCrSiMo6-4 (Forjado) – pinhão	Nitretação a plasma	Temperatura = 500 °C
		Tempo = 30 h
		Mistura gasosa = 5% N_2 em 95% H_2
*DIN 18MnCrSiMo6-4 (Forjado) – pinhão	Nitretação a plasma	Temperatura = 500 °C
		Tempo = 20 h
		Mistura gasosa = 24% N_2 em 76% H_2
*DIN 18MnCrSiMo6-4 (Forjado) – pinhão	Nitretação a plasma	Temperatura = 500 °C
		Tempo = 15 h
		Mistura gasosa = 76% N_2 em 24% H_2
DIN 20MnCr5 (Laminado) – coroa**	Normalização (antes da usinagem)	Temperatura = 920 °C (2:30 h)
	Cementação (estágio 1) Potencial de carbono (%) = 1,1	Temperatura = 930 °C (4:30 h)
	Cementação (estágio 2) Potencial de carbono (%) = 0,8	Temperatura = 930 °C (4:30 h)
	Cementação (estágio 3) Potencial de carbono (%) = 0,8	Temperatura = 850 °C (1:00 h)
	Têmpera	Temperatura do óleo = 130 °C
	Revenimento	Temperatura = 180 °C (5:00 h)

*O principal foco desta tese é estudar os pinhões forjados. As engrenagens pinhão foram nitretadas a plasma para formar uma camada nitretada de aproximadamente 300 μm (ver detalhes no item 3.4.2).

**A microestrutura, a composição química e as propriedades mecânicas do aço ferrítico-perlítico DIN 20MnCr5 usado nas coroas é revelado no Apêndice A.2. A microestrutura do dente cementado e o perfil de microdureza são revelados no Apêndice A.2.

Fonte: Autor

Os ensaios de desgaste FZG foram realizados em uma bancada de ensaios que foi projetada, fabricada e montada no LASC da UTFPR, Figura 3.23(a). O princípio de funcionamento da bancada de ensaios de desgaste FZG pode ser mais bem compreendido pela Figura 3.23(b). A bancada de ensaios FZG–LASC, Figura 3.23(a), funciona em circuito fechado de circulação de potência (ANDERSSON *et al.*, 2014; ANDRADE; TROß, 2019), possuindo uma caixa de teste onde são montados o pinhão e a coroa a serem testados e uma segunda caixa onde são montados o pinhão e a coroa escrava (mesma geometria das engrenagens a serem testadas, Tabela 3.8, porém neste caso a largura dos dentes é de 35 mm). Após a montagem da engrenagem de teste no interior do cárter, é imposto um torque no eixo do pinhão. Este efeito consegue-se através da alavanca de aplicação da carga, onde são suspensas massas calibradas enquanto o sistema se encontra bloqueado por uma chave de imobilização que impede a rotação dos eixos. Mantendo-se a torção do eixo, fecha-se o circuito bloqueando a embreagem que está montada no eixo do pinhão. Desta forma, mesmo depois de retirar o braço de aplicação da carga e os pesos, continua a existir um torque que carrega os flancos dos dentes em contato na engrenagem de teste.

Cada par de engrenagens (pinhão e a coroa) testado neste trabalho foi imerso em óleo lubrificante. A caixa de teste da bancada de ensaios FZG–LASC possui um sistema de aquecimento por resistência elétrica, que é responsável por quebrar a película do lubrificante durante os ensaios, acelerando o desgaste do flanco dos dentes das engrenagens. A bancada possui um circuito de circulação de água que é responsável para o controle da temperatura do óleo, Figura 3.23(a). Este sistema é composto por um reservatório, uma bomba, um trocador de calor, entre outros acessórios, que permitem a refrigeração das engrenagens escravas e controlar a temperatura das engrenagens a serem testadas. A bancada de ensaios FZG–LASC também possui um sistema de aquisição de dados para monitorar a temperatura do óleo. A Figura 3.24 mostra um gráfico da temperatura do óleo lubrificante durante os ensaios de desgaste FZG, nos períodos de *running-in* (60 °C) e *steady-state* (90 °C).

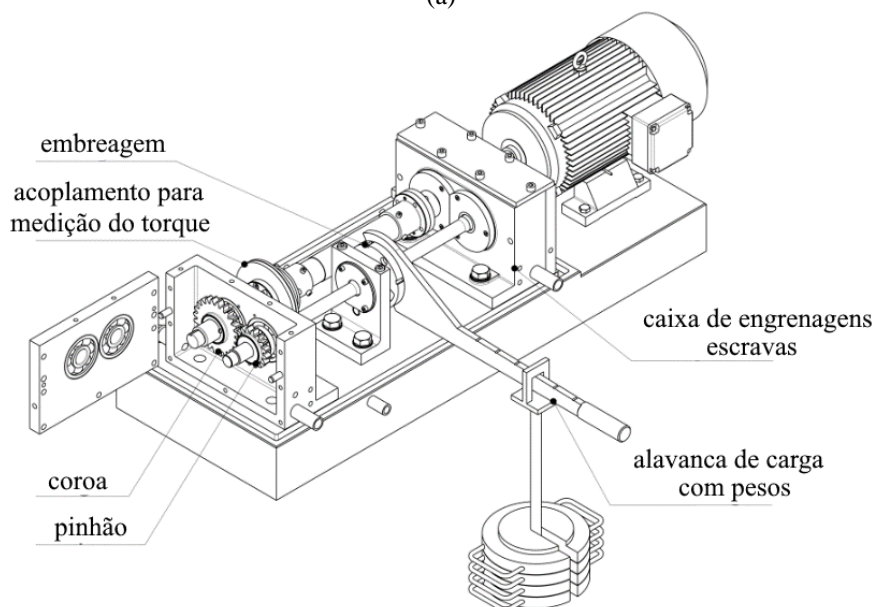
O movimento das engrenagens é fornecido por um motor elétrico de 7,5 kW. A velocidade do motor elétrico foi ajustada para girar a 967 rpm e, assim, 1450 rpm no eixo onde os pinhões são montados. Com essa configuração, cada hora de teste representa $0,87 \times 10^5$ ciclos no pinhão. Durante os ensaios de desgaste FZG, as engrenagens carregadas foram imersas em 2 litros de óleo lubrificante. O banho de óleo atinge aproximadamente a metade da altura do par de engrenagens. O fluido lubrificante utilizado neste trabalho foi o óleo mineral monoviscoso *Lubrax GL 5 90* para transmissões automotivas. Após o ensaio

final de *pitting* de cada par de engrenagens, o óleo e os filtros utilizados foram retirados e substituídos por novos para que os *debris* gerados na etapa anterior não influenciassem no desgaste do próximo ensaio. No *datasheet* dos fornecedores de lubrificantes usualmente são fornecidas as características do lubrificante para as temperaturas de 40 °C e 100 °C. As características do óleo lubrificante apresentadas na Tabela 3.10 foram determinadas de acordo com a norma ASTM D341 (2003) para as temperaturas de 60 °C (*running-in*) e 90 °C (*steady-state*).

Figura 3.23 – (a) Bancada utilizada nos ensaios de desgaste FZG*; (b) Detalhes de funcionamento do sistema *back-to-back* de uma bancada de ensaios de desgaste FZG**



(a)



(b)

Fonte: *Autor; **Adaptado de DIN 14635-1, 2006

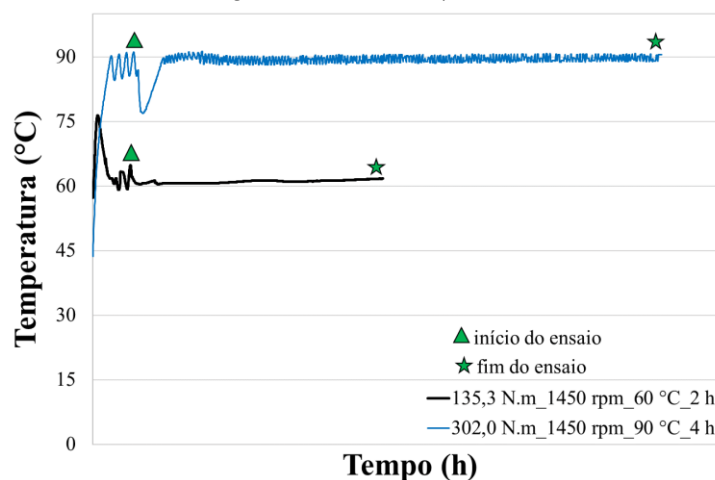
Tabela 3.10 – Características do óleo lubrificante *Lubrax GL 5 90* nas temperaturas de 60 °C e 90°C*

Características do lubrificante	Unidade	Running-in (k6)	Steady-state (k9)
Temperatura	°C	60	90
Viscosidade cinemática – η	cSt	68,66	24,84
Coeficiente pressão-viscosidade – ζ	in ² /lbf	1,35x10 ⁻⁴	1,12x10 ⁻⁴
Densidade – ρ	kg/m ³	855,68	840,00

*Valores calculados no *EngCalc* com base na norma ASTM D341 (2003) a partir de dados fornecidos pelo *datasheet* do fabricante.

Fonte: Autor

Figura 3.24 – Temperatura do óleo lubrificante durante os ensaios de desgaste FZG nos períodos de *running-in* (60 °C) e *steady-state* (90 °C)



Fonte: Autor

O ensaio de desgaste FZG começa com um período de amaciamento (*running-in*) nas condições do estágio 6 (sob carga baixa). O óleo lubrificante é mantido à temperatura constante de 60 °C durante o estágio de amaciamento. Depois de um estágio de amaciamento durante 2 h (0,174x10⁶ ciclos), a temperatura do óleo é elevada para 90 °C e o ensaio decorre de forma contínua no estágio 9 (carga mais elevada) até que se atinja o critério de dano por *pitting*. A Figura 3.25 mostra o fluxograma da metodologia utilizada nos ensaios de desgaste FZG. Neste caso específico, os ensaios de *pitting* foram interrompidos a cada 4 h (0,348x10⁶ ciclos) para monitorar a evolução dos danos das engrenagens pinhão. A massa correspondente para o nível de torque desejado é especificada pela norma DIN 14635-1 (2006). A Tabela 3.11 apresenta as condições de carga para o período de amaciamento (*running-in*) e durante o ensaio de *pitting* (*steady-state*).

Tabela 3.11 – Estágios de cargas utilizados nos ensaios de desgaste FZG

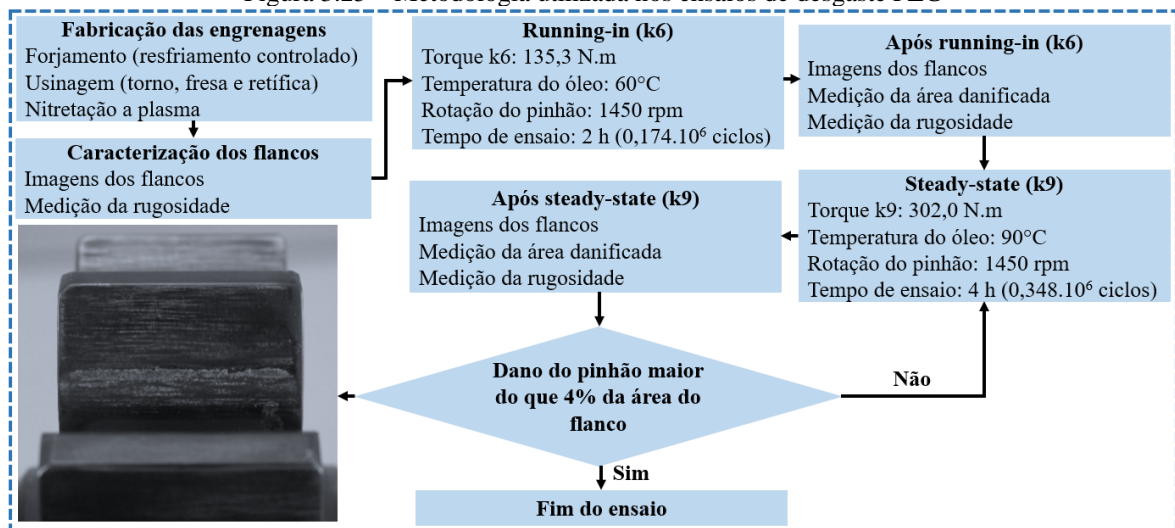
Período do ensaio	Estágio de carga	Massa* (kg)	Torque (N.m)	Pressão de contato no diâmetro primitivo (Pa)
<i>Running-in</i>	k6	5,9	135,3	1,1x10 ⁹
<i>Steady-state</i>	k9	22,9	302,0	1,6x10 ⁹

*Massa colocada no porta peso.

Fonte: Autor

Para constatar a evolução dos danos por *pitting* gerados no decorrer dos ensaios de desgaste FZG, foi fotografado e medido a rugosidade dos flancos dos dentes das engrenagens pinhão na condição inicial e após cada etapa em que o ensaio foi interrompido. O ensaio foi finalizado quando a somatória dos danos excedeu a área permissível de 4% da área danificada em um flanco do pinhão. Com a finalidade de estabelecer um parâmetro de comparação entre os quatro grupos de engrenagens estudadas (em relação a sua resistência ao desgaste por *pitting*), foi estabelecida uma taxa de danos que relaciona a porcentagem de área danificada do flanco da engrenagem pinhão por *pitting* e/ou *spalling* e o número de ciclos para cada engrenagem testada. Como é impossível interromper os ensaios de desgaste FZG no momento exato em que ocorre 4% de danos sobre os flancos, foi feita uma interpolação dos resultados experimentais no software Excel para encontrar uma função polinomial de 2ª ordem e posteriormente foi calculado/estimado o número de ciclos em que deveria ocorrer 4% de danos.

Figura 3.25 – Metodologia utilizada nos ensaios de desgaste FZG

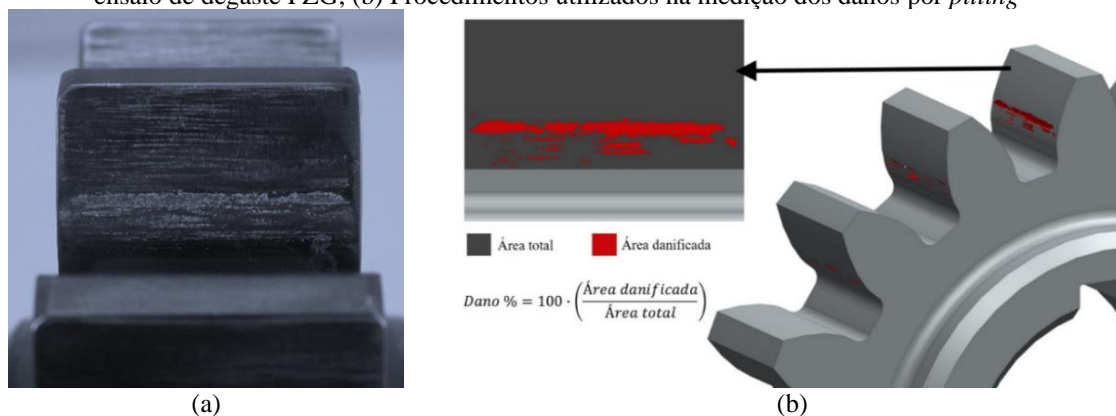


Fonte: Autor

Como resultado representativo dos pinhões nitretados a plasma, é apresentado na Figura 3.26(a) uma imagem macroscópica do flanco do pinhão após os ensaios de desgaste FZG. Essas imagens foram usadas para quantificar a área danificada. A quantificação da área afetada pelo *pitting* foi determinada a partir das imagens dos flancos, usando o software *SolidWorks 2017*. A delimitação das áreas afetadas pelos danos foi realizada seguindo o procedimento mostrado na Figura 3.26(b). Para quantificar os danos nos flancos dos pinhões em estudo, foram correlacionadas a área total e a área danificada do flanco pelo *pitting*, representada pela região esbranquiçada da Figura 3.26(a). As imagens de flanco foram importadas para o *SolidWorks* e redimensionadas para a escala real. Utilizando a

ferramenta *sketch*, foi copiado o contorno do dano sobre a imagem importada, bem como a criação de um *sketch* para representar a área total ao flanco. Por fim, as áreas foram correlacionadas, gerando o valor da porcentagem de danos por *pitting*, Figura 3.26(b). Os mecanismos de desgaste no flanco dos dentes das engrenagens foram revelados no microscópio eletrônico de varredura (MEV) *Zeiss* (modelo *EVO MA 15*), do Centro Multiusuário de Caracterização (CMCM) da UTFPR.

Figura 3.26 – (a) Imagem do flanco de pinhão nitretado a plasma mostrando o aspecto da superfície após o ensaio de desgaste FZG; (b) Procedimentos utilizados na medição dos danos por *pitting*



Fonte: Autor

Na sequência, os dentes das engrenagens foram cortados, lixados e polidos para revelar as trincas na sub-superfície desgastada em um microscópio óptico *Olympus* (modelo *BX51M*), disponível no Laboratório de Metalografia da UTFPR. Adicionalmente, as tensões de contato na região do diâmetro primitivo foram determinadas através das equações de Hertz apresentadas na Tabela 2.1 do item 2.3.1 para comparar com a profundidade das trincas geradas na subsuperfície dos dentes dos pinhões. Por fim, a macroestrutura dos dentes dos pinhões foi registrada em um microscópio estereoscópio *Olympus* (modelo *SZX10*), disponível no Laboratório de Metalografia da UTFPR.

3.15 Análise macroscópica das tensões de contato

Informações importantes como o parâmetro de filme, pressão de contato e coeficiente de atrito desenvolvidos ao longo do perfil de contato dos dentes de engrenagens são muito importantes para a análise dos resultados de desgaste dos flancos (MURARO; REISDORFER, 2010; MURARO *et al.*, 2012; ANTUNES; MORAES, 2021). As análises macroscópicas das características desenvolvidas ao longo do contato dos dentes das engrenagens nas condições de carregamento k6 e k9 foram realizadas com o auxílio do *EngCalc* (MURARO; REISDORFER, 2010).

Conforme mostrado na Tabela 3.12, é necessário conhecer a rugosidade média em diferentes fases dos ensaios de desgaste FZG para alimentar as características da análise do sistema. No caso específico desta tese, a rugosidade utilizada como dados de entrada no *EngCalc* foi medida apenas nas engrenagens pinhão (foco principal deste estudo), a fim de compreender os fenômenos de desgaste na superfície dos flancos. Os valores médios dos parâmetros de altura (R_a , R_q e R_z) e de espaçamento (R_{sm}) para cada região de contato dos flancos (adendo, diâmetro primitivo e dedendo) são mostrados na Tabela 3.13, na condição de inicial, após o *running-in* (k6) e após o *steady-state* final (k9). Verifica-se na Tabela 3.13 que os valores de rugosidade medidos na condição inicial são estatisticamente semelhantes, mas o valor médio aumenta com a evolução do dano, o que é esperado uma vez que o desgaste dos pinhões interfere diretamente na rugosidade dos flancos.

Tabela 3.12 – Dados de entrada *EngCalc* e características da análise do sistema

Dados de entrada <i>EngCalc</i>*			
Parâmetros	Unidade	<i>Running-in</i> (k6)	<i>Steady-state</i> (k9)
Número de dentes do pinhão	-	16	16
Número de dentes da coroa	-	24	24
Módulo (m)	mm	4,5	4,5
Ângulo de pressão (α)	°	20	20
Torque	N.m	135,3	302,0
Rotação do pinhão	rpm	1450	1450
Largura do dente (l)	mm	14	14
Viscosidade do lubrificante (η)	cSt	68,66	22,84
Densidade do lubrificante (ρ)	kg/m ³	855,68	840,00
Coefficiente pressão-viscosidade (ζ)	in ² /lbf	$1,35 \times 10^{-4}$	$1,12 \times 10^{-4}$
Características da análise do sistema			
Parâmetros	Unidade	<i>Running-in</i> (k6)	<i>Steady-state</i> (k9)
Rugosidade R_a (pinhão e coroa)	μm	Tabela 3.13	Tabela 3.13
Coefficiente de Poisson (pinhão e coroa)	-	0,28	0,28
Módulo de elasticidade (pinhão e coroa)	GPa	206,8	206,8
Modificações do perfil do pinhão		0,182	0,182
Modificações do perfil da coroa		0,171	0,171
Processo de fabricação		Cortadores circulares	Cortadores circulares
Fator de recobrimento (X_c)		Sem recobrimento ($X_c=1$)	Sem recobrimento ($X_c=1$)
Parâmetros do lubrificante (X_L)		Óleo mineral EP ($X_L=1$)	Óleo mineral EP ($X_L=1$)
Função de compartilhamento de carga**		F/2 – F – F/2	F/2 – F – F/2
Número de pontos de contato		19 P	19 P
Coefficiente de atrito seco (μ)***		0,15	0,15

*Características do óleo lubrificante *Lubrax GL 5 90* nas temperaturas de 60 °C (k6) e 90 °C (k9).

**Ver detalhes da função de compartilhamento de carga F/2 – F – F/2 na Figura 2.14(a).

***Coefficiente de atrito metal sobre metal. Adaptado de: ALTAN *et al.*, 1999.

Fonte: Autor

Considerando os pontos de contato ao longo do perfil do dente da engrenagem pinhão, para futuras análises, foram considerados os pontos 04, 09 e 12 representando as regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo, respectivamente. A Figura 3.27 mostra a numeração dos pontos na posição diametral que representam as regiões específicas para análise macroscópica dos dentes dos pinhões. De acordo com a Figura 3.27, a numeração do

pinhão começa a partir do topo do dente e segue em direção a sua raiz, enquanto a numeração da coroa começa na raiz do dente e segue em direção ao topo.

Figura 3.27 – Numeração dos pontos na posição diametral do pinhão para análise macroscópica via *EngCalc*

Numeração	Posição diametral do pinhão (mm)	Posição diametral da coroa (mm)
Ponto 17	68,26	118,54
Ponto 16	68,38	118,07
Ponto 15	68,52	117,62
Ponto 14	69,03	116,19
Ponto 13	69,66	114,81
Ponto 12	70,41	113,50
Ponto 11	71,26	112,24
Ponto LPSTC	71,58	111,81
Ponto 10	72,21	111,04
Ponto 09 (DP)	73,27	109,90
Ponto 08	74,36	108,88
Ponto HPSTC	74,70	108,59
Ponto 07	75,53	107,93
Ponto 06	76,78	107,03
Ponto 05	78,11	106,19
Ponto 04	79,51	105,42
Ponto 03	80,97	104,72
Ponto 02	82,50	104,08
Ponto 01	82,64	104,03

Fonte: Autor

Tabela 3.13 – Rugosidade dos flancos dos pinhões na condição inicial, após o *running-in* e após o *steady-state* final

Condição dos pinhões	Rugosidade	Parâmetros de altura (valores médios)			R_{sm} por região de contato		
		R_a (μm)	R_q (μm)	R_z (μm)	Adendo (mm)	Dp (mm)	Dedendo (mm)
Não nitretado	Condição inicial	$0,86 \pm 0,29$	$1,05 \pm 0,38$	$3,53 \pm 1,21$	$0,10 \pm 0,04$	$0,25 \pm 0,15$	$0,27 \pm 0,16$
	Após <i>running-in</i>	$0,64 \pm 0,21$	$0,81 \pm 0,31$	$3,41 \pm 1,14$	$0,08 \pm 0,04$	$0,09 \pm 0,08$	$0,06 \pm 0,02$
	Após <i>steady-state</i> final	$8,23 \pm 6,59$	$10,68 \pm 7,77$	$42,18 \pm 29,28$	$0,21 \pm 0,18$	$0,47 \pm 0,29$	$0,47 \pm 0,21$
5% N_2	Condição inicial	$0,82 \pm 0,23$	$1,03 \pm 0,30$	$5,18 \pm 1,36$	$0,14 \pm 0,02$	$0,11 \pm 0,05$	$0,21 \pm 0,15$
	Após <i>running-in</i>	$0,79 \pm 0,16$	$0,99 \pm 0,20$	$5,22 \pm 1,16$	$0,10 \pm 0,04$	$0,06 \pm 0,02$	$0,06 \pm 0,02$
	Após <i>steady-state</i> final	$1,64 \pm 1,37$	$2,04 \pm 1,78$	$8,26 \pm 7,98$	$0,38 \pm 0,18$	$0,31 \pm 0,18$	$0,32 \pm 0,16$
24% N_2	Condição inicial	$0,94 \pm 0,22$	$1,16 \pm 0,28$	$5,26 \pm 1,26$	$0,10 \pm 0,04$	$0,06 \pm 0,02$	$0,15 \pm 0,02$
	Após <i>running-in</i>	$0,80 \pm 0,25$	$1,00 \pm 0,33$	$5,01 \pm 1,56$	$0,06 \pm 0,03$	$0,05 \pm 0,01$	$0,19 \pm 0,03$
	Após <i>steady-state</i> final	$1,47 \pm 0,66$	$1,98 \pm 0,90$	$12,25 \pm 5,75$	$0,15 \pm 0,08$	$0,19 \pm 0,11$	$0,25 \pm 0,09$
76% N_2	Condição inicial	$1,05 \pm 0,17$	$1,33 \pm 0,24$	$6,35 \pm 1,53$	$0,09 \pm 0,02$	$0,10 \pm 0,03$	$0,11 \pm 0,05$
	Após <i>running-in</i>	$0,92 \pm 0,23$	$1,18 \pm 0,32$	$5,47 \pm 1,17$	$0,08 \pm 0,04$	$0,08 \pm 0,05$	$0,08 \pm 0,02$
	Após <i>steady-state</i> final	$2,57 \pm 2,38$	$3,69 \pm 3,28$	$15,18 \pm 14,28$	$0,15 \pm 0,13$	$0,31 \pm 0,22$	$0,19 \pm 0,16$

*Valores de rugosidade utilizados como dados de entrada *EngCalc*.

Fonte: Autor

3.16 Análise microscópica das tensões de contato

O estado microscópico das superfícies em contato influi diretamente no valor da pressão de contato que aí se desenvolve e nas tensões localizadas nas sub-superfícies (SEABRA; BERTHE, 1987; GOMES, 2019). Assim, as operações de acabamento têm grande influência sobre a resistência ao desgaste das engrenagens submetidas à ensaios de desgaste FZG. No processo de fresamento dos forjados para a geração dos dentes das engrenagens e no processo de retificação dos flancos os sulcos são arrancados a cada passagem de uma arresta de corte da ferramenta. Estes sulcos apresentam dimensões consideráveis do ponto de vista microscópico, pois muitas vezes podem apresentar microtrincas que são geradas pela deformação plástica durante a usinagem, e muitos danos por *pitting* podem se desenvolver a partir da propagação de algumas dessas microtrincas (MAGALHÃES, 2003).

As análises microscópicas das tensões de contato foram realizadas com o auxílio de um código numérico programado em *MatLab* pelo Prof. Dr. Tiago Cousseau, e atualmente disponibilizado para uso nos trabalhos acadêmicos do LASC–UTFPR. Este código foi criado a partir da metodologia de Seabra; Berthe (1987) para avaliar a influência das ondulações e da rugosidade na distribuição de pressão para um contato hertziano. Nesta tese, foi feita uma simplificação considerando que o pinhão é rugoso e a coroa lisa para que fique mais visível a influência da rugosidade medida em comparação com as imagens das superfícies desgastadas. O código foi otimizado a fim de importar os dados de entrada automaticamente e executar um *looping* das rotinas, para obter os resultados da pressão de contato Hertziana, da largura de contato, das variações das pressões e das tensões de cisalhamento.

Como parâmetros de entrada, a rotina *MatLab* necessita do módulo de elasticidade, do coeficiente de Poisson, dos raios de curvatura do pinhão e da coroa, da força normal aplicada na face dos dentes, da largura de contato, do coeficiente de atrito e do perfil de rugosidade medido. Todos os parâmetros de entrada foram calculados com auxílio do *EngCalc*, com exceção dos perfis de rugosidade que foram medidos. A Tabela 3.14 apresenta os raios de curvatura do pinhão e da coroa, pressão e área de contato para os três pontos onde a rugosidade foi medida.

Os pontos de cada perfil de aspereza escolhido para a análise no *MatLab* foram das regiões 04 (adendo), 09 (diâmetro primitivo) e 12 (dedendo), respectivamente, e representam a média de três dentes por condição analisada. Cada ponto analisado possui seu raio de

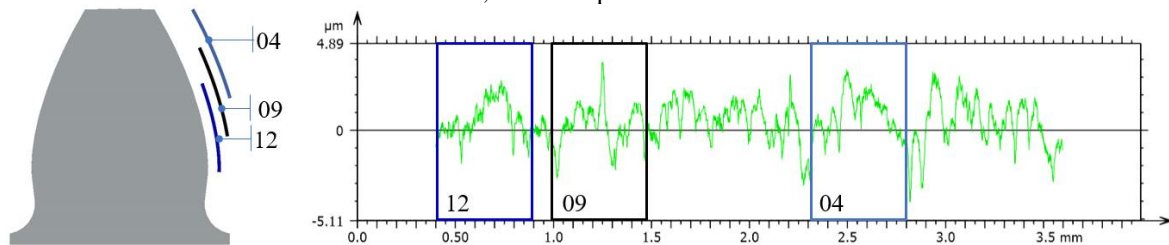
curvatura e uma faixa de medição de rugosidade. A faixa de rugosidade corresponde ao comprimento dentro do intervalo de medição do perfilômetro foi definida como representante da zona escolhida (0,40 a 0,88 – dedendo), (0,95 a 1,44 – diâmetro primitivo) e (2,30 a 2,79 – adendo) (Figura 3.28), ou seja, num comprimento útil de medição de 2,4 mm existem 5 intervalos de 0,48 mm e cada um dos pontos citados foi analisado em um destes intervalos. Vale ressaltar que a faixa de medição se inicia em 0,4 mm e vai até aproximadamente 2,8 mm, totalizando um comprimento de 2,4 mm. O início é dado em 0,4 mm pois o perfilômetro usado para medição remove os pontos iniciais e finais do comprimento configurado por conta da aceleração e desaceleração do apalpador.

Tabela 3.14 – Raio de curvatura, pressão e área de contato para os três pontos onde foi medida a rugosidade dos flancos dos pinhões

Numeração do pinhão	Posição diametral do pinhão (mm)	Raio de curvatura do pinhão (mm)	Raio de curvatura da coroa (mm)	Pressão de contato (Pa) – 302 N.m	Meia largura de contato – b (μm)
Ponto 12 (dedendo)	70,4	9,7 (dedendo)	14,3 (adendo)	$1,3 \times 10^9$	163,1
Ponto 9 (diâmetro primitivo)	73,3	14,1 (diâmetro primitivo)	21,1 (diâmetro primitivo)	$1,6 \times 10^9$	247,4
Ponto 4 (adendo)	79,5	20,8 (adendo)	25,4 (dedendo)	$1,1 \times 10^9$	168,4

Fonte: Autor

Figura 3.28 – Faixa de rugosidade de cada perfil de aspereza escolhido para análise microscópica das regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo



Fonte: Autor

3.17 Análise estatística dos experimentos

Ao longo desta tese, dois estudos de caso foram investigados. Inicialmente foram investigados diferentes parâmetros de nitretação em amostras com geometria simples, e posteriormente os parâmetros selecionados foram empregados em engrenagens cilíndricas de dentes retos. Atualmente, existem várias técnicas desenvolvidas para projetos e análise de experimentos. Neste trabalho, optou-se em utilizar a análise de variância (ANOVA) para avaliar a significância estatística da variação da temperatura, composição de nitrogênio e do tempo de tratamento sobre o desempenho das superfícies nitretadas a plasma submetidas em ensaios de desgaste por deslizamento recíproco. Para avaliar a potencialidade do aço DIN

18MnCrSiMo6-4 forjado e o desempenho das engrenagens nitretadas a plasma pulsado submetidas à ensaios de desgaste FZG, foi utilizado a distribuição de *Weibull*. A seguir serão apresentadas as principais características destas ferramentas estatísticas que foram utilizadas na análise dos experimentos.

3.17.1 Análise de variância (ANOVA)

A correlação dos diferentes parâmetros de tratamento e profundidades de camada e dureza superficial com a distância de deslizamento no momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial foi avaliada estatisticamente por análise de variância (ANOVA), seguida pelo teste de comparação múltipla de média Tukey's-b (ILHAN-SUNGUR; ÇOTUK, 2010), por meio do software *Minitab 16*. Esta técnica consiste, basicamente, em um teste de hipótese. A partir dos valores da análise de variância pode-se determinar a probabilidade de erro ao aceitar uma hipótese, a qual é definida por P_{valor} . Este índice é obtido através de uma distribuição de variância em um determinado nível de significância (MONTGOMERY, 1991; DALCIN *et al.*, 2021; NORONHA *et al.*, 2021). Neste trabalho foram utilizadas três repetições com nível de confiança de 95% (nível de significância $\alpha = 0,05$).

3.17.2 Distribuição de Weibull

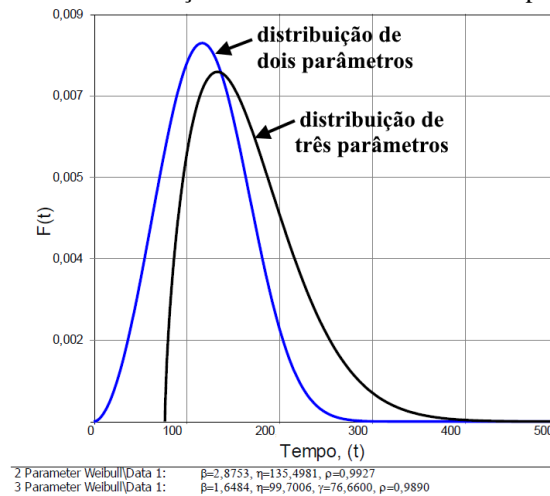
A distribuição de *Weibull* é uma ferramenta muito utilizada para análise de falhas e propriedades de componentes mecânicos (GANS *et al.*, 2014; GANS *et al.*, 2015; REGO, 2016; WOLLMANN *et al.*, 2017; GRABARSKI, 2019), pois traz bons resultados para situações onde se tem um pequeno grupo de amostras ou para dados onde há incertezas relacionadas ao tempo em que ocorreu a falha (ABERNETHY, 2006). A distribuição de *Weibull* pode ser usada com o uso de dois ou três parâmetros, como exemplificado na Figura 3.29. A Equação (3.6) mostra a função densidade de probabilidade (FDP) de três parâmetros. Sendo (γ) o parâmetro de localização, que desloca o eixo das abcissas. A variável (η) é conhecida como o parâmetro de escala, enquanto a variável (β) representa o parâmetro de forma. Quando $\gamma = 0$ e $\beta = 1$ tem-se uma distribuição exponencial (MCCOOL, 2012).

$$f(X) = \frac{\beta}{\eta} \left[\frac{X-\gamma}{\eta} \right]^{\beta-1} \cdot \exp \left[- \left(\frac{X-\gamma}{\eta} \right)^{\beta} \right] \quad (3.6)$$

Quando $\gamma \neq 0$ em uma análise de vida de um componente, significa que há um período livre de falhas. Caso seja negativo, pode indicar que o componente apresentou falha antes

mesmo de ser utilizado (possui defeito de fabricação). Quando $\gamma = 0$, a distribuição de *Weibull* passa a ser de dois parâmetros (MCCOOL, 2012; GRABARSKI, 2019). Nesta tese, não há um período livre de falhas nas engrenagens, então foi empregado a distribuição de *Weibull* de dois parâmetros, Figura 3.29. É comum também o uso de outras funções que derivam dessa distribuição *Weibull* de dois parâmetros, como a função de confiabilidade que expressa o tempo que um componente pode trabalhar sem falhas, Equação (3.7), e a função probabilidade de falha, Equação (3.8).

Figura 3.29 – Distribuição de *Weibull* de dois e de três parâmetros



Fonte: GRABARSKI, 2019

$$R(X) = \exp \left[- \left(\frac{X}{\eta} \right)^\beta \right] \quad (3.7)$$

$$F(X) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{X}{\eta} \right)^\beta \right] \quad (3.8)$$

O valor de β muda a forma da distribuição e pode indicar como a falha em um componente comporta-se ao longo do tempo (GRABARSKI, 2019). Uma forma de observar este comportamento é plotar um gráfico da taxa de falha instantânea com base na equação (3.9). Para valores de $\beta < 1$, as falhas possuem maior probabilidade de ocorrer no início da vida do componente. Por outro lado, quando $\beta > 5$ a probabilidade de falhas aumenta rapidamente após um determinado intervalo. Quando $\beta = 1$ a taxa de falhas é independente do tempo de uso do componente (ABERNETHY, 2006).

$$h(X) = \left(\frac{\beta}{\eta} \right) \left(\frac{X}{\eta} \right)^{\beta-1} \quad (3.9)$$

O efeito da variação do parâmetro (η) é alterar a forma da FDP sem alterar seu ponto inicial. Ao se manter o valor de (β) constante e aumentando o valor (η), as curvas são

entendidas ao longo do eixo das abcissas e não haverá variação da área abaixo da curva (RELIASOFT, 2015). Diversos métodos podem ser empregados para estimar os parâmetros β e η , entre eles métodos numéricos e gráficos. Para a análise da vida do material pelo método gráfico costuma-se rearranjar a Equação (3.9), que fica no formato exibido na Equação (3.10). O $F(X)$ é estimado pela Equação (3.11), onde os formatos dos valores de a e b são constantes, η é o número de amostras e i o *ranking* em ordem ascendente. Plotando um gráfico $\ln(x)$ versus $\ln[-\ln(1 - F(X))]$, é possível conhecer os valores dos coeficientes linear e angular da reta, Equação (3.8), que permite calcular os parâmetros η e β , respectivamente (TIRYAKIOGLU; HUDAK, 2011). O valor do coeficiente de determinação da reta traçada deve ser maior ou igual ao valor crítico calculado na Equação (3.12).

$$\ln[-\ln(1 - F(X))] = \beta \cdot \ln(x) - \beta \cdot \ln(\eta) \quad (3.10)$$

$$F(X) = \left(\frac{i-a}{\eta+b}\right) \quad (3.11)$$

As distribuições de probabilidade falhas de ambos os grupos de engrenagens testadas foram calculadas usando o software *Weibull++*[®], disponível no LASC-UTFPR. Para justificar essa escolha foi empregado a Equação (3.12) proposta por Tiryakioğlu; Hudak (2011). O valor crítico para o coeficiente de determinação ($R_{0,05}^2$) depende apenas do número de amostras (n). Em cada curva plotada no diagrama de *Weibull* foram utilizadas $n = 3$ engrenagens. O R^2 calculado para esse número de amostras foi de 0,76. Quando o R^2 for maior ou igual a $R_{0,05}^2$, então pode afirmar com 95% de confiança que os dados podem ser modelados por uma distribuição de *Weibull*.

$$R_{0,05}^2 = 1,0637 \left(\frac{0,4174}{n^{0,3}}\right) \quad (3.12)$$

Para distribuições com $n < 20$ é recomendado plotar as curvas utilizando o método de regressão em X (RRX) (ABERNETHY, 2006). O uso do intervalo de confiança é fundamental para a análise de vida do material, principalmente em grupos pequenos de amostras (GRABARSKI, 2019). O intervalo de confiança mostra um intervalo plausível de variação que o valor do parâmetro de interesse pode assumir. O software recomenda para o cálculo do intervalo de confiança de pequenas amostras o uso da razão verossimilhança (RELIASOFT, 2015).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo, são apresentados os resultados correspondentes as análises da caracterização e testes das superfícies nitretadas a plasma produzidas sobre as amostras de geometria simples e sobre as engrenagens forjadas. Cada subcapítulo apresenta os resultados individuais obtidos especificamente para cada técnica de análise realizada para atender o objetivo central do trabalho. Dentro de cada subcapítulo os resultados estão agrupados para as amostras de geometria simples nitretadas a plasma em temperaturas (400, 450, 500 e 550 °C), composições de nitrogênio na mistura gasosa (5, 24 e 76% N₂) e tempos de tratamento (3, 6 e 9 h), e para as engrenagens forjadas e nitretadas a plasma em 500 °C com 76, 24 e 5% N₂ e tempos de 15, 20 e 30 h, respectivamente. Por fim, uma explicação geral, unificando os resultados das caracterizações dos dois estudos de caso fecha o capítulo.

4.1 Caracterização metalúrgica das amostras nitretadas a plasma

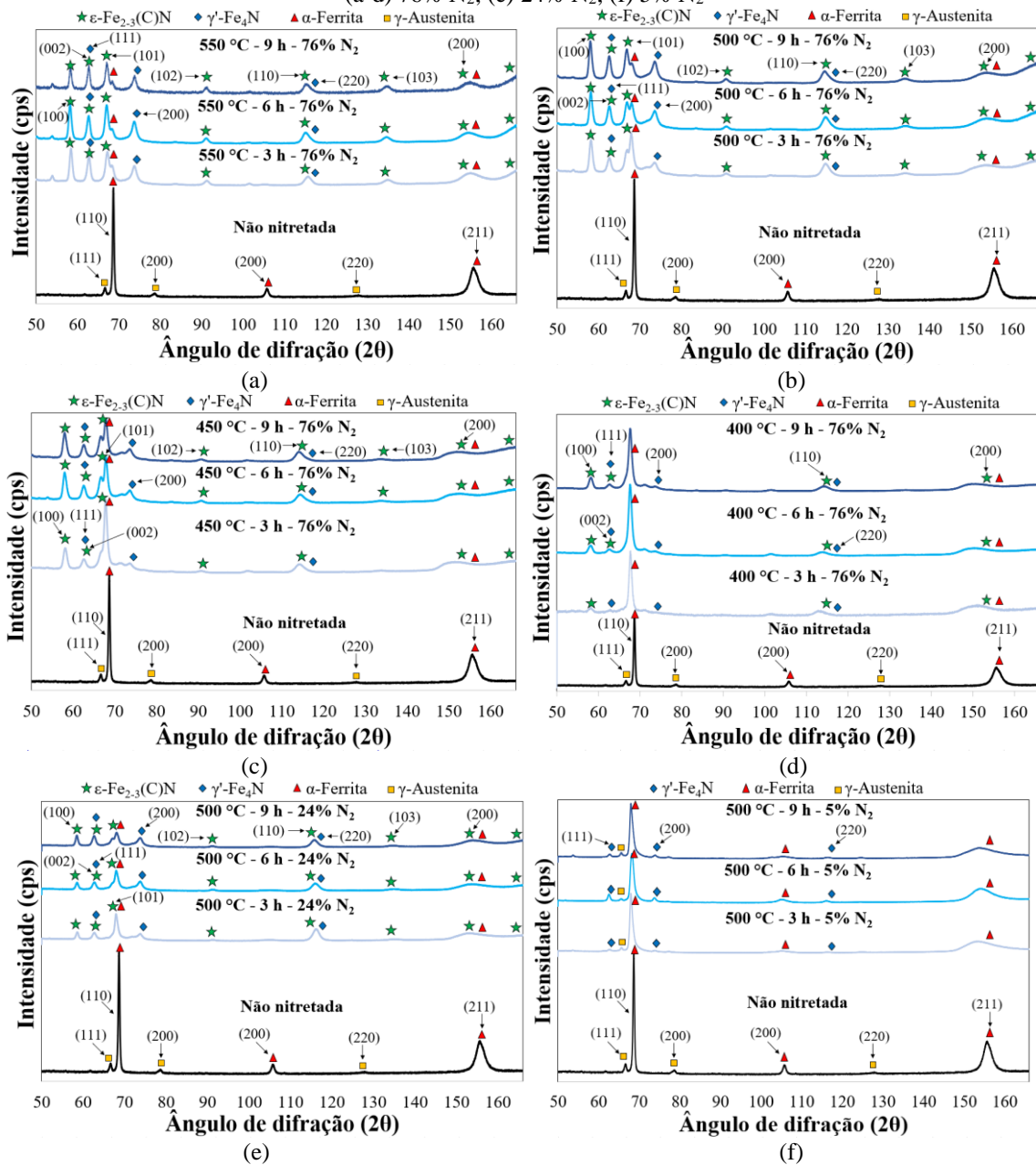
Nesta seção serão apresentados e discutidos os resultados da caracterização metalúrgica das superfícies das amostras de geometria simples nitretadas a plasma com diferentes composições de nitrogênio na mistura gasosa. As caracterizações incluem análise de fases por difração de raios-X, metalografias, dureza de núcleo, perfis de microdureza, dureza superficial e módulo de elasticidade, composição de fases via GDOES, tenacidade a fratura e estado de tensões residuais.

4.1.1 Análise de fases por difração de raios-X

As Figuras 4.1(a-f) apresentam os difratogramas das superfícies nitretadas a plasma e de uma superfície não nitretada utilizada como referência. A superfície do aço não nitretada é caracterizada basicamente pela presença de ferro α -Fe nas posições 2θ : 68,8°; 106,1° e 156,4° e de austenita retida γ -Fe nas posições 2θ : 66,9°; 79,2° e 128,4°. O alargamento do pico indica a presença de bainita/martensita (GONG *et al.*, 2015). Os picos de α -Fe das superfícies nitretadas a plasma se encontram levemente deslocados para a região de menor ângulo 2θ com relação à superfície não nitretada. Isto indica um parâmetro de rede referente ao ângulo $\psi=0^\circ$ medido menor do que aquele medido na superfície não nitretada. De acordo com a Lei de Bragg, o deslocamento do pico do α -Fe está associado com a presença de tensões residuais compressivas na superfície e ao conteúdo de nitrogênio no reticulado do α -Fe (ROCHA, 2000). Essa é uma informação proveniente da zona de difusão, pois a camada de compostos é formada apenas por (carbo)nitretos. Como a superfície nitretada sofre uma

expansão pela formação de nitretos e o nitrogênio em solução sólida, a zona de difusão desenvolverá um gradiente de tensões residuais na camada nitretada. As tensões residuais compressivas na zona de difusão são um resultado bem conhecido (GENEL *et al.*, 2000; LIMODIN; VERREMAN, 2006; SOLEIMANI *et al.*, 2012). Esse aumento no nível de tensões residuais compressivas na superfície de um componente mecânico melhora a sua vida em fadiga.

Figura 4.1 – Difratogramas de raios-X das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a-d) 76% N₂; (e) 24% N₂; (f) 5% N₂



Fonte: Autor

Todas as superfícies nitretadas a plasma apresentaram picos de difração, indicando a formação da camada de compostos. Ambas as superfícies nitretadas a plasma com altas

concentrações de nitrogênio (76% N₂) e com concentrações intermediárias de nitrogênio (24% N₂), formaram uma camada de compostos bifásicas de ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N, Figuras 4.1(a-e), enquanto as superfícies nitretadas a plasma com uma composição pobre em nitrogênio (5% N₂) formaram uma camada de compostos monofásica de γ' -Fe₄N, Figura 4.1(f). Os picos da fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N foram identificados nas posições 2 θ : 58,2°; 62,9°; 67,0°; 91,0°; 114,8°; 134,3°; 153,2° e 164,5°, enquanto os picos da fase γ' -Fe₄N nas posições 2 θ : 63,1°; 74,3° e 117,4°.

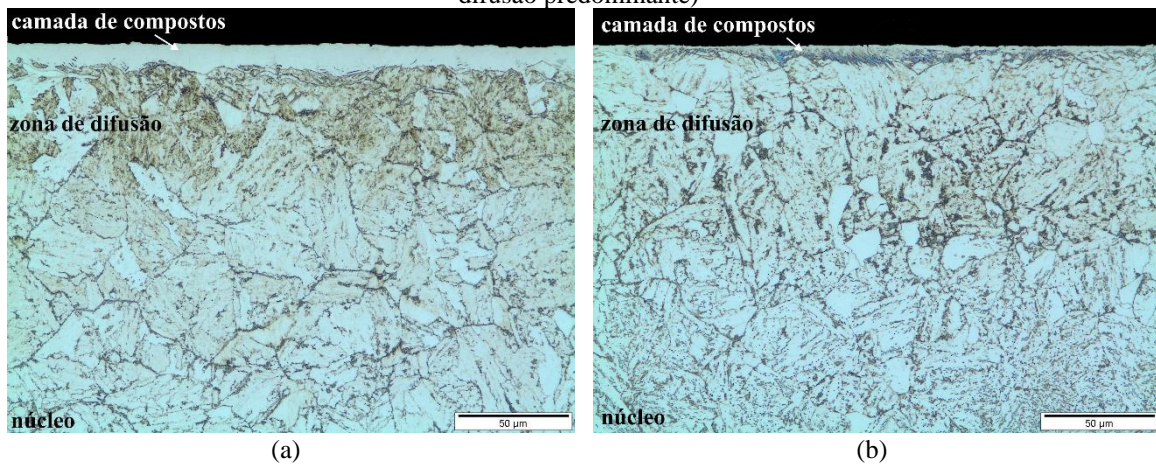
Em todas as superfícies nitretadas a plasma com 24 e 76% N₂, Figuras 4.1(a-e), verificou-se que a intensidade dos picos de ferrita (α -Fe) diminuíram com o aumento da espessura da camada de compostos, ao mesmo tempo em que os picos das fases ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N aumentam, e a austenita retida (γ -Fe) desapareceu completamente. Isso ocorre devido à absorção da radiação pelas porções mais superficiais do material e, portanto, os raios difratados pelas porções mais internas são amenizados. Os picos referentes a fase de nitretos γ' -Fe₄N aumentam com a temperatura e tempo de tratamento devido ao aumento de espessura da camada de nitretos γ' -Fe₄N. Por outro lado, à medida que o ângulo 2 θ diminui, também diminui a penetração (CULLITY, 1978; ROCHA *et al.*, 1999; KOVÁCS *et al.*, 2019), assim, os picos da fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N são facilmente identificados com ângulos 2 θ menores. Comparando o grupo de amostras nitretadas a plasma com mistura gasosa rica em nitrogênio (76% N₂), Figuras 4.1(a-d), verifica-se que em ângulos maiores praticamente não se observam os picos da fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N, principalmente em superfícies nitretadas em 400 °C, onde a camada de compostos é extremamente fina.

Devido a camada de compostos das superfícies nitretadas a plasma com 5% N₂ ser extremamente fina, ainda são observados os picos de ferro α -Fe e γ -Fe, Figura 4.1(f). Nestes casos, à medida que o tempo de nitretação aumenta, a espessura da camada de compostos também aumenta e os picos de γ' -Fe₄N são identificados mais facilmente. Esta análise mostra que o crescimento da camada de compostos depende do tempo de nitretação, uma vez que as temperaturas, as misturas gasosas e as demais variáveis relacionadas foram constantes. É bem conhecido na literatura que as camadas de compostos bifásicas têm propriedades mecânicas piores que as monofásicas devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica dos nitretos, o que leva a uma camada de compostos mais quebradiça (RAKHIT, 2000; DAVIS, 2005; ROLINSKI, 2016). Portanto, uma camada monofásica é preferida, sendo a camada de compostos de ϵ -Fe₂₋₃(C)N de maior resistência à abrasão do que a camada de compostos de γ' -Fe₄N, mas comparativamente mais quebradiça.

4.1.2 Microestrutura, perfis de microdureza, constante de crescimento de camada e dureza da superfície e núcleo

Como resultado representativo dos tratamentos de nitretação a plasma, é apresentado nas Figuras 4.2(a, b), a microestrutura óptica da seção transversal das superfícies nitretadas a plasma com mistura gasosa de 76% N₂ na temperatura de 550 °C por 6 h (camada de compostos predominante) e na temperatura de 400 °C por 3 h (zona de difusão predominante). As microestruturas de todas as superfícies nitretadas a plasma encontram-se no Apêndice A.1. É possível observar nas Figuras 4.2(a, b), a formação de uma estreita camada de compostos na superfície do material, e logo abaixo uma zona de difusão que se prolonga até o núcleo (região não afetada pelo tratamento). A espessura de camada varia com as diferentes concentrações de nitrogênio na mistura gasosa, temperatura e tempo de tratamento. Para a composição gasosa de 5% N₂, a camada nitretada é formada predominantemente pela zona de difusão, já em composições mais ricas em nitrogênio (24 e 76% N₂) ocorre a formação mais efetiva da camada de compostos (ver Tabela 4.1).

Figura 4.2 – Microestrutura óptica da seção transversal das superfícies nitretadas a plasma com composição gasosa de 76% N₂: (a) 550 °C por 6 h (camada de compostos predominante); (b) 400 °C por 3 h (zona de difusão predominante)



Fonte: Autor

A compilação da espessura da camada de compostos, profundidade de camada, constante de crescimento de camada, dureza de núcleo e dureza superficial das amostras nitretadas a plasma com diferentes composições de nitrogênio, temperatura e tempo de tratamento são reveladas na Tabela 4.1. A espessura da camada de compostos aumenta com o aumento da composição de nitrogênio, da temperatura e o tempo de tratamento. Uma resposta semelhante é observada para a profundidade de camada total (camada de compostos + zona de difusão). A profundidade de camada, Equação (2.1), é diretamente proporcional à raiz quadrada do tempo de nitretação pela constante de crescimento da camada (k), que inclui

as variáveis temperatura, composição química do aço e composição da mistura gasosa (LAMPMAN, 1991). A constante de crescimento da camada (k) aumenta exponencialmente em função da temperatura e da composição de nitrogênio na mistura gasosa, ver Tabela 4.1. Isso permite que os processos de difusão sejam considerados ativados termicamente (LAMPMAN, 1991). Sun; Bell (1991) mostraram que, sob condições de temperatura constante, existe um limite potencial para a formação da camada de compostos, que depende do percentual de nitrogênio na mistura gasosa e do tempo de nitretação. Abaixo desse limite de potencial, apenas ocorre a formação da zona de difusão.

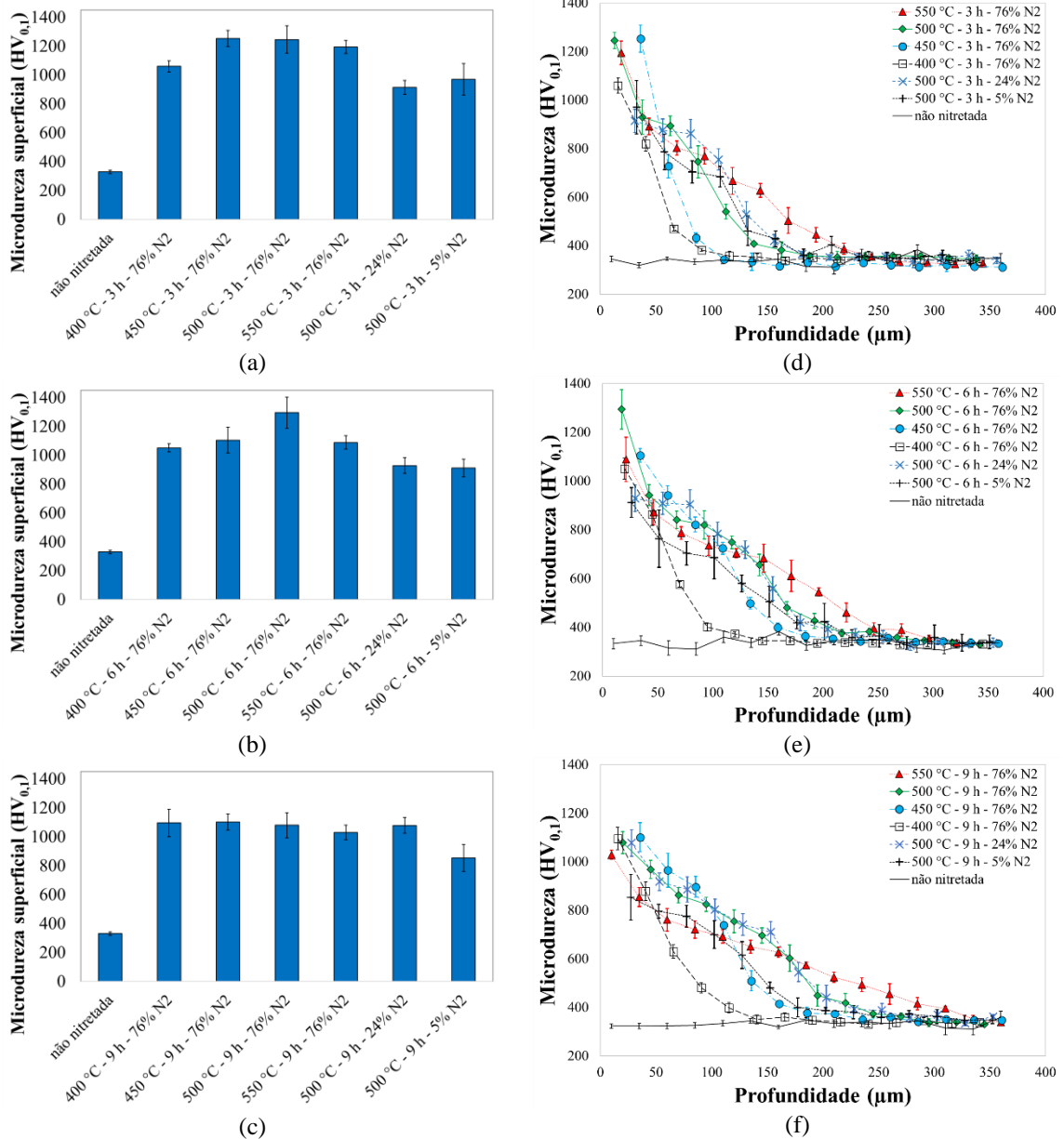
Tabela 4.1 – Espessura da camada de compostos, profundidade de camada, constante de crescimento de camada, dureza de núcleo e microdureza superficial das amostras nitretadas a plasma

Parâmetros	Espessura da camada de compostos (µm)	Profundidade de camada (µm)	Constante de crescimento de camada	Dureza de núcleo (HRC)	Microdureza superficial (HV _{0,1})
não nitretada	0	0	0	34 ± 1,5	330 ± 12
550 °C - 3 h - 76% N ₂	7,9 ± 0,3	253 ± 23	115,5	32 ± 0,9	1195 ± 45
550 °C - 6 h - 76% N ₂	9,6 ± 0,3	308 ± 24		31 ± 0,8	1089 ± 46
550 °C - 9 h - 76% N ₂	11,5 ± 0,2	335 ± 15		30 ± 0,7	1029 ± 50
500 °C - 3 h - 76% N ₂	4,3 ± 0,2	139 ± 30	80,5	34 ± 1,1	1246 ± 95
500 °C - 6 h - 76% N ₂	6,7 ± 0,3	192 ± 25		33 ± 0,7	1295 ± 108
500 °C - 9 h - 76% N ₂	8,2 ± 0,2	245 ± 40		33 ± 0,8	1079 ± 86
450 °C - 3 h - 76% N ₂	2,6 ± 0,3	97 ± 20	55,4	34 ± 1,2	1253 ± 56
450 °C - 6 h - 76% N ₂	3,8 ± 0,2	131 ± 24		34 ± 1,0	1105 ± 90
450 °C - 9 h - 76% N ₂	4,8 ± 0,4	169 ± 40		34 ± 0,8	1101 ± 56
400 °C - 3 h - 76% N ₂	0,6 ± 0,2	67 ± 20	41,3	34 ± 0,8	1060 ± 38
400 °C - 6 h - 76% N ₂	1,5 ± 0,2	98 ± 12		34 ± 1,2	1051 ± 28
400 °C - 9 h - 76% N ₂	2,7 ± 0,3	125 ± 21		34 ± 0,9	1095 ± 95
500 °C - 3 h - 24% N ₂	2,1 ± 0,4	120 ± 25	73,6	33 ± 1,1	914 ± 48
500 °C - 6 h - 24% N ₂	3,1 ± 0,3	175 ± 32		33 ± 1,0	929 ± 54
500 °C - 9 h - 24% N ₂	3,9 ± 0,2	223 ± 27		33 ± 0,8	1078 ± 55
500 °C - 3 h - 5% N ₂	0,2 ± 0,2	117 ± 27	58,4	33 ± 1,0	970 ± 110
500 °C - 6 h - 5% N ₂	0,5 ± 0,3	134 ± 25		33 ± 0,6	912 ± 61
500 °C - 9 h - 5% N ₂	0,7 ± 0,3	173 ± 22		33 ± 0,8	854 ± 94

Fonte: Autor

A profundidade de camada nitretada (camada de compostos + zona de difusão) foi determinada pelos perfis de microdureza, Figuras 4.3(d-f), de acordo com a norma DIN 50 190 (1979), a qual determina que a profundidade de camada seja definida pela distância a partir da superfície até o limite no qual a dureza de núcleo é atingida e somado 50 HV, ou seja (PC = dureza núcleo + 50 HV). A dureza média do aço é de 330 HV_{0,1}. Todas as superfícies nitretadas a plasma apresentaram ganhos significativos na dureza superficial, Figuras 4.3(a-c). Cabe ressaltar que a microdureza correspondente ao ponto zero, Figuras 4.3(a-c), foram medidas aleatoriamente sobre a superfície nitretada a plasma. Em geral, a profundidade de camada aumenta com o aumento do tempo, temperatura e composição de nitrogênio, conforme esperado para o crescimento controlado por difusão (ALSARAN *et al.*, 2002).

Figura 4.3 – Microdureza Vickers das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a-c) Microdureza superficial; (d-f) Perfil de microdureza



Fonte: Autor

A Tabela 4.1 mostra que a profundidade de camada de todas as superfícies nitretadas em 550 °C é a maior em relação a todos os grupos de amostras nitretadas em temperaturas mais baixas (400, 450 e 500 °C). Quando comparado a profundidade de camada das superfícies nitretadas a plasma em 500 °C com 5, 24 e 76% N₂, verifica-se que os tratamentos com composições ricas em nitrogênio (76% N₂) desenvolveram camadas nitretadas mais profundas que as superfícies nitretadas a plasma com as composições de nitrogênio pobre e intermediária (5 e 24% N₂). Por outro lado, Alsaran *et al.* (2002) já haviam tentado explicar o aumento da profundidade da camada nitretada aumentando a proporção de hidrogênio. A proposta de Alsaran *et al.* (2002) parece fazer sentido com este trabalho no que diz respeito

à tensão média dos processos em relação à proporção de hidrogênio na mistura gasosa, que era maior para razões de hidrogênio mais elevadas. Porém, a eficácia dessa suposta maior dissociação do nitrogênio não foi verificada no presente estudo a ponto de promover perfis de microdureza com maiores valores para proporções de gases com menos nitrogênio.

A escolha dos parâmetros de nitretação tem influência significativa sobre os perfis de microdureza nas regiões próximas à superfície. A dureza diminui da superfície para o núcleo, uma vez que a presença de nitrogênio difundido diminui em direção ao núcleo. Em termos de microdureza superficial, o comportamento é o esperado, quanto maior o teor de nitrogênio na mistura gasosa, maior é a dureza da superfície. Pode-se ver nas Figuras 4.3(d-f) que a dureza da zona de difusão aumenta com o aumento da temperatura e do tempo de tratamento, conforme relatado por Lee; Park (2007). É interessante observar que a máxima microdureza superficial e a máxima profundidade de camada não coincidam. Enquanto a microdureza máxima da superfície foi obtida na amostra nitretada com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 500 °C por 6 h, a máxima profundidade de camada se formou na amostra nitretada com gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 550 °C por 9 h (ver Tabela 4.1).

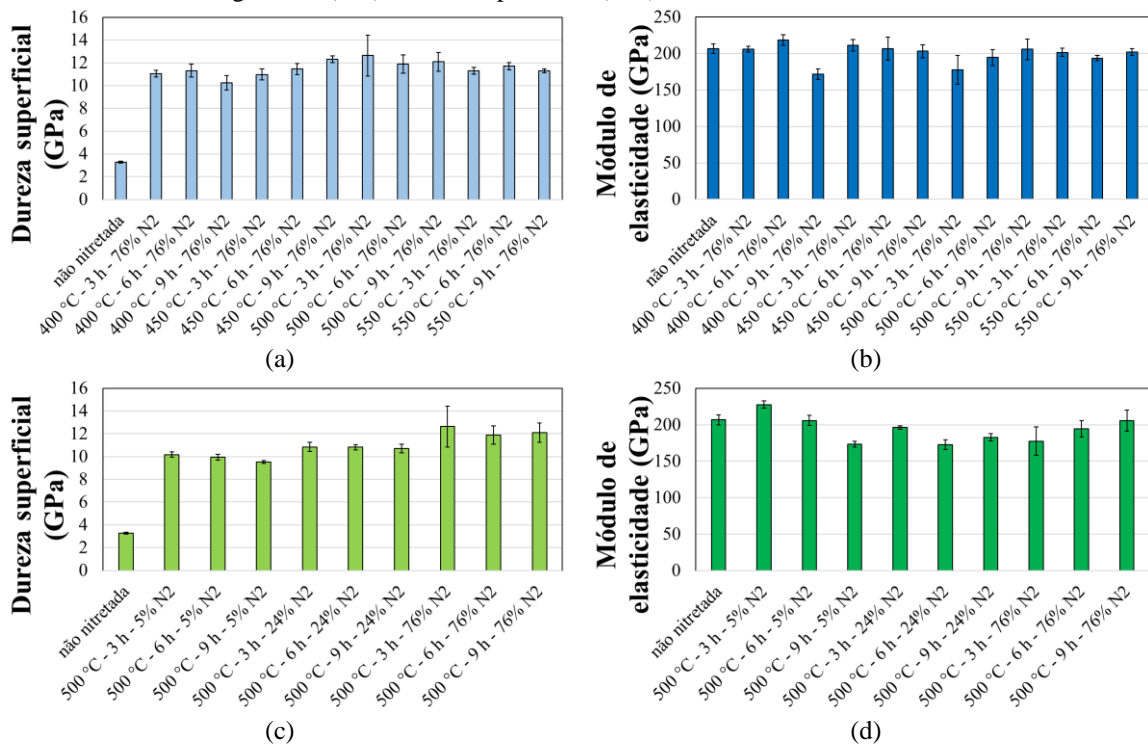
As Figuras 4.3(a-c) mostram que a microdureza das superfícies nitretadas em temperaturas mais elevadas tende a diminuir (550 °C), especialmente nos tratamentos mais longos, devido ao excesso de envelhecimento dos nitretos (ASHRAFIZADEH, 2003; ANAZAWA *et al.*, 2008). A dureza do núcleo também diminui nas amostras nitretadas a 550 °C, o que não é observado nas temperaturas mais baixas (400, 450 e 500 °C). A redução da dureza de núcleo provavelmente está associada ao revenimento da bainita (LUO *et al.*, 2010). Para esta temperatura, existe uma competição entre o efeito de endurecimento da nitretação e a diminuição da dureza devido ao superaquecimento do próprio aço, para que o potencial máximo de endurecimento não seja atingido. Outra explicação é que temperaturas mais elevadas levam à intensificação dos defeitos (como poros e trincas) formados na superfície nitretada (NOLAN *et al.*, 2006; SKONIESKI *et al.*, 2013), onde a dureza da camada de compostos é comprometida e, portanto, o valor da dureza diminui.

4.1.3 Dureza superficial e módulo de elasticidade

As Figuras 4.4(a, c) apresentam a dureza e as Figuras 4.4(b, d) o módulo de elasticidade medidos nas superfícies nitretadas a plasma com uma carga de 1000 mN, pela técnica de dureza instrumentada usando um indentador Berkovich. A nitretação a plasma

aumentou consideravelmente a dureza das superfícies nitretadas a plasma, ver Figuras 4.4(a, c), conforme esperado. O grupo de amostras nitretadas com composição rica em nitrogênio (76% N₂) não apresenta diferenças significativas em termos de dureza superficial, Figura 4.4(a), porém observa-se um leve aumento na dureza das superfícies nitretadas em temperaturas de 450 e 500 °C, confirmando os resultados encontrados nas medições de microdureza Vickers (ver Tabela 4.2). Verifica-se que as amostras nitretadas com composição rica em nitrogênio (76% N₂) tendem a apresentar um aumento na dureza superficial, quando comparado o grupo de amostras nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂, Figura 4.4(c), assim como observado nas medições de microdureza Vickers (ver Tabela 4.2).

Figura 4.4 – Dureza e módulo de elasticidade das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a, c) Dureza superficial; (b, d) Módulo de elasticidade



Fonte: Autor

As composições ricas em nitrogênio (76% N₂) promovem um aumento na dureza superficial devido ao aumento da fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N na camada de compostos, Figuras 4.1(a-d). Apesar das amostras nitretadas com 24% N₂ ter camada de compostos bifásica (ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N), Figura 4.1(e), não apresentaram dispersão significativa na dureza superficial entre os diferentes tempos de nitretação, assim como nas amostras nitretadas com 5% N₂, que tem camada de compostos monofásica de γ' -Fe₄N, Figura 4.1(f). A maior dispersão entre a dureza das amostras nitretadas com composições ricas em nitrogênio (76% N₂) é justificada devido as fases ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N possuem diferentes propriedades mecânicas (dureza, módulo de elasticidade e resistência ao desgaste).

Tabela 4.2 – Espessura da camada de compostos, dureza superficial, dureza e módulo de elasticidade das superfícies nitretadas a plasma

Parâmetros	Espessura da camada de compostos (μm)	Microdureza superficial ($\text{HV}_{0,1}$)	Dureza superficial – 1000 mN (GPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
não nitretada	0	330 ± 12	$3,3 \pm 0,1$	$206,8 \pm 6,8$
550 °C - 3 h - 76% N ₂	$7,9 \pm 0,3$	1195 ± 45	$11,3 \pm 0,3$	$201,8 \pm 5,3$
550 °C - 6 h - 76% N ₂	$9,6 \pm 0,3$	1089 ± 46	$11,7 \pm 0,3$	$193,6 \pm 3,6$
550 °C - 9 h - 76% N ₂	$11,5 \pm 0,2$	1029 ± 50	$11,3 \pm 0,2$	$202,2 \pm 4,6$
500 °C - 3 h - 76% N ₂	$4,3 \pm 0,2$	1246 ± 95	$12,6 \pm 1,8$	$177,6 \pm 19,6$
500 °C - 6 h - 76% N ₂	$6,7 \pm 0,3$	1295 ± 108	$11,9 \pm 0,8$	$194,5 \pm 11,1$
500 °C - 9 h - 76% N ₂	$8,2 \pm 0,2$	1079 ± 86	$12,1 \pm 0,8$	$205,9 \pm 14,4$
450 °C - 3 h - 76% N ₂	$2,6 \pm 0,3$	1253 ± 56	$11,0 \pm 0,5$	$211,3 \pm 8,1$
450 °C - 6 h - 76% N ₂	$3,8 \pm 0,2$	1105 ± 90	$11,5 \pm 0,5$	$206,5 \pm 15,8$
450 °C - 9 h - 76% N ₂	$4,8 \pm 0,4$	1101 ± 56	$12,3 \pm 0,3$	$203,4 \pm 8,9$
400 °C - 3 h - 76% N ₂	$0,6 \pm 0,2$	1060 ± 38	$11,1 \pm 0,3$	$205,9 \pm 3,9$
400 °C - 6 h - 76% N ₂	$1,5 \pm 0,2$	1051 ± 28	$11,3 \pm 0,6$	$218,6 \pm 7,5$
400 °C - 9 h - 76% N ₂	$2,7 \pm 0,3$	1095 ± 95	$10,3 \pm 0,6$	$171,6 \pm 7,1$
500 °C - 3 h - 24% N ₂	$2,1 \pm 0,4$	914 ± 48	$10,8 \pm 0,4$	$196,2 \pm 2,6$
500 °C - 6 h - 24% N ₂	$3,1 \pm 0,3$	929 ± 54	$10,8 \pm 0,2$	$172,6 \pm 6,5$
500 °C - 9 h - 24% N ₂	$3,9 \pm 0,2$	1078 ± 55	$10,7 \pm 0,4$	$182,9 \pm 4,7$
500 °C - 3 h - 5% N ₂	$0,2 \pm 0,2$	970 ± 110	$10,2 \pm 0,2$	$227,7 \pm 5,1$
500 °C - 6 h - 5% N ₂	$0,5 \pm 0,3$	912 ± 61	$10,0 \pm 0,3$	$205,8 \pm 7,0$
500 °C - 9 h - 5% N ₂	$0,7 \pm 0,3$	854 ± 94	$9,5 \pm 0,1$	$173,6 \pm 4,1$

Fonte: Autor

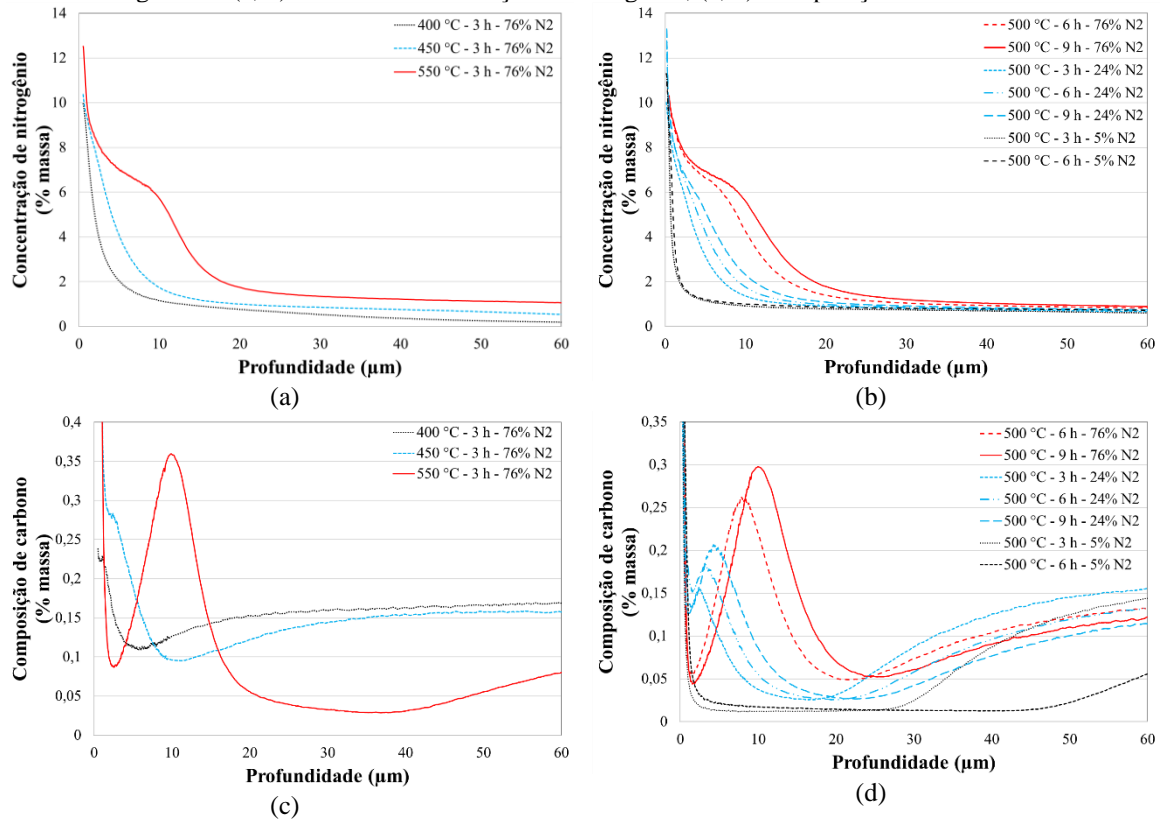
Observa-se que o módulo de elasticidade é similar entre o grupo de amostras nitretadas com composição rica em nitrogênio (76% N₂), Figura 4.4(b). Nestes casos, o tempo e a temperatura de nitretação não foram capazes de alterar significativamente o módulo de elasticidade, pelo menos na região mais superficial da camada nitretada a plasma. Outro fato observado, é que o módulo de elasticidade das camadas nitretadas com 24 e 76% N₂ é muito similar, e que as camadas nitretadas com 5% N₂ tendem a apresentar um leve aumento no módulo de elasticidade, principalmente em menores tempos de tratamento, Figura 4.4(d). Embora as amostras não nitretadas tenham a menor dureza superficial, as diferenças entre o módulo de elasticidade das superfícies nitretadas e não nitretadas foram pequenas e não podem explicar a magnitude das diferenças, Figuras 4.4(b, d).

4.1.4 Perfis de composição química das camadas nitretadas a plasma

As Figuras 4.5(a-d) mostram os perfis de concentração de nitrogênio e a composição de carbono típicos do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 nitretado à plasma. O teor de nitrogênio nas superfícies nitretadas a plasma aumenta com o aumento da composição de nitrogênio na mistura gasosa, da temperatura e do tempo de tratamento, Figuras 4.5(a, b). Como resultado da absorção de nitrogênio na camada nitretada, uma zona descarbonetada próxima à superfície e uma zona rica em carbono abaixo da camada nitretada são desenvolvidas, Figuras 4.5(c, d). De acordo com Tier *et al.* (2001); Li *et al.* (2002); Kwietniewski *et al.*

(2004) isso ocorre devido a desestabilização dos carbonetos de cromo durante a nitretação. Os elementos de liga que antes formavam carbonetos, formam novos compostos com o nitrogênio (nitretos), deixando o carbono livre para se difundir em direção à superfície da amostra e em direção ao seu núcleo. O carbono que se difunde para o núcleo devido a formação de novos nitretos (SUN; BELL, 1991), forma uma zona rica em carbono abaixo da camada nitretada, que apresenta um teor maior que aquele anterior ao tratamento, ver Figuras 4.5(c, d).

Figura 4.5 – Perfil de composição química das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a, b) Perfis da concentração de nitrogênio; (c, d) Composição de carbono



Fonte: Autor

Devido à formação da camada de compostos na superfície, é observado um alto percentual de nitrogênio e um baixo teor de carbono; então, à medida que a distância da superfície aumenta, a concentração de carbono aumenta, formando um valor máximo localizado na região da interface entre a camada de compostos e a zona de difusão. Vários outros autores como Sun; Bell (1991); Rocha *et al.* (2003); Kwietniewski *et al.* (2004); Skonieski *et al.* (2013) discutiram a redistribuição de carbono na região próxima à superfície de aços nitretados a plasma. Esse pico de concentração de carbono abaixo da camada de compostos de aços alto carbono, como o aço rápido AISI M2, está relacionado à formação de cementita, como precipitados nos contornos de grão (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et*

al., 2003; KWIETNIEWSKI *et al.*, 2004), o que leva a menor tenacidade da camada nitretada. Para aços com baixo teor de carbono, como o aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4, a fragilização da zona de difusão não parece ser tão intensa.

4.1.5 Tenacidade a fratura das superfícies nitretadas a plasma

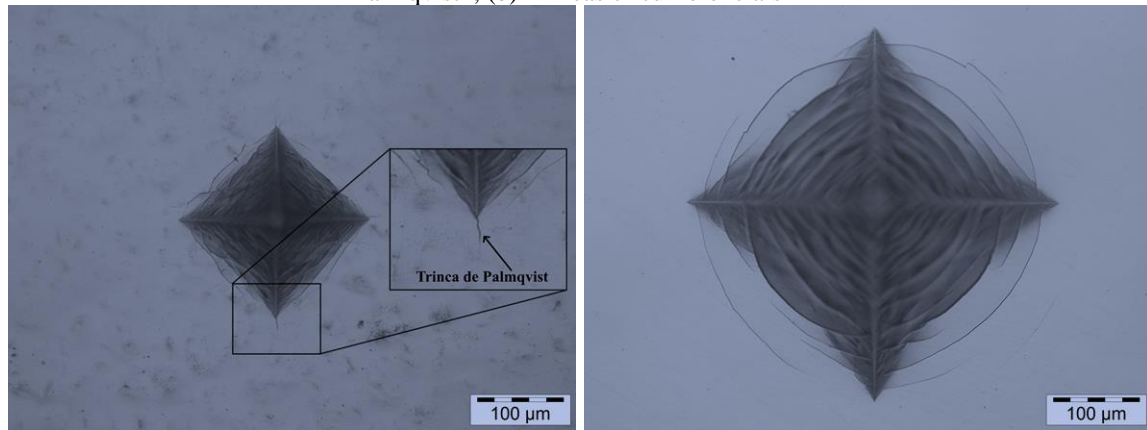
Apesar da nitretação a plasma ser um método bem estabelecido para melhorar o desgaste de engrenagens (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; OCHOA *et al.*, 2009; ROLINSKI, 2016), a compreensão das propriedades de fratura dessas superfícies nitretadas está longe de ser completa. As fases de nitretos (ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N) formadas na camada de compostos de superfícies nitretadas a plasma possuem tenacidade à fratura substancialmente menor do que o substrato (NOLAN *et al.*, 2006), e isso pode afetar negativamente o desempenho de desgaste de componentes como engrenagens que são submetidos a ambientes severos de serviço, envolvendo alta solicitação mecânica com carregamentos alternados (GUESSER *et al.*, 2012; MURARO *et al.*, 2012; GANS *et al.*, 2015; REGO, 2016). Por esta razão, a caracterização da relação entre os parâmetros do processo de nitretação com a tenacidade à fratura da camada de compostos é fundamental para garantir que os tratamentos de superfície possam ser adotados comercialmente com confiança (NOLAN *et al.*, 2006).

Tendo-se a diminuição da tenacidade como sendo um contraponto à elevação da dureza superficial, realizaram-se testes de tenacidade à fratura baseado no método apresentado por Nolan *et al.* (2006), para induzir a formação de trincas de Palmqvist na camada de compostos das amostras nitretadas a plasma, ver Figura 4.6(a). Pelos motivos relatados anteriormente e pelo fato deste teste de tenacidade à fratura ainda não ser completamente estabelecido no meio científico para camadas nitretadas, foi adotado como critério de falha de camada a carga no qual pôde se verificar, através de microscopia ótica, o início da propagação de trincas.

Em relação as impressões das indentações e ao modo de fratura observado, houve poucos casos de indentações produzindo trincas de Palmqvist nas superfícies nitretadas nas temperaturas de 400 e 450 °C e com 76% N₂. O modo de fratura predominante para estes casos foram as trincas circunferenciais, Figura 4.6(b), tornando-se mais evidentes e mais extensas com cargas mais elevadas. As trincas de Palmqvist parecem se tornar mais consistentes nas superfícies nitretadas a plasma com 76% N₂ em 500 e 550 °C, e nas superfícies nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂, mas o aparecimento de trincas

circunferenciais também se tornou aparente, tornando-se mais significativo com o aumento da carga. A razão para isso não é imediatamente aparente, embora seja provavelmente relacionado ao aumento de espessura da camada de compostos.

Figura 4.6 – Exemplos típicos da propagação de trincas nas superfícies nitretadas a plasma: (a) Trincas de Palmqvist*; (b) Trincas circunferenciais**



*Superfície nitretada a plasma em 500 °C com 76% N₂ por 6 h. A indentação foi realizada com uma carga de 20 kgf.

** Superfície nitretada a plasma em 450 °C com 76% N₂ por 9 h. A indentação foi realizada com uma carga de 50 kgf.

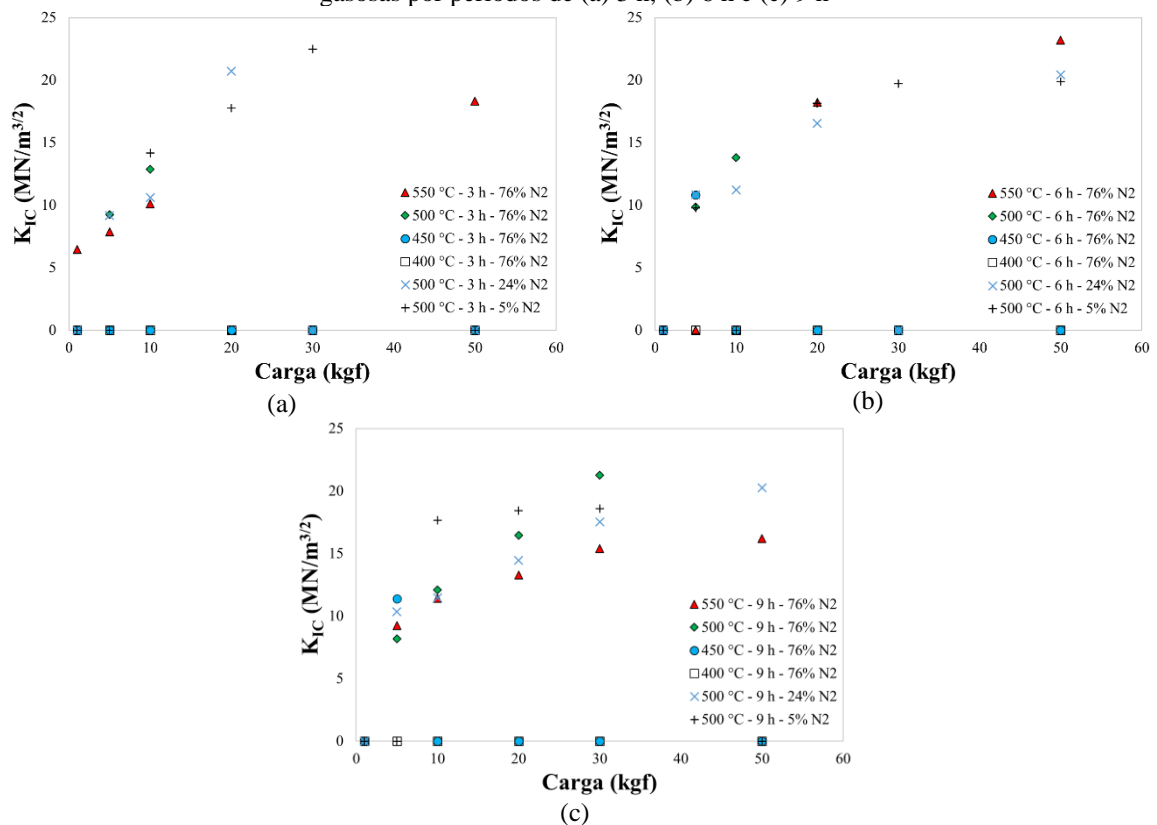
Fonte: Autor

Os valores de K_{IC} calculados para cada condição de nitretação investigada foram plotados nos gráficos das Figuras 4.7(a-c). Nas superfícies que não formaram trincas de Palmqvist, foi atribuído um valor de zero para o K_{IC} . Não foi possível fazer uma estimativa válida de K_{IC0} para as superfícies nitretadas a plasma em temperaturas de 400 e 450 °C com 76% N₂, uma vez que existem poucos casos evidentes indicando a formação de trincas de Palmqvist. No caso das superfícies nitretadas a plasma com 76% N₂ em temperaturas de 500 e 550 °C e nas superfícies nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂, há uma clara tendência nos resultados de tenacidade à fratura, o que torna possível extrapolar o valor para K_{IC0} . Os valores de K_{IC} calculados para as superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas, bem como a extrapolação para um valor K_{IC0} são exibidos nas Figura 4.7(a-c) e na Tabela 4.3, respectivamente.

A nitretação a plasma além de aumentar a dureza superficial acaba criando uma região menos dúctil e mais propensa à fratura. As propriedades mecânicas da zona de difusão influenciam nas propriedades de fratura da camada de compostos, uma vez que a zona de difusão fornece suporte para a camada de compostos (NOLAN *et al.*, 2006). Isso apoiaria também a hipótese de que o substrato mais duro resulta em um aumento na medida de tenacidade à fratura, através de suporte mecânico da camada de compostos melhorado pela

zona de difusão. Este resultado está de acordo com o encontrado por Nolan *et al.* (2006). Verifica-se na Tabela 4.3, que as composições ricas em nitrogênio (76% N₂) promoveram uma redução na tenacidade à fratura da camada de compostos e que as composições pobres em nitrogênio (5% N₂) apresentaram uma tendência em ter maior tenacidade à fratura. Quando comparado o grupo de amostras nitretadas a plasma com 76% N₂, mas em diferentes temperaturas, há uma maior tendência das superfícies com maior espessura da camada de compostos (550 °C) ter maior tenacidade à fratura.

Figura 4.7 – Valores de K_{IC} calculados para as superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas por períodos de (a) 3 h, (b) 6 h e (c) 9 h



Fonte: Autor

Apesar de que as trincas circunferenciais serem as que indiquem o descolamento da camada de compostos devido a sua formação ter início na região subsuperficial, trincas originadas na camada de compostos também podem ser danosas, principalmente em componentes como engrenagens que suportam altas cargas e carregamentos alternados, pois podem representar o início de uma falha por fadiga, por exemplo. Deve-se considerar também o fato de que a transição entre as trincas de Palmqvist para trincas circunferenciais podem determinar o início de trincas na zona de difusão e no núcleo do material. Tendo em vista que a metodologia estabelecida para medição da tenacidade a fratura das camadas nitretadas não permitiu obter mais que um resultado para cada condição investigada, é

necessário atentar que estes resultados mostrados na Tabela 4.3 têm carácter particular, estando sujeitos a diferentes influências aleatórias. Desta maneira, não podem ser considerados como resultados representativos da condição testada, mas servem como um indicativo para estimar a tenacidade da camada nitretada.

Tabela 4.3 – Valores extrapolados de K_{IC0} a partir dos valores de K_{IC} calculados para as superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas

Parâmetros	Espessura da camada de compostos (μm)	Profundidade de camada (μm)	Microdureza superficial ($\text{HV}_{0,1}$)	Estimativa K_{IC0} ($\text{MN/m}^{3/2}$)
550 °C - 3 h - 76% N_2	7,9 \pm 0,3	253 \pm 23	1195 \pm 45	5,9
550 °C - 6 h - 76% N_2	9,6 \pm 0,3	308 \pm 24	1089 \pm 46	14,9
550 °C - 9 h - 76% N_2	11,5 \pm 0,2	335 \pm 15	1029 \pm 50	7,7
500 °C - 3 h - 76% N_2	4,3 \pm 0,2	139 \pm 30	1246 \pm 95	5,6
500 °C - 6 h - 76% N_2	6,7 \pm 0,3	192 \pm 25	1295 \pm 108	5,9
500 °C - 9 h - 76% N_2	8,2 \pm 0,2	245 \pm 40	1079 \pm 86	5,2
450 °C - 3 h - 76% N_2	2,6 \pm 0,3	97 \pm 20	1253 \pm 56	–
450 °C - 6 h - 76% N_2	3,8 \pm 0,2	131 \pm 24	1105 \pm 90	–
450 °C - 9 h - 76% N_2	4,8 \pm 0,4	169 \pm 40	1101 \pm 56	–
400 °C - 3 h - 76% N_2	0,6 \pm 0,2	67 \pm 20	1060 \pm 38	–
400 °C - 6 h - 76% N_2	1,5 \pm 0,2	98 \pm 12	1051 \pm 28	–
400 °C - 9 h - 76% N_2	2,7 \pm 0,3	125 \pm 21	1095 \pm 95	–
500 °C - 3 h - 24% N_2	2,1 \pm 0,4	120 \pm 25	914 \pm 48	10,2
500 °C - 6 h - 24% N_2	3,1 \pm 0,3	175 \pm 32	929 \pm 54	7,7
500 °C - 9 h - 24% N_2	3,9 \pm 0,2	223 \pm 27	1078 \pm 55	8,2
500 °C - 3 h - 5% N_2	0,2 \pm 0,2	117 \pm 27	970 \pm 110	11,7
500 °C - 6 h - 5% N_2	0,5 \pm 0,3	134 \pm 25	912 \pm 61	6,4
500 °C - 9 h - 5% N_2	0,7 \pm 0,3	173 \pm 22	854 \pm 94	16,3

Fonte: Autor

4.1.6 Estado de tensões residuais da zona de difusão

As tensões residuais da zona de difusão foram medidas nas superfícies nitretadas a plasma e apresentadas como uma função da distância em relação à superfície original da face nitretada para obtenção do perfil de tensões residuais. A Tabela 4.4 ilustra a evolução das tensões residuais compressivas induzidas na zona de difusão pela nitretação a plasma. A tensão residual na zona de difusão do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 nitretada a plasma em 400 °C por 3 h (menor temperatura e tempo de tratamento) atingiu 4,4 vezes o valor da condição da superfície não nitretada. O resultado é condizente com a relação encontrada por Loh; Siew (1999), já que as tensões residuais e a dureza costumam aumentar proporcionalmente. De modo geral, o aumento na composição de nitrogênio resulta em um aumento nas tensões residuais compressivas na zona de difusão. No caso das superfícies nitretadas a plasma em 500 °C com 76% N_2 , as tensões residuais compressivas máximas medidas na zona de difusão foram de -885 a -1047 MPa, dependendo do tempo de tratamento. A redução do percentual de nitrogênio de 76 para 24% N_2 levou a uma redução das tensões residuais compressivas para uma faixa de -694 a -773 MPa. O mesmo acontece para a zona de difusão das amostras

nitretadas a plasma com 5% N₂, onde, dependendo do tempo de nitretação, são obtidas tensões residuais compressivas na faixa de -692 a -758 MPa.

Tabela 4.4 – Tensões residuais da zona de difusão medidas nas amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas

Parâmetros	Espessura da camada de compostos (µm)	Profundidade de camada (µm)	Microdureza superficial (HV _{0,1})	Tensões residuais (MPa)	Largura a meia altura – FWHM (°)
não nitretada	0	0	330 ± 12	-386 ± 12	2,8 ± 0,1
550 °C - 3 h - 76% N ₂	7,9 ± 0,3	253 ± 23	1195 ± 45	-691 ± 80	3,1 ± 1,1
550 °C - 6 h - 76% N ₂	9,6 ± 0,3	308 ± 24	1089 ± 46	-690 ± 43	2,7 ± 1,2
550 °C - 9 h - 76% N ₂	11,5 ± 0,2	335 ± 15	1029 ± 50	-706 ± 31	3,0 ± 0,7
500 °C - 3 h - 76% N ₂	4,3 ± 0,2	139 ± 30	1246 ± 95	-946 ± 50	3,8 ± 0,6
500 °C - 6 h - 76% N ₂	6,7 ± 0,3	192 ± 25	1295 ± 108	-1047 ± 16	3,3 ± 1,1
500 °C - 9 h - 76% N ₂	8,2 ± 0,2	245 ± 40	1079 ± 86	-885 ± 8	2,4 ± 1,3
450 °C - 3 h - 76% N ₂	2,6 ± 0,3	97 ± 20	1253 ± 56	-1498 ± 88	4,5 ± 0,8
450 °C - 6 h - 76% N ₂	3,8 ± 0,2	131 ± 24	1105 ± 90	-1297 ± 66	4,0 ± 0,7
450 °C - 9 h - 76% N ₂	4,8 ± 0,4	169 ± 40	1101 ± 56	-1351 ± 44	4,1 ± 0,5
400 °C - 3 h - 76% N ₂	0,6 ± 0,2	67 ± 20	1060 ± 38	-1688 ± 62	5,2 ± 0,8
400 °C - 6 h - 76% N ₂	1,5 ± 0,2	98 ± 12	1051 ± 28	-1744 ± 59	5,2 ± 0,7
400 °C - 9 h - 76% N ₂	2,7 ± 0,3	125 ± 21	1095 ± 95	-1628 ± 48	5,0 ± 0,8
500 °C - 3 h - 24% N ₂	2,1 ± 0,4	120 ± 25	914 ± 48	-773 ± 80	4,6 ± 0,6
500 °C - 6 h - 24% N ₂	3,1 ± 0,3	175 ± 32	929 ± 54	-713 ± 84	4,3 ± 0,4
500 °C - 9 h - 24% N ₂	3,9 ± 0,2	223 ± 27	1078 ± 55	-694 ± 68	4,0 ± 0,7
500 °C - 3 h - 5% N ₂	0,2 ± 0,2	117 ± 27	970 ± 110	-758 ± 47	5,1 ± 1,0
500 °C - 6 h - 5% N ₂	0,5 ± 0,3	134 ± 25	912 ± 61	-692 ± 39	5,0 ± 0,1
500 °C - 9 h - 5% N ₂	0,7 ± 0,3	173 ± 22	854 ± 94	-692 ± 67	4,9 ± 1,0

Fonte: Autor

De acordo com Rocha (2000), as tensões residuais microscópicas são associadas a defeitos (átomos intersticiais, precipitados, discordâncias e arranjos de discordâncias ou subgrãos) na estrutura cristalina do material. Uma indicação sobre a intensidade das tensões residuais microscópicas é dada pela largura a meia altura ou *Full Width at Half Maximum* – FWHM. Os valores de FWHM medidos na zona de difusão das amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas, temperatura e tempo de tratamento são apresentados na Tabela 4.4. O FWHM das amostras nitretadas a plasma com 76% N₂ em temperaturas de 500 e 550 °C é menor do que o encontrado nas amostras nitretadas em 400 e 450 °C devido a diminuição da intensidade de radiação causada pelo aumento da espessura da camada de compostos. Comparando os grupos de amostras nitretadas a plasma na mesma temperatura, verifica-se que os valores de FWHM tendem a diminuir com o aumento do tempo de nitretação para todos os casos investigados, confirmando que a espessura de camada tem influência nos valores de FWHM. Outro fato observado é que para as condições em que as tensões residuais compressivas e a dureza superficial são mais elevadas, maior é o FWHM encontrado (HASSANI-GANGARAJ *et al.*, 2014).

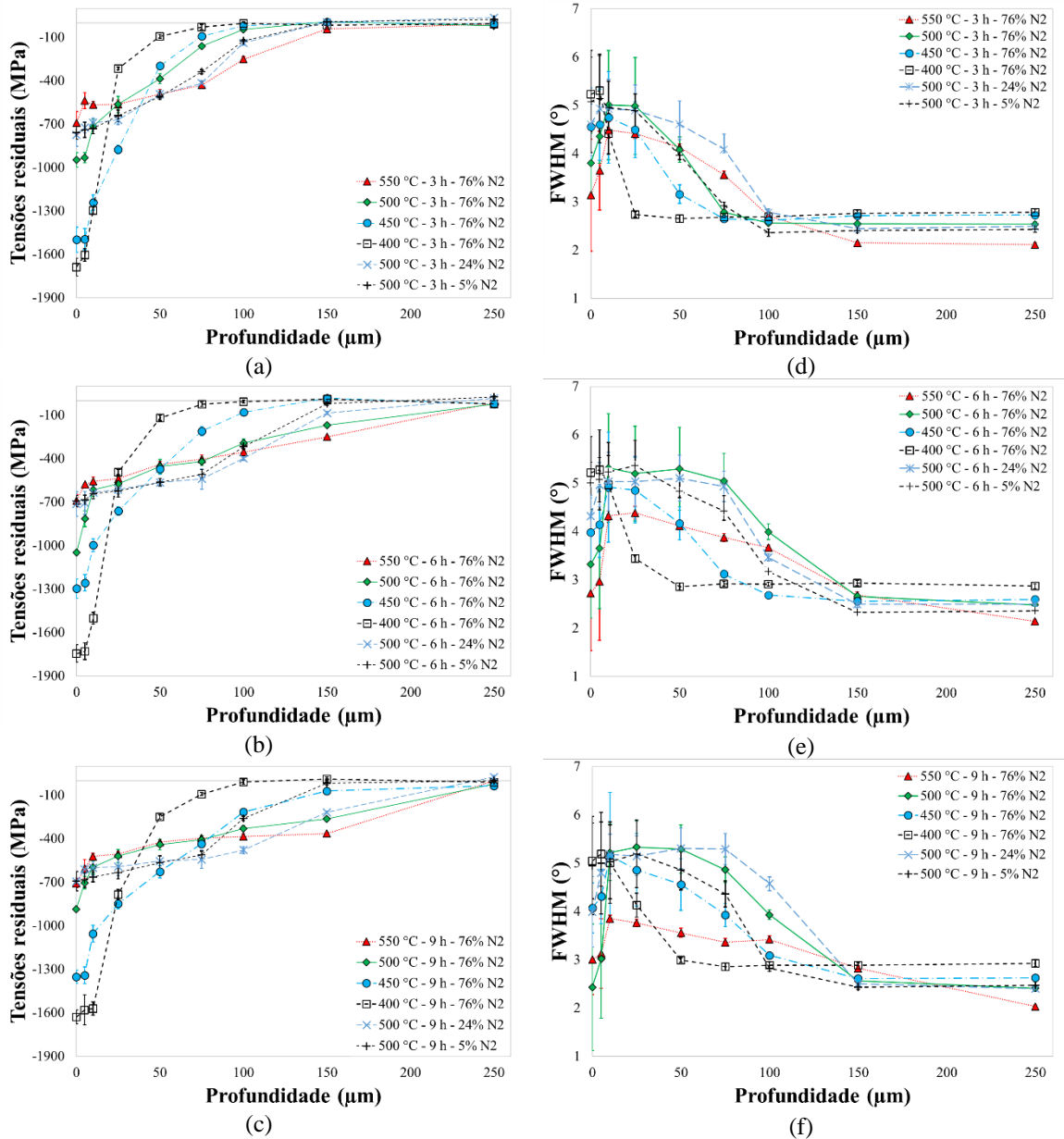
As Figuras 4.8(a-c) mostram perfis de tensões residuais medidos na zona de difusão das amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas, temperatura e tempo de tratamento. As tensões residuais compressivas encontradas na zona de difusão são o resultado de desajustes estruturais causados pela precipitação de nitretos e carbo nitretos na matriz de ferro (OETTEL, 1991; ROCHA *et al.*, 1999), e devido à saturação da rede do ferro com nitrogênio intersticial. Em todos os parâmetros de tratamento de nitretação investigados, verificou-se a presença de tensões residuais compressivas na zona de difusão. As tensões residuais compressivas diminuem com o aumento da profundidade antes de se aproximar dos valores de tensões tratativas na transição da microestrutura da camada nitretada/núcleo, como normalmente relatado em diferentes artigos (LOH; SIEW, 1999; ROCHA *et al.*, 1999; LESKOVSEK *et al.*, 2008; PODGORNIK *et al.*, 2011). Essa transição não é vista nos perfis de tensões residuais, Figuras 4.8(a-c), pois não foram realizadas correções para o relaxamento da tensão residual após as etapas de eletropolimento. No entanto, o erro é relativamente pequeno para os valores medidos, especialmente perto da superfície.

Os valores FWHM em função da profundidade são apresentados nas Figuras 4.8(d-f) para as superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas, temperatura e tempo de tratamento. Verifica-se que os valores de FWHM medidos na superfície apresentam uma maior dispersão e que o FWHM decresce com o aumento da profundidade e se estabiliza no núcleo do aço. Em geral, quanto maior a temperatura, o tempo de nitretação e a composição de nitrogênio na mistura gasosa, maior é a espessura de camada e a profundidade do FWHM. Isso indica que mais defeitos e precipitados no contorno de grão são formados, confirmando os resultados do GDOES mostrados nas Figuras 4.5(a-d). No caso das superfícies nitretadas a plasma com 76% N₂ em temperaturas 550 °C, o FWHM deveria ser maior que todas as outras condições investigadas, justamente pelo aumento da profundidade de camada, mas isso não foi observado em função da maior espessura da camada de compostos obtida nestes casos ter causado uma diminuição na intensidade de radiação.

As amostras nitretadas à plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em temperaturas mais baixas (400 e 450 °C) exibem as maiores tensões residuais compressivas na zona de difusão, quando comparadas às amostras nitretadas a plasma em temperaturas mais altas (500 e 550 °C). Com o aumento da temperatura de nitretação de 400 a 550 °C, à medida que a profundidade da zona de difusão aumenta, as amostras exibem menores tensões residuais compressivas, mas presentes em profundidades mais elevadas.

Com o aumento do tempo de nitretação, a temperatura de nitretação de 500 °C mostrou uma boa combinação entre o valor das tensões residuais da zona de difusão e sua distribuição ao longo da profundidade, uma vez que para essa temperatura as tensões residuais compressivas foram superiores a -885 MPa para todos os tempos de nitretação das amostras nitretadas a plasma com 76% N₂, ver Tabela 4.4.

Figura 4.8 – Difração de raios-X das amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a-c) Perfil de tensões residuais medidos na zona de difusão; (d-f) Perfil de FWHM



Fonte: Autor

Embora a temperatura de nitretação de 450 °C tenha mantido tensões residuais compressivas na zona de difusão ainda mais altas (acima de 1200 MPa) por todos os tempos de nitretação, o crescimento da camada é muito lento, levando a tempos de tratamento muito longos para alcançar camadas mais profundas, Figura 3.9. A melhor combinação, dependerá

da aplicação. Como, por exemplo, na nitretação de engrenagens, a análise deve levar em consideração as tensões hertzianas dos flancos em contato e as tensões de flexão da raiz do dente da engrenagem. As engrenagens testadas nesta tese foram projetadas para ter profundidade de camada de aproximadamente 300 μm . Neste caso, 500 $^{\circ}\text{C}$ é a melhor opção para evitar tempos de nitretação muito prolongados. Além disso, tensões residuais compressivas muito altas na interface entre a zona de difusão e a camada de compostos podem levar à formação de *spalling* na superfície.

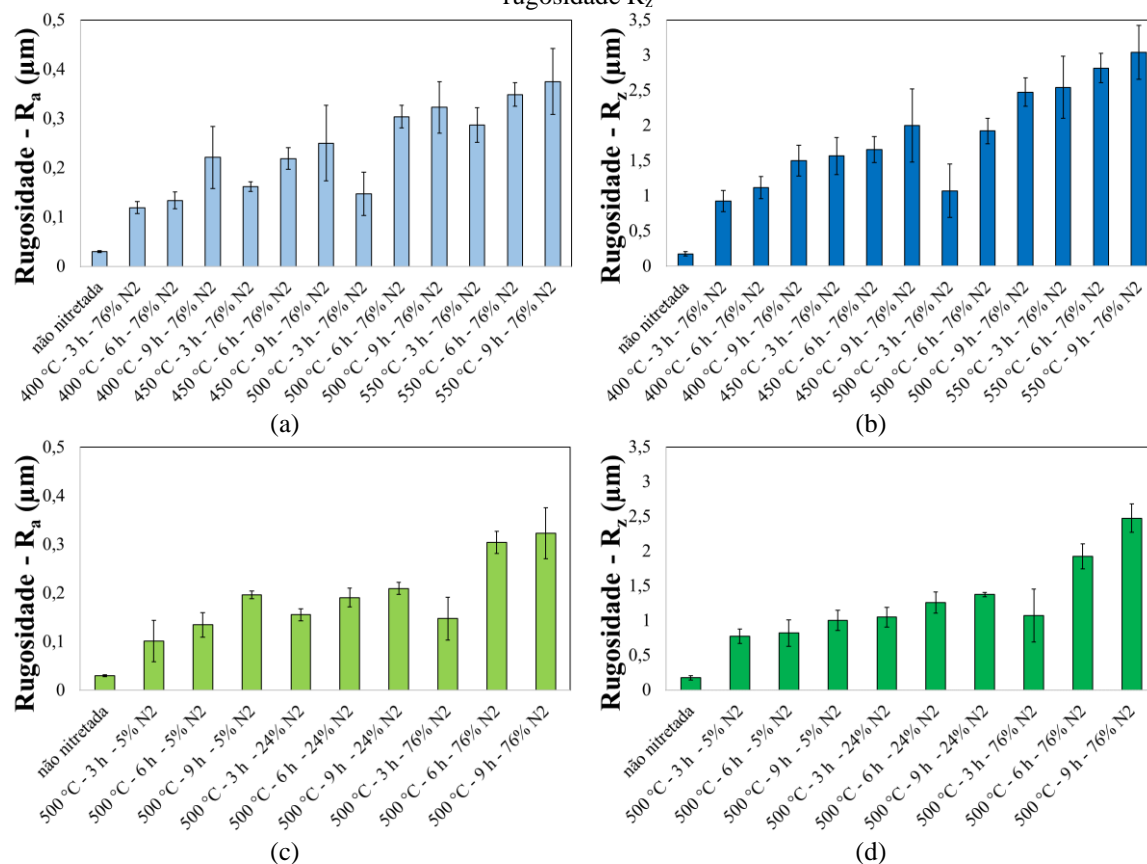
4.2 Avaliação tribológica das amostras nitretadas a plasma

Nesta seção serão apresentados e discutidos os resultados provenientes da caracterização tribológica das superfícies nitretadas a plasma: acompanhamento da rugosidade e topografia da superfície; análise do coeficiente de atrito; identificação dos mecanismos de desgaste, análise da composição química da superfície das trilhas desgastadas e das esferas de zircônia. A correlação dos diferentes parâmetros de tratamento, profundidades de camada, dureza superficial e a distância de deslizamento no momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial foi avaliada por análise de variância (ANOVA).

4.2.1 Rugosidade das amostras

A fim de investigar a influência de vários parâmetros de nitretação a plasma (temperatura, tempo e composição de nitrogênio na mistura gasosa) sobre a topografia da superfície, é mostrada inicialmente nas Figuras 4.9(a-d) os valores de rugosidade (parâmetro R_a e R_z) medidos antes e após a nitretação a plasma. Nos casos mostrados nas Figuras 4.9(a, b), a temperatura e o tempo de exposição ao “bombardeamento” de íons, acaba por alterar muito a rugosidade, confirmando os resultados relatados por Sun *et al.* (1994) e Rocha (2000). Verifica-se nas Figuras 4.9(a-b) que após o tratamento de nitretação a plasma, a rugosidade R_a e R_z aumenta quando comparado à superfície polida antes da nitretação, e que o aumento da temperatura e do tempo de nitretação provocaram um aumento na rugosidade nos dois parâmetros avaliados. Quando comparado o grupo de amostras nitretadas a plasma com 5, 24 e 76% N_2 , Figuras 4.9(c-d), observa-se uma leve redução na rugosidade das superfícies nitretadas com mistura gasosa pobre e intermediária em nitrogênio (5 e 24% N_2) e um aumento nas superfícies nitretadas com mistura gasosa rica em nitrogênio (76% N_2), tanto no parâmetro R_a quanto no R_z .

Figura 4.9 – Influência da temperatura e do tempo sobre o aumento da rugosidade (R_a e R_z) das amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a, c) parâmetro de rugosidade R_a ; (b, d) parâmetro de rugosidade R_z

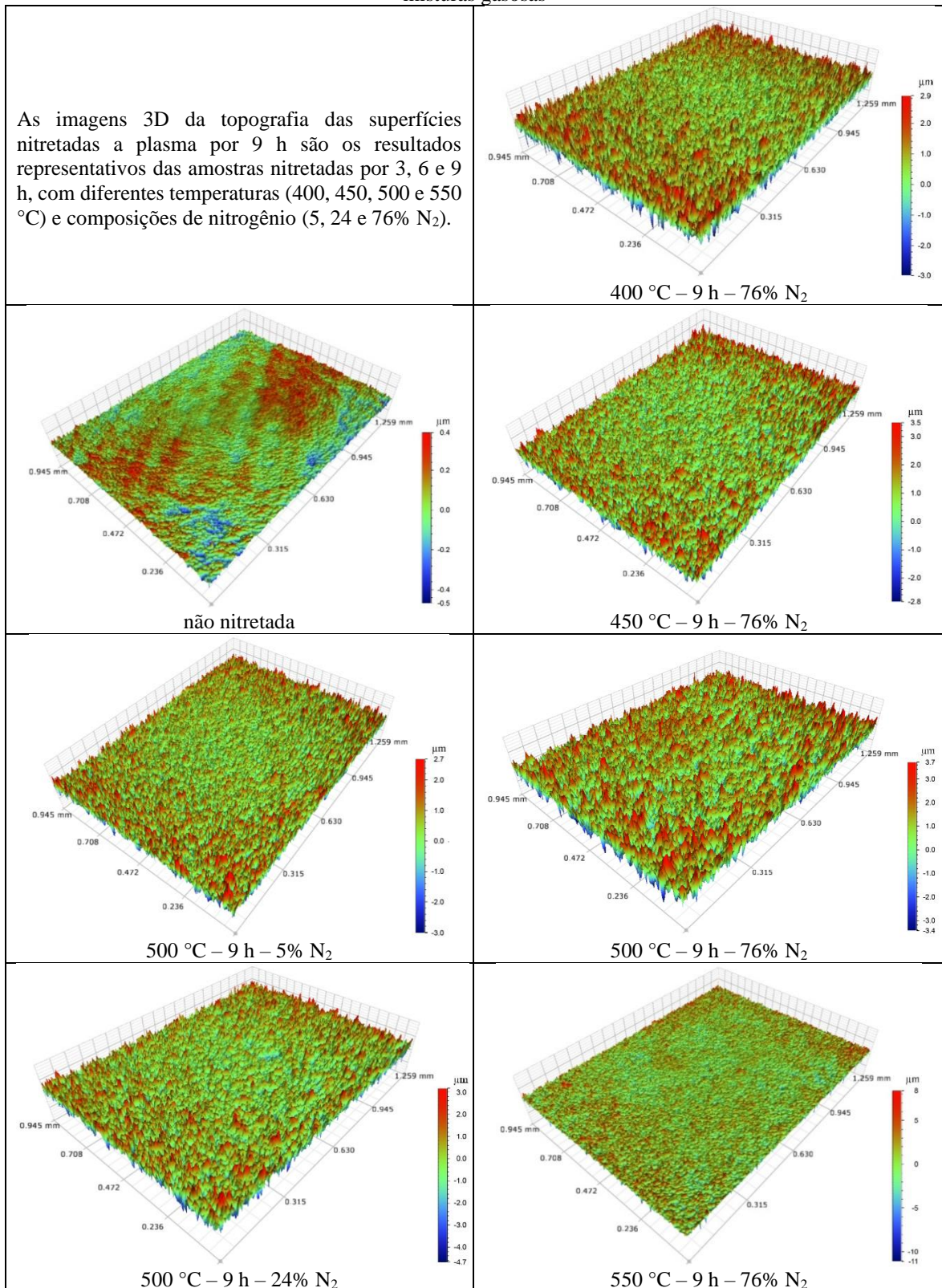


Fonte: Autor

Do ponto de vista estatístico, a ANOVA revela que a rugosidade foi influenciada pela temperatura de nitretação ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$) e que houve efeito sinérgico entre a temperatura e o tempo de nitretação ($P_{\text{valor}} = 0,02 < \alpha = 0,05$) sobre o aumento da rugosidade do grupo de amostras nitretadas com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂), mas não foi possível determinar o efeito do tempo de nitretação ($P_{\text{valor}} = 0,25 > \alpha = 0,05$), devido ao desvio padrão. A análise no teste Tukey's-b confirmou estatisticamente que a maior rugosidade foi encontrada nas superfícies nitretadas a plasma em 9 h na temperatura de 550 °C, Figuras 4.9(a, b). A ANOVA mostra que a composição de nitrogênio na mistura gasosa ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$) e o tempo de nitretação ($P_{\text{valor}} = 0,04 < \alpha = 0,05$) apresentaram efeito significativo sobre o aumento da rugosidade superficial das amostras nitretadas a plasma, e que houve efeito sinérgico entre a composição de nitrogênio e o tempo de nitretação a plasma ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$). A análise no teste Tukey's-b confirmou que as amostras nitretadas a plasma em 9 h com a composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) apresentaram a maior rugosidade do que o grupo de amostras nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂, Figuras 4.9(c, d). Como resultado representativo dos tratamentos de superfície, é revelado na Figura 4.10 as imagens 3D da superfície de uma amostra polida e não nitretada

e das amostras nitretadas a plasma em 400, 450, 500 e 550 °C por 9 h (representando o grupo de amostras nitretadas por plasma por 3, 6 e 9 h).

Figura 4.10 – Topografia da superfície não nitretada e das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas



Fonte: Autor

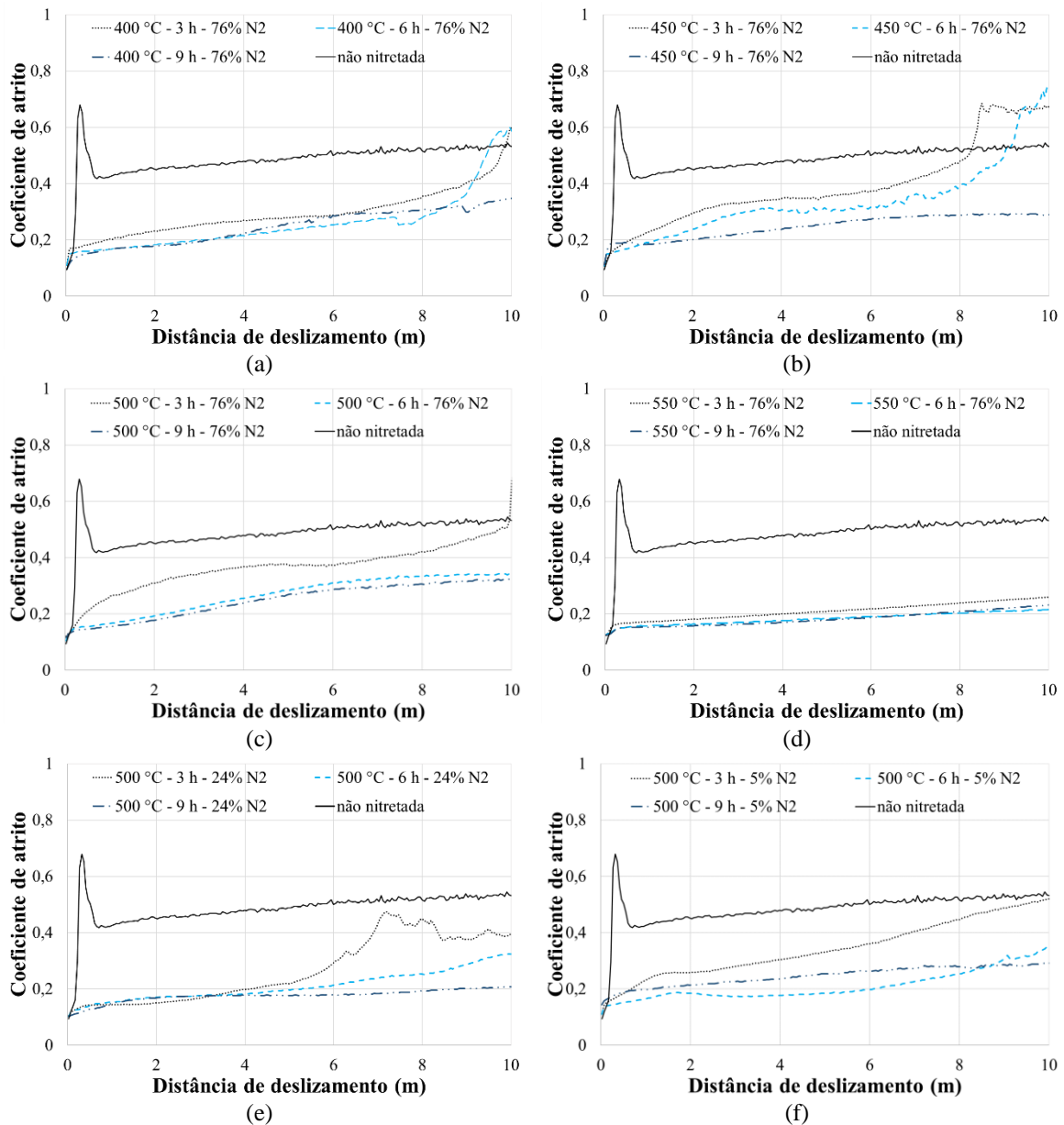
As medidas topográficas tridimensionais revelaram que a morfologia das superfícies nitretadas a plasma são modificadas pelos parâmetros de nitretação, confirmando os valores de rugosidade apresentados anteriormente. Em geral, há uma mudança intensa na topografia após a nitretação. Este aumento generalizado da rugosidade após a nitretação pode estar relacionado ao bombardeio de íons durante o tratamento de nitretação a plasma e ao mecanismo de formação da camada nitretada (LAMPE *et al.*, 1993; SUN *et al.*, 1994; GIACOMELLI *et al.*, 2017). Quando comparado o grupo de amostras nitretadas a plasma em diferentes temperaturas (400, 450, 500 e 550 °C) com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂), é evidente que o aumento da temperatura provoca um aumento na rugosidade, e que a temperatura é o fator que provoca a maior modificação da topografia. Por outro lado, verifica-se no grupo de amostras nitretadas com diferentes composições de nitrogênio na mistura gasosa (5, 24 e 76% N₂), que as amostras nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) apresentaram um leve aumento na rugosidade em relação as amostras nitretadas a plasma com (5 e 24% N₂), porém, a influência da composição de nitrogênio não é tão intensa quanto a temperatura.

4.2.2 *Determinação do coeficiente de atrito*

Neste trabalho, a abordagem dos coeficientes de atrito (COF) obtido nos ensaios de desgaste por deslizamento recíproco foi realizada em duas regiões: no início dos ensaios de desgaste por deslizamento recíproco, Figuras 4.11(a-f), e no momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial, Figuras 4.12(a-f). A camada de compostos do grupo de amostras nitretadas a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 400, 450 e 500 °C são muito parecidas (do ponto de vista do COF), sendo menos importante a rugosidade e mais importante as características da camada de compostos, conforme mostrado nas Figuras 4.11(a-d). Já para o grupo de amostras nitretadas a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 550 °C, o atrito é bem reduzido desde o início dos ensaios, independentemente do tempo de tratamento. Independentemente da temperatura de nitretação, no início do ensaio de desgaste por deslizamento recíproco, o comportamento das amostras nitretadas em 9 h é similar em todas as temperaturas. Isso se justifica devido ao fato da dureza da camada de compostos das amostras nitretadas a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) ser similar entre o grupo de amostras nitretadas em 9 h, Tabela 4.5. Mesmo com a rugosidade sendo mais baixa, o COF é mais alto nas superfícies não nitretadas e nas superfícies nitretadas a plasma em 3 h. A menor espessura da camada de compostos das amostras

nitretadas a plasma por 3 h (Tabela 4.5) provavelmente contribuiu para o desgaste mais acentuado nos primeiros metros de distância percorrida, Figuras 4.11(a-f), enquanto as amostras não nitretadas se desgastam mais rapidamente devido a menor dureza superficial. Na fase inicial (entre 0 e 1 m) do ensaio de desgaste *reciprocating* o COF das amostras não nitretadas apresentaram um pico com valores superiores ao estado estacionário devido à quebra inicial dos picos e dos vales da topografia.

Figura 4.11 – Coeficiente de atrito obtido no início dos ensaios de desgaste *reciprocating* com carga de 6 N sobre a superfície não nitretada e sobre as superfícies nitretadas a plasma com: (a-d) 76% N₂; (e) 24% N₂; (f) 5% N₂



Fonte: Autor

Tabela 4.5 – Compilação dos resultados da profundidade de camada, espessura da camada de compostos, dureza da superfície e distância de deslizamento até o momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas

Parâmetros	Profundidade de camada (µm)	Espessura da camada de compostos (µm)	Microdureza superficial (HV _{0,1})	Distância de deslizamento* (m)
550 °C - 3 h - 76% N ₂	253 ± 23	7,9 ± 0,3	1195 ± 45	49 ± 3
550 °C - 6 h - 76% N ₂	308 ± 24	9,6 ± 0,3	1089 ± 46	58 ± 0**
550 °C - 9 h - 76% N ₂	335 ± 15	11,5 ± 0,2	1029 ± 50	58 ± 0**
500 °C - 3 h - 76% N ₂	139 ± 30	4,3 ± 0,2	1246 ± 95	21 ± 6
500 °C - 6 h - 76% N ₂	192 ± 25	6,7 ± 0,3	1295 ± 108	28 ± 7
500 °C - 9 h - 76% N ₂	245 ± 40	8,2 ± 0,2	1079 ± 86	30 ± 8
450 °C - 3 h - 76% N ₂	97 ± 20	2,6 ± 0,3	1253 ± 56	18 ± 3
450 °C - 6 h - 76% N ₂	131 ± 24	3,8 ± 0,2	1105 ± 90	18 ± 2
450 °C - 9 h - 76% N ₂	169 ± 40	4,8 ± 0,4	1101 ± 56	36 ± 15
400 °C - 3 h - 76% N ₂	67 ± 20	0,6 ± 0,2	1060 ± 38	11 ± 2
400 °C - 6 h - 76% N ₂	98 ± 12	1,5 ± 0,2	1051 ± 28	13 ± 1
400 °C - 9 h - 76% N ₂	125 ± 21	2,7 ± 0,3	1095 ± 95	18 ± 1
500 °C - 3 h - 24% N ₂	120 ± 25	2,1 ± 0,4	914 ± 48	13 ± 1
500 °C - 6 h - 24% N ₂	175 ± 32	3,1 ± 0,3	929 ± 54	18 ± 2
500 °C - 9 h - 24% N ₂	223 ± 27	3,9 ± 0,2	1078 ± 55	43 ± 3
500 °C - 3 h - 5% N ₂	117 ± 27	0,2 ± 0,2	970 ± 110	9 ± 3
500 °C - 6 h - 5% N ₂	134 ± 25	0,5 ± 0,3	912 ± 61	29 ± 4
500 °C - 9 h - 5% N ₂	173 ± 22	0,7 ± 0,3	854 ± 94	46 ± 2

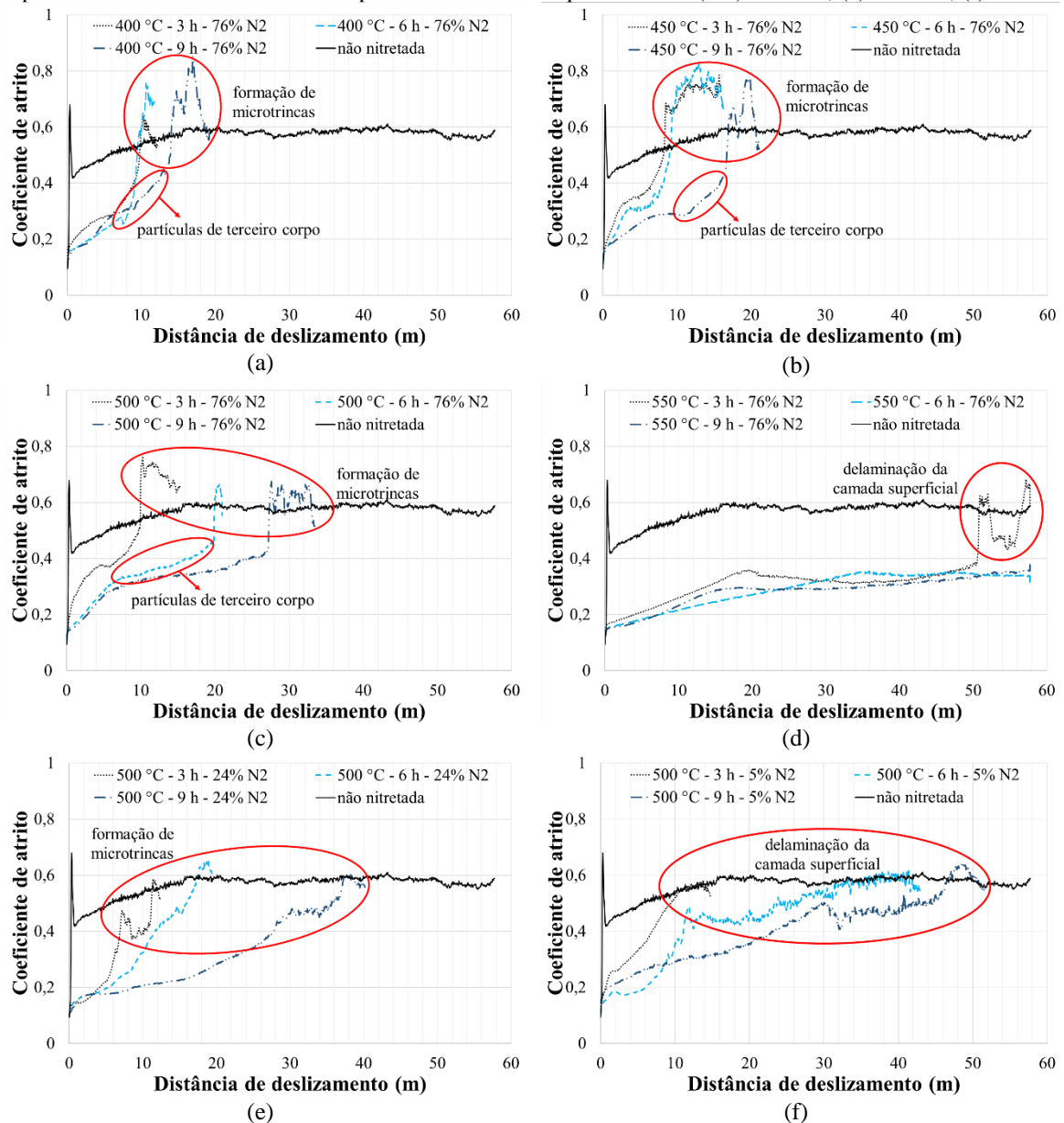
*Distância de deslizamento até o momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial.

**Não houve crescimento abrupto no COF.

Fonte: Autor

Na segunda fase do ensaio de desgaste *reciprocating*, Figuras 4.12(a-f), o COF medido das superfícies não nitretadas é de $0,56 \pm 0,05$ (admitindo que o estágio estacionário ocorre a partir de 30 m). Os resultados das Figuras 4.12(a-f) mostram que os tratamentos de nitretação a plasma foram responsáveis pela redução do coeficiente de atrito. Isso pode ser atribuído ao aumento da dureza das superfícies nitretadas e da área de contato entre a esfera e a superfície, que se reflete em menores deformações nas superfícies de contato e depende de deformações elásticas. O COF mais baixo ocorre inicialmente devido às características cerâmicas da camada de compostos (ÇOMAKLI *et al.*, 2019; DÍAZ-GUILLÉN *et al.*, 2020). O aumento do COF, ao longo do tempo do ensaio, deve-se à presença de partículas de terceiro corpo que se desprenderam devido ao desgaste da esfera e da camada de compostos. O crescimento repentino de COF mostrado nas Figuras 4.12(a-c) está relacionado com o desgaste da camada superficial que trinca ou delamina, expondo a zona de difusão. Quando se atinge a zona de difusão, o atrito se eleva, podendo até alcançar ou ultrapassar o atrito do aço não nitretado (substrato). Alguns danos locais resultam na propagação de microtrincas (LORENZO-MARTIN *et al.*, 2013; ROVANI *et al.*, 2017) ou na delaminação da camada superficial (LORENZO-MARTIN *et al.*, 2013), conforme ilustrado nas Figuras 4.14(a, b), Figuras 4.15(a, b), Figuras 4.16(a, b), Figuras 4.17(a, b) e Figuras 4.18(a, b).

Figura 4.12 – Coeficiente de atrito obtido nos ensaios de desgaste *reciprocating* com carga de 6 N sobre a superfície não nitretada e sobre as superfícies nitretadas a plasma com: (a-d) 76% N₂; (e) 24% N₂; (f) 5% N₂



Fonte: Autor

A superfície nitretada a plasma em 550 °C por 3 h teve um aumento abrupto no COF em aproximadamente 53 m de distância de deslizamento, Figura 4.12(d). Conforme mostrado na Figuras 4.14(a, b) e na seção transversal da trilha com *pile-up*, Figura 4.19, a alta deformação plástica do substrato provocou a delaminação da camada superficial, expondo a zona de difusão e elevando o COF. Portanto, maiores espessuras de camada (Tabela 4.5), tendem a prevenir a formação de *pile-up* e podem prevenir a delaminação repentina da camada superficial. As superfícies nitretadas a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 550 °C por 6 e 9 h não mostraram um crescimento abrupto no COF, Figura 4.12(d), associado à formação de microtrincas ou delaminação da camada

superficial, confirmado pelo MEV/EDS, Figuras 4.15(a-d). No entanto, o ensaio de desgaste foi interrompido antes da formação de *spalling* nas superfícies nitretadas a plasma, Figuras 4.20(e, f).

Em geral, as temperaturas mais altas de nitretação promovem um aumento na espessura da camada de compostos (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003). Este aumento associado à fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N, Figuras 4.1(a-e), que de acordo com DOAN *et al.*, (2016) têm menor coeficiente de atrito, proporcionou maior estabilidade da camada de compostos, evitando a formação inicial de microtrincas ou delaminação. Outro fator que deve ter influenciado neste caso foi o gradiente de dureza mais suave entre a superfície e o núcleo das amostras nitretadas por plasma a 550 °C, ver Figuras 4.3(a-c). Outro fato observado nas análises de EDS da Figura 4.15(c, d) e da seção transversal das trilhas desgastadas, Figura 4.19, foi a deposição de partículas das esferas de zircônia sobre as trilhas desgastadas das amostras nitretadas a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 550 °C por 6 e 9 h. Em geral, verifica-se indícios de deposição de zircônia nas trilhas desgastadas de todas as superfícies nitretadas a plasma, Figuras 4.14(a-d), Figuras 4.15(a-d), Figuras 4.16(a-d), Figuras 4.17(a-d) e Figuras 4,18(a-d). Como nenhum desgaste foi observado nas superfícies nitretadas a plasma em 550 °C por 6 e 9 h, Figura 4.19, a análise por MEV/EDS apresentada nas Figuras 4.15(c, d) detectou apenas partículas do terceiro corpo geradas pelo desgaste da esfera de zircônia.

Nas superfícies nitretadas a plasma com 76% N₂, Figura 4.12(c), após a fase de formação do terceiro corpo ocorreu um aumento abrupto do COF, até patamares superiores as superfícies não nitretadas. Nessa fase, a propagação de trincas promoveu o início da delaminação da camada superficial, e aumentou a intensidade com o decorrer do ensaio. Quando o COF atingiu os patamares da superfície não nitretada, houve a ruptura da camada de compostos, Figuras 4.18(a, b). Nestes casos, a ruptura abrupta da camada de compostos está associada a maior fragilidade das fases bifásicas (ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N) e provoca a formação de microtrincas e/ou delaminação da camada superficial, Figuras 4.16(a, b). As superfícies nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂, Figuras 4.12(e, f), não apresentaram um rompimento abrupto da camada de compostos como encontrado nas superfícies com maior dureza superficial (76% N₂). Após a fase de formação de terceiro corpo, houve um comportamento não homogêneo por um determinado tempo (entre aproximadamente 10 e 40 m), Figura 4.12(f).

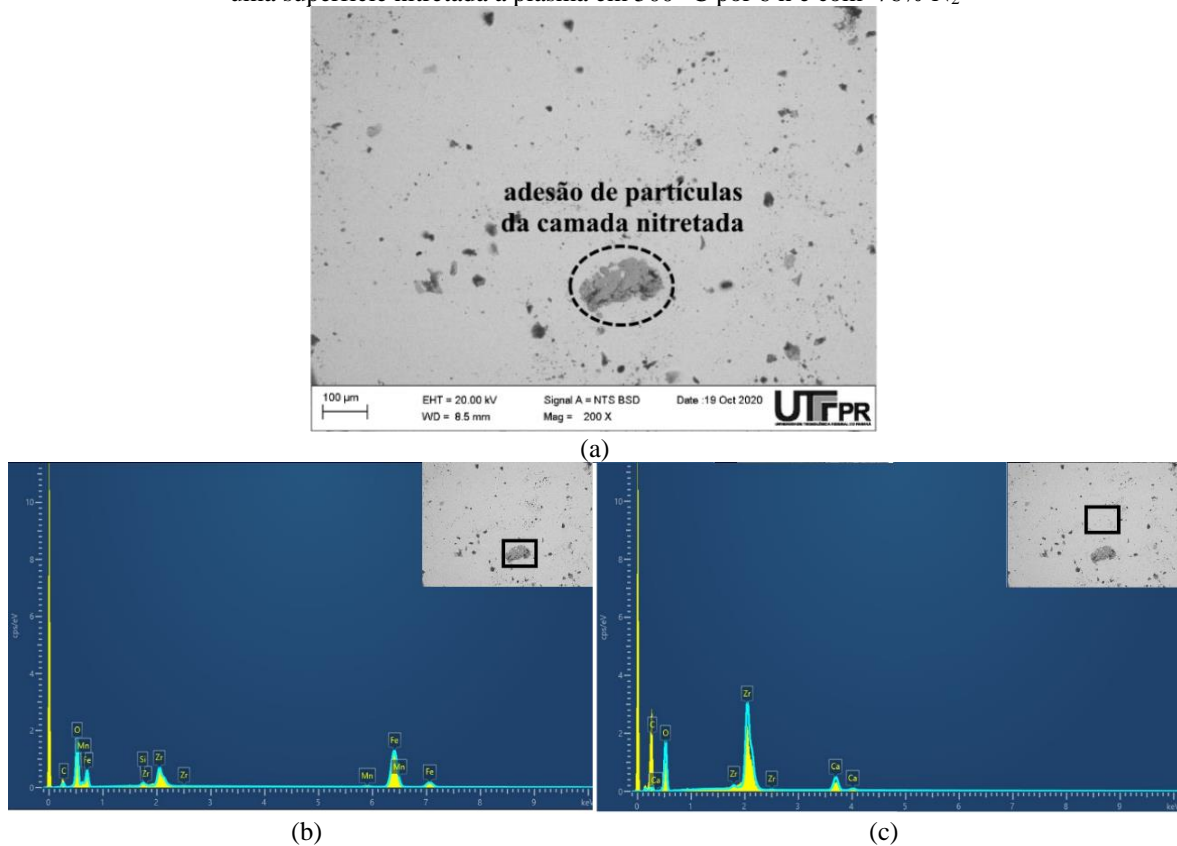
4.2.3 Caracterização dos mecanismos de desgaste por deslizamento

A Figura 4.13(a) mostra uma imagem obtida pelo MEV da seção desgastada da esfera após o ensaio *reciprocating* com uma carga de 6 N, e as Figuras 4.13(b, c) mostram as análises obtidas via EDS da seção desgastada da esfera. Conforme mostrado nas Figuras 4.13(a, b), a possibilidade de adesão de partículas da camada nitretada na esfera. Ambos os mecanismos são característicos de ensaios de desgaste por deslizamento a seco e são provenientes em uma região já fragilizada pelas microtrincas ou mecanismo de delaminação (DALCIN *et al.*, 2021). As Figuras 4.14(c, d), Figuras 4.15(c, d), Figuras 4.16(c, d), Figuras 4.17(c, d) e Figuras 4.18(c, d) mostram a análise de EDS realizada nas trilhas desgastadas após o desgaste *reciprocating*, com o intuito de identificar os elementos químicos que compõem a superfície das amostras nitretadas a plasma, além das partículas desgastadas da esfera de zircônia sobre as trilhas. Os picos de ferro associados ao núcleo do aço perdem intensidade em superfícies com maior espessura da camada de compostos, ou seja, em superfícies nitretadas a plasma em temperaturas mais elevadas (500 e 550 °C) e com composição de 24 e 76% N₂. Apesar do patamar do COF ter atingido os valores da superfície não nitretada, Figuras 4.12(a-f), percebe-se que não ocorreu o rompimento total da camada nitretada nas trilhas de desgaste, em todas as condições estudadas, Figuras 4.14(a, b), Figuras 4.15(a, b), Figuras 4.16(a, b), Figuras 4.17(a, b) e Figuras 4.18(a, b), mas nas regiões onde as análises via EDS não apresentam picos associados ao nitrogênio, ocorreu a remoção da camada de compostos, Figuras 4.14(c, d), Figuras 4.15(c, d), Figuras 4.16(c, d), Figuras 4.17(c, d) e Figuras 4.18(c, d).

As superfícies nitretadas a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 550 °C apresentaram melhor performance que os demais grupos investigados, pois estas amostras têm uma camada de compostos mais espessa e uma zona de difusão bem maior do que as outras condições investigadas (Tabela 4.5). Se avaliar os mecanismos de desgaste, Figuras 4.14(a, b), Figuras 4.15(a, b), Figuras 4.16(a, b), Figuras 4.17(a, b) e Figuras 4.18(a, b), apenas as superfícies que têm profundidade de camada maior (camada de compostos + zona de difusão), Figuras 4.15(a, b), é possível inferir que a zona de difusão dá suporte a camada de compostos, fazendo com que o desgaste seja menos intenso, justamente porque o desgaste inicial está na região mais dura da camada de compostos, demorando até chegar em regiões menos duras. Por este motivo essa transição é mais suave e demora mais tempo até surgir microtrincas ou delaminação da camada superficial. No caso das superfícies

nitretadas a plasma em 550 °C por 6 e 9 h, o ensaio de desgaste não foi conduzido por tempo suficiente até aparecerem os danos mencionados anteriormente.

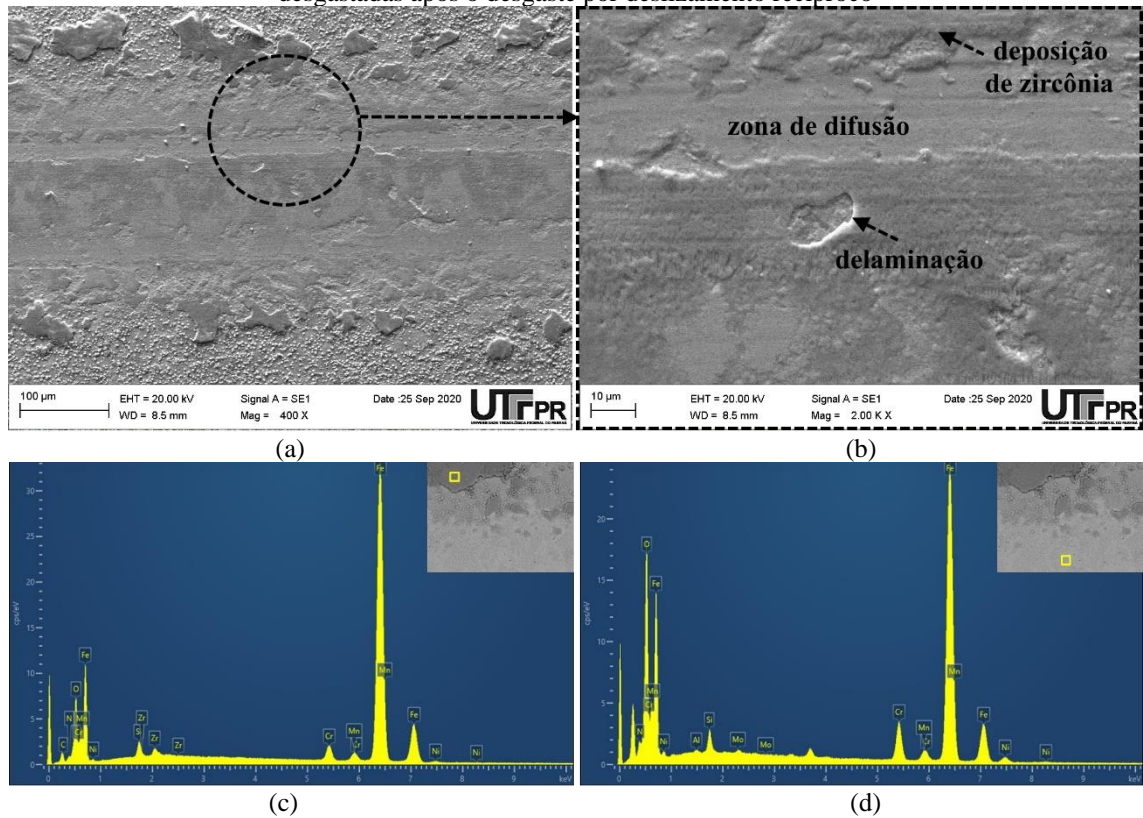
Figura 4.13 – (a) MEV e (b, c) EDS da esfera de zircônia após desgaste por deslizamento recíproco contra uma superfície nitretada a plasma em 500 °C por 6 h e com 76% N₂



Fonte: Autor

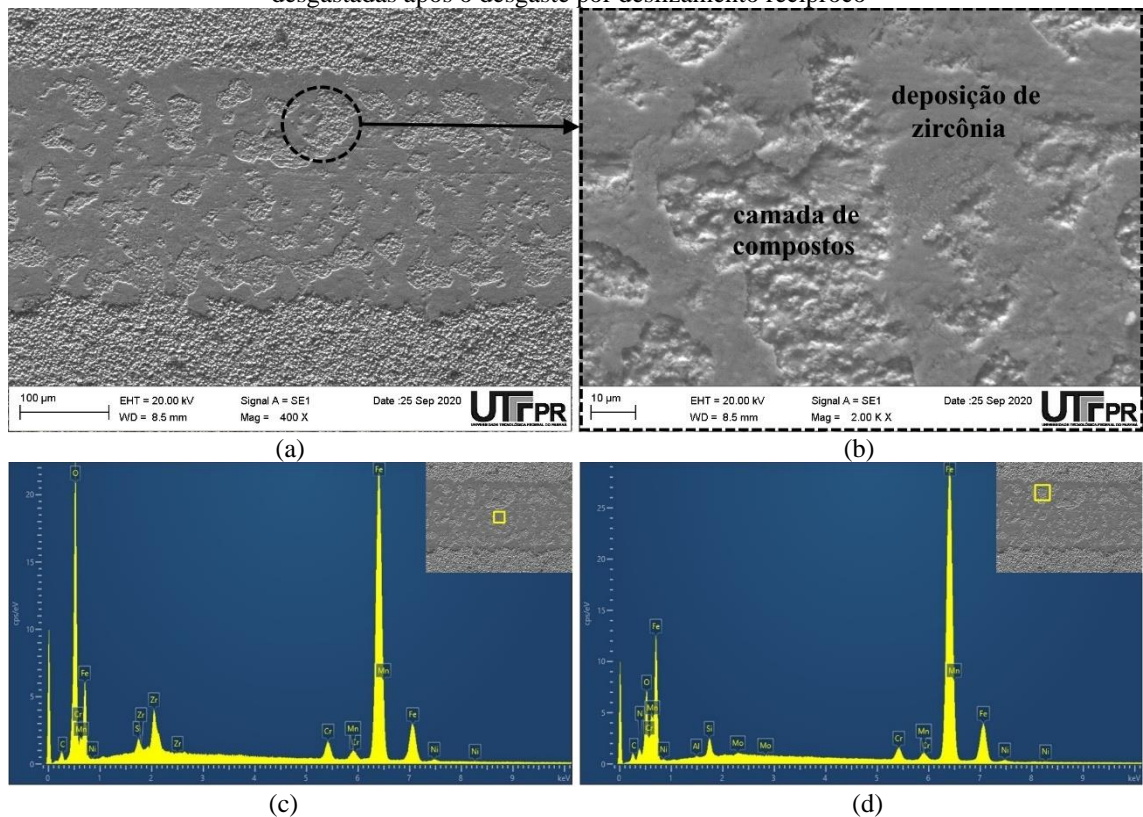
Estudos desenvolvidos por Dutrey *et al.* (2009) mostram que a nitretação a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio em um aço baixa liga (AISI 4140) desenvolveu um modo de fratura intergranular na zona de difusão, relacionado à precipitação de nitretos nos contornos dos grãos. Apesar da composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) poder ser usada para melhorar as propriedades da superfície do aço DIN 18MnCrSiMo6-4, a composição gasosa rica em nitrogênio mostrou precipitação de nitretos, carbo-nitretos ou carbonetos nos contornos de grão do aço M2 nitretado a plasma (ROCHA *et al.*, 2003). Sabe-se que a precipitação dos contornos de grão aumenta com o tempo e a temperatura de nitretação (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003) e que a presença de precipitação nos contornos dos grãos resulta na fragilidade da zona de difusão (ROCHA *et al.*, 2003; KWIETNIEWSKI *et al.*, 2004). Conforme mencionado anteriormente, para aços bainíticos de resfriamento contínuo com baixo teor de carbono, a fragilização da zona de difusão não parece ser tão intensa.

Figura 4.14 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 550 °C por 3 h com 76% N₂ e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco



Fonte: Autor

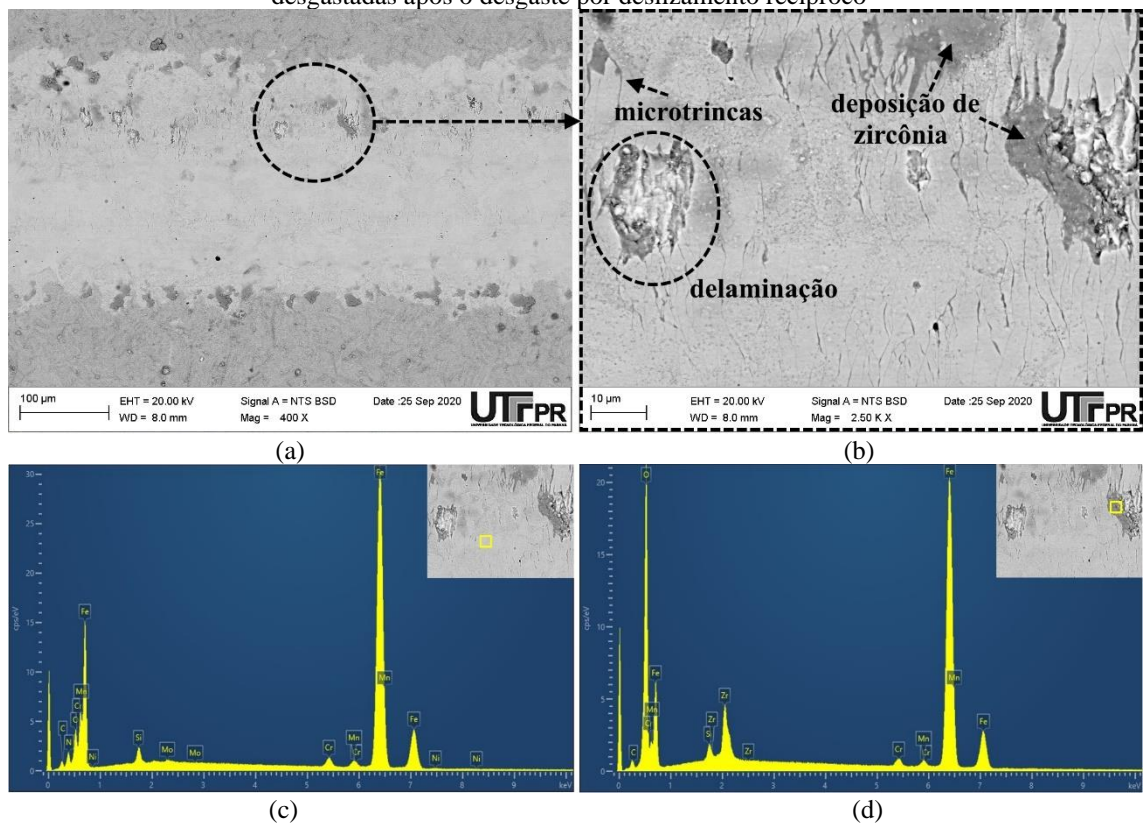
Figura 4.15 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 550 °C por 9 h com 76% N₂ e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco*



*Resultado representativo das amostras nitretadas por 6 e 9 h com 76% N₂.

Fonte: Autor

Figura 4.16 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 450 °C por 9 h com 76% N₂ e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco*



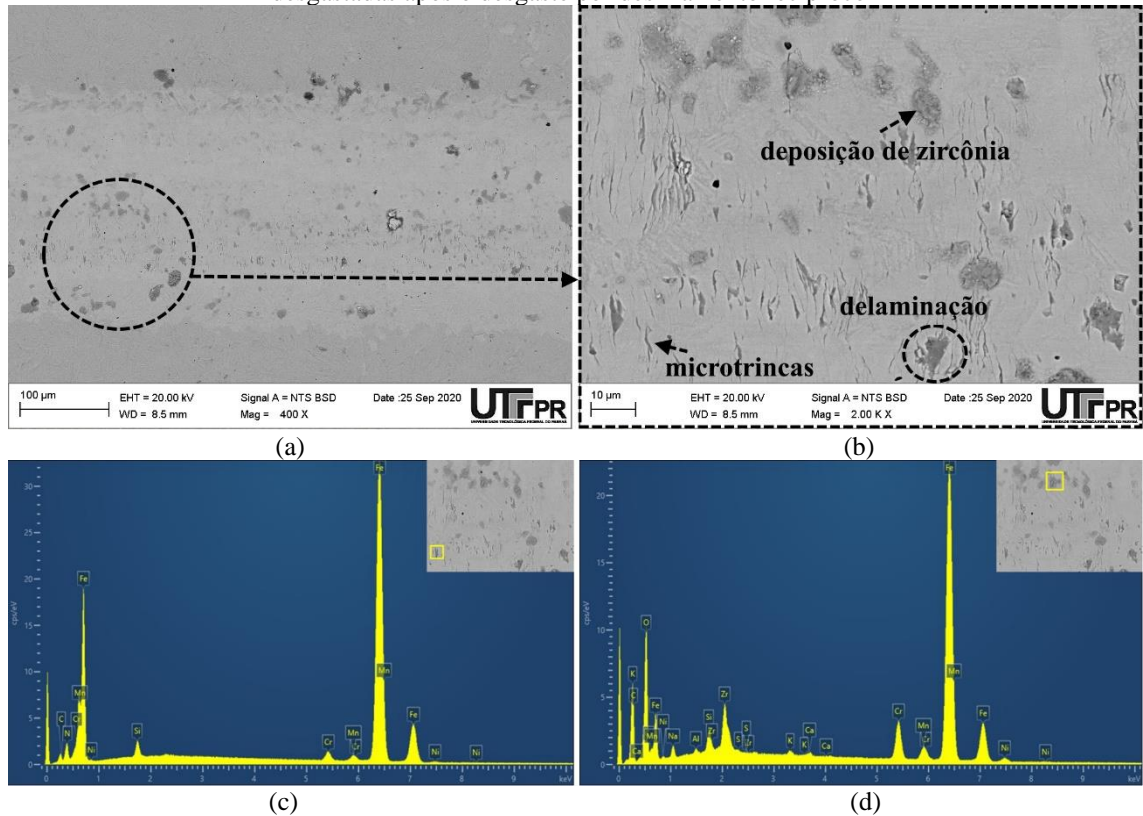
*Resultado representativo das amostras nitretadas a 400, 450 e 500 °C por 3, 6 e 9 h com 76% N₂.

Fonte: Autor

É evidente nas imagens do MEV das Figuras 4.18(a, b) que numerosos riscos paralelos com sulcos profundos se desenvolveram ao longo da direção do desgaste por deslizamento na superfície nitretada a plasma com 5% N₂. Os riscos surgiram entre duas superfícies devido ao atrito e indicam um mecanismo de desgaste abrasivo (KURELO *et al.*, 2018; DENG *et al.*, 2020), ver Figuras 4.18(a, b). Além das trilhas, verifica-se nas Figuras 4.18(a, b) partículas de terceiro corpo das esferas de zircônia depositados na superfície desgastada. Muitas microtrincas são visíveis na camada de compostos das superfícies nitretadas em 400, 450, 500 °C com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂), Figuras 4.16(a, b), e nas superfícies nitretadas a plasma com 24% N₂, Figuras 4.17(a, b). Estas distribuições não homogêneas das partículas de terceiro corpo da camada de compostos e o desgaste da esfera de zircônia contribuem para as flutuações significativas dos coeficientes de atrito, conforme mostrado nas Figuras 4.12(a-f). Diferentemente das morfologias desgastadas das superfícies nitretadas a plasma em 400, 450, 500 °C com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) e com 24% N₂ (típicas de materiais frágeis), as superfícies nitretadas a plasma em 550 °C com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) e as superfícies nitretadas a plasma com gás pobre (5% N₂) não apresentaram formação de

microtrincas. Nesses casos, ocorreu a delaminação da camada superficial e a deposição de zircônia da esfera desgastada sobre a superfície das trilhas, Figuras 4.14(a, b), Figuras 4.15(a, b) e Figuras 4.18(a, b).

Figura 4.17 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 500 °C por 9 h com 24% N₂ e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco*



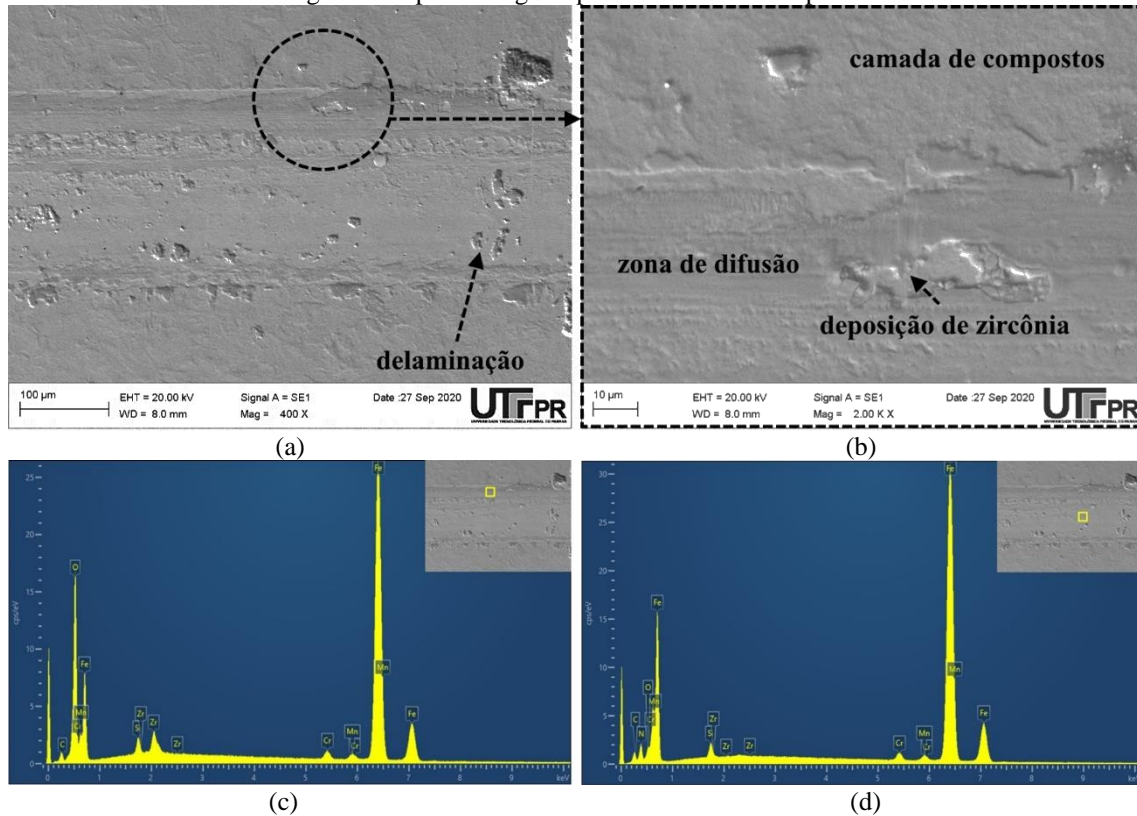
*Resultado representativo das amostras nitretadas por 3, 6 e 9 h com 24% N₂.

Fonte: Autor

O *pile-up* (ROVANI *et al.*, 2017) foi analisado a partir da seção transversal das trilhas, representadas na Figura 4.19. Como inferido a partir da ilustração dos perfis de seção transversal, Figura 4.19, e da profundidade de camada na Tabela 4.5, as trilhas não alcançaram o substrato nas superfícies nitretadas a plasma, embora a camada de compostos e a zona de difusão respondessem às severas condições impostas no ensaio de desgaste por deslizamento recíproco. Os resultados do COF e desgaste podem ser associados aos mecanismos de desgaste encontrado nas superfícies nitretadas a plasma. A ilustração representativa da seção transversal das trilhas desgastadas que foram reveladas por interferometria óptica na Figura 4.19, mostra a ausência de *pile-up* para o grupo de amostras nitretadas a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 550 e 500 °C por 6 e 9 h e 450 °C por 9 h e para o grupo de amostras nitretadas a plasma com 24% N₂ por 6 e 9 h. Já o grupo de amostras nitretadas a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 550 e 500 °C por 3 h, 450 °C por 3 e 6 h e 400 °C por 3, 6 e 9 h, no

grupo de amostras nitretadas a plasma com 24% N₂ por 3 h e no grupo de amostras nitretadas a plasma com 5% N₂ por 3, 6 e 9 h foi verificada a formação de *pile-up*. Em geral, verificou-se uma baixa deformação plástica nas superfícies que têm uma profundidade de camada mais elevada e desenvolveu-se predominantemente a fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N na camada de compostos.

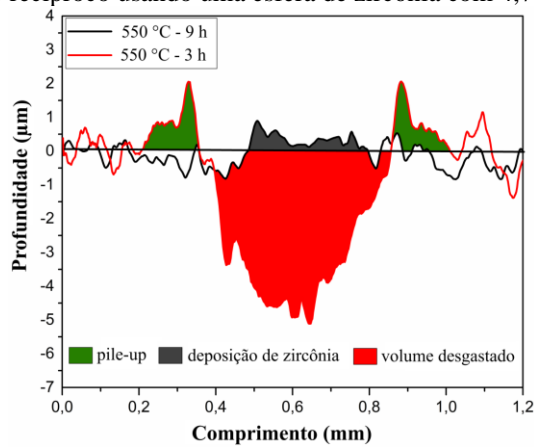
Figura 4.18 – (a, b) MEV e (c, d) EDS das superfícies nitretadas a plasma em 500 °C por 9 h com 5% N₂ e desgastadas após o desgaste por deslizamento recíproco*



*Resultado representativo das amostras nitretadas por 3, 6 e 9 h com 5% N₂.

Fonte: Autor

Figura 4.19 – Ilustração representativa da seção transversal das trilhas desgastadas nos ensaios de desgaste por deslizamento recíproco usando uma esfera de zircônia com 4,76 mm de diâmetro



Fonte: Autor

4.2.4 Correlação dos resultados por análise de variância (ANOVA)

Para avaliar a significância estatística da variação da temperatura, da composição de nitrogênio na mistura gasosa e do tempo de tratamento na espessura de camada, dureza superficial, distância de deslizamento até o momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial, foram analisados esses resultados via análise de variância por meio do software *Minitab 16*. Os gráficos de interação por análise de variância, Figuras 4.20(a-f), demonstram a relação entre um fator categórico e uma resposta contínua que depende do segundo valor do fator categórico, Tabela 4.6. De acordo com Noronha *et al.* (2021), a maior força da interação será quando as linhas plotadas nos gráficos das Figuras 4.20(a-f) forem não paralelas.

Tabela 4.6 – P_{valor} obtido por meio de uma análise de variância *two-way*

Interação entre temperatura e tempo de nitretação			
Fator de entrada	Profundidade de camada	Dureza superficial	Distância de deslizamento**
Temperatura	0,00*	0,00*	0,00*
Tempo	0,00*	0,03	0,01
Temperatura*Tempo	0,68	0,01	0,16
Interação entre composição de nitrogênio e tempo de nitretação			
Fator de entrada	Profundidade de camada	Dureza superficial	Distância de deslizamento**
Composição de nitrogênio	0,01	0,00*	0,20
Tempo	0,00*	0,51	0,00*
Composição de nitrogênio* Tempo	0,54	0,01	0,00*

*O software *Minitab 16* exibe o $P_{\text{valor}} = 0$ quando os resultados tendem a zero.

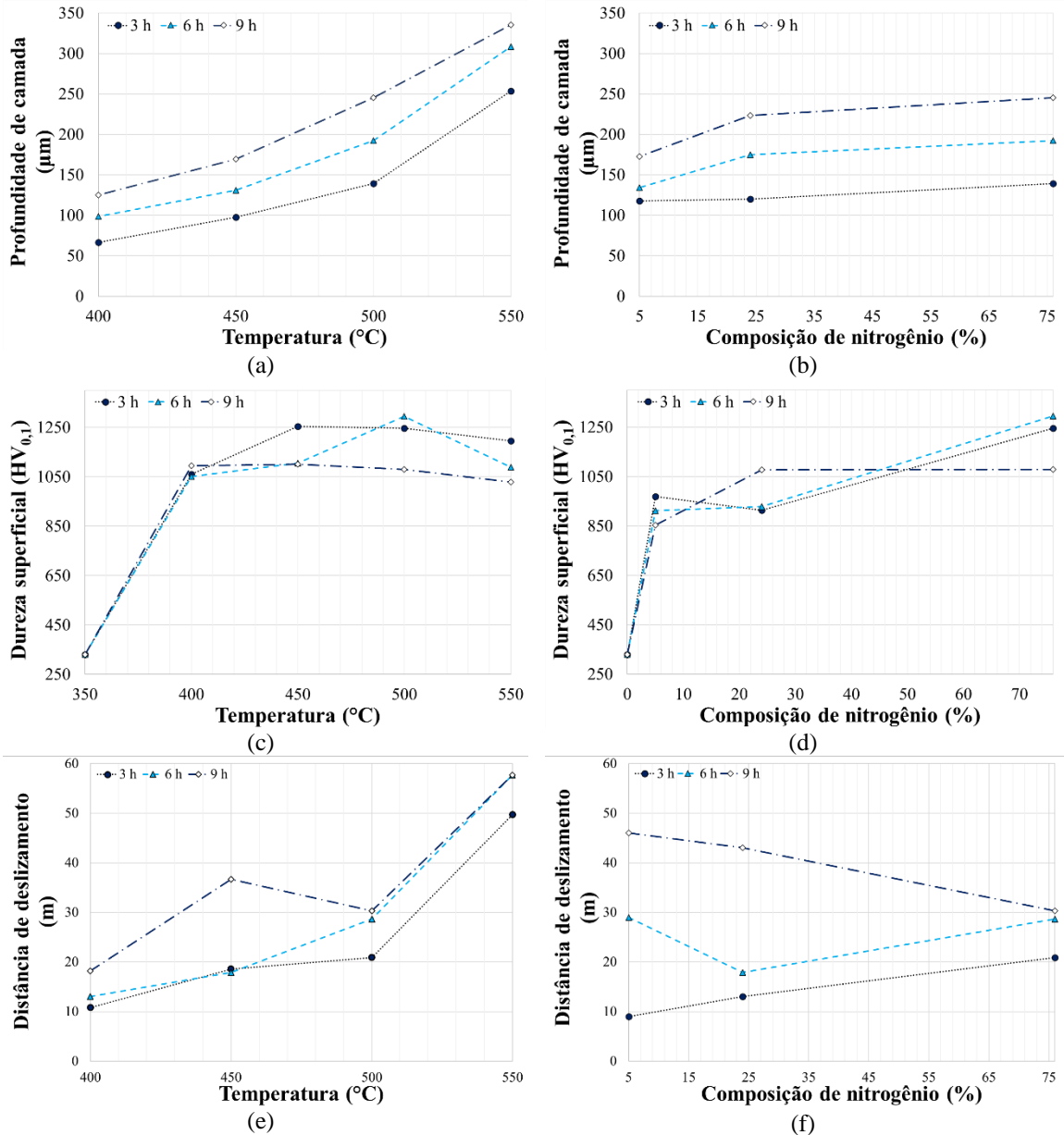
**Distância de deslizamento até o momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial.

Fonte: Autor

Do ponto de vista estatístico (Tabela 4.6), a profundidade de camada foi influenciada pelos parâmetros de temperatura ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$) e tempo de nitretação ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$), e pela combinação da composição de nitrogênio e tempo de nitretação ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$), mas não houve efeito sinérgico entre a temperatura e o tempo de tratamento ($P_{\text{valor}} = 0,68 > \alpha = 0,05$), Figura 4.20(a), e nem entre a composição de nitrogênio e o tempo de nitretação ($P_{\text{valor}} = 0,54 > \alpha = 0,05$), Figura 4.20(b), porque existe uma competição entre a descarga elétrica e a absorção de nitrogênio. Uma vez que o aumento da temperatura, da composição de nitrogênio e do tempo de nitretação proporcionam um aumento na profundidade de camada, estes parâmetros evitam a formação de *pile-up* e a possível delaminação da camada superficial. O teste Tukey's-b usado na comparação múltipla de média mostra que a profundidade de camada tem uma diferença significativa entre os tempos de 3 e 6 h, com empate técnico entre 6 e 9 h (quando comparando o efeito

da temperatura e tempo de nitretação com a composição gasosa rica em nitrogênio). No entanto, o teste Tukey's-b confirma estatisticamente que as superfícies nitretadas a plasma em 550 °C com 76% N₂ apresentaram melhor resposta em termos de profundidade de camada.

Figura 4.20 – Gráficos de interação entre temperatura, composição de nitrogênio e tempo de nitretação com: (a, b) Profundidade de camada; (c, d) Dureza superficial; (e, f) Distância de deslizamento*



*Distância de deslizamento até o momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial.
Fonte: Autor

O comportamento da dureza superficial das superfícies nitretadas a plasma com composição gasosa rica em nitrogênio se manteve relativamente próximo, Figura 4.20(c). Ambos os fatores estudados: temperatura e tempo apresentaram relevância estatística ($P\text{-valor} = 0,01 < \alpha = 0,05$) e foram apresentados na Tabela 4.6. O teste Tukey's-b mostrou que

embora a temperatura seja significativa no aumento da dureza superficial, a diferença entre os resultados obtidos na variação do tempo não foi maior que três vezes o desvio padrão. O teste Tukey's-b mostrou que entre as diferentes temperaturas, houve um aumento significativo da dureza superficial entre as temperaturas de 400 e 500 °C. Em relação aos perfis de microdureza, Figuras 4.3(d-f), as amostras nitretadas a plasma a 550 °C não apresentaram diferença significativa em comparação com a nitretação realizada a 500 °C, mas em termos de dureza superficial, a melhor resposta foi encontrada na temperatura de 500 °C. Conforme discutido anteriormente, pequenas profundidades de camada favorecem a formação de *pile-up*, Figura 4.19(a), logo, o tempo de nitretação deve ser determinado de acordo com a necessidade da profundidade de camada. Como houve empate técnico sobre o desgaste das superfícies nitretadas a plasma nos tempos de 6 e 9 h em 550 °C, Figura 4.20(e), recomenda-se o uso de tempos de 6 h, devido ao custo do processo.

A Figura 4.20(d) demonstra que a dureza das superfícies nitretadas a plasma com 5% N₂ é menor do que a das superfícies nitretadas a plasma com 24 e 76% N₂, respectivamente. Conforme demonstrado na Tabela 4.6, a composição de nitrogênio apresentou relevância estatística ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$), mas não foi possível determinar o efeito do tempo de tratamento ($P_{\text{valor}} = 0,51 > \alpha = 0,05$). No entanto, o efeito sinérgico responsável pelo aumento da dureza superficial esteve presente nos tratamentos de 3 e 6 h ($P_{\text{valor}} = 0,01 < \alpha = 0,05$), Fig. 4.20(d). A redução na dureza das superfícies nitretadas a plasma por 9 h e com 76% N₂ provavelmente está associado a porosidade da camada de compostos (NOLAN *et al.*, 2006). Em relação à dureza superficial, Figura 4.20(d), as superfícies nitretadas a plasma com 24% N₂ não apresentaram diferença significativa entre os tempos de tratamento quando comparado as superfícies nitretadas a plasma com 5% N₂.

A Figura 4.20(e) mostra que a distância de deslizamento no momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial não teve efeito sinérgico ($P_{\text{valor}} = 0,16 > \alpha = 0,05$), e que os efeitos principais foram mais importantes (Tabela 4.6). No entanto, os parâmetros de entrada: temperatura ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$) e tempo ($P_{\text{valor}} = 0,01 < \alpha = 0,05$) tiveram efeitos significativos na distância de deslizamento até o aumento abrupto do COF, Figuras 4.12(a-d). Pela análise do teste Tukey's-b, o tempo de nitretação a plasma não apresentou diferenças maiores que três vezes o desvio padrão na distância de deslizamento. Comparando o grupo de amostras nitretadas com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂), os tempos de nitretação mais baixos formaram menores profundidades de camada e favoreceram a formação de *pile-up*, e em alguns casos, provocaram a delaminação da

camada superficial. A análise da variação de temperatura mostrou que a temperatura de 550 °C é a ideal para o aumento da distância de deslizamento antes do aumento abrupto do COF. Comparando o grupo de amostras nitretadas com composição gasosa rica em nitrogênio, verifica-se que o melhor desempenho nos ensaios de desgaste *reciprocating* foi encontrado nas superfícies nitretadas em 550 °C com tempo de 6 h.

Ao comparar o grupo de amostras nitretadas por 9 h em 500 °C com diferentes composições de nitrogênio, verifica-se que as superfícies nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂ apresentaram os melhores resultados em termos de distância de deslizamento, Figura 4.20(f). Embora o tempo de nitretação e a composição do gás nitrogênio tenham contribuído para aumentar a espessura da camada nitretada, a análise de variância não detectou a influência da composição de nitrogênio na distância percorrida antes do aumento do COF até ao patamar do substrato ($P_{\text{valor}} = 0,20 > \alpha = 0,05$). O tempo de nitretação ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$) e a interação entre o tempo e a composição de nitrogênio ($P_{\text{valor}} = 0,00 < \alpha = 0,05$) contribuíram para o aumento da resistência ao desgaste de todas as condições investigadas, Figura 4.20(f). O efeito sinérgico da composição de nitrogênio na mistura gasosa e do tempo de 9 h prejudicou a resistência ao desgaste da camada de compostos das superfícies nitretadas a plasma com 76% N₂, devido à formação predominante da fase $\epsilon\text{-Fe}_2\text{-}_3(\text{C})\text{N}$ na camada de compostos e devido ao enriquecimento de carbono na zona de difusão causar a fragilização da subsuperfície.

Pela análise de teste Tukey's-b, verifica-se que o melhor desempenho nos ensaios de desgaste *reciprocating* foi encontrado nas superfícies nitretadas a plasma por 9 h, independentemente da composição de nitrogênio, Figura 4.20(f), sendo que as análises nas superfícies nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂ (melhores resultados entre os grupos de amostras nitretadas a plasma em 500 °C) apresentaram um empate técnico. No entanto, comparando as superfícies nitretadas a plasma por 9 h com 5 e 24% N₂, verifica-se que a profundidade de camada, a dureza superficial e as tensões residuais compressivas mais elevadas foram obtidas nas amostras nitretadas a plasma com 24% N₂. Isso indica que as superfícies nitretadas com 24% N₂ podem apresentar maior resistência ao desgaste e maior resistência a fadiga superficial, sendo um critério de desempate. Para aplicações em componentes como engrenagens, a composição gasosa de 24% N₂ parece ser mais adequada, entretanto, o tempo de tratamento vai depender das condições de carregamento e do ambiente em que as engrenagens serão submetidas.

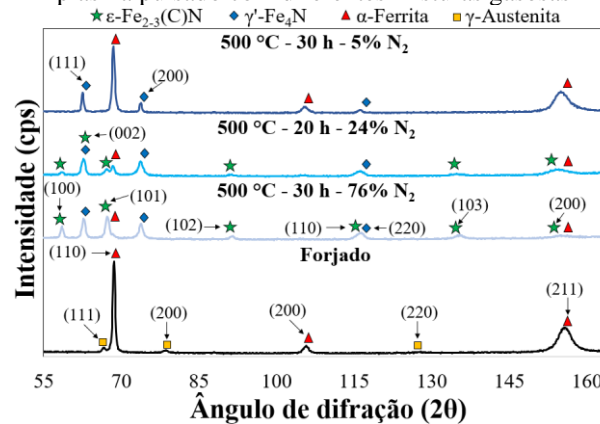
4.3 Caracterização metalúrgica dos dentes das engrenagens nitretadas a plasma

Nesta seção serão apresentados e discutidos os resultados da caracterização da superfície das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado. As caracterizações incluem análise de fases por difração de raios-X, metalografias, dureza superficial e de núcleo, perfis de microdureza, tenacidade a fratura e estado de tensões residuais.

4.3.1 Análise de fases por difração de raios-X

A Figura 4.21 apresenta os difratogramas da superfície dos flancos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado e de uma engrenagem forjada não nitretada (utilizada como referência). A engrenagem forjada não nitretada é caracterizado basicamente pela presença da fase de ferro α -Fe nos ângulos de difração 2θ : $68,8^\circ$; $106,1^\circ$ e $156,4^\circ$ e de austenita retida γ -Fe nos ângulos de difração 2θ : $66,9^\circ$; $79,2^\circ$ e $128,4^\circ$. Todas as superfícies das engrenagens nitretadas apresentaram picos de difração, indicando a formação da camada de compostos. Nos difratogramas apresentados, a fase de nitretos ϵ -Fe_{2,3}(C)N corresponde aos ângulos de difração 2θ : $58,2^\circ$; $62,9^\circ$; $67,0^\circ$; $91,0^\circ$; $114,8^\circ$; $134,3^\circ$ e $153,2^\circ$, e a fase de nitretos γ' -Fe₄N representa os ângulos de difração 2θ : $63,1^\circ$; $74,3^\circ$ e $117,4^\circ$. As engrenagens nitretadas a plasma com 76% N₂ e com 24% N₂, produziram camadas bifásicas com as fases ϵ -Fe_{2,3}(C)N e γ' -Fe₄N. As engrenagens nitretadas a plasma com 5% N₂ apresentaram uma camada de compostos monofásica de γ' -Fe₄N, mas devido a fina espessura da camada de compostos também foram observados picos de ferro α -Fe. A austenita retida (γ -Fe) desapareceu completamente após a nitretação a plasma, independentemente da composição de nitrogênio utilizada.

Figura 4.21 – Difratogramas de raios-X da superfície dos flancos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas

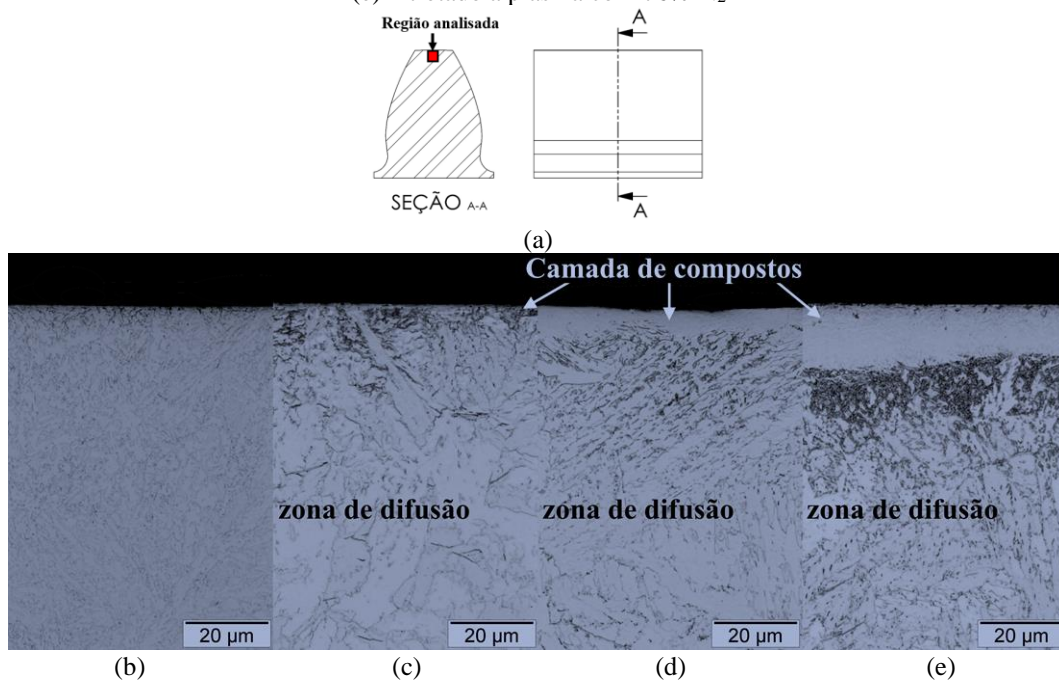


Fonte: Autor

4.3.2 Microestrutura, perfis de microdureza e dureza da superfície e núcleo

As Figuras 4.22(a-e) revelam a região analisada e a microestrutura dos dentes dos pinhões por microscopia óptica após um ataque químico empregando Nital 3%. Os tratamentos de nitretação a plasma pulsado desenvolveram a formação de uma camada de compostos na superfície, seguida pela zona de difusão logo abaixo. A fina porção branca na parte superior distingue a camada de compostos. Similarmente como observado nas amostras nitretadas, Figuras 4.2(a, b), a zona de difusão não é claramente revelada na microscopia óptica para este aço. Para a composição da mistura gasosa com 5% N₂, a camada nitretada é composta predominantemente por uma zona de difusão, enquanto para 24 e 76% N₂ é claramente identificado uma camada de compostos na superfície. A Figura 4.22(e) também mostra a formação de regiões “escuras” logo abaixo da camada de compostos das engrenagens nitretadas a plasma com 76% N₂. De acordo com Dalcin *et al.* (2020a) isso ocorre devido à precipitação de nitretos de cromo, e pode levar à formação prematura de *spalling* na superfície dos flancos durante os ensaios de desgaste FZG. Outro fato evidente na Figura 4.22(e) é que a parte superficial da camada de compostos das engrenagens nitretadas com 76% N₂ é mais porosa, quando comparado às engrenagens nitretadas com 24% N₂, Figura 4.22(d).

Figura 4.22 – Microestrutura óptica da seção transversal dos dentes das engrenagens forjadas: (a) Indicação da região analisada; (b) não nitretada; (c) nitretado a plasma com 5% N₂; (d) nitretado a plasma com 24% N₂; (e) nitretado a plasma com 76% N₂



Fonte: Autor

A profundidade de camada para as engrenagens nitretadas a plasma pulsado foi projetada para ser maior que a profundidade da tensão máxima de cisalhamento (calculada em 194,5 μm , ver Tabela 4.12). Devido às particularidades do processo e por razões de segurança, foram produzidas camadas nitretadas com uma profundidade de camada de aproximadamente 300 μm . A compilação da espessura da camada de compostos, profundidade de camada, dureza de núcleo e dureza superficial dos dentes dos pinhões forjados e nitretados a plasma com diferentes composições de nitrogênio são mostrados na Tabela 4.7. A dureza de núcleo das engrenagens forjadas é de aproximadamente 376 HV_{0,1}. Todas as engrenagens nitretadas a plasma apresentaram ganhos significativos na dureza superficial. As engrenagens nitretadas com 76% N₂ apresentaram um aumento de cerca de 293%, enquanto as engrenagens nitretadas com 24% N₂ um ganho de 278% e as engrenagens nitretadas com 5% N₂ um acréscimo de 184% na dureza superficial. Outro ponto observado foi que a dureza de núcleo das engrenagens forjadas teve uma leve redução após a nitretação a plasma, provavelmente associado ao revenimento da bainita (LUO *et al.*, 2010). A razão para isso é o alto tempo de exposição das engrenagens à temperatura de tratamento.

Tabela 4.7 – Espessura da camada de compostos, profundidade de camada, dureza de núcleo e microdureza da superfície das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado

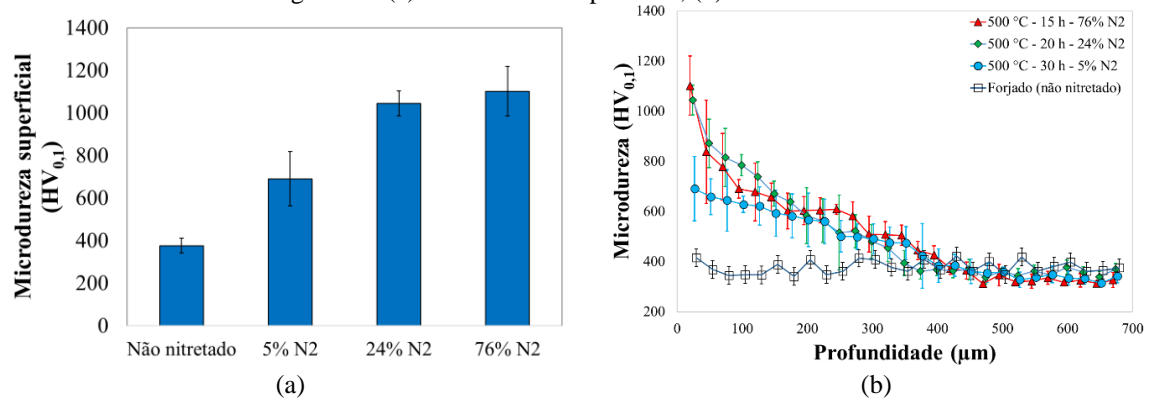
Parâmetros	Espessura da camada de compostos (μm)	Profundidade de camada (μm)	Dureza de núcleo (HRC)	Microdureza superficial (HV _{0,1})
não nitretado	0	0	37 \pm 0,8	376 \pm 35
30 h – 5% N ₂	1,2 \pm 0,3	327 \pm 66	33 \pm 0,6	691 \pm 128
20 h – 24% N ₂	10,7 \pm 1,4	299 \pm 55	35 \pm 0,5	1045 \pm 59
15 h – 76% N ₂	15,0 \pm 1,6	345 \pm 36	32 \pm 1,0	1102 \pm 117

Fonte: Autor

A Figura 4.23(b) mostra os perfis de microdureza dos dentes das engrenagens nitretadas a plasma com diferentes composições de nitrogênio na mistura gasosa. Cabe ressaltar que a dureza superficial, Figura 4.23(a), é a média de medidas em posições aleatórias na superfície nitretada. Quando as comparações são feitas entre essas três condições de nitretação: 5, 24 e 76% N₂, o comportamento é o esperado tanto em termos de profundidade de camada quanto em termos de dureza superficial, ou seja, quanto maior o teor de nitrogênio na mistura gasosa maior é a espessura da camada de compostos e a dureza superficial das camadas nitretadas, Tabela 4.7. Pode-se observar na Figura 4.23(b) que a dureza diminui da superfície para o núcleo, pois a concentração de nitrogênio diminui em direção ao núcleo (ALSARAN *et al.*, 2002). Apesar da profundidade de camada ser similar entre os três grupos de engrenagens nitretadas a plasma, a camada de compostos é mais espessa para composições gasosas mais ricas em nitrogênio, sendo a dureza superficial das

engrenagens nitretadas com 24 e 76% N₂ similar, porém a dureza de ambas as condições é mais elevada quando comparada com as engrenagens nitretadas com 5% N₂.

Figura 4.23 – Microdureza Vickers das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas: (a) Microdureza superficial; (b) Perfil de microdureza

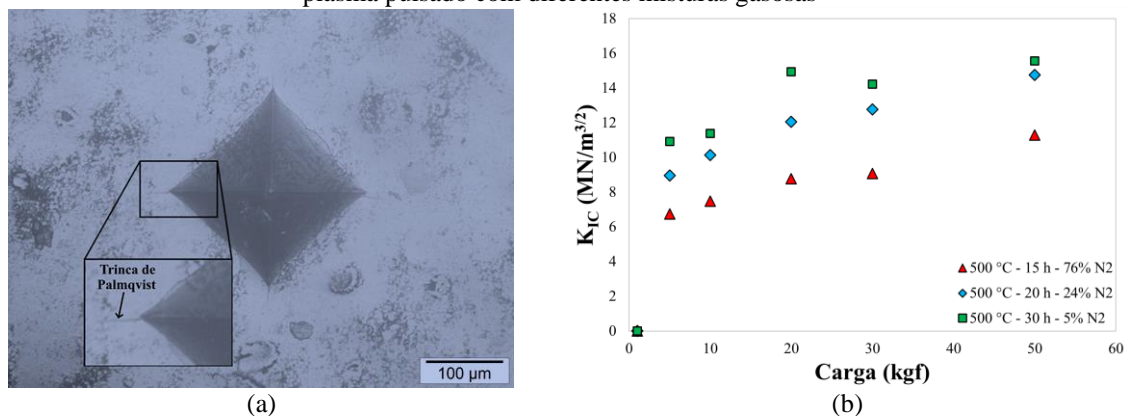


Fonte: Autor

4.3.3 Tenacidade a fratura das superfícies nitretadas a plasma

O modo de fratura predominantemente observado na camada de compostos das engrenagens nitretadas a plasma com três diferentes composições de nitrogênio na mistura gasosa: 5, 24 e 76% N₂ foram as trincas de Palmqvist, Figura 4.24(a). Nestes casos, as trincas de Palmqvist se tornaram mais consistentes nas superfícies nitretadas com 76% N₂. A razão para isso é relacionada ao aumento de espessura da camada de compostos das engrenagens nitretadas com composição gasosa rica em nitrogênio. Os valores de K_{IC} calculados para cada condição de nitretação investigada são apresentados na Figura 4.24(b). Em todas as condições investigadas há uma clara tendência dos dados de tenacidade à fratura, que permitiu extrapolar os valores para K_{IC0}, ver Tabela 4.8.

Figura 4.24 – (a) Imagem representativa da trinca de Palmqvist na superfície da engrenagem nitretada a plasma pulsado com 76% N₂*; (b) Valores de K_{IC} calculados para as engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas



*A indentação foi realizada com uma carga de 20 kgf.

Fonte: Autor

O fato da nitretação a plasma pulsado promover um aumento da dureza superficial dos dentes das engrenagens, Tabela 4.8 e Figura 4.24(a), acaba criando uma região menos dúctil e mais sujeita a fraturas, conforme reportado por Nolan *et al.* (2006). As propriedades mecânicas da zona de difusão influenciam nas propriedades de fratura da camada de compostos, devido a zona de difusão dar suporte para a camada de compostos. A Tabela 4.8 revela que a composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) promoveu uma redução na tenacidade à fratura da camada de compostos, quando comparado as engrenagens nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂. Apesar da camada de compostos das engrenagens nitretadas a plasma com 5% N₂ ser extremamente fina, apresentou os melhores resultados em termos de tenacidade à fratura, Tabela 4.8. Resultados similares foram reportados por Dalcin *et al.* (2020b) em um estudo sobre caracterização da tenacidade à fratura de superfícies do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 nitretado a plasma com 5, 24 e 76% N₂.

Tabela 4.8 – Valores extrapolados de K_{IC0} a partir dos valores de K_{IC} calculados para a superfície das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado

Parâmetros	Espessura da camada de compostos (µm)	Profundidade de camada (µm)	Microdureza superficial (HV _{0,1})	Estimativa K _{IC0} (MN/m ^{3/2})
30 h – 5% N ₂	1,2 ± 0,3	327 ± 66	691 ± 128	9,5
20 h – 24% N ₂	10,7 ± 1,4	299 ± 55	1045 ± 59	8,0
15 h – 76% N ₂	15,0 ± 1,6	345 ± 36	1102 ± 117	6,3

Fonte: Autor

4.3.4 Estado de tensões residuais da zona de difusão

A Figuras 4.25(b, c) apresentam os perfis de tensões residuais medidos nas direções tangencial ($\Phi = 0^\circ$) e axial ($\Phi = 90^\circ$) do flanco das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas e com as correções das tensões residuais após as etapas de eletropolimento. Em uma primeira observação, válida para todos os grupos de engrenagens, Tabela 4.9, verifica-se a presença de tensões residuais compressivas na zona de difusão das engrenagens nitretadas a plasma e na superfície das engrenagens não nitretadas. Em geral, as tensões residuais compressivas diminuem com profundidade antes de se aproximar dos valores de tensões trativas na transição da microestrutura da camada nitretada/núcleo, conforme relatado em diversos trabalhos (BELL; LOH, 1982; LOH; SIEW, 1999). O erro encontrado nas correções para o relaxamento da tensão residual após as etapas de eletropolimento é relativamente pequeno para os valores medidos, mas que o erro acaba sendo mais significativo com o aumento da profundidade de remoção de camada (valores acima de 250 µm de profundidade).

Tabela 4.9 – Tensões residuais da zona de difusão medidas na direção axial ($\Phi = 90^\circ$) dos flancos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas

Parâmetros	Espessura da camada de compostos (μm)	Profundidade de camada (μm)	Microdureza superficial ($\text{HV}_{0,1}$)	Tensões residuais (MPa)	Largura a meia altura – FWHM ($^\circ$)
não nitretado	0	0	376 ± 35	-377 ± 14	$2,9 \pm 0,1$
30 h – 5% N_2	$1,2 \pm 0,3$	327 ± 66	691 ± 128	-736 ± 19	$3,0 \pm 0,1$
20 h – 24% N_2	$10,7 \pm 1,4$	299 ± 55	1045 ± 59	-822 ± 25	$3,7 \pm 0,4$
15 h – 76% N_2	$15,0 \pm 1,6$	345 ± 36	1102 ± 117	-1396 ± 28	$2,6 \pm 1,7$

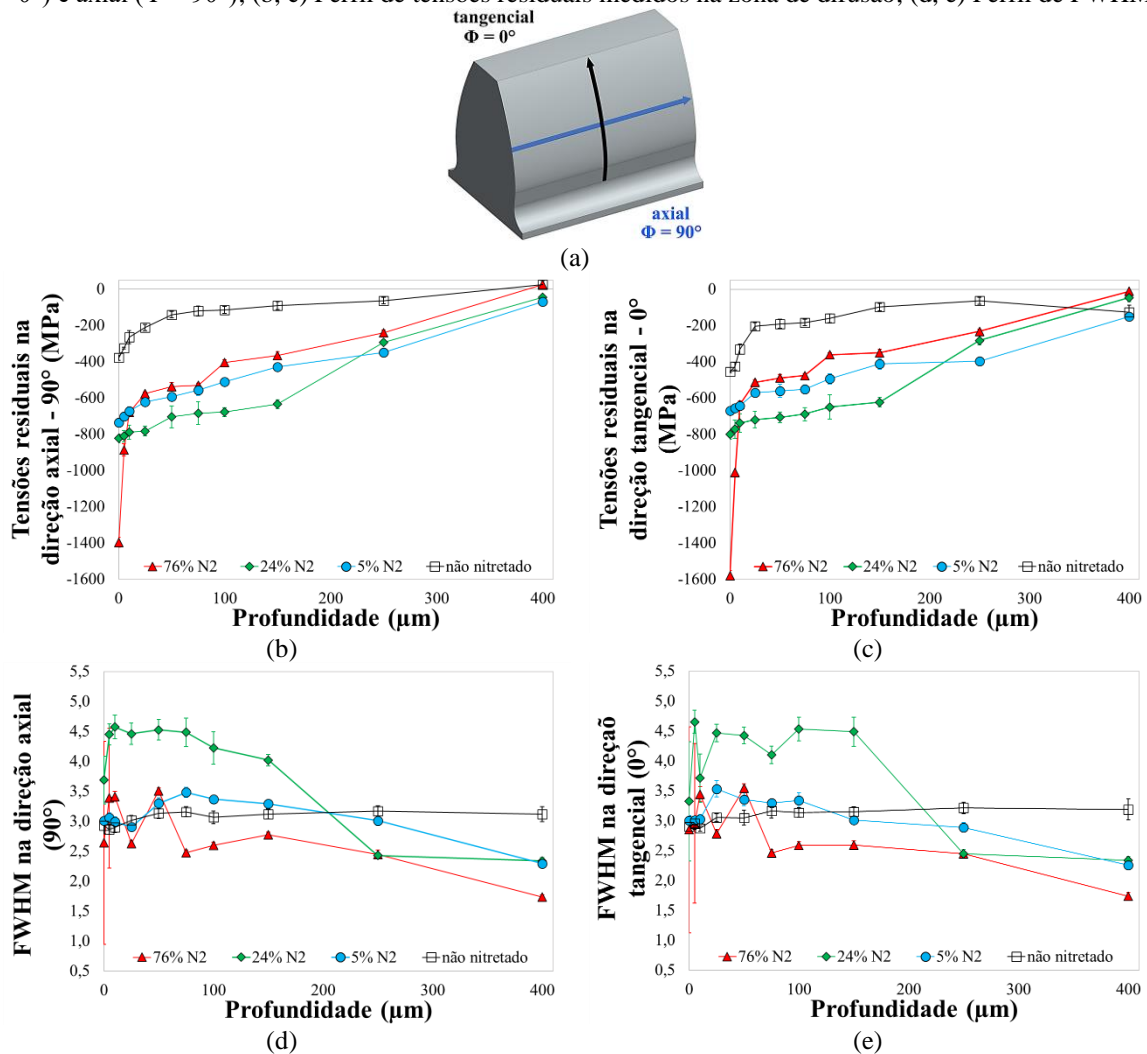
Fonte: Autor

As Figuras 4.25(d, e) mostram os valores de FWHM em função da profundidade das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma com 5, 24 e 76% N_2 . Da mesma maneira que os resultados das amostras nitretadas a plasma, Figuras 4.8(d-f), os valores de FWHM medidos nos flancos nitretados a plasma apresentam uma maior dispersão e o FWHM decresce com o aumento da profundidade e se estabiliza no núcleo do aço. Nestes casos, mesmo variando o percentual de nitrogênio na mistura gasosa, os tempos de nitretação foram prolongados para as composições com menor percentual de nitrogênio produzir nos dentes das engrenagens a mesma profundidade de camada, e assim poder comparar realmente a influência do percentual de nitrogênio na mistura gasosa. O FWHM apresentou uma variação muito pequena na superfície dos flancos das engrenagens forjadas e polidas, e teve um leve aumento nos flancos das engrenagens nitretadas com 5% N_2 , devido ao aumento da dureza e das tensões residuais compressivas na zona de difusão (HASSANI-GANGARAJ *et al.*, 2014). Foi verificado nos flancos das engrenagens nitretadas com 24% N_2 um aumento considerável no FWHM quando comparado as outras condições investigadas. A maior dispersão nos resultados dos flancos nitretados com 76% N_2 ocorre devido a diminuição da intensidade de radiação causada pela elevada camada de compostos formada nestas condições ($\sim 15 \mu\text{m}$).

No caso das engrenagens não nitretadas, as tensões residuais compressivas máximas da zona de difusão medidas na direção axial ($\Phi = 90^\circ$) é na ordem de -377 MPa, Tabela 4.9. Comparando os grupos de engrenagens nitretadas a plasma, Tabela 4.9, aquelas nitretadas com 76% N_2 apresentaram as tensões residuais compressivas máximas de -1396 MPa, enquanto as engrenagens nitretadas com 5 e 24% N_2 exibiram as tensões residuais compressivas máximas de -736 MPa e -822 MPa, respectivamente. Em ordem de grandeza, o aumento da composição de nitrogênio na mistura gasosa de 5 para 24 e 76% N_2 proporcionou as engrenagens nitretadas a plasma um aumento nas tensões residuais compressivas da zona de difusão na ordem de 1,9; 2,2 e 3,7 vezes, em relação as engrenagens não nitretadas, ver Tabela 4.9. O resultado é condizente com a relação encontrada no

aumento da dureza superficial, já que as tensões residuais compressivas e a dureza costumam aumentar proporcionalmente (LOH; SIEW, 1999). Em relação ao FWHM, é evidente que os valores medidos na superfície tendem a aumentar com o aumento do percentual de nitrogênio, porém esse aumento não é observado nas engrenagens nitretadas com 76% N₂ pelo fato da elevada camada de compostos ter prejudicado a intensidade de radiação.

Figura 4.25 – Difração de raios-X do flanco das engrenagens forjadas: (a) Indicação das direções tangencial ($\Phi = 0^\circ$) e axial ($\Phi = 90^\circ$); (b, c) Perfil de tensões residuais medidos na zona de difusão; (d, e) Perfil de FWHM



Fonte: Autor

4.4 Desempenho das engrenagens nitretadas em ensaios de desgaste FZG

Nesta seção serão apresentados e discutidos os resultados dos ensaios de desgaste FZG. Em cada etapa do ensaio de desgaste FZG foi realizado um acompanhamento dos valores de rugosidade, fotografado a superfície dos flancos e quantificado a área afetada pelo *pitting*. Para complementar o estudo, foram identificados os mecanismos de desgaste decorrentes do contato entre as superfícies e analisado a propagação de trincas sobre as

superfícies e sub-superfícies. A distribuição dos resultados e o desempenho dos quatro grupos de engrenagens FZG testadas foram avaliados por uma abordagem estatística de *Weibull*. Os níveis percentuais de probabilidade de falha foram atribuídos a um *ranking*, considerando também o número de engrenagens do grupo.

4.4.1 Distribuição dos resultados pela abordagem de Weibull

Após o término de cada etapa dos ensaios de desgaste FZG, as imagens dos flancos das engrenagens foram fotografadas (ver Figura 4.28) e analisadas com a finalidade de quantificar a área afetada por *pitting* e/ou *spalling*. Os ensaios de desgaste FZG foram finalizados apenas quando se atingiu 4% da área ativa total do pinhão danificada por *pitting* e/ou *spalling*. A Tabela 4.10 apresenta a porcentagem de área danificada pelo número de ciclos de trabalho para todos os grupos de engrenagens submetidas aos ensaios de desgaste FZG. Conforme mostrado na Tabela 4.10, o número de ciclos estimado para 4% de danos é bem abaixo do número de ciclos em que as engrenagens foram submetidas aos ensaios de desgaste FZG, justamente pelo fato da área danificada ter ultrapassado rapidamente o critério de parada do ensaio, mesmo fazendo a parada programada em cada 4 h ($0,3 \times 10^6$ ciclos).

Tabela 4.10 – Principais resultados dos ensaios de desgaste em engrenagens FZG do tipo-C

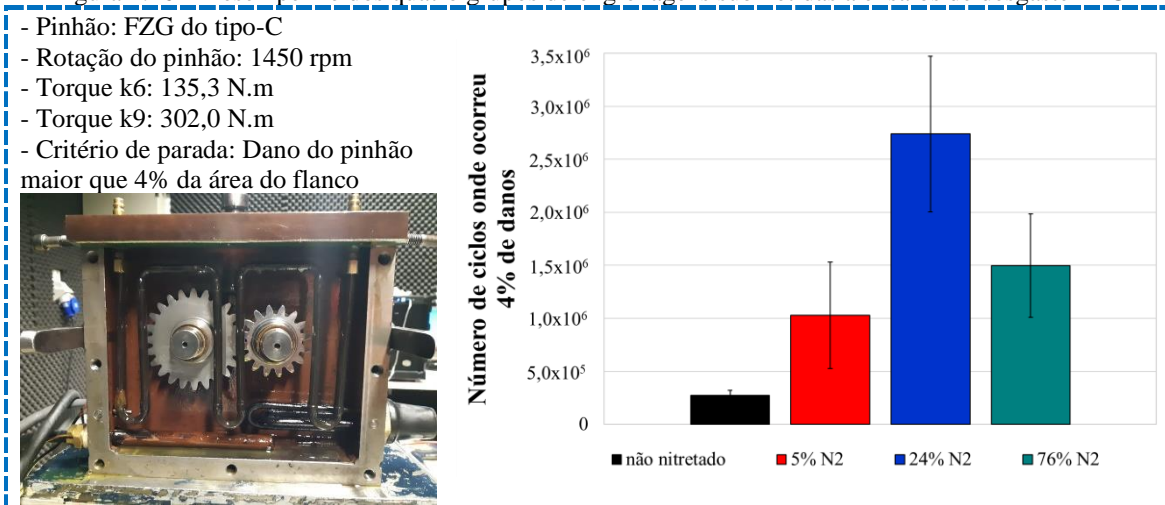
Parâmetros	Pinhão forjado	Tempo de ensaio (h)	Número de ciclos do pinhão	Área danificada (%)	Taxa de danos (%)	Número de ciclos estimado para 4% de danos
não nitretado	1	6	$0,5 \times 10^6$	14,8	$2,8 \times 10^{-5}$	$0,3 \times 10^6$
	2	6	$0,5 \times 10^6$	17,4	$3,3 \times 10^{-5}$	$0,3 \times 10^6$
	3	6	$0,5 \times 10^6$	27,4	$5,2 \times 10^{-5}$	$0,2 \times 10^6$
5% N ₂	4	22	$1,9 \times 10^6$	51,8	$2,7 \times 10^{-5}$	$1,5 \times 10^6$
	5	10	$0,8 \times 10^6$	14,0	$1,6 \times 10^{-5}$	$0,6 \times 10^6$
	6	14	$1,2 \times 10^6$	23,6	$1,9 \times 10^{-5}$	$0,9 \times 10^6$
24% N ₂	7	26	$2,2 \times 10^6$	54,9	$2,6 \times 10^{-5}$	$1,9 \times 10^6$
	8	42	$3,6 \times 10^6$	8,0	$2,2 \times 10^{-6}$	$3,3 \times 10^6$
	9	38	$3,3 \times 10^6$	9,8	$2,9 \times 10^{-6}$	$2,9 \times 10^6$
76% N ₂	10	26	$2,2 \times 10^6$	54,1	$2,3 \times 10^{-5}$	$1,9 \times 10^6$
	11	22	$1,9 \times 10^6$	17,3	$9,0 \times 10^{-6}$	$1,6 \times 10^6$
	12	14	$1,2 \times 10^6$	18,6	$1,5 \times 10^{-5}$	$0,9 \times 10^6$

Fonte: Autor

A Figura 4.26 mostra o desempenho dos quatro grupos de engrenagens submetidas a ensaios de desgaste FZG. Todos os tratamentos de nitretação a plasma promoveram um aumento na dureza superficial e na resistência ao desgaste das engrenagens forjadas em aço DIN 18MnCrSiMo6-4. As engrenagens nitretadas com 5% N₂ ($1,0 \pm 0,5 \times 10^6$ ciclos), 76% N₂ ($1,5 \pm 0,5 \times 10^6$ ciclos) e 24% N₂ ($2,7 \pm 0,7 \times 10^6$ ciclos) têm uma melhoria de 3,7 vezes, 5,4 vezes e 10,0 vezes sobre as engrenagens não nitretadas ($2,8 \pm 0,5 \times 10^5$ ciclos). Por outro

lado, as engrenagens nitretadas com 24% N₂ (melhor condição) têm uma vida útil mais longa de 1,8 e 2,7 vezes do que as engrenagens nitretadas com 76 e 5% N₂, respectivamente.

Figura 4.26 – Desempenho dos quatro grupos de engrenagens submetidas a ensaios de desgaste FZG



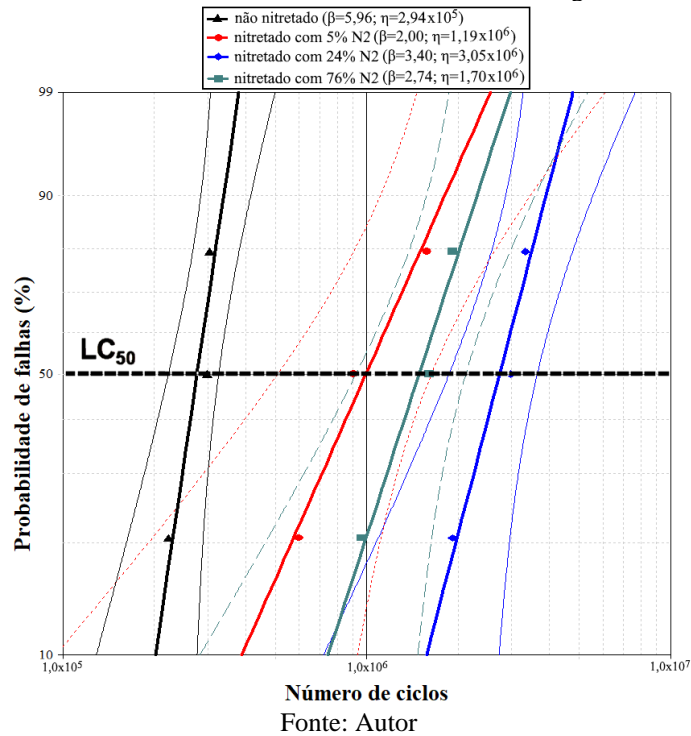
Fonte: Autor

Considerando a intensidade de dispersão entre os diferentes grupos de engrenagens submetidas a ensaios de desgaste FZG, Figura 4.26, foi adotada a abordagem estatística de *Weibull* para distribuição dos resultados e avaliar o desempenho das engrenagens (GANS *et al.*, 2014; GANS *et al.*, 2015; REGO, 2016; WOLLMANN *et al.*, 2017; GRABARSKI, 2019), em relação ao resultado da sua vida útil. Os níveis percentuais de probabilidade de falha são atribuídos ao *ranking*, considerando também o número de engrenagens do grupo. A probabilidade de falha foi tomada juntamente com a vida útil correspondente para compor o diagrama de *Weibull*, como um gráfico bi logarítmico. Os pontos plotados foram usados para extrair uma linha de regressão. O ponto em que essa linha de regressão cruza o nível de probabilidade de falha de 50% define o parâmetro LC₅₀ (REGO, 2016). Este parâmetro é usado para definir os resultados dos ensaios de desgaste FZG, permitindo a análise comparativa do desempenho das engrenagens (HÖHN, 2010; REGO, 2016). O limite de 50% é uma contramedida para compensar a alta dispersão encontrada em pequenos grupos de amostras (MAUCH; ZENNER, 1999; REGO, 2016).

A distribuição de *Weibull* confirma estatisticamente a existência de diferentes níveis de desgaste entre os grupos de engrenagens testadas, Figura 4.27. As engrenagens nitretadas com 5, 76 e 24% N₂ apresentaram estatisticamente a probabilidade de 94,8%, 99,3% e 99,9% de ter a vida mais longa do que as engrenagens não nitretadas, conforme esperado, pois a dureza dos flancos nitretados a plasma é maior. Por outro lado, as engrenagens nitretadas com 24% N₂ (melhor condição) apresentaram probabilidade de 87,1% e 94,4% de ter a vida

mais longa do que as engrenagens nitretadas com 76 e 5% N₂, respectivamente. As engrenagens nitretadas com 5% N₂ duram menos que as engrenagens nitretadas com 24 e 76% N₂, devido a dureza dos flancos ser menor e a espessura da camada de compostos ser extremamente fina. A diferença de desempenho das engrenagens nitretadas com 24 e 76% N₂ está associada a tenacidade a fratura e a espessura da camada de compostos, uma vez que a dureza superficial e a profundidade de camada são similares nestes casos.

Figura 4.27 – Probabilidade de falhas *versus* número de ciclos de carregamento das engrenagens FZG























A Tabela 4.8 revela que a tenacidade a fratura da camada de compostos das engrenagens nitretadas com 76% N₂ é menor do que a camada de compostos das engrenagens nitretadas com 24% N₂, e a espessura da camada de compostos das engrenagens nitretadas com 76% N₂ é muito elevada, e isso pode ter contribuído para o *spalling* da camada superficial destas engrenagens. Rocha *et al.* (1999) mostraram que as tensões residuais vão ficando mais trativas na camada de compostos com o aumento da espessura. A camada de compostos das engrenagens nitretadas com 76% N₂ têm 15,0 μm, porém Rakhit (2000) recomenda que para que as engrenagens suportem as condições de carregamento e para se evitar a formação precoce de *spalling*, a camada de compostos não deve exceder a 12,7 μm.

4.4.2 Evolução dos danos nos flancos durante os ensaios de desgaste FZG

A abordagem inicial dos danos no flanco das engrenagens diz respeito ao seu aspecto e à forma como ele progride ao longo do tempo. Portanto, imagens dos flancos das

engrenagens pinhão foram registradas na condição final de fabricação e após o término de cada estágio do ensaio de desgaste FZG. De maneira geral, a primeira alteração na superfície é caracterizada pelo aparecimento de pequenas porções de material que foram removidas ao longo do dedendo. A partir do momento em que os danos começam a evoluir, a quantidade de danos cresce ao longo do dedendo e/ou diâmetro primitivo. No último estágio do ensaio de desgaste FZG, o aumento de danos supera rapidamente o critério de falha, Tabela 4.10. A evolução dos danos não é simultânea para todos os flancos das engrenagens pinhão. Portanto, uma sequência de imagens representando a evolução dos danos ao longo das inspeções em cada um dos grupos investigados são mostradas na Figura 4.28.

Figura 4.28 – Fotografia dos flancos mostrando a evolução dos danos ao longo dos ensaios de desgaste FZG

Número de ciclos do pinhão	Forjado (não nitretado)	Nitretado com 5% N ₂	Nitretado com 24% N ₂	Nitretado com 76% N ₂
Estado de fabricação				
0,174x10 ⁶				
0,522x10 ⁶				
1,218x10 ⁶	-			
1,914x10 ⁶	-	-		
2,262x10 ⁶	-	-		
3,654x10 ⁶	-	-		-

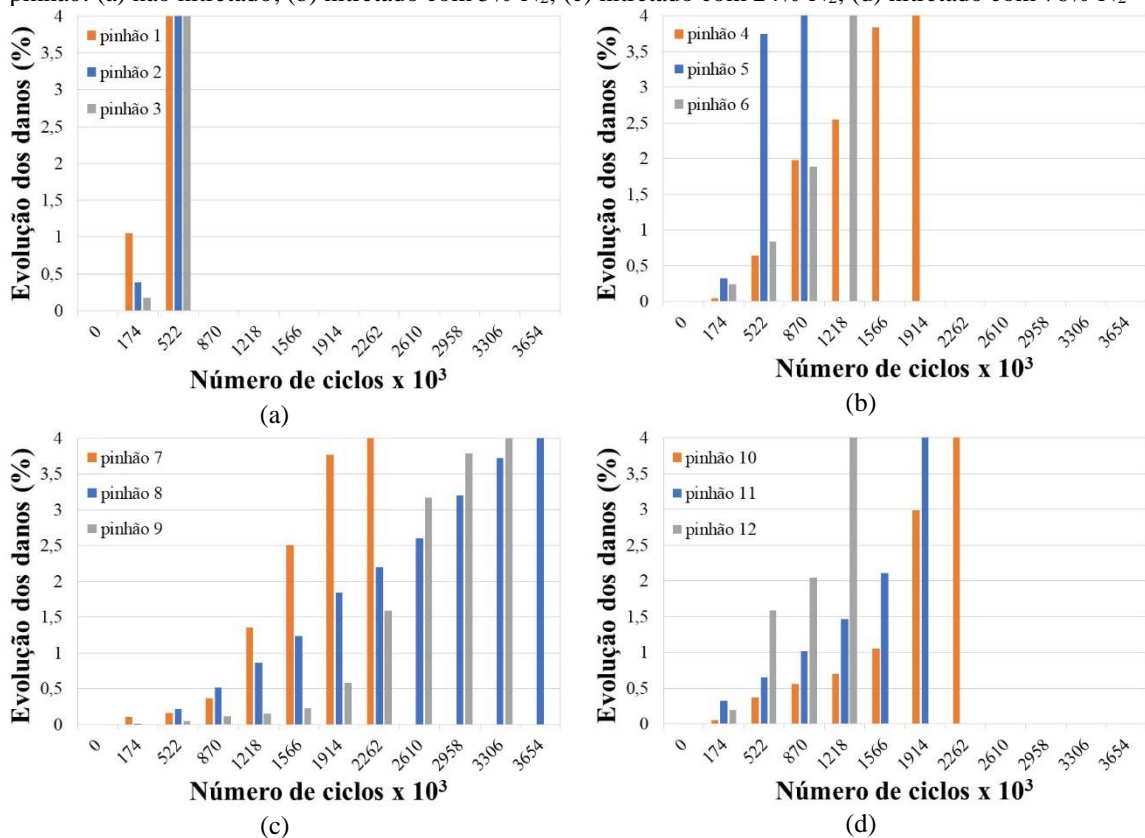
Fonte: Autor

De acordo com Batista *et al.* (2000) e Guagliano *et al.* (2002), os danos de *pitting* e/ou *spalling* estão localizados nas regiões do diâmetro primitivo e logo abaixo dele

(dedendo), o que coincidiu parcialmente com os danos encontrados nas análises de imagem das engrenagens deste trabalho. É interessante observar a presença de deformação plástica localizada na parte mais inferior do dedendo das engrenagens não nitretadas ($0,5 \times 10^6$ ciclos). Este mecanismo ocorre, mesmo com poucos números de ciclos, devido a menor dureza superficial (ver Tabela 4.7). Apesar da menor quantidade de ocorrências, constataram-se danos na região do adendo das engrenagens nitretadas com 5% N_2 .

A evolução dos danos foi monitorada através da análise de imagens das superfícies dos flancos em cada etapa de parada dos ensaios. As Figuras 4.29(a-d) mostram a evolução dos danos em diversos estágios do ensaio de desgaste FZG para os quatro grupos de engrenagens testadas. Os gráficos representam os resultados da evolução dos danos para três pinhões de cada grupo investigado. O estágio final do ensaio de desgaste FZG é identificado pelo crescimento acelerado, no qual o dano ultrapassa rapidamente o critério de falha de 4% da área do flanco. Verifica-se na Figura 4.29(a) que os danos nas engrenagens não nitretadas ocorrem mais rapidamente do que nos flancos das engrenagens nitretadas a plasma. Por outro lado, as engrenagens nitretadas com 24% N_2 apresentaram uma vida mais longa do que as engrenagens nitretadas com 5 e 76% N_2 , pelos motivos relatados anteriormente.

Figura 4.29 – Evolução dos danos ao longo dos ensaios de desgaste FZG dos quatro grupos de engrenagens pinhão: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N_2 ; (c) nitretado com 24% N_2 ; (d) nitretado com 76% N_2

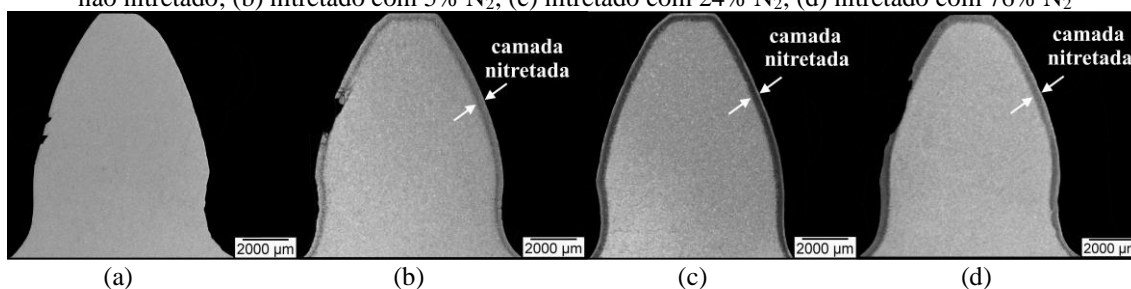


Fonte: Autor

4.4.3 Análise da propagação de trincas sub-superficiais

As Figuras 4.30(a-d) mostram as macrofotografias da seção radial dos dentes das engrenagens pinhão submetidas aos ensaios de desgaste FZG após ataque químico em Nital 3%. As bordas mais escuras das Figuras 4.30(b-d) que contornam os dentes dos pinhões representam a profundidade de camada atingida pela nitretação a plasma (~ 300 µm). Todos os grupos de engrenagens desenvolveram a formação, nucleação e propagação de trincas sub-superficiais durante o ensaio de desgaste FZG. Em geral, as trincas sub-superficiais apresentam grandes dimensões, Tabela 4.12, que usualmente são associadas à remoção de material por meio de *spalling*. A nitretação a plasma têm influência sobre a direção e o modo de propagação das trincas. A maioria das trincas sub-superficiais dos flancos das engrenagens nitretadas com 5 e 76% N₂, apresentaram um crescimento descontrolado e em grandes profundidades durante o período de propagação, e em muitos casos provocaram a remoção de toda a superfície nitretada por *spalling*, Figuras 4.30(b, d).

Figura 4.30 – Macrofotografias dos dentes das engrenagens forjadas após os ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N₂; (c) nitretado com 24% N₂; (d) nitretado com 76% N₂



Fonte: Autor

As Figuras 4.31(a-m) mostram as microfotografias da seção radial dos dentes das engrenagens pinhão submetidas aos ensaios de desgaste FZG. O objetivo deste estudo é revelar a propagação das trincas em três regiões: dedendo, diâmetro primitivo e adendo. Nas imagens representando o corte radial, são indicadas as direções da força de atrito (A) e de rolamento (R) na região do adendo e dedendo, menos no diâmetro primitivo, onde só tem o movimento de rolamento puro. Para complementar o estudo sobre a propagação das trincas sub-superficiais, são apresentadas nas Figuras 4.32(a-m) as microfotografias da seção axial dos dentes das engrenagens pinhão submetidas aos ensaios de desgaste FZG.

Ao comparar as trincas encontradas nos dentes dos quatro grupos de engrenagens submetidas aos ensaios de desgaste FZG, verifica-se que as trincas se apresentam em zonas muito próximas à superfície, fazendo com que muitas destas trincas, com o decorrer da etapa de propagação, conseguissem atingir a superfície, provocando a formação de danos por *pitting* ou

spalling (DING; RIEGER, 2003; CARDOSO *et al.*, 2009; REGO *et al.*, 2018; LI; LIU, 2018). Em geral, a grande maioria das trincas radiais e axiais estão localizadas na região do dedendo e próximo ao diâmetro primitivo, Figuras 4.31(a-m) e Figuras 4.32(a-m). Outro aspecto observado no processo de formação de microtrincas radiais das engrenagens não nitretadas, Figura 4.31(d), é a tendência em seguir uma direção de propagação preferencial de aproximadamente 45° em relação ao sentido da aplicação da força de atrito. Resultados similares foram encontrados por Zafosnik *et al.* (2007) e Rego (2016), mas nestes casos, as trincas apresentam pequenas dimensões e aparecem em menores profundidades em relação à superfície.

A Tabela 4.11 apresenta os resultados da meia largura de contato, da pressão de contato e da tensão de cisalhamento, além da profundidade de máxima tensão de cisalhamento em regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo. Verifica-se na Tabela 11 que a máxima pressão de contato e a máxima tensão de cisalhamento se encontram na região do diâmetro primitivo, porém a nucleação e propagação das trincas ocorrem com maior intensidade nas regiões do dedendo e diâmetro primitivo, Figuras 4.31(a-m) e Figuras 4.32(a-m). De acordo com a Tabela 4.11, a máxima pressão de contato no diâmetro primitivo é de $1,6 \times 10^9$ Pa, enquanto a tensão máxima de cisalhamento no diâmetro primitivo é de $5,0 \times 10^8$ Pa e a profundidade máxima que a tensão de cisalhamento deveria ocorrer no diâmetro primitivo é 194,5 μm .

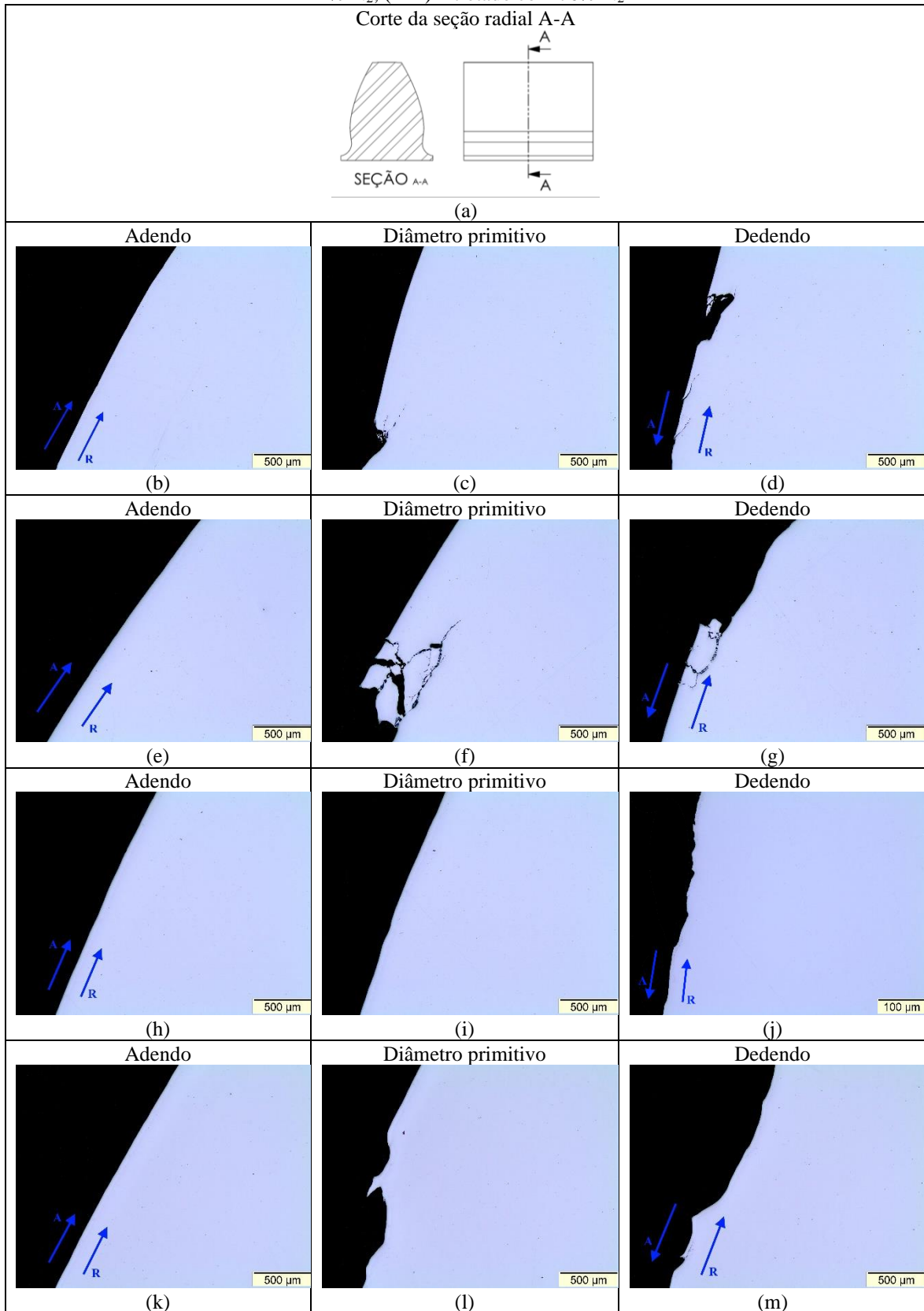
Tabela 4.11 – Pressão de contato, tensão de cisalhamento e profundidade máxima da tensão de cisalhamento em regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo considerando um torque de 302,0 N.m

Região	Meia largura de contato (μm)	Máxima pressão de contato (Pa)	Máxima tensão de cisalhamento (Pa)	Profundidade da máxima tensão de cisalhamento (μm)
Adendo	168,4	$1,1 \times 10^9$	$3,4 \times 10^8$	132,3
Diâmetro primitivo	247,4	$1,6 \times 10^9$	$5,0 \times 10^8$	194,5
Dedendo	163,1	$1,3 \times 10^9$	$3,9 \times 10^8$	128,2

Fonte: Autor

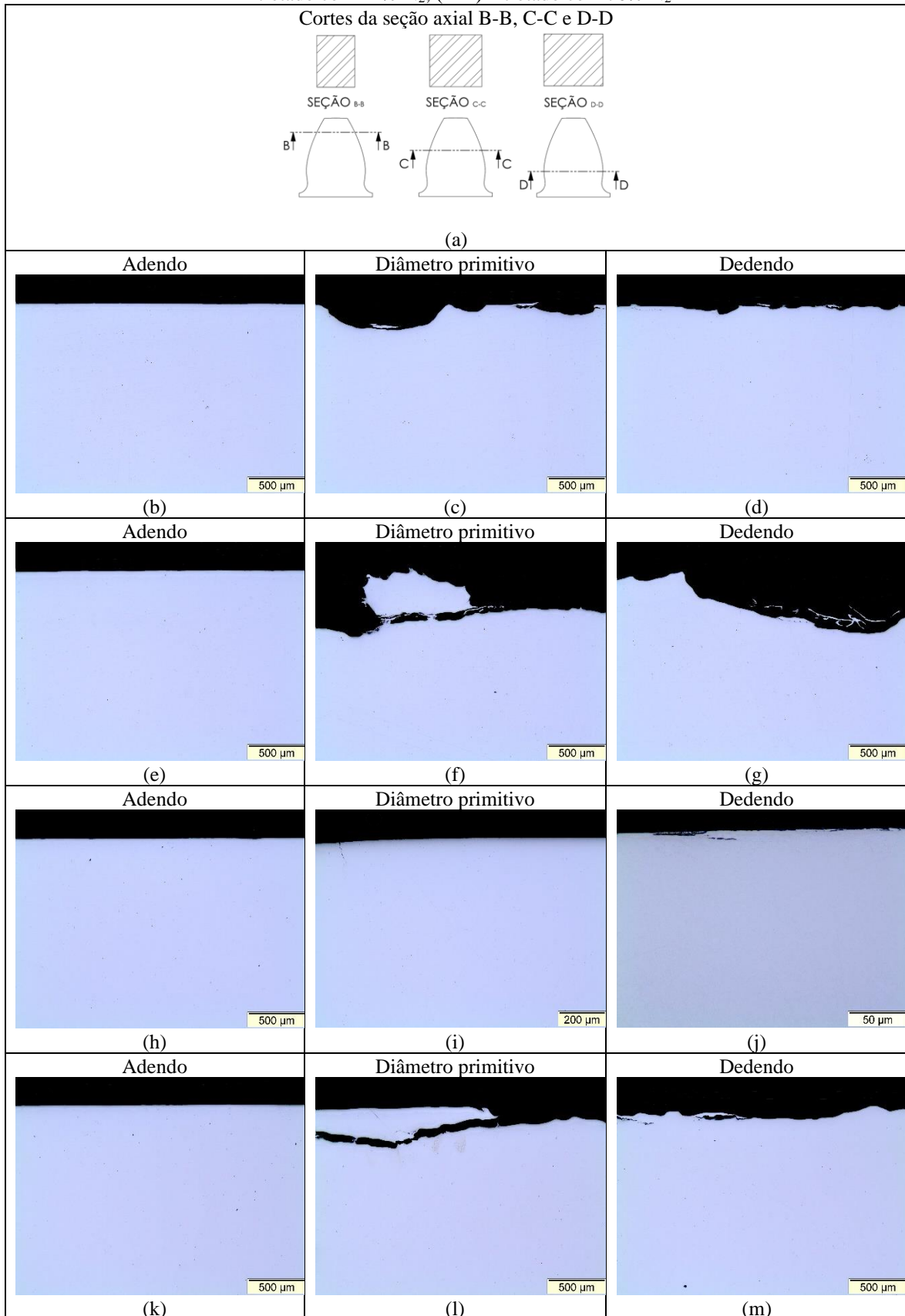
As medições médias das profundidades de trincas sobre a seção radial e axial dos dentes das engrenagens pinhão são mostradas na Tabela 4.12. As trincas foram reveladas em um microscópio ótico e medidas no software *Image J*. Conforme mostrado na Figura 4.26, o grupo de engrenagens nitretadas a plasma resistiram a um número de ciclos muito superior as engrenagens não nitretadas, devido a maior dureza superficial. Apesar das engrenagens não nitretadas apresentarem maiores níveis de danos, aquelas nitretadas com 5 e 76% N_2 , apresentaram trincas em profundidade ainda mais elevada (Tabela 4.12). Caso as engrenagens não nitretadas atingissem o mesmo número de ciclos das engrenagens nitretadas a plasma, a profundidade das trincas destas engrenagens provavelmente seria mais elevada.

Figura 4.31 – (a) Indicação da região escolhida para o corte da seção radial A-A; Microfotografias da seção radial para revelar a propagação de trincas sub-superficiais nos dentes das engrenagens pinhão em regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo: (b-d) não nitretado; (e-g) nitretado com 5% N₂; (h-j) nitretado com 24% N₂; (k-m) nitretado com 76% N₂



Fonte: Autor

Figura 4.32 – (a) Indicação da região escolhida para os cortes da seção axial B-B, C-C e D-D; Microfotografias da seção axial para revelar da propagação de trincas sub-superficiais nos dentes das engrenagens pinhão em regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo: (b-d) não nitretado; (e-g) nitretado com 5% N₂; (h-j) nitretado com 24% N₂; (k-m) nitretado com 76% N₂



Fonte: Autor

Tabela 4.12 – Profundidade média das trincas das engrenagens pinhão em regiões do diâmetro primitivo e dedendo

Parâmetros	Espessura da camada de compostos (μm)	Profundidade de camada (μm)	Microdureza superficial ($\text{HV}_{0,1}$)	Profundidade média das trincas (μm)
não nitretado	0	0	376 ± 35	102 ± 86
30 h – 5% N_2	$1,2 \pm 0,3$	327 ± 66	691 ± 128	430 ± 95
20 h – 24% N_2	$10,7 \pm 1,4$	299 ± 55	1045 ± 59	56 ± 14
15 h – 76% N_2	$15,0 \pm 1,6$	345 ± 36	1102 ± 117	227 ± 99

Fonte: Autor

Trabalhos desenvolvidos por Hamilton; Goodman (1966) mostraram que o aumento do coeficiente de atrito em um contato não conforme faz com que a posição da tensão cisalhante máxima se aproxima da superfície. De acordo com a proposta de Ding; Rieger (2003), a profundidade do *spalling* em superfícies em contato pode ser estimada como sendo 0,25 a 0,35 da meia largura de contato, Tabela 4.11. Logo, os danos das engrenagens deveriam estar em uma profundidade da superfície entre 60 e 84 μm . Neste caso, apenas as engrenagens nitretadas com 24% N_2 apresentaram danos com profundidades dentro desta faixa, já os danos das engrenagens não nitretadas e das engrenagens nitretadas com 5 e 76% N_2 ocorreram em uma profundidade maior.

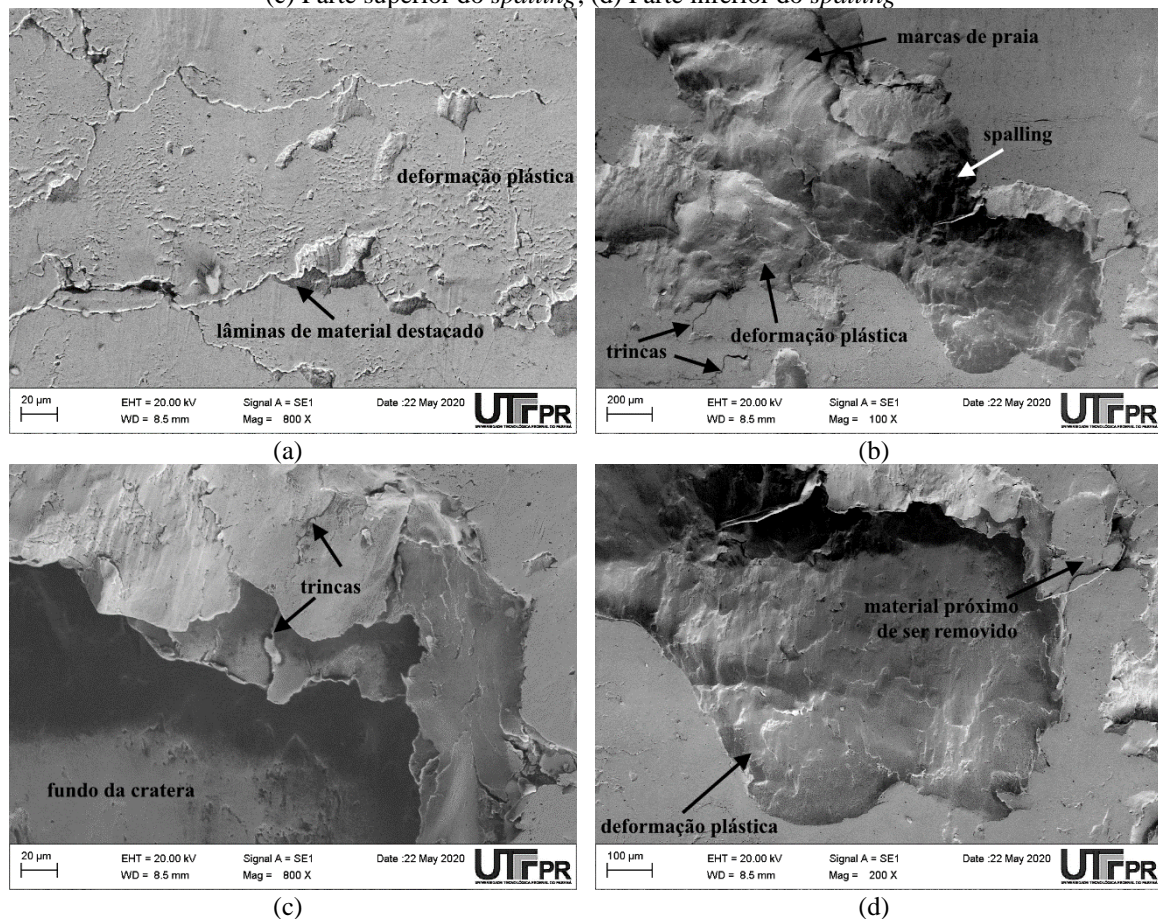
As engrenagens nitretadas com 24% N_2 duram mais e apresentam trincas em menor profundidade devido a melhor combinação entre a dureza superficial, tenacidade a fratura, tensões residuais e espessura da camada de compostos. As engrenagens não nitretadas e as engrenagens nitretadas com 5% N_2 duram menos e apresentam trincas em grandes profundidades devido à menor dureza superficial. A formação precoce de *spalling* da camada de compostos e as trincas profundas nas engrenagens nitretadas com 76% N_2 é devido a fragilidade da camada de compostos comprovada pela diminuição da tenacidade a fratura.

4.4.4 Caracterização dos mecanismos de desgaste por fadiga de contato

Após os ensaios de desgaste FZG nos quatro grupos de engrenagens foram identificados dois tipos de danos nas superfícies dos flancos dos pinhões: crateras de fadiga com grandes dimensões (*spalling*) e crateras pequenas e dispersas sobre os flancos (*pitting*). Os danos por *spalling* se apresentaram predominantemente sobre o flanco das engrenagens não nitretadas e sobre os flancos das engrenagens nitretadas com 5 e 76% N_2 , enquanto os danos por *pitting* se manifestaram predominantemente sobre os flancos das engrenagens nitretadas com 24% N_2 , Tabela 4.12. Apesar disso, também foi constatado a ocorrência de alguns danos por *spalling* nos flancos nitretados com 24% N_2 , porém em menor quantidade. Da mesma forma, nos períodos iniciais do ensaio de desgaste FZG também são evidenciados

danos por *pitting* sobre o flanco das engrenagens não nitretadas e sobre os flancos das engrenagens nitretadas com 5 e 76% N₂. Em geral, crateras com maiores dimensões e grandes extensões são localizadas na superfície dos flancos ativos das engrenagens não nitretadas, Figuras 4.33(a-d).

Figura 4.33 – Danos superficiais no diâmetro primitivo das engrenagens forjadas e não nitretadas após os ensaios de desgaste FZG: (a) Lâminas de material destacado que formará um *spalling*; (b) Dano por *spalling*; (c) Parte superior do *spalling*; (d) Parte inferior do *spalling*



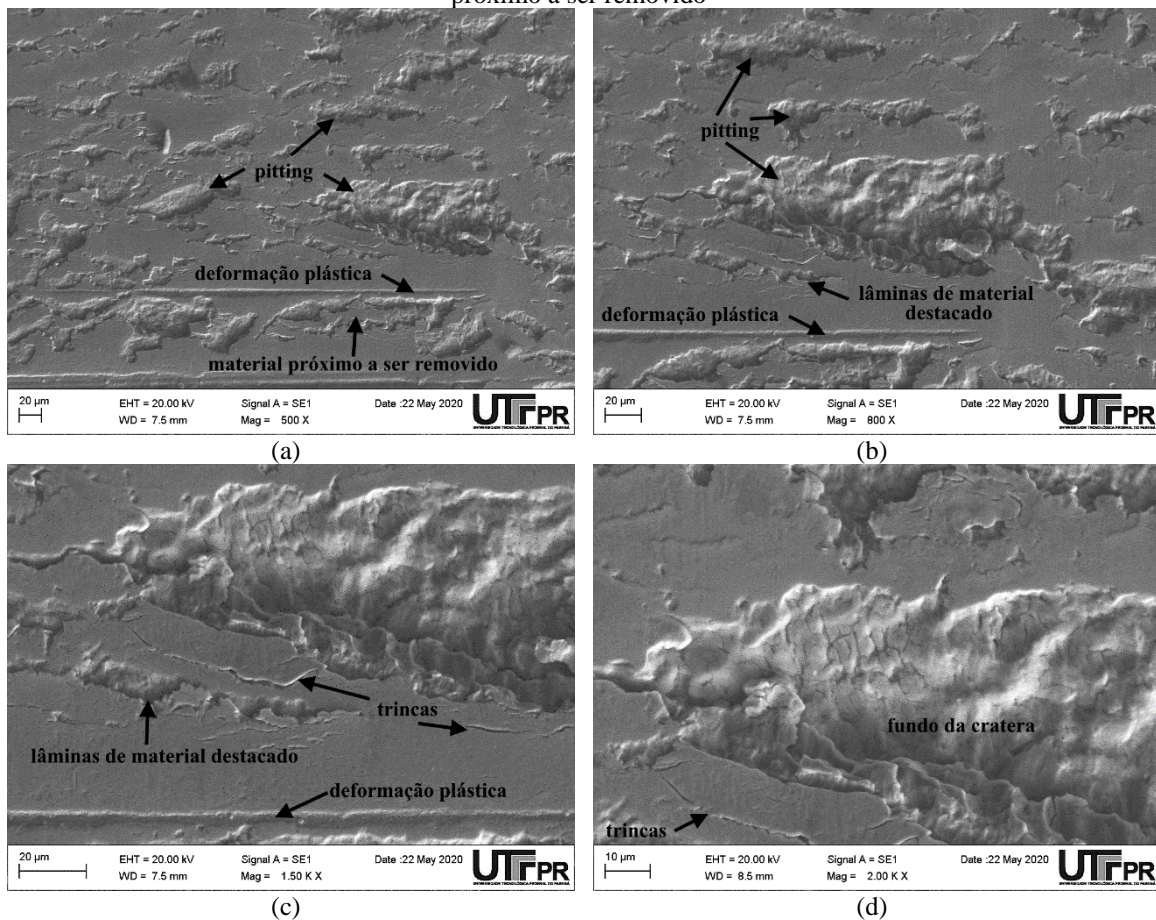
Fonte: Autor

A Figura 4.33(a) mostra lâminas de material destacado, que após mais alguns ciclos do ensaio de desgaste FZG, formará um *spalling* (lascamento) na superfície do flanco. Este modo de propagação encontrado nas engrenagens não nitretadas produz crateras bastante irregulares e que podem chegar a ter grandes dimensões, Figuras 4.33(b-d). Um mecanismo semelhante foi encontrado por Dommarco *et al.* (1998) e Ding; Rieger (2003) em estudos de fadiga de contato por rolamento. Também é possível observar no fundo das crateras a presença de “marcas de praia”, mecanismo de desgaste que indica fratura por fadiga (DAS *et al.*, 2005; RAJINIKANTH *et al.*, 2021). As Figuras 4.33(b, d) revelam trincas a propagadas tanto na superfície do material como no fundo da cratera. Diversos pesquisadores mostram que durante a etapa de propagação das trincas pode haver mudanças na direção das

trincas principais, ou que as trincas principais se multiplicam e originam várias microtrincas que se propagam em diferentes direções (DOMMARCO *et al.*, 1998; MAGALHÃES *et al.*, 2000; REGO, 2016). As Figuras 4.33(a-d) exibem muitas regiões de material próximas de serem removidas da superfície e muita deformação plástica, mesmo em poucos ciclos de ensaio, devido à baixa dureza dos flancos das engrenagens não nitretadas.

As Figuras 4.34(a-d) apresentam os danos por *pitting* sobre os flancos das engrenagens nitretadas com 5% N₂, o qual não abrange grandes dimensões tanto na largura quanto na profundidade. Constatam-se lâminas de material destacado sendo contornado por trincas superficiais, o que sugere que uma porção de material seria removida com aplicação de ciclos adicionais. Muitas destas partículas de desgaste com pequenas dimensões (*debris*), após sua remoção da superfície podem contaminar o lubrificante (MAGALHÃES, 2003; MARTINEZ, 2011).

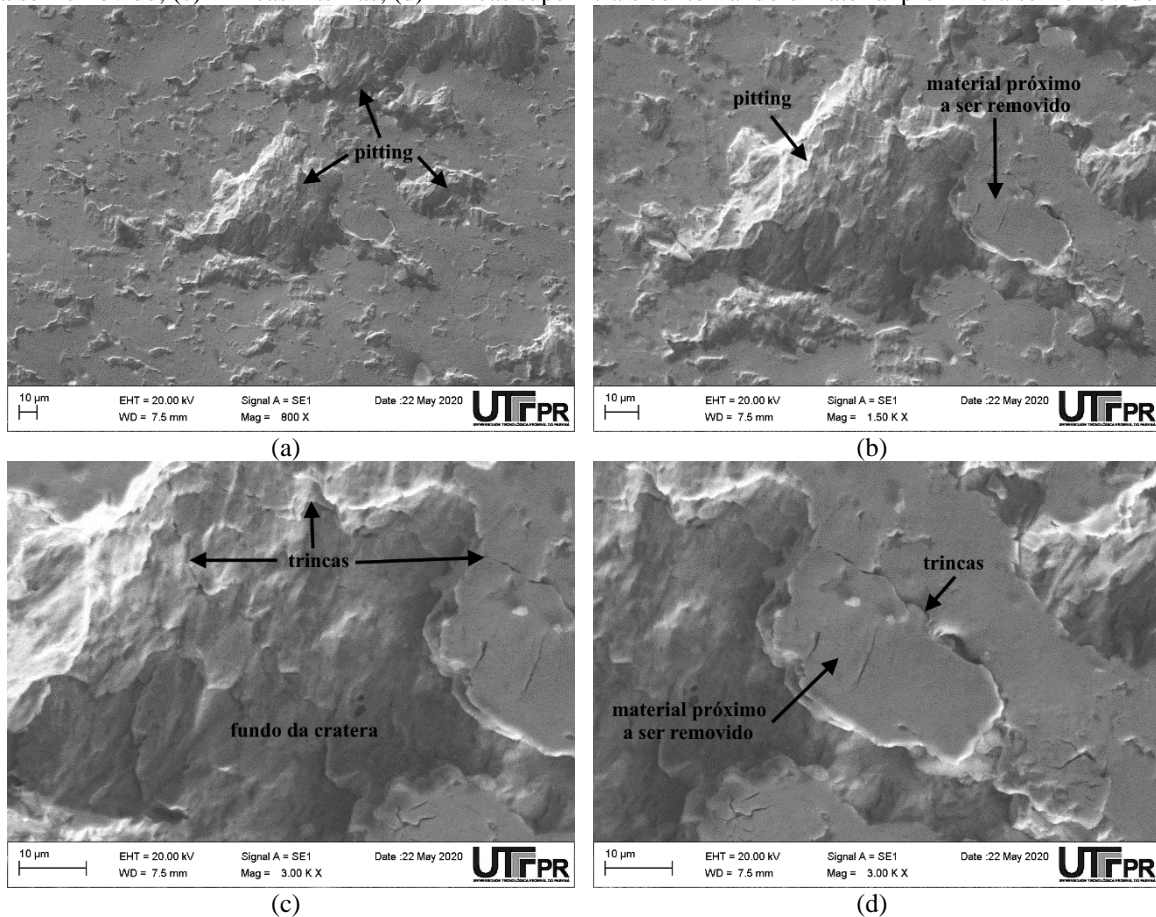
Figura 4.34 – Danos superficiais no adendo das engrenagens forjadas (nitretadas com 5% N₂) após os ensaios de desgaste FZG: (a) Danos por *pitting* espalhados pela superfície dos flancos; (b) Deformação plástica e danos por *pitting*; (c) Lâminas de material se destacando; (d) Trincas superficiais contornando o material próximo a ser removido



Fonte: Autor

As engrenagens nitretadas a plasma com 24% N₂ apresentaram predominantemente os mecanismos de desgaste por *pitting* espalhados em toda a largura do dedendo, Figuras 4.35(a-d). Adicionalmente, observam-se muitas regiões de material próximas de serem removidas da superfície do flanco, sendo contornado por trincas a seu redor. Estas regiões indicam a presença de elevada deformação plástica e algumas trincas internas.

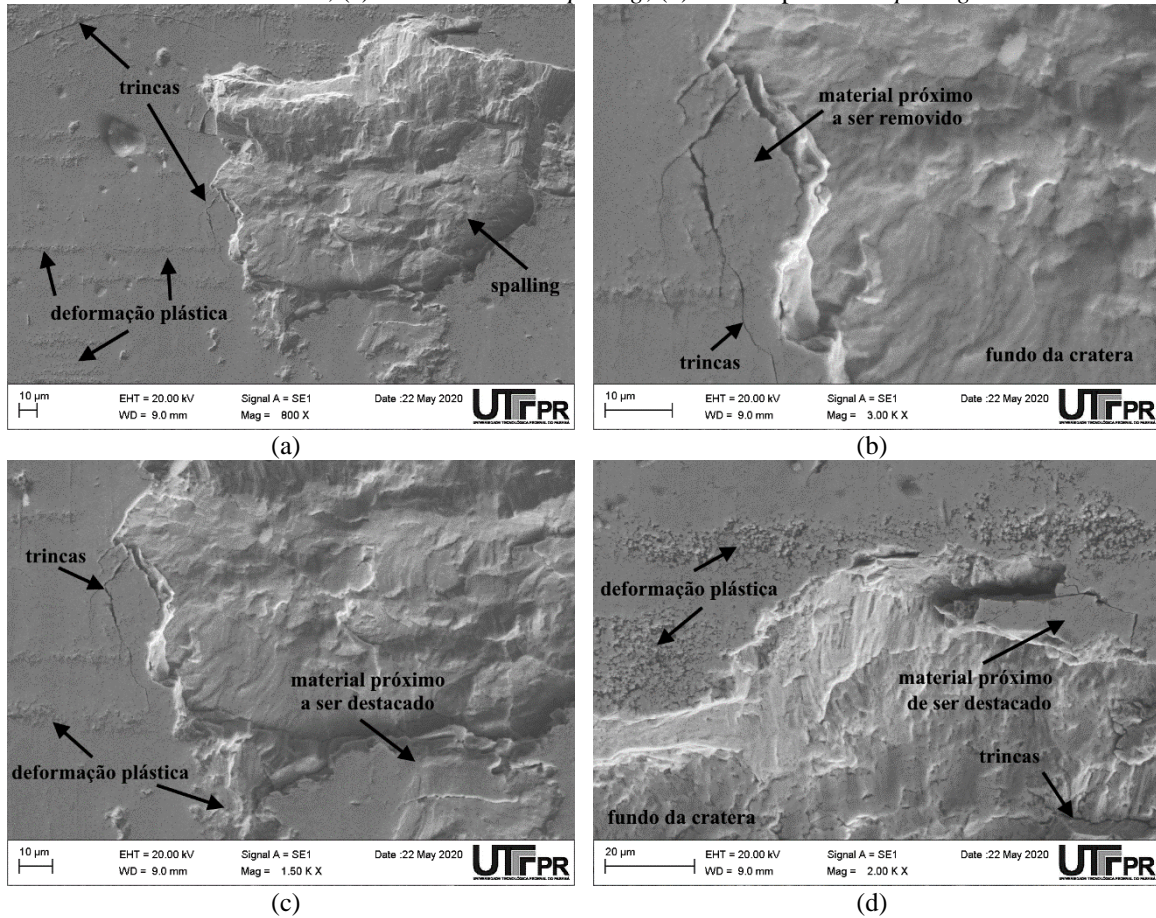
Figura 4.35 – Danos superficiais no dedendo das engrenagens forjadas (nitretadas com 24% N₂) após os ensaios de desgaste FZG: (a) Danos por *pitting* espalhados pela superfície dos flancos; (b) Material próximo a ser removido; (c) Trincas internas; (d) Trincas superficiais contornando o material próximo a ser removido



Fonte: Autor

Já os danos superficiais nas engrenagens nitretadas com 76% N₂ são apresentados nas Figuras 4.36(a-d). É possível notar que as crateras na superfície do dedendo são de maior largura e mais profundas que as apresentadas nas engrenagens nitretadas com 5 e 24% N₂, por conseguinte estes danos foram classificados como *spalling*. Igualmente observa-se a presença de lâminas de material destacado, trincas ao redor do material destacado e outras trincas sobre a superfície de contato. Também é possível observar a presença de muitas regiões de material próximas de serem removidas da superfície por *spalling*.

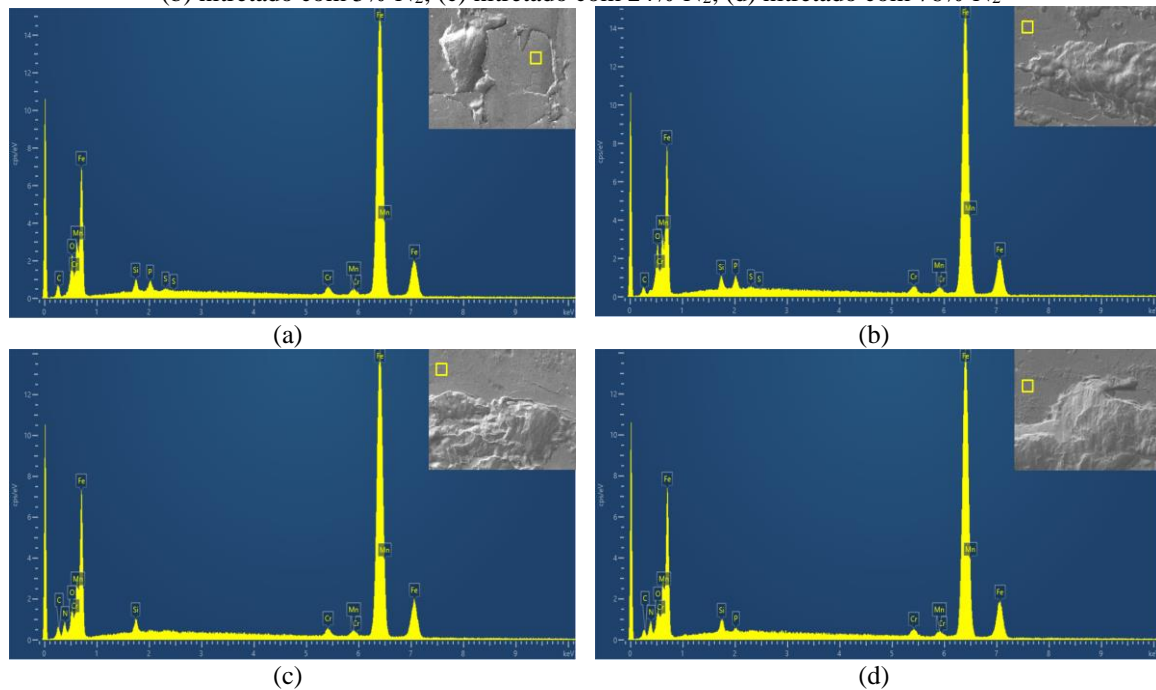
Figura 4.36 – Danos superficiais no dedendo das engrenagens forjadas (nitretadas com 76% N₂) após os ensaios de desgaste FZG: (a) Dano por *spalling*; (b) Trincas superficiais contornando o material próximo a ser removido; (c) Parte inferior do *spalling*; (d) Parte superior do *spalling*



Fonte: Autor

As Figuras 4.37(a-d) mostram os resultados das análises por EDS realizadas sobre a superfície dos flancos das engrenagens para identificar os elementos químicos que compõem a superfície forjada (não nitretada) e as nitretadas a plasma com 5, 24 e 76% N₂. A análise mostrada na Figura 4.37(a) representa a superfície do flanco não nitretado. O espectrômetro detectou que material forjado, além de ferro, tem presente predominantemente silício, manganês e cromo (conforme confirmado na análise química apresentada na Tabela 3.1), além de outros elementos que são provenientes do contato com o óleo lubrificante durante os ensaios de desgaste FZG. É importante ressaltar que este método é apenas qualitativo, ou seja, não é confiável para fazer a comparação, mas serve como um indicativo para saber os elementos presentes. Para o grupo de engrenagens nitretadas a plasma, Figuras 4.37(b-d), conforme aumenta o percentual de nitrogênio de 5 para 24 e 76% N₂, verifica-se uma redução nos elementos presentes no material forjado devido a formação da camada de compostos presente na superfície nitretada a plasma.

Figura 4.37 – EDS dos flancos das engrenagens forjadas após os ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N₂; (c) nitretado com 24% N₂; (d) nitretado com 76% N₂



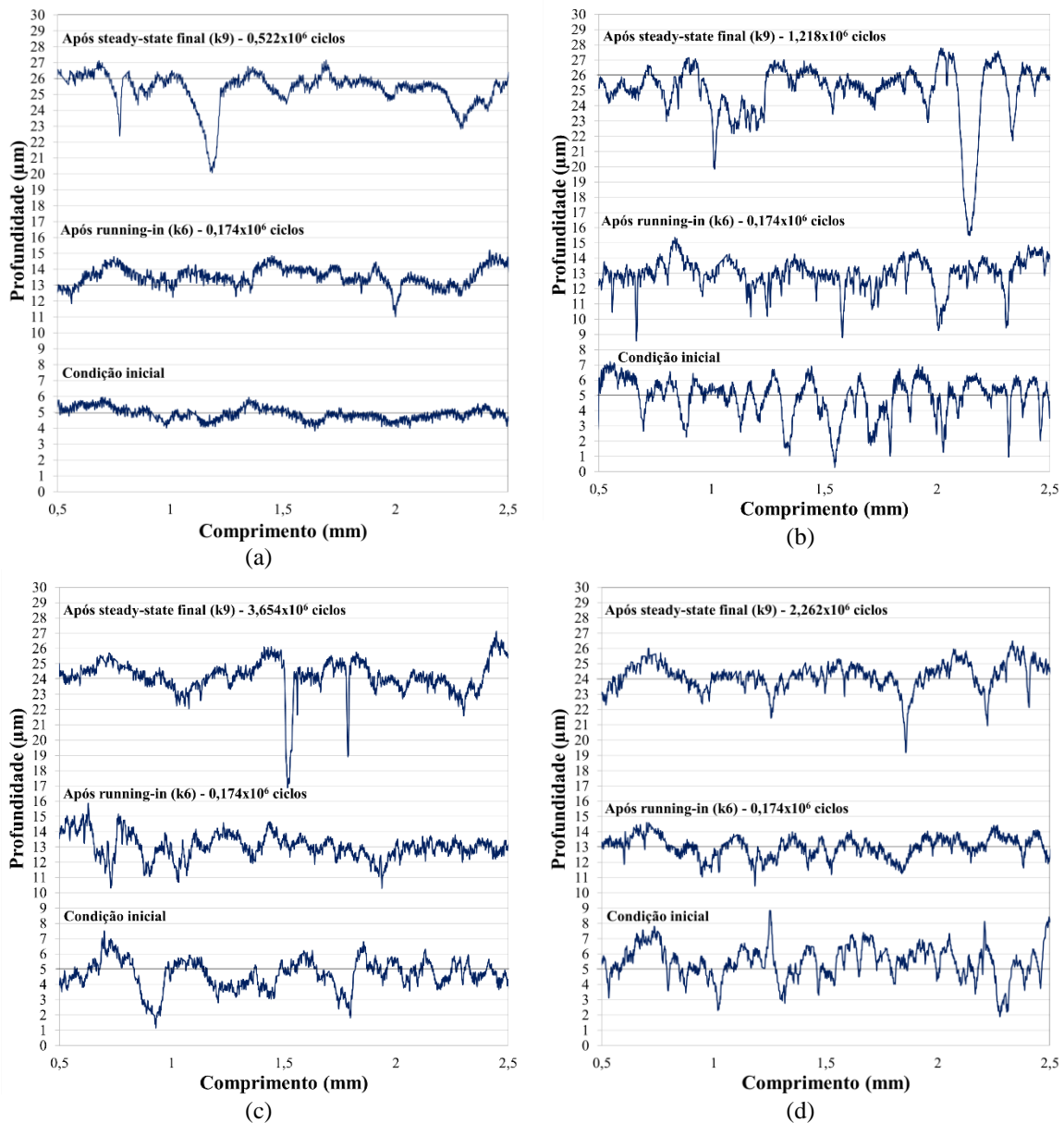
Fonte: Autor

4.4.5 Evolução da rugosidade durante os ensaios de desgaste FZG

A rugosidade dos flancos das engrenagens pinhão nitretadas com 5, 24 e 76% N₂ e das engrenagens não nitretadas (usadas como referência) foi medida na direção radial, Figura 4.39(a), em regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo. Como resultado representativo, as Figuras 4.38(a-d) revelam os perfis de rugosidade medido na região do dedendo, na condição de fabricação, após o estágio de *running-in* e após o *steady-state* final. Foi escolhido mostrar os perfis de rugosidade medidos na região do dedendo, pois a intensidade dos danos geralmente é maior nesta região (MARTINS *et al.*, 2008; MARTINS *et al.*, 2009; CARDOSO *et al.*, 2009). As Figuras 4.38(b-d) mostram que a nitretação a plasma provoca um aumento na rugosidade, quando comparado as engrenagens não nitretadas, Figura 4.38(a). Este aumento generalizado da rugosidade após a nitretação pode estar relacionado ao bombardeio de íons durante a nitretação a plasma e ao mecanismo de formação da camada nitretada (LAMPE *et al.*, 1993; SUN *et al.*, 1994; GIACOMELLI *et al.*, 2017). Após o estágio de *running-in* (k6), a amplitude dos valores de rugosidade tende a se estabilizar e/ou diminuir por um determinado período, o que indica a ocorrência de quebra de picos da superfície em contato. O aumento nos parâmetros de rugosidade dos pinhões após o *steady-state* final (k9), indica a presença de vales profundos, relacionados com os

pitting e *spalling* provocados nos flancos dos dentes (DING; RIEGER, 2003; MARTINS *et al.*, 2008; CARDOSO *et al.*, 2009).

Figura 4.38 – Perfis de rugosidade medidos na direção radial do dedendo dos flancos das engrenagens forjadas: (a) não nitretado; (b) nitretado a plasma com 5% N₂; (c) nitretado a plasma com 24% N₂; (d) nitretado a plasma com 76% N₂



Fonte: Autor

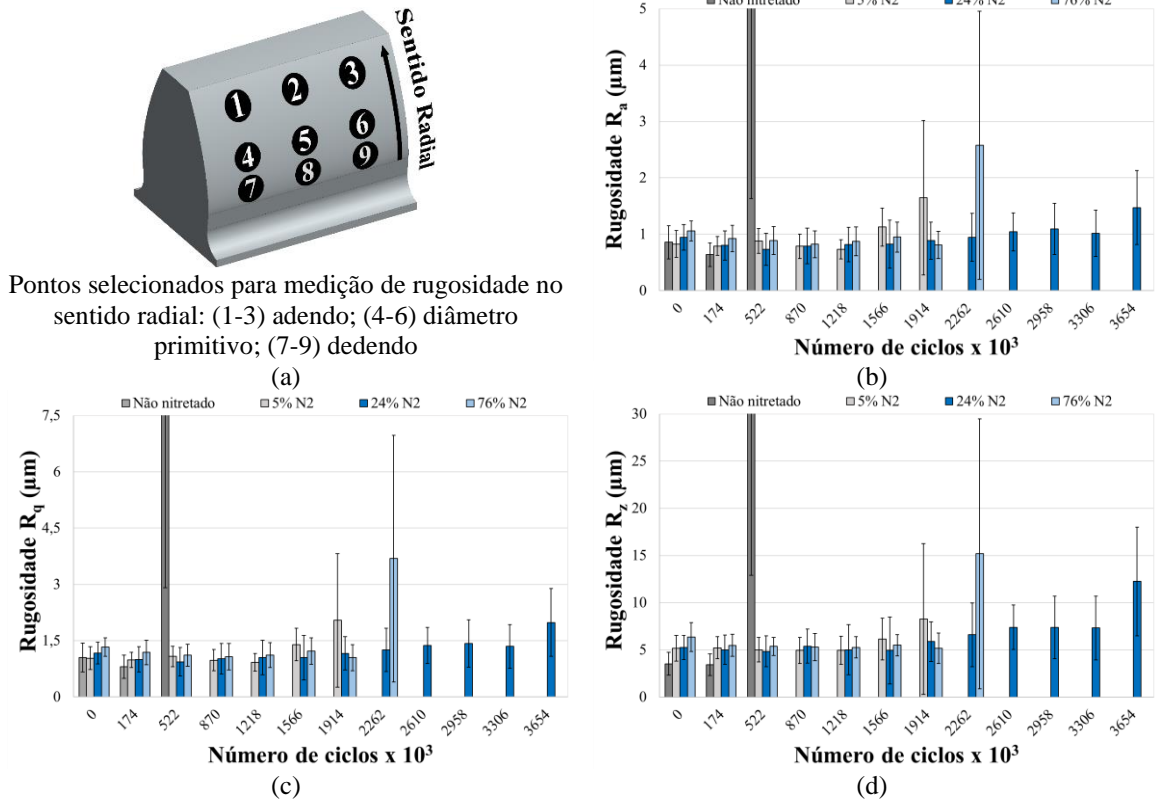
A Figura 4.38(a) mostra a presença de vales profundos sobre os flancos das engrenagens não nitretadas já no primeiro *steady-state* ($0,5 \times 10^6$ ciclos). De acordo com a Figura 4.29(a), em $0,5 \times 10^6$ ciclos as engrenagens não nitretadas já ultrapassam o critério de parada do ensaio de desgaste FZG, indicando o fim de vida destas engrenagens. Apesar das engrenagens nitretadas a plasma apresentarem uma vida útil mais elevada, devido a maior dureza superficial, é observado na Figura 4.38(b) que até as engrenagens pinhão nitretadas

com 5% N₂ apresentam muitos vales com 1,2x10⁶ ciclos, e de acordo com a Figura 4.29(b), os danos já ultrapassaram o critério de parada do ensaio. As engrenagens nitretadas com 5% N₂ apresentam menor resistência ao desgaste por fadiga de contato quando comparado com as engrenagens nitretadas com 24 e 76% N₂, pois a espessura da camada de compostos é muito fina e a dureza superficial é menor. A Figura 4.38(c) indica que as engrenagens nitretadas com 24% N₂ apresentam vales profundos com 3,6x10⁶ ciclos. Conforme mostrado na Figura 4.29(c), as engrenagens nitretadas com 24% N₂ exibem os melhores desempenho em desgaste por *pitting* quando comparado aos outros grupos de engrenagens. É notável na Figura 4.38(d) que as engrenagens nitretadas com 76% N₂ têm grandes vales em 2,2x10⁶ ciclos, enquanto a Figura 4.29(d), confirma o fim de vida para estas condições.

As Figuras 4.39(b-d) apresentam a evolução da rugosidade (R_a, R_q e R_z) ao longo do ensaio de desgaste FZG. As Figuras 4.39(b-d), mostram que os valores de rugosidade reduzem sua amplitude após o estágio de *running-in* (0,2x10⁶ ciclos) devido à conformação dos picos das asperezas durante o contato. É notável também um crescimento dos parâmetros de altura nos estágios finais do ensaio de desgaste FZG, devido à formação de *pitting* e/ou *spalling*, típicos de desgaste não uniforme e muito profundo (DING; RIEGER, 2003; MARTINS *et al.*, 2008). Este fenômeno ocorreu em todas as engrenagens submetidas aos ensaios de desgaste FZG, mas é importante ressaltar que até 1,2x10⁶ ciclos todas as superfícies nitretadas apresentaram evolução semelhante de rugosidade, com as engrenagens nitretadas com 5% N₂ apresentando formação de *pitting* a partir de 1,9x10⁶ ciclos, as engrenagens nitretadas com 76% N₂ a partir de 2,2x10⁶ ciclos e as engrenagens nitretadas com 24% N₂ apenas em 3,6x10⁶ ciclos. As engrenagens não nitretadas apresentaram a formação de *pitting* em apenas 0,5x10⁶ ciclos, devido à baixa dureza superficial.

Em busca do entendimento da evolução dos danos por região de contato (adendo, diâmetro primitivo e dedendo) foi medido o parâmetro de espaçamento (R_{sm}). O estudo da rugosidade (R_{sm}) por regiões no flanco do dente (adendo, diâmetro primitivo e dedendo) é devido à importância do fator divisor de carga e o efeito do deslizamento que somente ocorrem no adendo e no dedendo das engrenagens (KODA, 2009; MURARO *et al.*, 2012). No começo e no final engrenamento tem mais de um par de dentes em contato e no diâmetro primitivo somente um par de dentes está em contato, sendo assim, nesta região há uma tensão de contato mais elevada (IMREK, 2009; MENEZES *et al.*, 2020). Conforme mostrado anteriormente, a nitretação proporciona um aumento na resistência ao desgaste por *pitting*. Uma das explicações para este fato diz respeito aos parâmetros de espaçamento (R_{sm}).

Figura 4.39 – Rugosidade média das engrenagens pinhão em cada estágio do experimento: (a) Identificação dos pontos de medição; (b) R_a ; (c) R_q ; (d) R_z



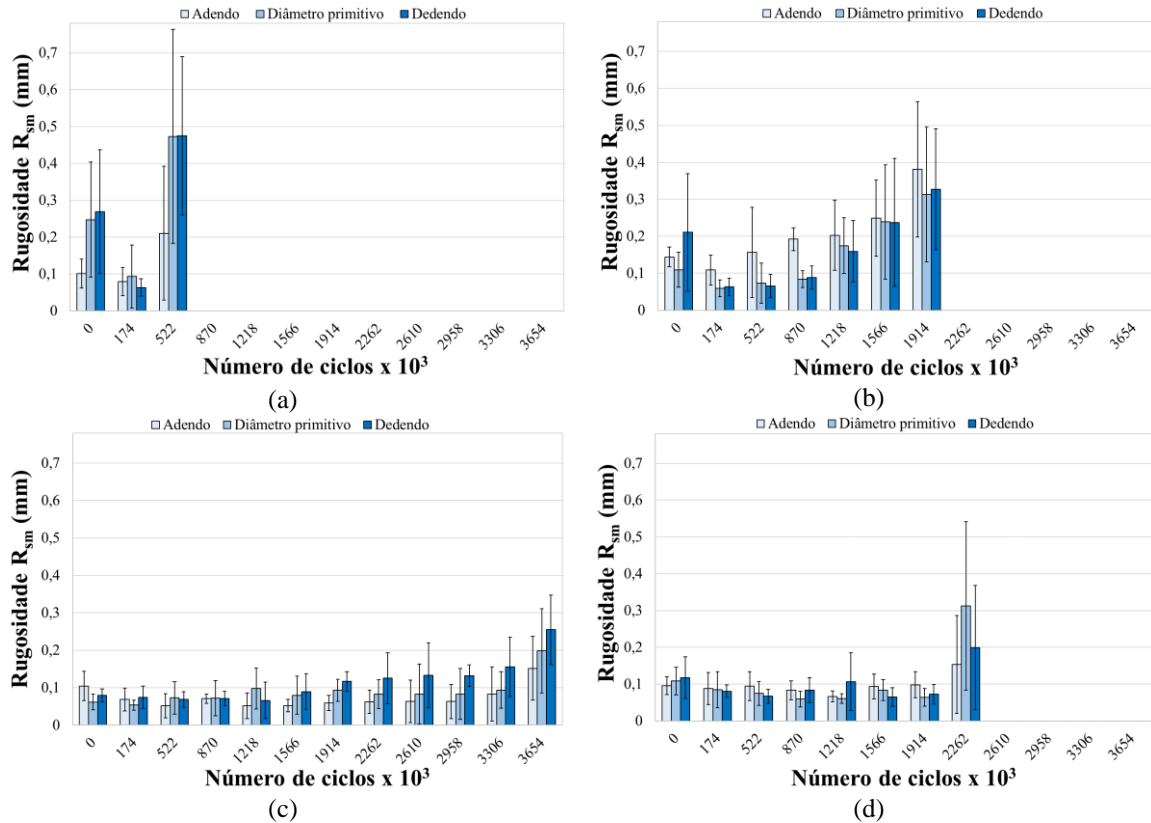
Fonte: Autor

As Figuras 4.40(a-d) apresentam os resultados dos parâmetros de espaçamento (R_{sm}) por região de contato ao decorrer das etapas do ensaio para as engrenagens nitretadas a plasma com 5, 24 e 76% N_2 e para as engrenagens não nitretadas (usadas como referência). De acordo com as Figuras 4.40(a-d) as engrenagens nitretadas a plasma possuem um menor parâmetro de espaçamento (R_{sm}) quando comparado as engrenagens não nitretadas. Dessa forma, as engrenagens nitretadas a plasma apresentam uma melhor distribuição de carga do que as engrenagens não nitretadas, garantindo assim um aumento na resistência à formação de danos por *pitting* e *spalling* (DING; RIEGER, 2003; CARDOSO *et al.*, 2009).

Em relação aos parâmetros de espaçamento (R_{sm}), um fenômeno diferente ocorre nas engrenagens não nitretadas, Figura 4.40(a). Neste caso, no período de *running-in* (k6) pode-se verificar uma diminuição da rugosidade, o que indica a ocorrência de deformação plástica da superfície em contato. O crescimento dos parâmetros de rugosidade após os primeiros estágios *steady-state* (k9), ocorre em todos os grupos de engrenagens testadas. Em geral, a nitretação a plasma diminui o espaçamento entre picos (R_{sm}), melhorando a distribuição da carga no contato entre os flancos das engrenagens. Apesar do grupo de engrenagens nitretadas a plasma terem um menor parâmetro de espaçamento (R_{sm}) quando comparado as

engrenagens não nitretadas, a Figura 4.40(b) mostra que as engrenagens nitretadas a plasma com 5% N₂ apresentam a rugosidade (R_{sm}) maior do que as engrenagens nitretadas a plasma com 24 e 76% N₂, Figuras 4.40(c, d). Este fato pode ter contribuído para o grupo de engrenagens nitretadas a plasma com 5% N₂ terem a menor resistência ao desgaste quando comparado com as engrenagens nitretadas a plasma com 24 e 76% N₂.

Figura 4.40 – Rugosidade R_{sm} por região de contato (adendo, diâmetro primitivo e dedendo) em cada estágio do experimento: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N₂; (c) nitretado com 24% N₂; (d) nitretado com 76% N₂



Fonte: Autor

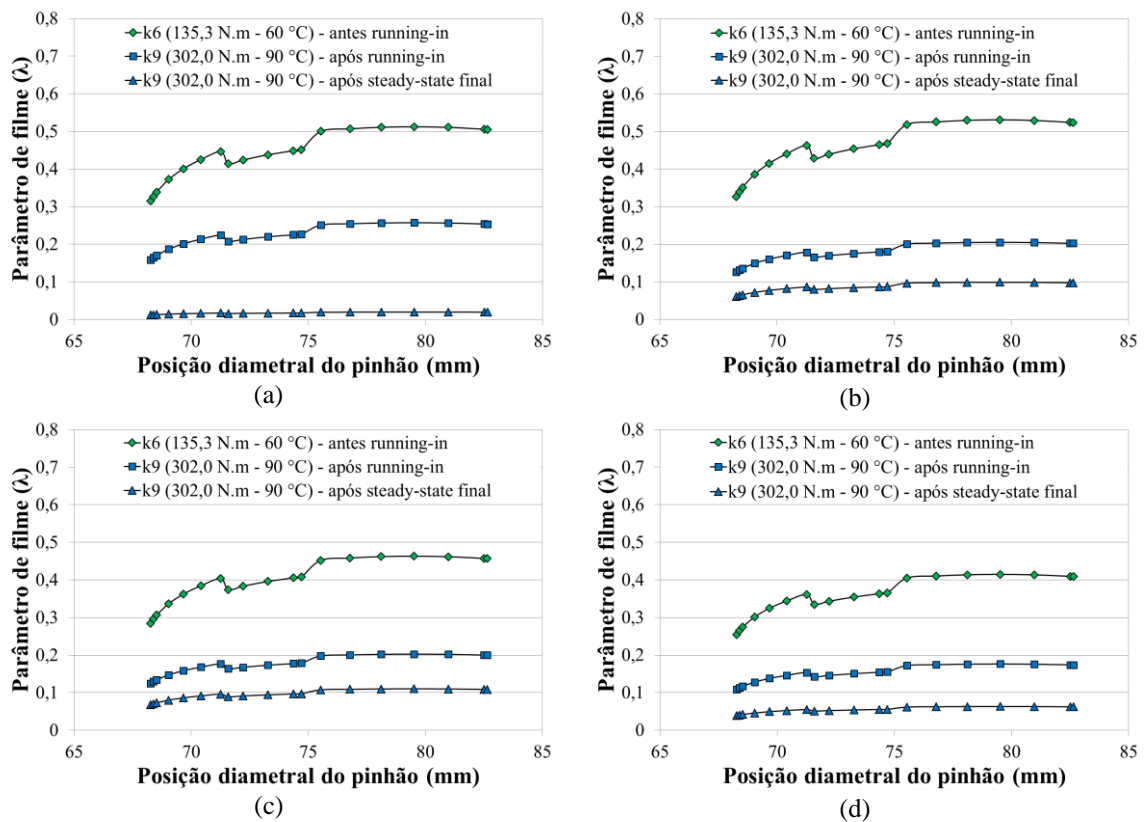
4.5 Análise macroscópica e microscópica das tensões de contato

A análise do desgaste levando em consideração a rugosidade dos flancos após o processo de fabricação e em cada etapa de parada do ensaio de desgaste FZG pode ser considerada um fator determinante no desempenho das engrenagens, pois a rugosidade faz com que tensões pontuais sejam alteradas e ainda influencia na forma de lubrificação à medida que a espessura do filme lubrificante é modificada (BRANDÃO *et al.*, 2014; BRANDÃO *et al.*, 2015). Para correlacionar os perfis de rugosidade medidos no flanco de contato com os mecanismos de desgaste são mostradas a seguir as análises macroscópicas e microscópicas das tensões de contato.

4.5.1 Influência das tensões de contato macroscópicas no desgaste

O parâmetro de filme (λ) no ponto de contato das engrenagens é um parâmetro que pode explicar a influência da rugosidade no desgaste das engrenagens em estudo. A etapa de amaciamento (*running-in*) visa equalizar a área de contato e estabilizar parâmetros como o coeficiente de atrito (MURARO *et al.*, 2012). Observa-se nas Figuras 4.41(a-d) que os parâmetros de filme são sempre mais baixos após o estágio final do ensaio de desgaste FZG, tornando assim as condições de carregamento mais severas. Neste contexto, os óleos lubrificantes são usados para reduzir o atrito entre os contatos (MURARO *et al.*, 2012). Quando o parâmetro de filme encontra seus valores mais baixos devido ao carregamento, as Figuras 4.41(a-d), o coeficiente de atrito apresenta um comportamento inverso, as Figuras 4.42(a-d), mostrando que a película lubrificante é de suma importância no que diz respeito ao atrito entre os corpos. Os resultados de parâmetro filme (λ) demonstram que o regime de lubrificação é limítrofe (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Figura 4.41 – Parâmetro de filme (λ) ao longo do perfil do dente da engrenagem pinhão no início e após o período de *running-in* e o *steady-state* final dos ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N₂; (c) nitretado com 24% N₂; (d) nitretado com 76% N₂

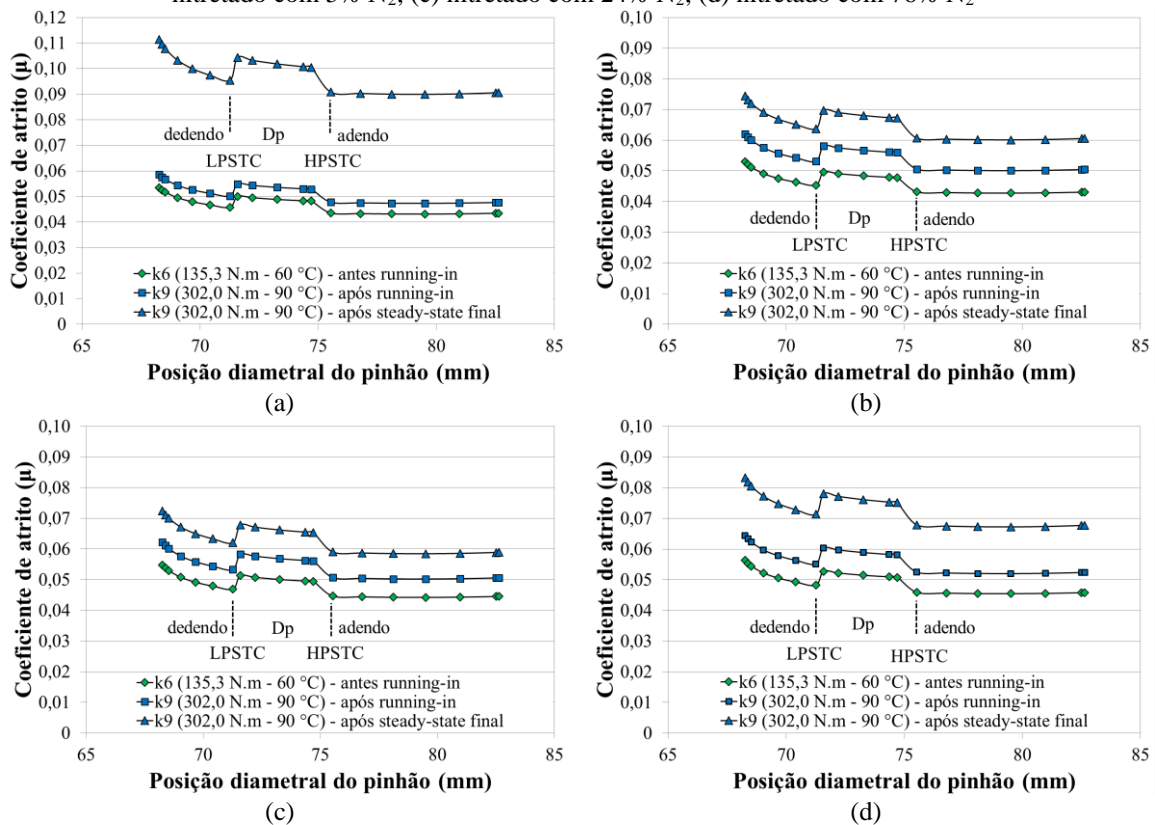


Fonte: Autor

As Figuras 4.42(a-d) revelam o coeficiente de atrito ao longo de todos os pontos de contato durante a engrenamento, com base na posição diametral do pinhão. O coeficiente de

atrito é menor durante o *running-in*, porque a pressão de contato do flanco é menor e os parâmetros de filme são mais elevados durante o *running-in*. Ao longo da trajetória de contato, o coeficiente de atrito apresenta um declínio na região entre a raiz e o topo dos dentes do pinhão. Porém, observa-se que os valores de atrito apresentam um platô na região entre os pontos LSPTC e HPSTC. Verifica-se que no grupo de engrenagens nitretadas, o coeficiente de atrito é maior para as engrenagens nitretadas com 76% N₂ do que para as engrenagens nitretadas com 5 e 24% N₂. Em geral, o desgaste por fadiga de contato ocorre mais rapidamente em condições em que o coeficiente de atrito é maior (neste caso foi nas engrenagens não nitretadas).

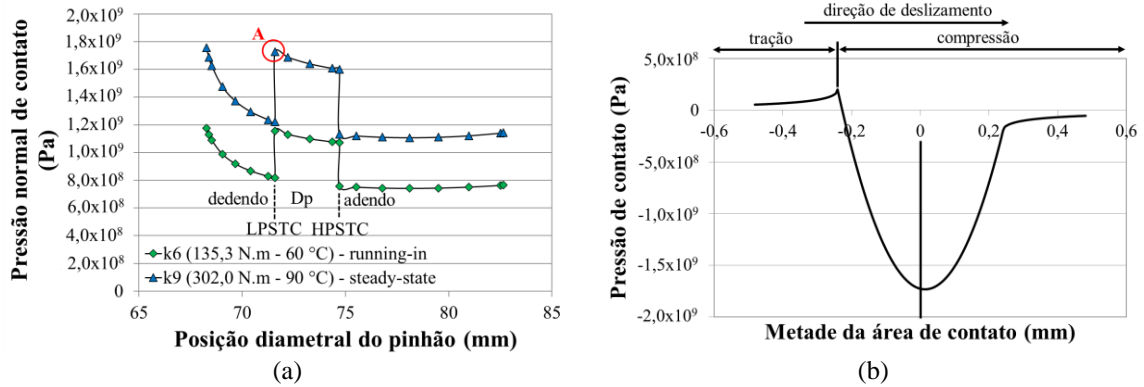
Figura 4.42 – Coeficiente de atrito (μ) ao longo do perfil do dente das engrenagens pinhão no início e após o período de *running-in* e o *steady-state* final dos ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N₂; (c) nitretado com 24% N₂; (d) nitretado com 76% N₂



Fonte: Autor

A distribuição da pressão de contato para as duas condições do ensaio de desgaste FZG: *running-in* e em *steady-state* apresentam um comportamento semelhante, Figura 4.43(a). O aumento da pressão normal de contato para a condição *steady-state* se deve ao aumento do torque e conseqüentemente na força normal aplicada sobre os flancos. A Figura 4.43(b) mostra a distribuição de tensões na área de contato aparente no ponto A (LPSTC). Observa-se que, devido aos esforços de atrito, a máxima tensão de compressão é deslocada para o sentido de deslizamento.

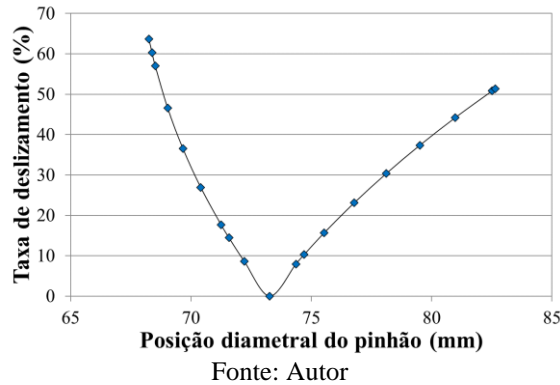
Figura 4.43 – (a) Variação da pressão de contato na trajetória de contato: *running-in* (T_1) e *steady-state* (T_2); (b) Distribuição da tensão de contato na área de contato aparente (LSPTC da engrenagem pinhão nitretada a plasma pulsado com 24% N_2 no ponto A).



Fonte: Autor

A Figura 4.44 mostra a taxa de deslizamento na região de contato das engrenagens cilíndricas de dentes retos durante ensaios de desgaste FZG. Comparando as regiões de adendo e dedendo, é possível identificar que a taxa de deslizamento é maior na região do dedendo do pinhão. Esse fato também contribui para uma severidade de carregamento mais intensa. A mudança de direção da velocidade de deslizamento ao atingir o diâmetro primitivo, indica que no diâmetro primitivo há rolamento puro.

Figura 4.44 – Taxa de deslizamento no contato do dente *versus* posição diametral do pinhão



Fonte: Autor

4.5.2 Influência das tensões de contato microscópicas no desgaste

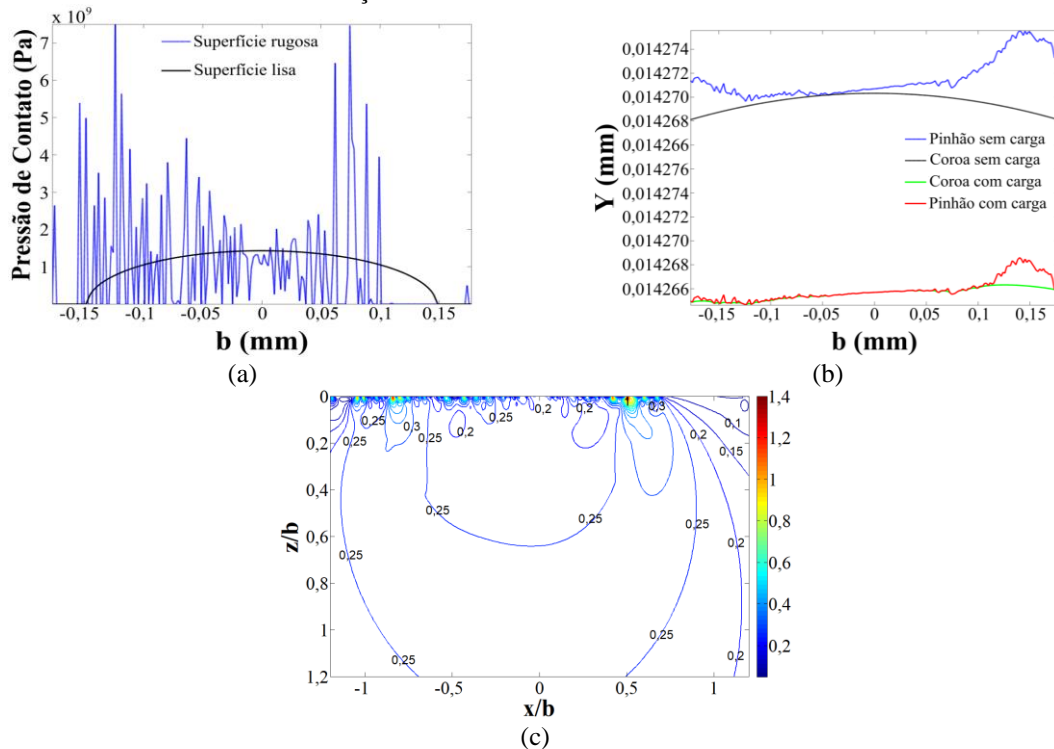
Para correlacionar os perfis de rugosidade medidos no flanco de contato dos pinhões no estado final de fabricação e após os ensaios de desgaste FZG foi necessário levar em conta as tensões geradas por conta das asperezas da superfície em contato. Neste estudo, não foi levado em conta a rugosidade da coroa. Os dados de rugosidade medidos das engrenagens pinhão foram inseridos como parâmetros de entrada no *MatLab* para analisar as tensões de contato. Como os dados medidos no perfilômetro de contato apresentam uma gama grande de pontos x e z, foi feita uma aproximação no *MatLab* para simplificar o perfil de rugosidade.

Comparando a rugosidade das engrenagens pinhão, os picos de asperezas tendem a diminuir até um determinado tempo de ensaio FZG, entretanto, este valor aumenta consideravelmente após a propagação dos danos sobre a superfície, conforme já observado por outros pesquisadores (CARDOSO *et al.*, 2009; BRANDÃO *et al.*, 2016; XU *et al.*, 2019).

A Figura 4.45(a) mostra os picos de tensões gerados por conta do contato entre a coroa com os picos das asperezas da superfície da engrenagem pinhão após o *steady-state* final dos ensaios de desgaste FZG. De modo geral, os picos de asperezas dos pinhões proporcionaram um aumento nos picos de tensões. Seabra; Berthe (1987) mostram que os picos de tensão diminuem após o *steady-state* final do ensaio quando comparado ao *running-in* pelo fato de que os picos das asperezas terem diminuído. A Figura 4.45(b) mostra a deformação gerada pelo contato entre a coroa lisa e o pinhão rugoso após o *steady-state* final dos ensaios de desgaste FZG. Pode-se observar na Figura 4.45(b) que os picos de asperezas provocam um aumento na tensão devido ao fato da carga se concentrar em pequenas áreas, causando em geral, uma deformação mais elevada nestes pontos. Outro efeito da deformação causada pelos picos de asperezas é sobre a localização das máximas tensões cisalhantes, Figura 4.45(c). Neste caso, a tensão máxima se deslocou para a superfície de contato, coincidindo com a posição dos maiores picos de asperezas. Todos esses fatores contribuem para o aumento do desgaste nestas regiões (PODGORNIK; VIZINTIN, 2001; BRANDÃO *et al.*, 2012; BRANDÃO *et al.*, 2016).

As Figuras 4.46(a, b) mostram a comparação das máximas tensões de cisalhamento calculadas considerando uma superfície lisa e considerando a rugosidade dos quatro grupos de engrenagens pinhão testadas. Os resultados incluem as regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo. A medição foi realizada nos pontos 04 (adendo), 09 (diâmetro do primitivo) e 12 (dedendo) (Figura 3.28) e representam a média de três dentes por condição analisada. Ao avaliar as Figuras 4.46(a, b) um fato interessante é observado. No adendo do pinhão (ponto 04), em geral há diminuição dos picos de tensões quando comparados às regiões do diâmetro do primitivo (ponto 09) e do dedendo (ponto 12), respectivamente. Isso pode ser explicado pelo fato de o desgaste ser maior nas regiões do dedendo e diâmetro primitivo. Por fim, altas tensões indicam que a rugosidade é alta, pois a superfície é imperfeita devido à ação dos mecanismos de desgaste e uma vez que as tensões começam a subir, tendem a desgastar mais os pinhões. As tensões máximas são menores no *running-in* e mais altas no *steady-state* devido ao aumento do torque, ver Figura 4.43(a), e em função da formação de danos por *pitting* e/ou *spalling* sobre os flancos desgastados.

Figura 4.45 – Análises microscópicas considerando a rugosidade do pinhão e a superfície da coroa perfeitamente lisa após o *steady-state* final - k9 (302,0 N.m): (a) Pressão de contato; (b) Deformação; (c) Localização das tensões máximas de cisalhamento



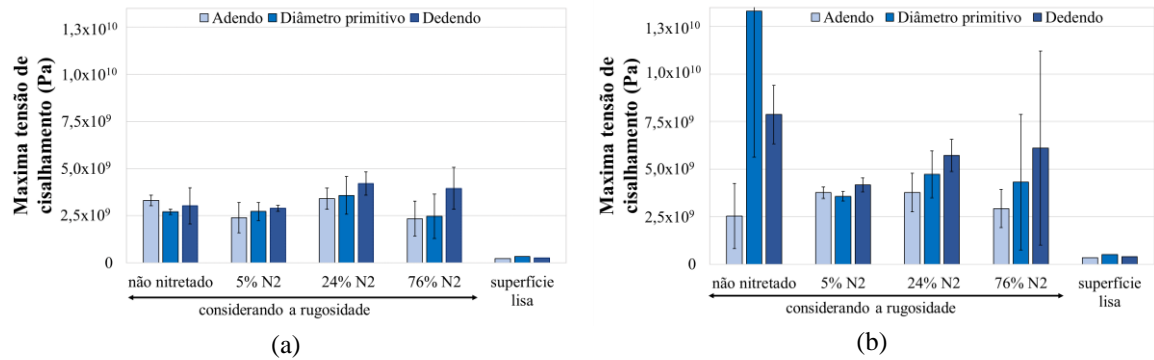
Fonte: Autor

A rugosidade não teve influência significativa sobre o fato das engrenagens nitretadas com 24% N₂ terem maior resistência ao desgaste. As engrenagens não nitretadas e as engrenagens nitretadas com 5% N₂ duram menos em função da dureza ser menor. Embora as engrenagens nitretadas com 24 e 76% N₂ apresentem maior dureza superficial, a diferença de desempenho entre elas está associada a tenacidade a fratura e a espessura da camada de compostos. A Tabela 4.8 demonstra que a tenacidade a fratura da camada de compostos das engrenagens nitretadas com 76% N₂ é menor do que a camada de compostos das engrenagens nitretadas com 5 e 24% N₂. Conforme mostrado na Figura 4.22(b) e Figura 4.22(d), as engrenagens nitretadas com 5% N₂ tem a camada de compostos muito fina, enquanto as engrenagens nitretadas com 76% N₂ tem a camada de compostos muito espessa, e isso pode ter contribuído para o lascamento da camada superficial destas engrenagens.

Pela análise macroscópica, a profundidade máxima da tensão de cisalhamento ou a profundidade onde as trincas subsuperficiais deveriam se propagar em regiões do diâmetro primitivo, adendo e dedendo seria em 194,5, 132,3 e 128,2 μm , ver Tabela 11, utilizando um torque de 302,0 N.m. Em geral, a profundidade da máxima tensão de cisalhamento ocorre no diâmetro primitivo, mas o maior desgaste tende a acontecer no dedendo devido a taxa de deslizamento ser maior nesta região, Figura 4.44. Quando considerado a influência do atrito

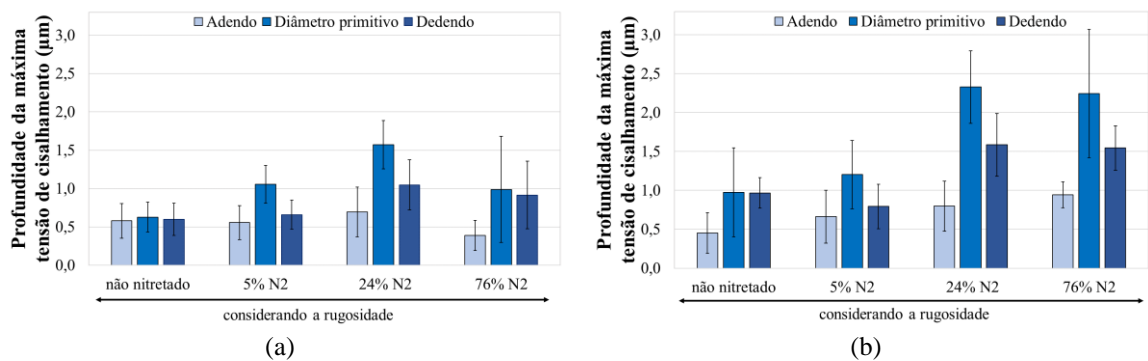
e da rugosidade dos flancos (análises microscópicas), as tensões cisalhantes são mais elevadas e as trincas se originam mais próximas a superfície (HAMILTON; GOODMAN, 1966; GUESSER *et al.*, 2012; GANS *et al.*, 2015; TERRIN *et al.*, 2017), Figuras 4.47(a, b).

Figura 4.46 – Comparação da máxima tensão de cisalhamento em diferentes regiões do flanco considerando uma superfície perfeitamente lisa e considerando a rugosidade dos quatro grupos de engrenagens testadas: (a) *Running-in* – k6 (135,3 N.m); (b) *Steady-state* final – k9 (302,0 N.m)



Fonte: Autor

Figura 4.47 – Comparação da profundidade máxima da tensão de cisalhamento no flanco dos quatro grupos de engrenagens testadas: (a) *Running-in* – k6 (135,3 N.m); (b) *Steady-state* final – k9 (302,0 N.m)



Fonte: Autor

Conforme mostrado nas Figuras 4.46(a, b), as tensões altas indicam que a rugosidade é elevada, pois a superfície fica imperfeita devido à ação dos mecanismos de desgaste e uma vez que as tensões começam a subir, tendem a desgastar cada vez mais a engrenagem. Vale ressaltar que os valores da profundidade máxima de propagação de trincas revelados nas Figuras 4.47(a, b) existiriam se o material fosse duro o suficiente para suportar as tensões apresentadas nas Figuras 4.46(a, b). Porém no caso real, Tabela 4.12, a tensão ultrapassa o limite de escoamento do material, e neste caso inicia-se o processo de deformação plástica e as trincas se propagam em maiores profundidades.

5 DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS

Neste capítulo, inicialmente será discutido a influência dos diferentes parâmetros de nitretação a plasma aplicados sobre amostras do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4, no que tange as modificações das propriedades de superfície e de núcleo, medições de coeficientes de atrito e a relação entre a dureza e profundidade de camada que afeta a resistência ao desgaste. Na sequência, são correlacionados os principais resultados da caracterização das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado e, por fim, é realizado uma discussão geral sobre o desempenho dos grupos de engrenagens forjadas em aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 e nitretados a plasma pulsado com diferentes composições de nitrogênio na mistura gasosa. As correlações entre os estudos de caso mencionados e os resultados conseguidos experimentalmente nos diversos ensaios permitem cumprir os objetivos propostos e estabelecer as conclusões deste trabalho.

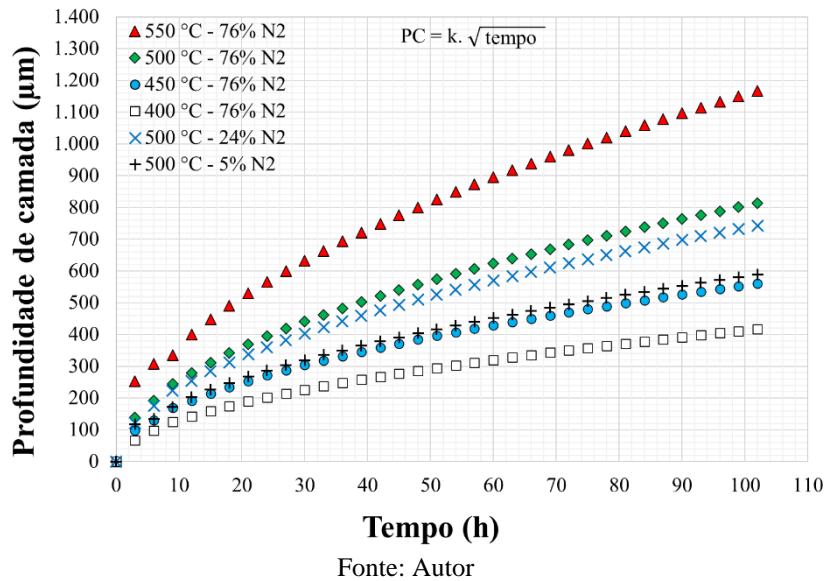
5.1 Caracterização das amostras cilíndricas nitretadas a plasma

O aço bainítico de resfriamento contínuo, como o DIN 18MnCrSiMo6-4, pode ser usado para a produção de uma rota de processamento mais eficiente e minimizar o consumo de energia em processos de manufatura (BEVILAQUA *et al.*, 2020; SILVEIRA *et al.*, 2020; HATWIG *et al.*, 2021). Porém, para seu uso em componentes mecânicos como engrenagens, é necessário melhorar suas propriedades de superfície, visando melhorias significativas na resistência ao desgaste. No caso específico das engrenagens pinhão testadas nesta tese, a profundidade de camada deve ser de pelo menos 300 μm para atender as severas condições de carregamento impostas no ensaio de desgaste FZG e, portanto, são necessários tempos de nitretação maiores do que os previamente investigados nas amostras de geometria simples. Uma das contribuições desta tese foi determinar a constante de crescimento da camada (k) para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4, nitretado a plasma em diferentes temperaturas e composições de nitrogênio na mistura gasosa (ver Tabela 4.1). Assim, foi possível projetar a profundidade de camada para as engrenagens forjadas (ver Figura 5.1).

Conforme relatado anteriormente, o tempo, a temperatura e a composição de nitrogênio na mistura gasosa não influenciam apenas na espessura da camada compostos, mas também sua composição de fases. As análises de raios-X, Figuras 5.2(a-f), mostrou a formação da camada de compostos bifásica de $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$ e $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$ em todas as superfícies nitretadas a plasma com 24 e 76% N_2 , no entanto, com o aumento do nitrogênio e da temperatura foi formando mais $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$. Nas amostras nitretadas com 5% N_2 houve a

formação de uma camada de compostos monofásica de γ' -Fe₄N. Normalmente, pode-se esperar que a camada de compostos contendo ϵ -Fe₂₋₃(C)N seja mais dura e mais frágil (menor tenacidade) do que a camada de γ' -Fe₄N (RAKHIT, 2000; KOVÁCS *et al.*, 2019). Os difratogramas das Figuras 5.2(a-f) confirmam que realmente foi formando mais ϵ -Fe₂₋₃(C)N na camada de compostos com o aumento do nitrogênio e da temperatura.

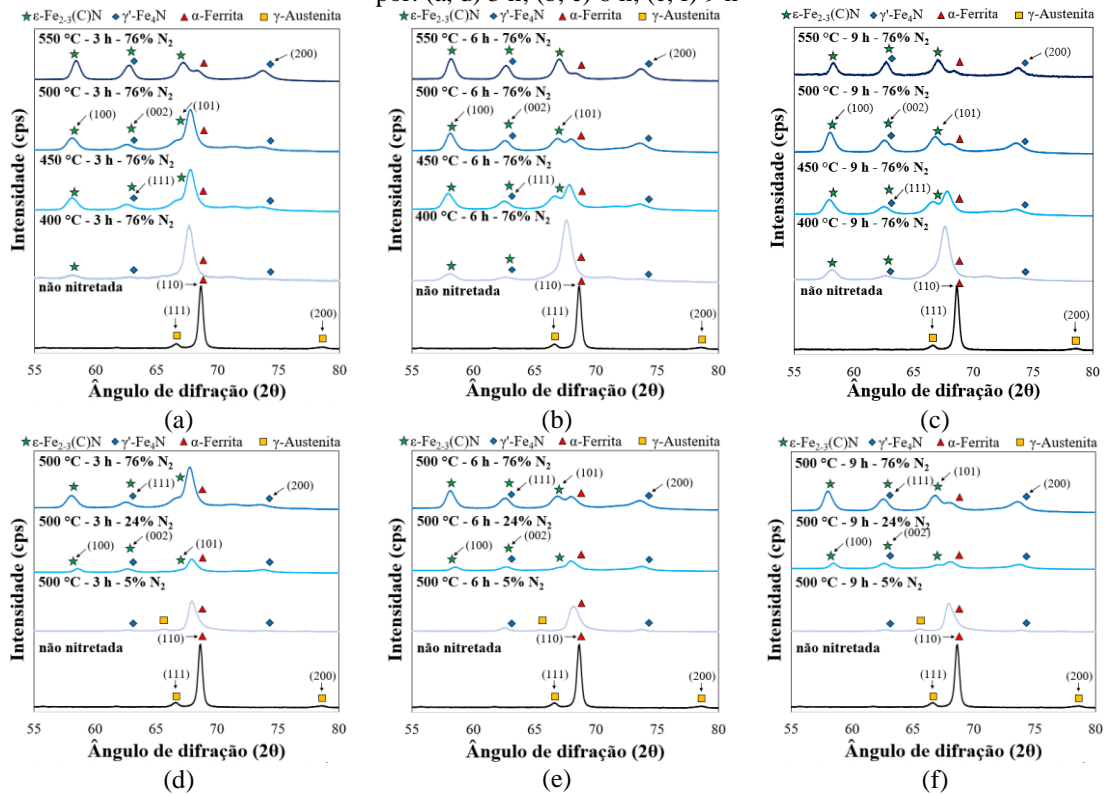
Figura 5.1 – Estimativa do tempo de nitretação a plasma para produzir a profundidade de camada desejada no aço DIN 18MnCrSiMo6-4 com base na constante de crescimento de camada obtida experimentalmente



Para as amostras nitretadas com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) até a temperatura de 500 °C, foi observado que conforme a temperatura e o tempo aumentam a dureza da superfície também aumenta. O comportamento é devido ao aumento da espessura da camada de compostos. A dureza superficial das amostras nitretadas em 550 °C é menor do que a das amostras nitretadas em 500 °C, em função do excesso de envelhecimento dos nitretos (ASHRAFIZADEH, 2003; ANAZAWA *et al.*, 2008) e ao efeito de sobreaquecimento do próprio aço. A dureza do núcleo também é prejudicada nesta temperatura devido ao revenimento da bainita (LUO *et al.*, 2010). Comparando os grupos de amostras nitretadas com diferentes composições de nitrogênio, verifica-se que temperaturas mais elevadas, tempos de nitretação mais longos e composição gasosa rica em nitrogênio levaram a uma maior profundidade da zona de difusão e a uma camada de compostos mais espessa, Figuras 5.3(a, b). O aumento do teor de nitrogênio na mistura gasosa foi mais eficaz no aumento da dureza da superfície, uma vez que a camada de compostos das amostras nitretadas com 76% N₂ é predominantemente formada pela fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N. Conforme esperado, a menor dureza das amostras nitretadas a plasma com 5%

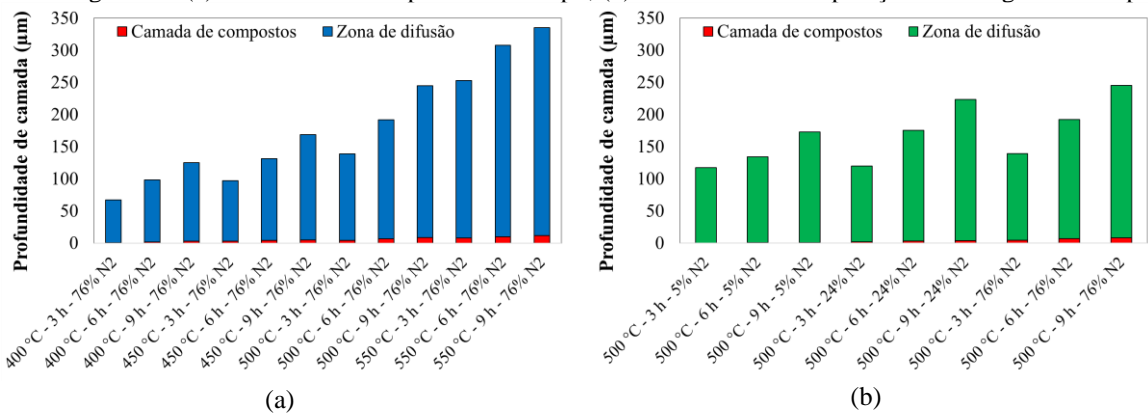
N₂ está associado a uma menor espessura da camada de compostos e ao fato desta ser monofásica do tipo γ' -Fe₄N.

Figura 5.2 – Difratogramas de raios-X das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas por: (a, d) 3 h; (b, e) 6 h; (c, f) 9 h



Fonte: Autor

Figura 5.3 – Profundidade de camada das amostras de geometria simples nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a) Influência da temperatura e tempo; (b) Influência da composição de nitrogênio e tempo



Fonte: Autor

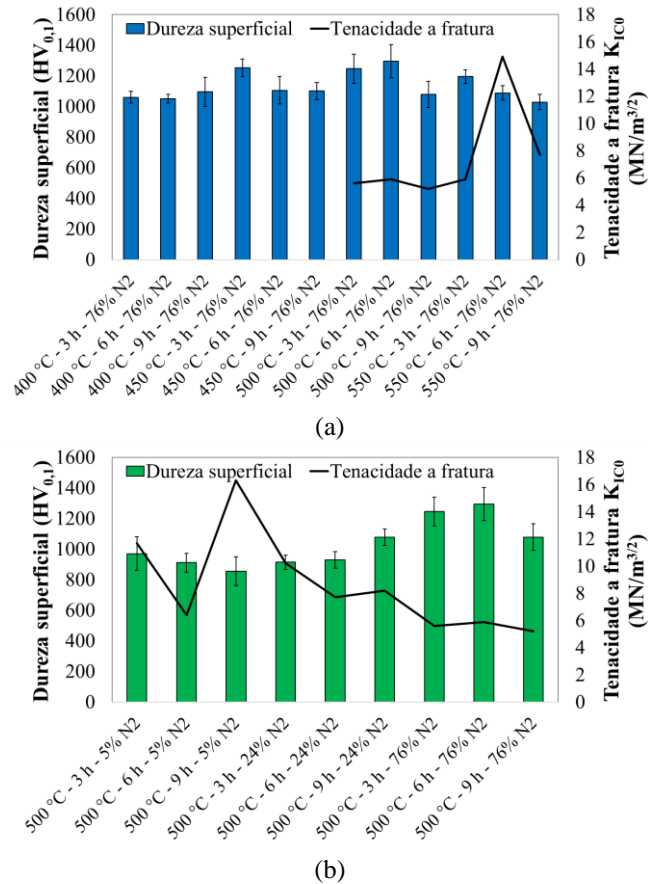
Quanto à tenacidade à fratura, as amostras nitretadas com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) foram divididas em 2 grupos, o primeiro apresentando o surgimento de trincas circunferenciais (amostras nitretadas em 400 e 450 °C) e o segundo onde foram observadas as trincas Palmqvist (amostras nitretadas em 500 e 550 °C). Para o primeiro grupo, fica claro que uma camada de compostos muito fina não é capaz de evitar a

deformação da zona de difusão, e essa deformação está relacionada a uma falta de sustentação de carga. No primeiro grupo de amostras nitretadas a plasma, em temperaturas de 400 e 450 °C, houve poucos casos evidentes indicando a formação de trincas de Palmqvist. Portanto, não foi possível estimar a tenacidade a fratura nestes casos, e foi atribuído o valor de zero para o K_{IC} , Figura 5.4(a). Para o segundo grupo de amostras foi possível fazer uma avaliação direta do K_{IC0} . Quando comparando somente amostras nitretadas com 76% N_2 , verificou-se valores ligeiramente maiores para 550 °C do que para 500 °C, Figura 5.4(a). Embora as tensões residuais tenham sido medidas apenas na zona de difusão e as trincas de Palmqvist estarem localizadas na camada de compostos, sabe-se que a camada de compostos está normalmente em um estado de tensão residual trativa (ROCHA *et al.*, 1999). Também é possível supor que quanto mais compressiva a zona de difusão, menos trativa está a camada de compostos, e isso poderia ser uma explicação para os valores de tenacidade à fratura serem ligeiramente mais elevados na camada de compostos das amostras nitretadas com 76% N_2 em 550 °C do que para 500 °C, Figura 5.4(a).

Em geral, temperaturas mais elevadas, tempos de nitretação mais longos e composição gasosa rica em nitrogênio levaram a uma maior profundidade da zona de difusão e a uma camada de compostos mais espessa, ver Figuras 5.3(a, b). Conforme mostrado na Figuras 5.2(d-f), ambas as amostras nitretadas com maiores composições de nitrogênio (24 e 76% N_2), formaram uma camada de compostos bifásica de ϵ - $Fe_{2-3}(C)N$ e γ' - Fe_4N , e nas amostras nitretadas com gás pobre (5% N_2) houve a formação de uma camada de compostos monofásica de γ' - Fe_4N . O aumento da composição de nitrogênio da mistura gasosa (de 5 para 76% N_2) aumentou a dureza das superfícies nitretadas a plasma por 3 h, mas comparando as amostras nitretadas com tempos de 6 e 9 h, as tensões compressivas tendem a diminuir com o aumento do tempo, Figura 5.5(b). De acordo com Sun; Bell (1991), isso ocorre pelo fato de que o aumento da dureza está diretamente relacionado ao aumento do percentual de nitrogênio e precipitação de nitretos, enquanto as tensões residuais não dependem apenas da composição de nitrogênio, mas estão relacionadas à redistribuição de carbono, dissolução de carbonetos e formação de precipitados nos contornos de grão. As trincas de Palmqvist parecem se tornarem mais consistentes com o aumento da composição de nitrogênio e do tempo de nitretação. As amostras nitretadas com 76% N_2 apresentaram uma redução na tenacidade à fratura da camada de compostos, quando comparado as amostras nitretadas com 5 e 24% N_2 , Figuras 5.4(b), pois elas têm mais ϵ - $Fe_{2-3}(C)N$. Pelo fato da fase ϵ - $Fe_{2-3}(C)N$ ser mais dura, a camada de compostos é mais frágil e tem uma menor tenacidade a fratura. Apesar da camada de compostos com composições de 5% N_2 ser

extremamente fina, apresentou os melhores resultados em termos de tenacidade à fratura devido a formação de uma camada de compostos monofásica de γ' -Fe₄N.

Figura 5.4 – Dureza superficial e tenacidade a fratura das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a) Influência da temperatura e tempo; (b) Influência da composição de nitrogênio e tempo



Fonte: Autor

É interessante observar que a máxima dureza superficial e a máxima profundidade de camada não coincidem. Enquanto a dureza máxima da superfície foi obtida na amostra nitretada com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 500 °C por 6 h, Figura 5.4(a), a máxima profundidade de camada se formou na amostra nitretada com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em 550 °C por 9 h, Figura 5.3(a). A redução de dureza da camada de compostos das amostras nitretadas com uma composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em temperaturas mais elevadas (450, 500 e 550 °C) e tempos de 9 h, Figura 5.4(a), pode estar associada a formação de porosidades na camada de compostos (NOLAN *et al.*, 2006). Essa porosidade e o fato de a estrutura ser bifásica, podem levar a menores valores de tenacidade à fratura. Também é provável que as propriedades mecânicas da zona de difusão influenciam na tenacidade à fratura da camada de compostos, uma vez que a zona de difusão fornece suporte mecânico para a camada de compostos (NOLAN *et al.*, 2006). Por exemplo, as trincas de Palmqvist parecem se tornar mais consistentes com o

aumento da temperatura e tempo de nitretação. A razão para isso não é imediatamente aparente, embora provavelmente esteja relacionada ao aumento da espessura da camada de compostos e ao consequente aumento do comportamento de fratura frágil da superfície.

É bem conhecido na literatura que as tensões residuais compressivas resultam em melhorias na resistência ao desgaste de engrenagens submetidas a ensaios FZG (REGO, 2016; REGO *et al.*, 2018). Rocha *et al.* (2003) e Kwietniewski *et al.* (2004) mostram que uma zona de difusão mais profunda pode fornecer maior dureza e capacidade sustentação de carga para posterior deposições de revestimentos finos e com alta dureza sobre a superfície nitretada. As amostras nitretadas à plasma com composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) em temperaturas mais baixas (400 e 450 °C) exibem as maiores tensões residuais compressivas na zona de difusão, quando comparadas às amostras nitretadas a plasma em temperaturas mais altas (500 e 550 °C), Figura 5.5(a). A zona de difusão das amostras nitretadas em 500 °C e com 76% N₂ desenvolveu tensões residuais compressivas superiores a 900 MPa, em todos os tempos de nitretação. Embora a composição gasosa rica em nitrogênio (76% N₂) possa desenvolver tensões residuais compressivas na zona de difusão e dureza superficial mais elevada do que nas amostras nitretadas com 5 e 24% N₂, Figuras 5.5(a, b), a melhor combinação dependerá da aplicação. Como, por exemplo, na nitretação de engrenagens, a análise deve considerar as tensões hertzianas do flanco do dente da engrenagem e as tensões de flexão da raiz do dente da engrenagem. Além disso, tensões residuais compressivas muito altas na interface entre a zona de difusão e a camada de compostos podem levar à formação de *spalling* precoce da superfície nitretada.

A nitretação a plasma provocou uma mudança intensa na topografia em relação as superfícies polidas (não nitretadas), ver Figuras 5.6(a, b). Conforme mostrado nas Figuras 4.9(a-d), o aumento da temperatura, da composição de nitrogênio na mistura gasosa e do tempo de exposição ao “bombardeamento” de íons provocou um aumento na rugosidade superficial. Apesar da nitretação a plasma promover um aumento na rugosidade superficial, a Figura 5.7 aponta que os tratamentos de nitretação a plasma foram responsáveis pela redução do coeficiente de atrito nos períodos iniciais do ensaio de desgaste *reciprocating*, enquanto a camada de compostos estava intacta. Isso pode ser atribuído ao aumento da dureza, que se reflete em menores deformações da superfície durante o deslizamento contra a esfera. O COF mais baixo ocorre inicialmente devido às características cerâmicas da camada de compostos (ÇOMAKLI *et al.*, 2019; DÍAZ-GUILLÉN *et al.*, 2020).

Figura 5.5 – Tensões residuais da zona de difusão e dureza das superfícies nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a) Influência da temperatura e tempo; (b) Influência da composição de nitrogênio e tempo

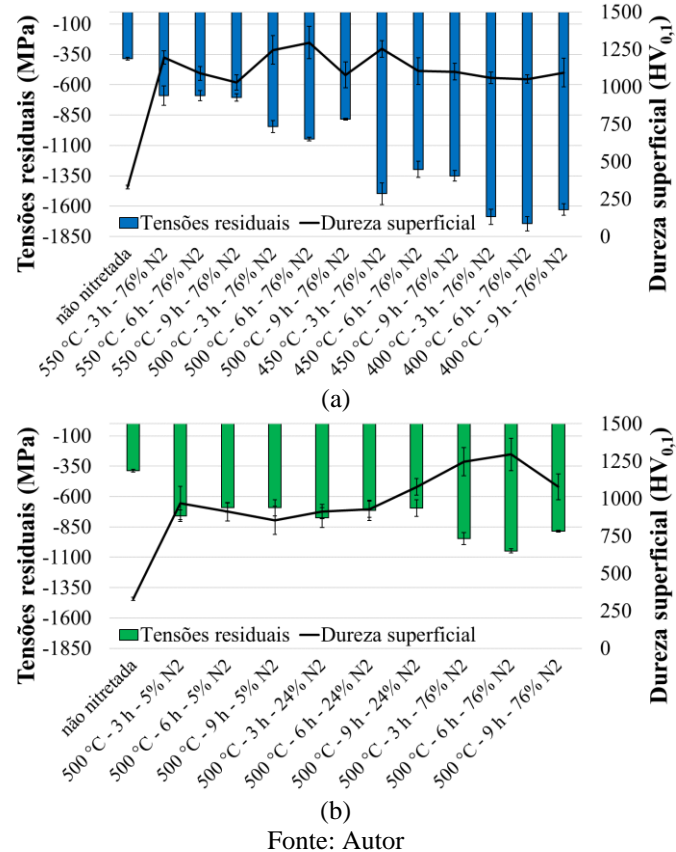
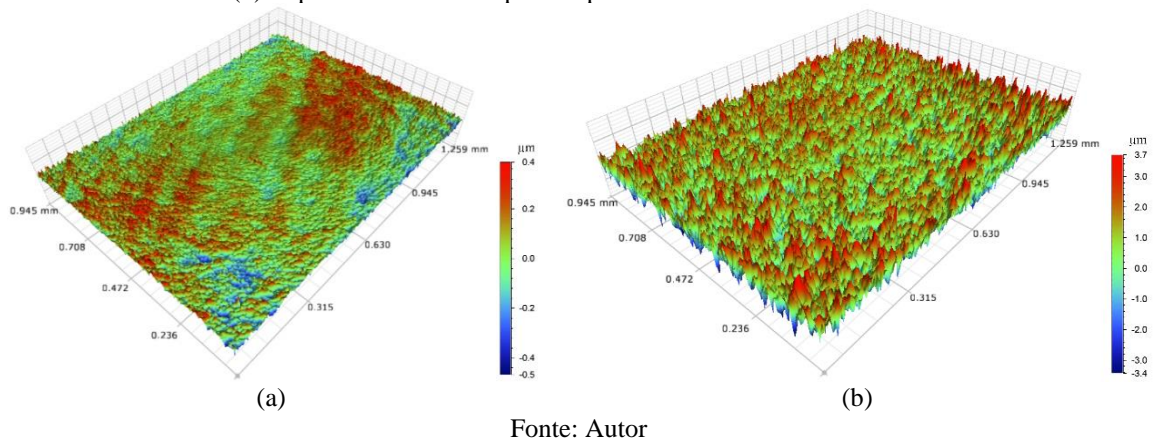


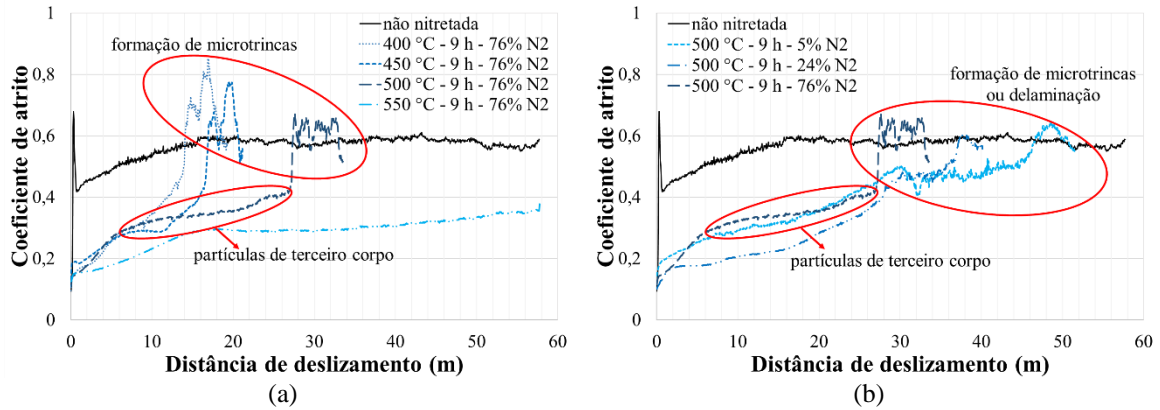
Figura 5.6 – Influência da nitretação sobre a topografia das amostras: (a) Superfície polida (não nitretada); (b) Superfície nitretada a plasma por 9 h em 500 °C com 76% N₂



O aumento do COF, ao longo do tempo de desgaste, deve-se à presença de partículas de terceiro corpo oriundas da esfera de zircônia e da camada de compostos que estava se desgastando. O crescimento repentino de COF mostrado nas Figuras 5.7(a, b) está relacionado com o desgaste da camada superficial que trinca ou delamina e expõe a zona de difusão. Quando se atinge a zona de difusão, o atrito se eleva podendo alcançar ou até ultrapassar o atrito do material não nitretado (substrato). Alguns danos locais resultam na propagação de microtrincas (LORENZO-MARTIN *et al.*, 2013; ROVANI *et al.*, 2017) ou

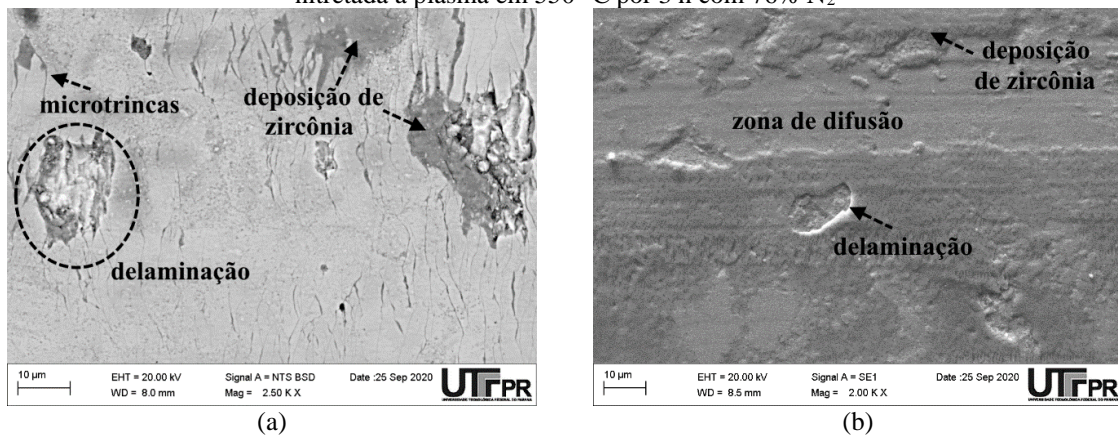
na delaminação da camada superficial (LORENZO-MARTIN *et al.*, 2013), conforme ilustrado nas Figuras 5.8(a, b).

Figura 5.7 – Flutuação do coeficiente de atrito ao longo dos ensaios de desgaste *reciprocating* com carga de 6 N sobre o aço não nitretado (substrato) e sobre as superfícies nitretadas a plasma por 9 h: (a) Influência da temperatura; (b) Influência da composição de nitrogênio



Fonte: Autor

Figura 5.8 – Danos nas superfícies nitretadas a plasma submetidas a ensaios *reciprocating*: (a) Trilha desgastada da amostra nitretada a plasma em 450 °C por 9 h com 76% N₂; (b) Trilha desgastada da amostra nitretada a plasma em 550 °C por 3 h com 76% N₂

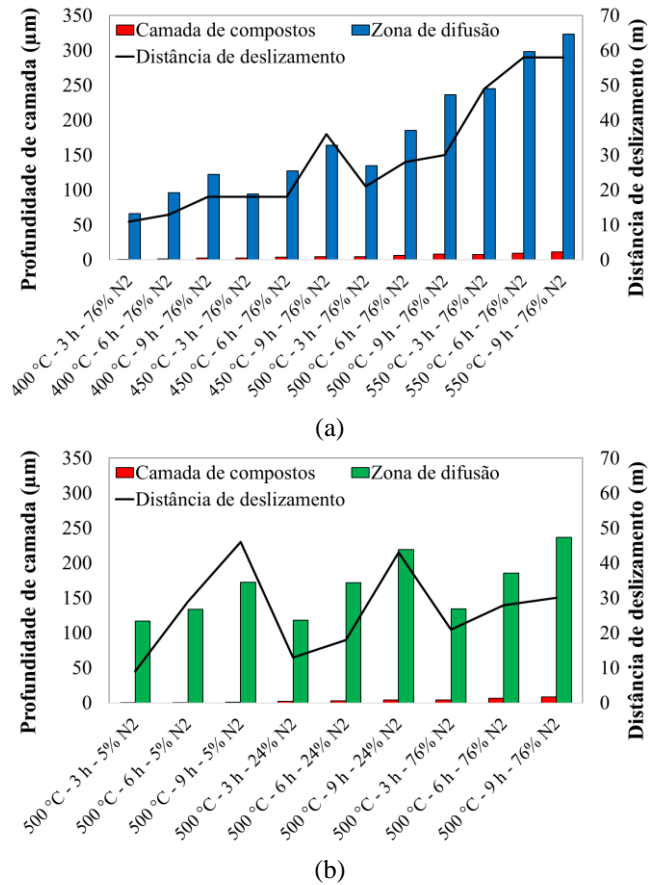


Fonte: Autor

Em relação à distância de deslizamento até o momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial, conforme a temperatura e o tempo aumentam até 500 °C, a camada de compostos aumenta, e aumenta a distância de deslizamento e o desgaste, Figura 5.9(a). Para os grupos de amostras nitretadas a plasma em 550 °C por 6 e 9 h, a camada de compostos não rompeu (mesmo na maior distância de deslizamento ensaiada, de 57,7 m), pois nessas condições houve um desgaste acentuado das esferas de zircônia. A análise estatística mostrou que a melhor configuração para resistir ao desgaste no tribômetro *ball-on-flat* foram as amostras nitretadas a plasma em 550 °C por 6 e 9 h, com 95% de confiança estatística, Figura 5.9(a). No entanto, a dureza do núcleo de amostras nitretadas a 550 °C foi prejudicada, devido ao revenimento da bainita (LUO *et al.*, 2010). Portanto, para

aplicações práticas em componentes como engrenagens, o uso a 500 °C é recomendado, pois as temperaturas de 400 e 450 °C requerem longos tempos de tratamento para produzir a profundidade de camada adequada, e a temperatura de 550 °C reduziria muito a dureza de núcleo do aço bainítico de resfriamento contínuo, como demonstrado na Figura 5.10.

Figura 5.9 – Profundidade de camada e distância de deslizamento até o momento da formação de microtrincas ou delaminação da camada superficial das amostras de geometria simples nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas: (a) Influência da temperatura e tempo; (b) Influência da composição de nitrogênio e tempo



Fonte: Autor

Quando comparado as superfícies nitretadas a plasma com 5, 24 e 76% N₂, verifica-se que as amostras nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂ por 9 h apresentaram melhor desempenho ao desgaste no tribômetro *ball-on-flat*, com 95% de confiança estatística, Figura 5.9(b). As amostras nitretadas a plasma com 24 e 76% N₂ têm uma camada de compostos bifásica (ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N), enquanto as superfícies nitretadas a plasma com 5% N₂ têm uma camada de compostos monofásica (γ' -Fe₄N). O efeito sinérgico da composição de nitrogênio e do tempo de tratamento diminuiu a resistência ao desgaste das superfícies nitretadas a plasma por 9 h com 76% N₂, em função do aumento da fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N e devido a fragilização da zona de difusão causando pelo enriquecimento de carbono, ver Figuras 5.11(a, b). Esse pico de concentração de carbono abaixo da camada de compostos de aços

alto carbono estaria relacionado à formação de cementita, como precipitados nos contornos de grão (ROCHA *et al.*, 1999; ROCHA *et al.*, 2003; KWIETNIEWSKI *et al.*, 2004), o que leva a menor tenacidade da camada nitretada. A profundidade onde essas regiões ricas em carbono estão localizadas são os locais preferenciais para a propagação de trincas sub-superficiais. Para aços com baixo teor de carbono, como o DIN 18MnCrSiMo6-4, a fragilização da zona de difusão não parece ser tão intensa quanto a encontrada em aços de alto carbono. Apesar da composição rica em nitrogênio poder ser usada para melhorar as propriedades da superfície do aço DIN 18MnCrSiMo6-4, foi observado que as amostras nitretadas com 76% N₂ ficam mais propensas a fragilização da zona de difusão, Figura 5.11(b).

Figura 5.10 – Dureza de núcleo das amostras após a nitretação a plasma em diferentes temperaturas

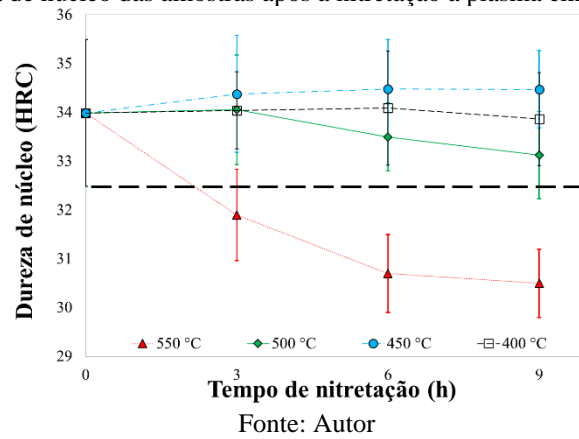
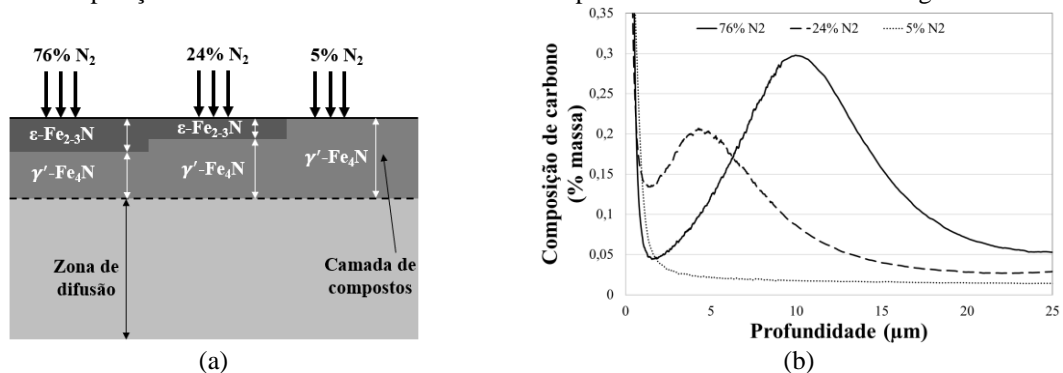


Figura 5.11 – (a) Representação esquemática das camadas nitretadas a plasma com 5, 24 e 76% N₂; (b) Perfil de composição de carbono das amostras nitretadas a plasma com diferentes misturas gasosas



Fonte: Autor

Quando comparado os resultados de caracterização das superfícies nitretadas a plasma por 9 h com 5 e 24% N₂, Figura 5.3(b) e Figura 5.5(b), verifica-se que a profundidade de camada, a dureza superficial e as maiores tensões residuais compressivas da zona de difusão foram obtidas nas amostras nitretadas a plasma com 24% N₂. Isso indica que superfícies nitretadas a plasma com 24% N₂ podem ter maior resistência ao desgaste e maior

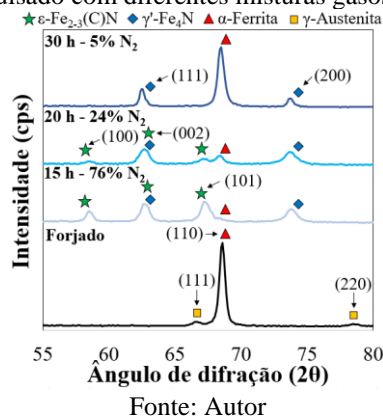
resistência à fadiga superficial, sendo um critério de desempate. Para aplicações em componentes como engrenagens, a composição de 24% N₂ demonstra-se com o maior potencial. Esta hipótese foi testada e é comprovada nos resultados dos ensaios de desgaste por fadiga de contato realizados com engrenagens fabricadas nesta tese, cuja discussão geral é apresentada a partir do próximo capítulo.

5.2 Desempenho das engrenagens nitretadas a plasma

Os ensaios de desgaste FZG foram realizados nas engrenagens para avaliar a potencialidade do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 forjado e o desempenho das camadas nitretadas a plasma pulsado com diferentes composições de nitrogênio, já que as condições de funcionamento das engrenagens são impossíveis de serem simuladas nos ensaios de desgaste *reciprocating*. Como importantes propriedades da superfície que interferem na resistência ao desgaste de engrenagens tem-se a rugosidade, a microdureza, a profundidade de camada, a tenacidade da camada de compostos, a composições de fases e o estado de tensões residuais. As tensões residuais compressivas medidas nos flancos das engrenagens nitretadas a plasma têm um efeito benéfico por retardar a etapa de nucleação e propagação de trincas durante os ensaios de desgaste FZG. A análise das tensões de contato e sua relação com o desgaste dos flancos das engrenagens não é uma tarefa simples, pois depende de diversos fatores como: material, nível das tensões de contato; tipo do perfil dos dentes; velocidade do contato e condições de lubrificação (MURARO *et al.*, 2012; GANS *et al.*, 2015; MALLIPEDDI *et al.*, 2019). No caso das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma, ocorre uma variação gradual nas propriedades da superfície do flanco, pois a dureza, o estado de tensões residuais e as fases de nitretos se modificam em direção ao núcleo do dente.

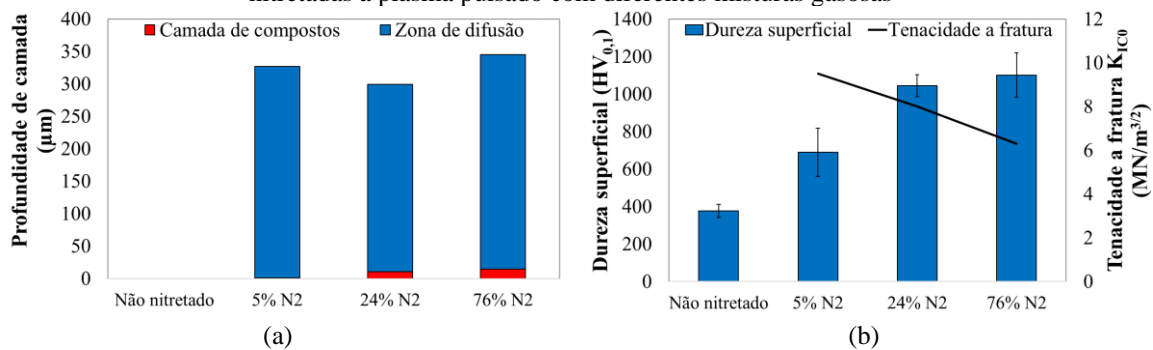
Inicialmente, pode-se verificar na Figura 5.12 os difratogramas de raios-X das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas. As engrenagens forjadas não nitretadas apresentam a fase de ferro α -Fe e de austenita retida γ -Fe. Todas as engrenagens nitretadas a plasma pulsado apresentaram picos de difração, indicando a formação da camada de compostos. Os resultados nas engrenagens reproduziram aquilo que foi visto no tratamento das amostras. As engrenagens nitretadas a plasma com 24 e 76% N₂ formaram uma camada de compostos bifásica de ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N, mas as engrenagens nitretadas com 24% N₂ formaram mais γ' -Fe₄N. As engrenagens nitretadas com 5% N₂ desenvolveram uma camada de compostos monofásica de γ' -Fe₄N.

Figura 5.12 – Difratomogramas de raios-X das superfícies das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas



Os grupos de engrenagens nitretadas com 24 e 76% N₂ têm dureza superficial mais elevada quando comparado com as engrenagens nitretadas a plasma com 5% N₂ e as não nitretadas, Figura 5.13(b). Conforme mostrado na Figura 5.13(a), a profundidade de camada das engrenagens nitretadas a plasma são similares, mesmo com o uso de diferentes composições de nitrogênio. Para alcançar esse objetivo, as composições gasosas com menos nitrogênio necessitaram de tempos mais prolongados, pois a temperatura de nitretação foi a mesma em todos os casos. Mesmo com a profundidade total de camada ser similar entre os três grupos de engrenagens nitretadas a plasma, a camada de compostos é mais espessa nas engrenagens nitretadas com 76% N₂, devido ao aumento da composição de nitrogênio. Apesar das engrenagens nitretadas com 24 e 76% N₂ terem maior dureza superficial quando comparado as engrenagens nitretadas com 5% N₂, a tenacidade a fratura da camada de compostos das engrenagens nitretadas com 76% N₂ é menor do que da camada de compostos das engrenagens nitretadas com 5 e 24% N₂, Figura 5.13(b), pois tem mais $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$.

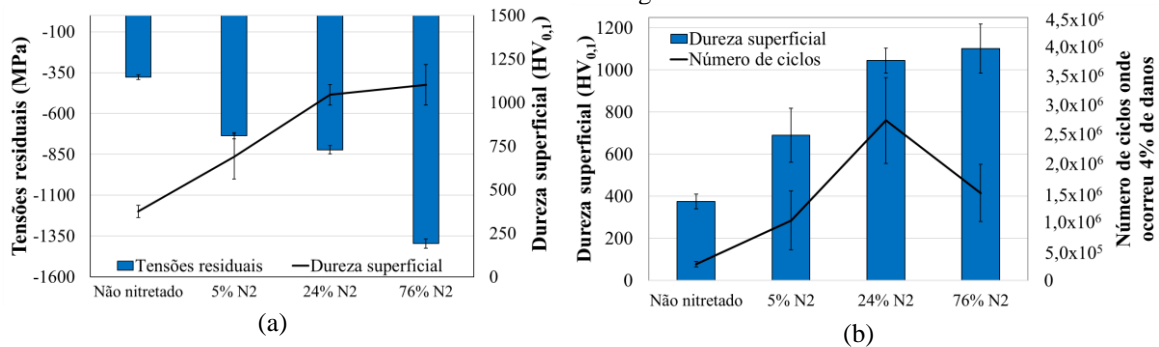
Figura 5.13 – (a) Profundidade de camada das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas; (b) Dureza superficial e tenacidade a fratura das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas



As engrenagens nitretadas com 76% N₂ têm as tensões residuais compressivas na zona de difusão mais elevadas, quando comparado as engrenagens nitretadas com 5 e 24%

N_2 , Figura 5.14(a), devido ao maior gradiente de dureza associado a maior concentração de nitrogênio. As engrenagens não nitretadas e as nitretadas com 5% N_2 duram menos em função da dureza dos flancos ser menor. A diferença de desempenho das engrenagens nitretadas a plasma com 24 e 76% N_2 está associada a tenacidade a fratura da camada de compostos, Figura 5.13(b), uma vez que a dureza superficial é similar nestes casos, Figura 5.14(b). Outro fato que teve influência na vida em fadiga das engrenagens nitretadas pode estar relacionado a espessura da camada de compostos e ao estado de tensões residuais. As engrenagens nitretadas com 5% N_2 tem a camada de compostos muito fina, enquanto as engrenagens nitretadas a plasma com 76% N_2 tem a camada de compostos muito elevada. Rocha *et al.* (1999) mostraram que as tensões residuais vão ficando mais trativas na camada de compostos com o aumento da espessura. De acordo com Rakhit (2000), quando são produzidas camadas de compostos com espessura acima de (12,7 μm), aumentam as chances de ocorrer o *spalling* na superfície dos flancos.

Figura 5.14 – (a) Tensões residuais da zona de difusão medidas na direção axial ($\Phi = 90^\circ$) da superfície e dureza superficial das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas; (b) Dureza superficial versus número de ciclos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas



Fonte: Autor

Diversos estudos têm sido realizados para a verificar o efeito da rugosidade (BRANDÃO *et al.*, 2016; MALLIPEDDI *et al.*, 2019; KHARKA *et al.*, 2020) na resistência ao desgaste por fadiga de contato (MAGALHÃES, 2003; KODA, 2009; XU *et al.*, 2019). Martins *et al.* (2008) encontraram uma analogia do desgaste dos flancos com os picos das asperezas na região do dedendo. Quando duas superfícies são pressionadas uma contra a outra, sua área aparente de contato é facilmente calculada pela macrogeometria (NORTON, 2013), porém sua área real de contato é afetada pelas asperezas presentes em suas superfícies. As pontas das asperezas de um dos flancos irão inicialmente entrar em contato com as pontas do outro flanco, e a área inicial de contato será extremamente pequena. As tensões resultantes sobre as asperezas são muito altas, e podem facilmente ultrapassar o limite de escoamento em compressão do material. À medida que a pressão de contato entre os dois flancos é

aumentada, as pontas das asperezas escoam e se alargam até que a área combinada seja suficiente para reduzir a tensão média a um nível sustentável, isto é, algo como à penetração por compressão do material menos resistente.

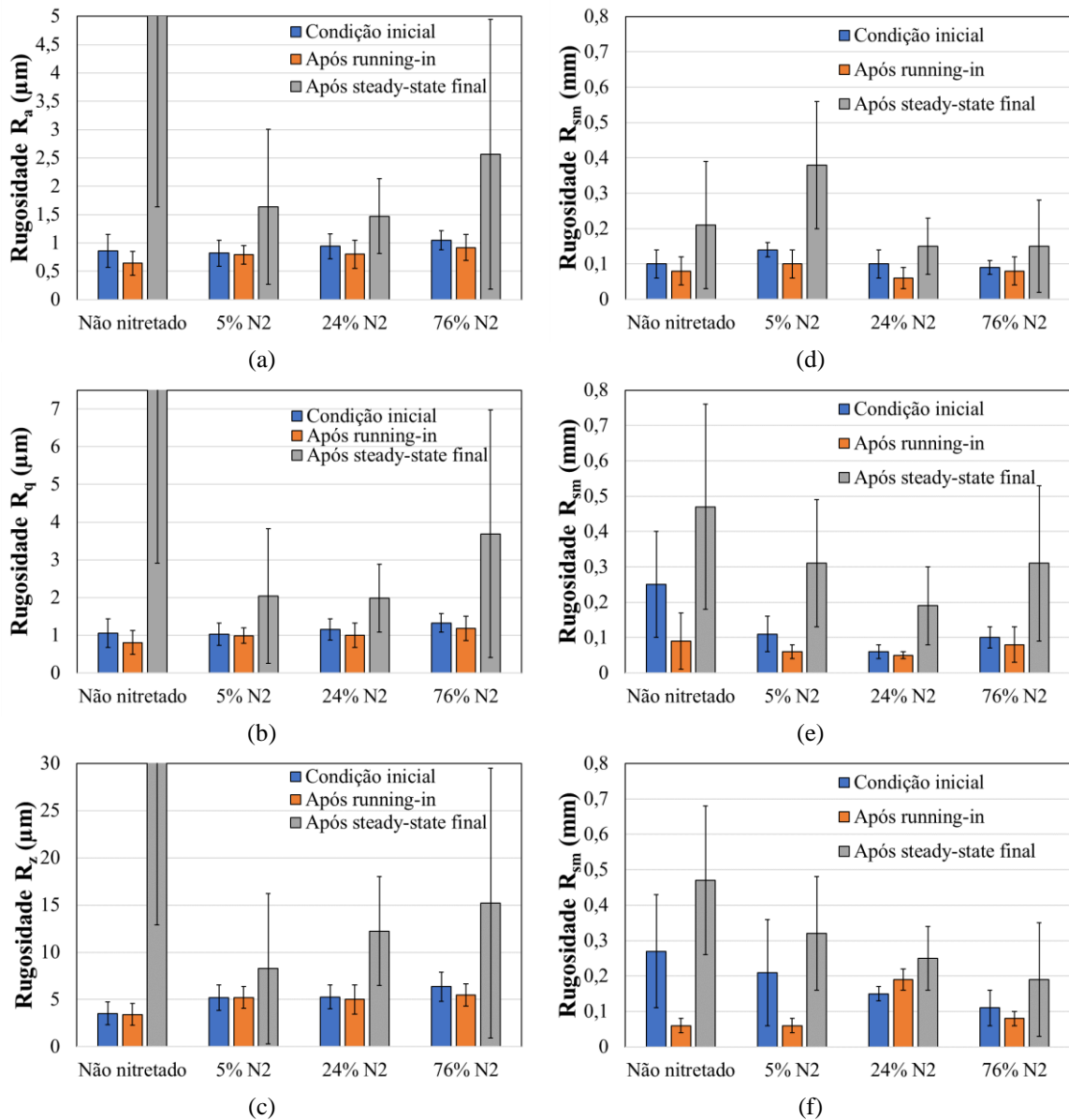
As Figuras 5.15(a-f) mostram a rugosidade média das engrenagens forjadas (não nitretadas) e as engrenagens nitretadas a plasma com 5, 24 e 76% N₂, na condição inicial de fabricação, após o *running-in* e após o *steady-state* final. A rugosidade dos flancos da maior parte das engrenagens diminuiu durante o *running-in*. A maior redução da rugosidade foi registrada nas engrenagens forjadas (não nitretadas), pois nestes casos a dureza superficial é menor e a tendência é de que estes flancos sofrem maior deformação plástica. Os valores de rugosidade após o *steady-state* final aumentaram em todos os parâmetros avaliados. Este aumento da rugosidade média deve-se a presença de danos sobre os flancos das engrenagens submetidas aos ensaios de desgaste FZG. Os valores finais (após o ensaio) da rugosidade dos flancos dependem do número de ciclos de cada engrenagem pinhão e do seu estado final (presença de *pitting* e/ou *spalling*, e trincas), portanto, não podem ser diretamente comparados entre as condições testadas (MAGALHÃES, 2003). Contudo, as Figuras 5.15(d-f) mostram nos parâmetros de espaçamento R_{sm} por região de contato que os danos no *steady-state* final em geral são maiores nas regiões do dedendo e diâmetro primitivo.

O contato entre os dentes das engrenagens ocorre em diferentes condições ao longo da superfície do flanco de cada dente, já que variam continuamente as curvaturas e as velocidades tangenciais das superfícies, bem como a força normal aplicada e a pressão de contato (MAGALHÃES, 2003; BRANDÃO *et al.*, 2012; MENEZES *et al.*, 2020). Além disso, é normal que haja choque durante os ensaios de desgaste FZG e se propaguem vibrações nos materiais, sobretudo no início do engrenamento de engrenagens cilíndricas de dentes retos. No caso das engrenagens FZG do tipo-C, há momentos em que toda a carga é transferida através um par de dentes, assim, o valor máximo dos esforços transmitidos por cada dente é atingido, determinando a pressão superficial de contato e a tensão de flexão na raiz do dente. As Figuras 5.16(a, b) mostram a variação do raio de curvatura durante a linha de engrenamento do pinhão e da coroa. Este parâmetro tem influência direta na pressão de contato, a qual aumenta com a diminuição do raio de curvatura das superfícies (MAGALHÃES, 2003; BRANDÃO *et al.*, 2012).

No contato de rolamento e deslizamento, a resistência ao desgaste por *pitting* depende de vários fatores, tais como a tensão e deformação elasto-plástica, das propriedades do material, propriedades físico-químicas do lubrificante, rugosidade, estado de tensões

residuais e cinemática de contato (ZAFOSNIK *et al.*, 2007; CARDOSO *et al.*, 2009). A máxima pressão de Hertz no centro do contato tem uma variação dependente da força normal e da variação do raio de curvatura equivalente ao longo da linha de engrenamento (MAGALHÃES, 2003; BRANDÃO *et al.*, 2012). Nas engrenagens FZG do tipo-C a pressão máxima ocorre no instante em que se inicia o contato através de um único par de dentes (ponto A – LPSTC), conforme mostrado na Figura 5.17(a). A variação da curvatura da superfície dos dentes ao longo da linha de engrenamento condiciona, conjuntamente com a pressão, os valores da área de contato, que variam de acordo com a Figura 5.17(b).

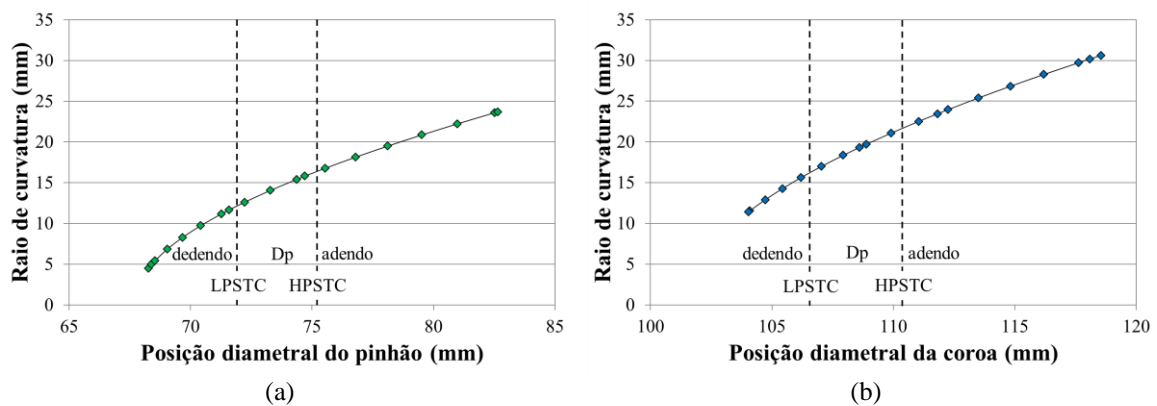
Figura 5.15 – Rugosidade média das engrenagens pinhão em diferentes fases dos ensaios de desgaste FZG: (a) R_a ; (b) R_q ; (c) R_z ; (d) R_{sm} adendo; (e) R_{sm} diâmetro primitivo; (f) R_{sm} dedendo



Fonte: Autor

A força normal atuante durante o contato entre engrenagens é maior na região do diâmetro primitivo, uma vez que nesta região um único par de dentes suporta todo o carregamento durante o engrenamento (MURARO *et al.*, 2012). A máxima tensão de cisalhamento e a profundidade da máxima tensão de cisalhamento durante o contato entre os flancos aumentam de maneira proporcional a carga aplicada. Para que as engrenagens suportem as condições de serviço as quais são submetidas, a profundidade da camada nitretada deve ser maior do que a profundidade da máxima tensão de cisalhamento (MENEZES *et al.*, 2020). As tensões de cisalhamento que atuam na região do dedendo são as mais elevadas e ocorrem pontos mais próximos a superfície do flanco. A maior taxa de desgaste desta região pode ser justificada por sua meia largura de contato (b) ser reduzida devido as condições geométricas das engrenagens e do engrenamento. Nesta região também ocorre um esforço adicional em razão da direção de rolamento entre os dentes ser contrária a direção de deslizamento (MURARO *et al.*, 2012).

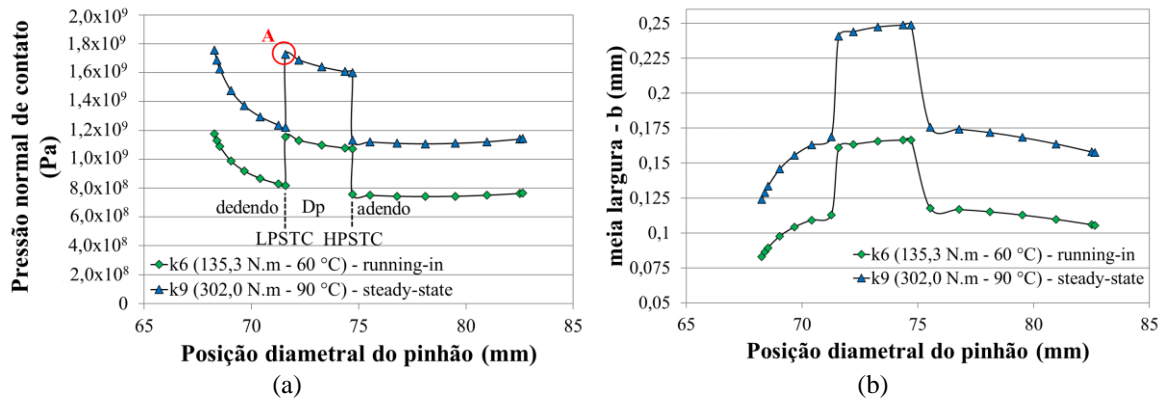
Figura 5.16 – Variação do raio de curvatura ao longo da linha de engrenamento: (a) Engrenagem pinhão; (b) Engrenagem coroa



Fonte: Autor

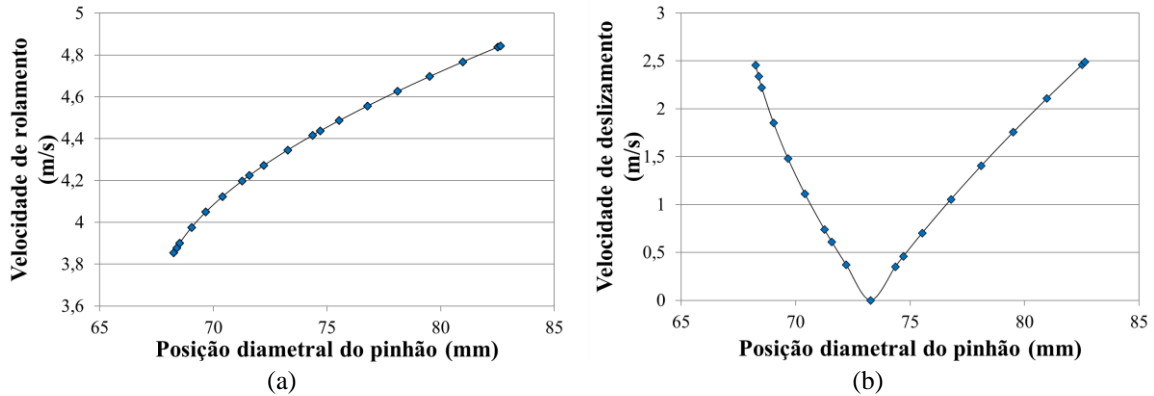
Conforme mostrado na Figura 5.17(a), os maiores níveis da pressão de contato estão localizados na região do dedendo, região do flanco onde normalmente apresenta o desgaste mais acentuado (FERNANDES, 1996; FERNANDES; MCDULING, 1997; MURARO *et al.*, 2012; MALLIPEDDI *et al.*, 2021). A região do dedendo é composta por pontos de menor diâmetro em relação ao diâmetro primitivo e adendo, ver raio de curvatura da Figura 5.16(a), fator que provoca uma maior taxa de deslizamento, Figura 4.44. Adicionalmente, a direção de rolamento entre os dentes é contrária à direção de deslizamento, Figuras 5.18(a, b), assim, as forças de atrito provocam mudanças nos campos de tensões gerados pelo contato que resultam em um acréscimo de esforços, e conseqüentemente, resultam em maior desgaste por *pitting* (MURARO *et al.*, 2012).

Figura 5.17 – (a) Variação da pressão de contato de Hertz ao longo do engrenamento no estágio de *running-in* (T₁) e no estágio *steady-state* (T₂); (b) Variação da área de contato no estágio de *running-in* (T₁) e no estágio *steady-state* (T₂)



Fonte: Autor

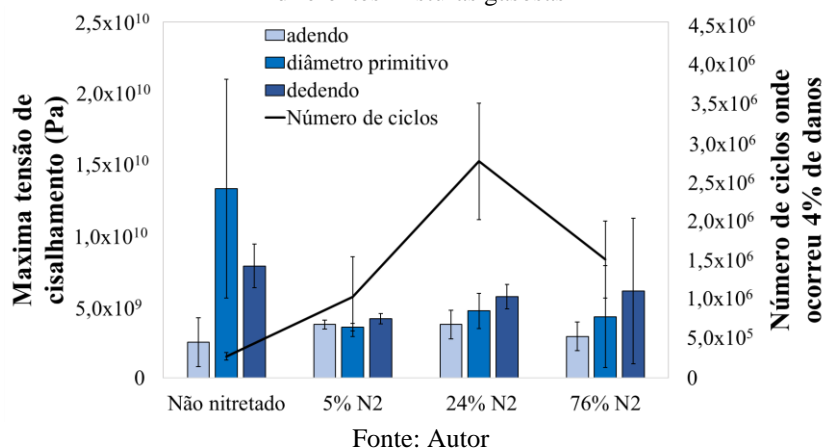
Figura 5.18 – (a) Velocidade e direção de rolamento na posição diametral do pinhão; (b) Velocidade e direção do deslizamento na posição diametral do pinhão



Fonte: Autor

Os resultados apresentados na Figura 5.19 mostram que em geral a máxima tensão de cisalhamento ocorre nas regiões do diâmetro primitivo e dedendo ao final dos ensaios de desgaste FZG. O aumento das tensões de cisalhamento nestas regiões ocorre devido ao desgaste dos flancos aumentar a rugosidade. Como as engrenagens forjadas não nitretadas tem uma dureza menor que o grupo de engrenagens nitretadas a plasma, os danos por *pitting* ocorreram mais rapidamente, e estas condições apresentaram uma menor resistência ao desgaste. A rugosidade não teve influência significativa sobre o fato das engrenagens nitretadas com 24% N₂ terem maior desempenho que as engrenagens nitretadas a plasma com 5 e 76% N₂. Conforme mencionado anteriormente, as engrenagens nitretadas com 5% N₂ duram menos em função da dureza e a espessura da camada de compostos ser menor. O fato das engrenagens nitretadas com 76% N₂ durar menos do que as engrenagens nitretadas com 24% N₂ é que a tenacidade a fratura da camada de compostos das engrenagens nitretadas com 76% N₂ é menor e a espessura da camada de compostos é muito elevada, e isso pode ter contribuído para o *spalling* precoce da camada superficial destas engrenagens.

Figura 5.19 – Máxima tensão de cisalhamento (torque 302,0 N.m) considerando a rugosidade dos flancos por região de contato versus o número de ciclos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas

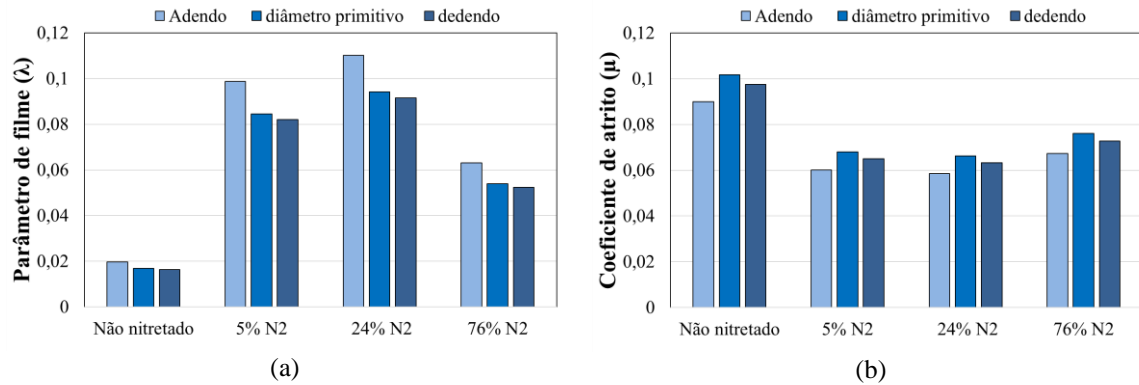


Na região do dedendo, além das características cinemáticas com rolamento e deslizamento (MURARO *et al.*, 2012), as tensões cisalhantes são mais elevadas no final do ensaio de desgaste FZG, Figura 5.19. Outro fato interessante é que as engrenagens nitretadas com 24% N₂ (melhor condição), apesar de apresentar o mesmo nível de tensão cisalhante das engrenagens nitretadas com 76% N₂, Figura 5.19, tem uma espessura de filme maior no final dos ensaios de desgaste FZG, o que lhe confere uma maior proteção, ver Figura 5.20(a). As engrenagens não nitretadas têm as tensões de cisalhamento mais elevadas no final dos ensaios de desgaste FZG do que os grupos de engrenagens nitretadas a plasma, Figura 5.19, devido a elevada presença de danos por *pitting* sobre os flancos. Nestes casos, a espessura de filme lubrificante é menor, e conseqüentemente, o coeficiente de atrito é mais elevado do que o grupo de engrenagens nitretadas a plasma, Figura 5.20(b).

A variação da meia largura de contato apresentada na Figura 5.17(b) pode ser correlacionada com a variação da pressão de Hertz, Figura 5.17(a), onde para menores áreas de contato há maiores níveis de pressão, o que colabora para o aumento do desgaste. Dois tipos de danos foram identificados nas superfícies dos flancos submetidos aos ensaios de desgaste FZG: crateras de fadiga com grandes dimensões (*spalling*) e crateras pequenas e dispersas sobre os flancos (*pitting*). As Figuras 5.21(a-d) apresentam imagens dos mecanismos de desgaste dos flancos dos quatro grupos de engrenagens testadas. Em geral, os danos por *spalling* se apresentaram predominantemente sobre o flanco das engrenagens não nitretadas e sobre os flancos das engrenagens nitretadas com 5 e 76% N₂, enquanto os danos por *pitting* se manifestaram predominantemente nas engrenagens nitretadas com 24% N₂. Apesar disso, também foi constatado a ocorrência de alguns danos por *spalling* nos flancos nitretados com 24% N₂, porém em menor quantidade. Da mesma forma, nos períodos

iniciais do ensaio de desgaste FZG também é evidenciado danos por *pitting* sobre o flanco das engrenagens não nitretadas e sobre os flancos das engrenagens nitretadas com 5 e 76% N₂.

Figura 5.20 – Comparação do (a) parâmetro de filme (λ) e do (b) coeficiente de atrito nas regiões do adendo, diâmetro primitivo e dedendo após o *steady-state* final – k9 (302,0 N.m)



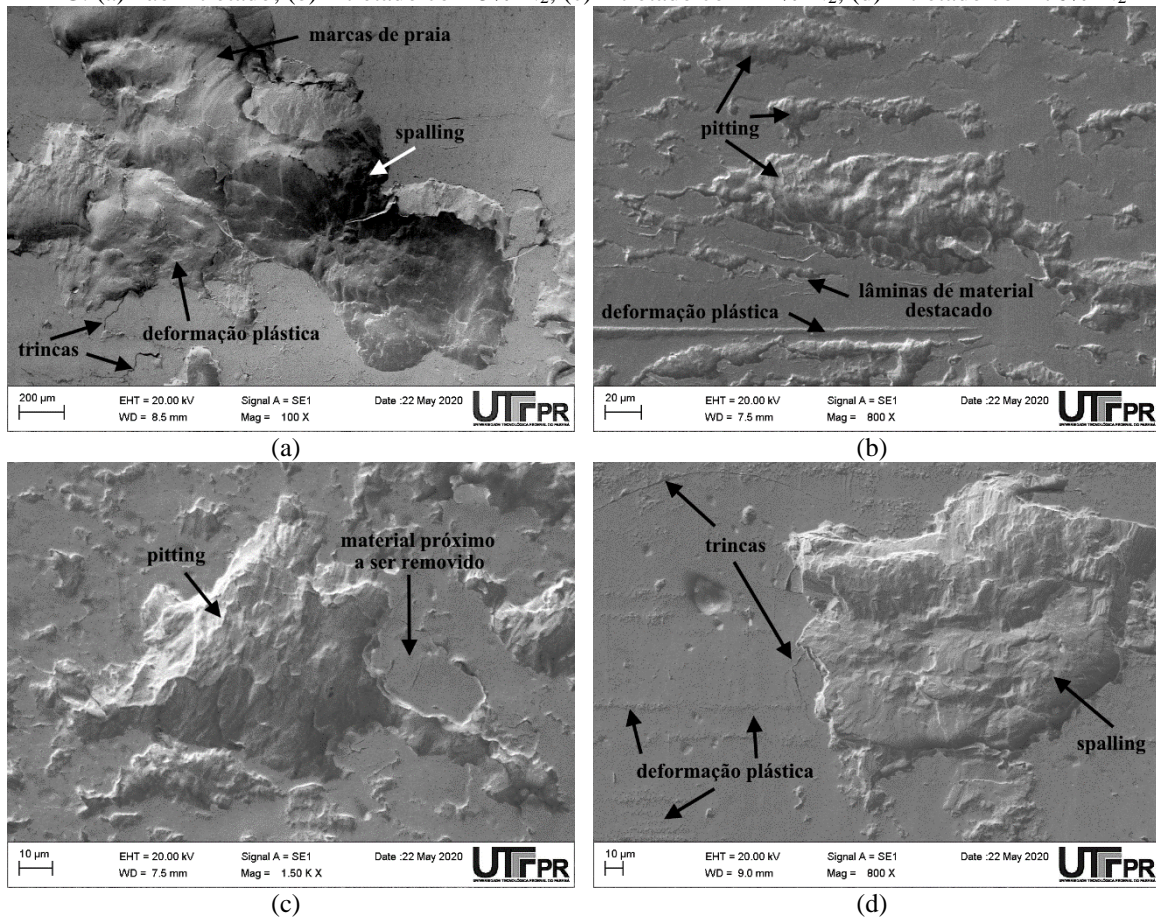
Fonte: Autor

Todos os grupos de engrenagens pinhão apresentaram a formação, nucleação e propagação de trincas sub-superficiais durante o ensaio de desgaste FZG. Em geral, as trincas sub-superficiais que apresentam grandes dimensões (engrenagens não nitretadas e engrenagens nitretadas com 5 e 76% N₂), Figura 5.21(a), usualmente são associadas à remoção de material por meio de *spalling*. A maioria das trincas sub-superficiais dos dentes das engrenagens nitretadas com 5 e 76% N₂, apresentaram um crescimento descontrolado e em grandes profundidades durante o período de propagação, e em muitos casos provocaram a remoção de toda a superfície nitretada, Figura 5.22(b). No entanto, não é possível afirmar estatisticamente se a nitretação a plasma influenciou na profundidade das trincas nos dentes das engrenagens, devido ao maior número de ciclos ser realizado sobre as engrenagens nitretadas. Caso as engrenagens não nitretadas atingissem o número de ciclos que as engrenagens nitretadas, a profundidade das trincas provavelmente seria mais elevada. Apesar disso, é evidente que as trincas nas engrenagens nitretadas com 24% N₂ ocorrem em menores profundidades do que as demais condições investigadas, mesmo com o número de ciclos sendo muito superior as demais condições, Figura 5.22(a).

Hamilton; Goodman (1966) e Terrin *et al.* (2017) constataram que quando há presença de atrito no contato não conforme, a posição da tensão cisalhante máxima se aproxima da superfície com o aumento do coeficiente de atrito. Logo, as profundidades das trincas observadas nos dentes das engrenagens estão coerentes para as engrenagens nitretadas com 24% N₂ e para as engrenagens não nitretadas, pois as profundidades médias das trincas apresentadas na Figura 5.22(a) são menores do que a profundidade das trincas

calculadas pelo modelo analítico de Hertz. Apesar das engrenagens não nitretadas apresentarem maiores níveis de danos, aquelas nitretadas com 5 e 76% N₂, apresentaram trincas em profundidade ainda mais elevada do que as calculadas pelo modelo de Hertz. Isso pode ser justificado pelo fato da dureza superficial e a espessura da camada de compostos serem muito reduzidas nas engrenagens nitretadas com 5% N₂, ao contrário das engrenagens nitretadas com 76% N₂, onde isso ocorreu devido a espessura da camada de compostos ser muito elevada, a tenacidade a fratura da camada de compostos ser menor e pelo fato de composições ricas em nitrogênio serem propensas a fragilização da zona de difusão, conforme relatado por Rocha *et al.* (2003).

Figura 5.21 – Danos na superfície dos flancos das engrenagens pinhão submetidas aos ensaios de desgaste FZG: (a) não nitretado; (b) nitretado com 5% N₂; (c) nitretado com 24% N₂; (d) nitretado com 76% N₂

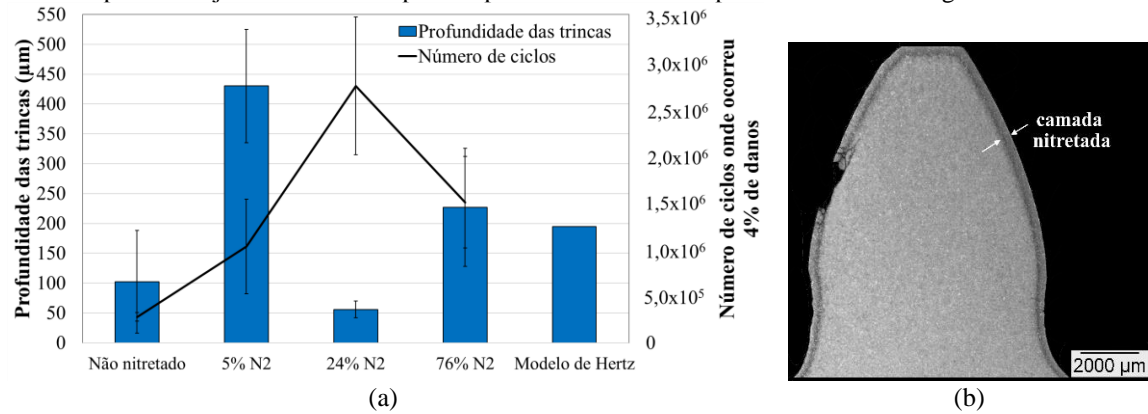


Fonte: Autor

As trincas superficiais normalmente são iniciadas próximas à região de deformação plástica superficial, onde ocorre a máxima tensão de cisalhamento cíclica, a qual é causada pelo contato de rolamento-deslizamento, ou alternativamente em defeitos tais como entalhe ou riscos na superfície. Os ciclos de tensão repetitivos gerados entre os flancos acabam resultando em altas pressões de contato em uma área de contato localizada, e provocam um aumento da máxima tensão cisalhante na subsuperfície do flanco, que promove a nucleação

de trincas na subsuperfície. As trincas da subsuperfície se unificam e se propagam rapidamente com uma orientação paralela à superfície, estimuladas pelas forças cisalhantes (REGO, 2016).

Figura 5.22 – (a) Profundidade média das trincas versus o número de ciclos das engrenagens forjadas e nitretadas a plasma pulsado com diferentes misturas gasosas; (b) Macrofotografia do dente da engrenagem pinhão forjada e nitretada a plasma pulsado com 5% N₂ após os ensaios de desgaste FZG



Fonte: Autor

A abordagem de *Weibull* mostrou estatisticamente que a configuração para as engrenagens forjadas ter maior desempenho nos ensaios de desgaste FZG foram as engrenagens nitretadas com 24% N₂. As engrenagens nitretadas com 76, 24 e 5% N₂ apresentaram a probabilidade de 99,3%, 99,9% e 94,8% de ter a vida mais longa do que as engrenagens não nitretadas, conforme esperado, pois a dureza dos flancos nitretados a plasma é maior, Figura 5.13(b). Por outro lado, as engrenagens nitretadas com 24% N₂ (melhor condição) apresentaram probabilidade de 87,1% e 94,4% de ter a vida mais longa do que as engrenagens nitretadas com 76 e 5% N₂, respectivamente. As engrenagens não nitretadas e as engrenagens nitretadas com 5% N₂ duram menos que as engrenagens nitretadas com 24 e 76% N₂, devido a dureza dos flancos ser menor. A diferença de desempenho das engrenagens nitretadas com 24 e 76% N₂ está associada a tenacidade a fratura e a espessura da camada de compostos, uma vez que a dureza superficial e a profundidade de camada são similares nestes casos.

6 CONCLUSÕES

(a) Propriedades das amostras cilíndricas – Influência dos parâmetros de nitretação a plasma

(a.1) A nitretação a plasma mostrou-se comprovadamente ser um processo viável para aumentar a dureza e a resistência ao desgaste do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4. Conforme esperado, as temperaturas de nitretação a plasma mais elevadas (550 °C) apresentaram os melhores resultados em termos de profundidade de camada, porém nestes casos houve uma redução na dureza de núcleo, provavelmente associado ao revenimento da bainita. A escolha pela temperatura de 500 °C foi porque as temperaturas mais baixas (400 e 450 °C) se tornariam impraticáveis para produzir profundidades de camadas com 300 µm (exigido nas engrenagens), pois levaria tempos de nitretação muito elevados. Por esse motivo, tolerou-se a possibilidade de ocorrer um possível revenimento da bainita em 500 °C;

(a.2) Uma das contribuições desta tese foi determinar a constante de crescimento da camada (k) para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 nitretado a plasma em diferentes temperaturas (400, 450, 500 e 550 °C) e composições de nitrogênio na mistura gasosa (5, 24 e 76% N₂). As superfícies nitretadas a plasma com composição de nitrogênio de 24 e 76% N₂ formaram uma camada de compostos bifásica de ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N. À medida que foi diminuído o percentual de nitrogênio na mistura gasosa, aumentou o percentual de γ' -Fe₄N na camada de compostos, mas uma camada de compostos monofásica foi alcançada somente com a composição de nitrogênio de 5% N₂;

(a.3) A dureza da superfície do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 aumentou com o aumento do teor de nitrogênio na mistura gasosa, porque aumenta o percentual de ϵ -Fe₂₋₃(C)N. Conforme mostrado nesta tese, a fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N é mais dura do que a fase γ' -Fe₄N. A dureza da zona de difusão aumenta com a temperatura e o tempo de tratamento. As propriedades mecânicas da zona de difusão influenciam as propriedades de fratura da camada de compostos, uma vez que a zona de difusão fornece suporte para a camada de compostos. As composições gasosas ricas em nitrogênio (76% N₂) apresentaram uma diminuição na tenacidade à fratura da camada de compostos, pois elas têm mais ϵ -Fe₂₋₃(C)N. Pelo fato da fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N ser mais dura, a camada de compostos é mais frágil e tem uma menor tenacidade a fratura;

(a.4) A máxima de concentração de nitrogênio das amostras nitretadas a plasma ocorrem na superfície do aço e decaem gradualmente com a profundidade. O aumento no

percentual de nitrogênio tende a formar picos de concentração de carbono abaixo da camada de compostos (na zona de difusão). Estes picos de concentração de carbono na zona de difusão ocorrem em função da desestabilização dos carbonetos de cromo durante a nitretação e, contribuem para a redução da tenacidade da camada de compostos das amostras nitretadas com 76% N₂, devido a fragilização da zona de difusão;

(a.5) Em geral, o aumento da temperatura, do tempo de nitretação e da composição de nitrogênio formaram camadas mais profundas, com tensões residuais compressivas que se estendem até o final da zona de difusão, na direção do núcleo. Por outro lado, as tensões residuais mais compressivas da zona de difusão foram obtidas com o uso de temperaturas de nitretação mais baixas (400 e 450 °C). O tempo de nitretação parece não ter influenciado significativamente nas tensões residuais da zona de difusão. Em geral, os tratamentos com composições ricas em nitrogênio (76% N₂) introduziram tensões residuais mais compressivas na superfície do aço do que as composições de 5 e 24% N₂;

(a.6) A composição de nitrogênio, a temperatura e o tempo de exposição ao “bombardeamento” de íons, provocou um aumento na rugosidade das amostras nitretadas a plasma. Os resultados dos ensaios de desgaste *reciprocating* mostraram que a camada de compostos aumenta significativamente a resistência ao desgaste, devido ao aumento de dureza superficial. O coeficiente de atrito é mais baixo na superfície das amostras nitretadas no início do ensaio, devido às características cerâmicas da camada de compostos. O aumento do COF, ao longo do tempo do ensaio tribológico deve-se ao surgimento de partículas de terceiro corpo oriundas do desgaste da esfera de zircônia e da camada de compostos. O crescimento repentino do COF está relacionado com o desgaste da camada superficial que trinca ou delamina e expõe a zona de difusão. Quando se atinge a zona de difusão, o atrito se eleva, podendo alcançar ou até ultrapassar o atrito de material não nitretado;

(a.7) Quando comparado as amostras nitretadas a plasma com 5, 24 e 76% N₂, verifica-se que as nitretadas com 5 e 24% N₂ por 9 h apresentaram melhor desempenho ao desgaste no tribômetro *ball-on-flat*, com 95% de confiança estatística. As amostras nitretadas a plasma com 76% N₂ e com maior espessura de camada não apresentaram os melhores resultados devido a fragilização da zona de difusão causada pelo efeito sinérgico (tempo e composição de nitrogênio). Para aplicações em componentes como engrenagens, a composição de 24% N₂ demonstra-se com o maior potencial. Esta hipótese foi testada e é demonstrada nos resultados dos ensaios de desgaste por fadiga de contato realizados com engrenagens fabricadas nesta tese, cuja conclusão é apresentada a seguir.

(b) Desempenho das engrenagens forjadas – Influência dos parâmetros de nitretação a plasma

(b.1) A profundidade de camada nas engrenagens foi projetada para ser similar entre os diferentes grupos de engrenagens pinhão nitretadas a plasma pulsado, mesmo com o uso de diferentes composições de nitrogênio. Mesmo a profundidade total (camada de compostos + zona de difusão) sendo similar entre os três grupos de engrenagens nitretadas a plasma, a camada de compostos é mais espessa nas engrenagens nitretadas com 76% N₂, devido ao aumento da composição de nitrogênio;

(b.2) As engrenagens nitretadas a plasma com 24 e 76% N₂ formaram uma camada de compostos bifásica de ϵ -Fe₂₋₃(C)N e γ' -Fe₄N, e as engrenagens nitretadas a plasma com 5% N₂ formaram uma camada de compostos monofásica de γ' -Fe₄N. As engrenagens nitretadas com 76% N₂ apresentaram maior dureza superficial do que as amostras nitretadas com 5 e 24% N₂, devido ao aumento da fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N na camada de compostos. Pelo fato da fase ϵ -Fe₂₋₃(C)N ser mais dura, a camada de compostos é mais frágil e tem os piores resultados de tenacidade a fratura. Conforme esperado, as engrenagens nitretadas com 5% N₂ tiveram o melhor desempenho nos ensaios de tenacidade a fratura, devido a camada de compostos monofásica de γ' -Fe₄N;

(b.3) As engrenagens nitretadas à plasma com 76% N₂ têm as maiores tensões residuais compressivas na zona de difusão, quando comparado as engrenagens nitretadas a plasma com 5 e 24% N₂, devido ao maior gradiente de dureza associado a maior concentração de nitrogênio. A diferença de desempenho das engrenagens nitretadas a plasma com 24 e 76% N₂ está associada a espessura e a tenacidade a fratura da camada de compostos, e as tensões residuais, uma vez que a dureza superficial é similar nestes casos. Conforme discutido, as tensões residuais vão ficando mais trativas na camada de compostos com o aumento da espessura, e quando são produzidas as camadas de compostos com espessura elevada, aumentam as chances de ocorrer o *spalling* na superfície dos flancos;

(b.4) A rugosidade tem grande influência nas tensões geradas e, conseqüentemente, nos mecanismos de desgaste que estão presentes na superfície. A rugosidade tende a diminuir sua magnitude nos estágios iniciais dos ensaios de desgaste FZG, e com o decorrer do ensaio de desgaste seus valores aumentam abruptamente, evidenciando a formação de danos por *pitting* e/ou *spalling*;

(b.5) Constatou-se que a maior parte dos danos ocorreram nas regiões dedendo e diâmetro primitivo, sendo as regiões que relataram maior pressão de contato de Hertz. O

menor percentual de danos por *pitting* e/ou *spalling* foram identificados nas regiões do adendo e os maiores percentuais no dedendo. Isso ocorre porque a direção de rolamento é oposta a força de atrito na região do dedendo;

(b.6) Os parâmetros de filme (λ) são sempre mais baixos após o estágio final do ensaio de desgaste FZG, tornando assim as condições de carregamento mais severas devido ao aumento do coeficiente de atrito (μ). Os resultados do parâmetro de filme (λ) demonstram que o regime de lubrificação na região do diâmetro primitivo (região em que ocorre o rolamento puro), é o limítrofe. Ao analisar as trincas encontradas no flanco dos quatro grupos de engrenagens pode-se estabelecer que as trincas ocorrem em áreas muito próximas à superfície, fazendo com que muitas dessas trincas, com o decorrer do estágio de propagação, cheguem à superfície, causando a formação de danos por *pitting* e/ou *spalling*;

(b.7) As engrenagens nitretadas com 24% N₂ apresentaram a melhor resistência ao desgaste por *pitting* quando comparado as engrenagens nitretadas com 5 e 76% N₂, e com as engrenagens forjadas não nitretadas. As engrenagens nitretadas com 24% N₂ duram mais devido a melhor combinação entre a dureza superficial, tenacidade a fratura, tensões residuais e espessura da camada de compostos. As engrenagens pinhão não nitretadas e as engrenagens nitretadas com 5% N₂ duram menos devido à menor dureza. A formação precoce de *spalling* nas engrenagens nitretadas com 76% N₂ é devido a fragilidade da camada de compostos comprovada pela diminuição da tenacidade a fratura;

(b.8) A distribuição de *Weibull* confirma estatisticamente que a nitretação a plasma promoveu um aumento na resistência ao desgaste por *pitting*. As engrenagens nitretadas a plasma com 76% N₂ ($1,5 \pm 0,5 \times 10^6$ ciclos), 24% N₂ ($2,7 \pm 0,7 \times 10^6$ ciclos) e 5% N₂ ($1,0 \pm 0,5 \times 10^6$ ciclos) têm uma melhoria de 5,4 vezes, 10,0 vezes e 3,7 vezes do que as engrenagens forjadas não nitretadas ($2,8 \pm 0,5 \times 10^5$ ciclos). Por outro lado, as engrenagens nitretadas a plasma com 24% N₂ (melhor condição) têm uma vida útil mais longa de 1,8 e 2,7 vezes do que as engrenagens nitretadas a plasma com 76 e 5% N₂, respectivamente;

(b.9) Os resultados apresentados demonstram a viabilidade da utilização do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 para a redução da rota de processamento de engrenagens forjadas e nitretadas a plasma. Os tempos relacionados ao processo de nitretação a plasma de engrenagens podem ser otimizados através dos métodos propostos nesta tese.

7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Produzir amostras nitretadas a plasma com diferentes temperaturas e composições de nitrogênio na mistura gasosa, mas que tenham mesma profundidade de camada, e avaliar o desempenho destas combinações em ensaios de desgaste *reciprocating* e pino-disco.

Fabricar uma matriz fechada e forjar a pré-forma da engrenagem já com os dentes, para aumentar ainda mais a vida em fadiga.

Forjar engrenagens em uma prensa de fricção, com o intuito de produzir uma microestrutura mais refinada em função da maior velocidade de deformação.

Pesquisar novos aços com composição química modificada e com teor de carbono médio (0,4 a 0,5% C em peso), e testar a resposta destes aços à tratamentos de nitretação a plasma, cementação e têmpera por indução.

Avaliar a influência da têmpera por indução antes da nitretação a plasma em engrenagens forjadas em aço DIN 18MnCrSiMo6-4 e posteriormente avaliar o desempenho desta combinação em ensaios de desgaste FZG.

Fazer um estudo mais específico sobre a influência de diferentes composições gasosas com adição de metano ou até mesmo introduzir carbono na superfície do aço (nitrocarbonetação) para formar uma camada monofásica de ϵ -Fe₂₋₃(C)N.

Estudar os efeitos do *shot peening* antes da nitretação a plasma com objetivo de aplicar tensões residuais na superfície e avaliar seu comportamento em ensaios de desgaste FZG.

Investigar com maior profundidade a interação das tensões residuais entre toda cadeia de fabricação das engrenagens.

Realizar ensaios de fadiga de flexão nos dentes das engrenagens com a finalidade de determinar a resistência do material e dos tratamentos de endurecimento superficial.

Determinar os esforços de contato durante o engrenamento por simulação computacional.

Analisar as características do óleo e as formas dos *debris* para buscar correlações entre o tipo de desgaste.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA, A. J.; SANTOS, D.; VASCONCELOS, G.; BAGGIO-SCHIED, V. H.; SILVA, D. F. **Changing in fatigue life of 300 M bainitic steel after laser carburizing and plasma nitriding.** In: 12th International Fatigue Congress 2018. MATEC Web of Conferences 165, 2018.

ABERNETHY, R. **The new Weibull handbook.** 5. ed. North Palm Beach: Dr. Robert. B. Abernethy, 2006.

AGMA. **Gear materials and heat treatment manual.** Alexandria: American Gear Manufacturers Association, 2004.

AGMA. **Gear nomenclature, definition of terms with symbols.** Alexandria: American Gear Manufacturers Association, 2011.

AKERSTROM, G.; RAVENSHORST, H.; GUNNARSON, S. **A survey of precipitation hardened pearlitic-ferritic steels in forged automotive components with special emphasis on machinability.** Materials & Design, 12(1): 33–39, 1991.

ALBAN, L. E. **Systematic analysis of gear failures.** Metals Park: ASM International, 1993. 232 p.

ALSARAN, A.; KARAKAN, M.; ÇELIK, A. **The investigation of mechanical properties of ion-nitrided AISI 5140 low-alloy steel.** Materials Characterization, 48: 323–327, 2002.

ALTAN, T.; OH, S.; GEGEL, H. **Conformação de metais: Fundamentos e aplicações.** 1 ed. São Carlos: EESC USP, 1999. 350 p.

ANAZAWA, R. M.; ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; CARRER, G. R.; ELISEI, C. C. A.; BAPTISTA, C. A. R. P. **Aumento do limite de escoamento de um aço multifásico devido ao envelhecimento por deformação e efeito TRIP.** Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, 27(1): 19–23, 2008.

ANDERSSON, M.; SOSA, M.; SJÖBERG, S.; OLOFSSON, U. **Effect of assembly errors in back-to-back gear efficiency testing.** In: International Gear Conference. Lyon Villeurbanne: Woodhead Publishing, 2014. p. 784–793.

ANDRADE, N.; TROß, N. **Improved measurements of gear efficiency in back-to-back test rig.** In: The Brazilian Gear Conference ITA-WZL. São José dos Campos, 2019.

ANTOINE, F.; BESSON, J-M. **Simplified modellization of gear micropitting.** Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering, 216: 291–302, 2002.

ANTUNES, E. V.; MORAES, S. P. **Estudo da evolução da rugosidade de dentes de engrenagens durante ensaios de desgaste tipo FZG.** Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2021.

ASHBY, M.; SHERCLIFF, H.; CEBON, D. **Materials: engineering, science, processing and design.** 5. ed. Jordan Hill: Butterworth-Heinemann, 2007. 514 p.

ASHRAFIZADEH, F. **Influence of plasma and gas nitriding on fatigue resistance of plain carbon (CK45) steel.** Surface & Coating Technology, 173/174: 1196–1200, 2003.

ASI, O. **Fatigue failure of a helical gear in a gearbox.** Engineering Failure Analysis, 13: 1116–1125, 2006.

ASLANTAS, K.; TASGETIREN, S. **A study of spur gear pitting formation and life prediction.** Wear, 257: 1167–1175, 2004.

ASM HANDBOOK. **Failure analysis and prevention.** v. 11. 10 ed. Materials Park: ASM International, 2002. 2909 p.

ASM HANDBOOK. **Fatigue and fracture.** v. 19. Materials Park: ASM International, 1997. 2592 p.

ASM HANDBOOK. **Friction, lubrication and wear technology.** v. 18. Materials Park: ASM International, 1992.

ASTM D341. **Standard test method for viscosity-temperature charts for liquid petroleum products.** West Conshohocken: ASTM International, 2003.

ASTM E18. **Standard test methods for Rockwell hardness of metallic materials.** West Conshohocken: ASTM International, 2019.

ASTM E23. **Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials.** West Conshohocken: ASTM International, 2007.

ASTM E3. **Standard practice for preparation of metallographic specimens.** West Conshohocken: ASTM International, 1995.

ASTM E415. **Standard test method for analysis of carbon low-alloy steel by spark atomic emission spectrometry.** West Conshohocken: ASTM International, 2014.

ASTM E8/E8M. **Standard test methods for tension testing of metallic materials.** West Conshohocken: ASTM International, 2013.

ASTM E92. **Standard test methods for Vickers hardness and Knoop hardness of metallic materials.** West Conshohocken: ASTM International, 2017.

BATISTA, A. C.; DIAS, A. M.; LEBRUN, J. L.; LE FLOUR, J. C.; INGLEBERT, G. **Contact fatigue of automotive gears: evolution and effects of residual stresses introduced by surface treatments.** *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 23: 217–228, 2000.

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*, 56: 75–85, 2013.

BELL, T.; LOH, N. L. **The fatigue characteristics of plasma nitrided three pct Cr–Mo steel.** *Journal of Heat Treating*, 2(3): 232–237, 1982.

BELL, T.; SUN, Y. **Load bearing capacity of plasma nitrided steel under rolling-sliding contact.** *Surface Engineering*, 6(2): 133–139, 1990.

BELSAK, A.; FLASKER, J. **Method for detecting fatigue crack in gears.** *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 46: 105–113, 2006.

BEVILAQUA, W. L.; EPP, J.; MEYER, H.; ROCHA, A. S.; ROELOFS, H. **In situ investigation of the bainitic transformation from deformed austenite during continuous cooling in a low carbon Mn-Si-Cr-Mo steel.** *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51A: 3627–3637, 2020.

BEVILAQUA, W. L.; EPP, J.; MEYER, H.; DONG, J.; ROELOFS, H.; ROCHA, A. S. **Revealing the dynamic transformation of austenite to bainite during uniaxial warm compression through in-situ synchrotron X-ray diffraction.** *Metals*, 11: 467, 2021.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels: transformations, microstructure and properties.** 2. ed. London: Institute of Materials, 2001. 454 p.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels: theory and practice.** 3. ed. Cambridge: Maney Publishing, 2015. 589 p.

BLECK, W.; BAMBACH, M.; WIRTHS, V.; STIEBEN, A. **Microalloyed engineering steels with improved performance – an overview.** *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 72(6): 346–354, 2017.

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*, 58–64, 2015.

BONIARDI, M.; D’ERRICO, F.; TAGLIABUE, C. **Influence of carburizing and nitriding on failure of gears – A case study.** *Engineering Failure Analysis*, 13: 312–339, 2006.

- BORESI, A. P.; SCHMIDT, R. J. **Advanced Mechanics of Materials**. 6. ed. John Wiley & Sons Inc., 2003. 671 p.
- BORMETTI, E.; DONZELLA, G.; MAZZÙ, A. **Surface and subsurface cracks in rolling contact fatigue of hardened components**. Tribology Transactions, 45(3): 274–283, 2002.
- BOTH, G. B.; ROCHA, A. S.; SANTOS, G. R.; HIRSCH, T. K. **An investigation on the suitability of different surface treatments applied to a DIN X100CrMoV8-1-1 for cold forming applications**. Surface & Coatings Technology, 244: 142–150, 2014.
- BOTH, G. B. **Caracterização e avaliação tribológica de superfícies resistentes ao desgaste para aplicação em ferramentas de conformação a frio**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2011. 122 p.
- BOWER, A. F. **The influence of crack face friction and trapped fluid on surface initiated rolling contact fatigue cracks**. Journal of Tribology, 110(4): 704–711, 1988.
- BRANDÃO, J. A.; MARTINS, R.; SEABRA, J. H. O.; CASTRO, M. J. D. **Surface damage prediction during an FZG gear micropitting test**. Journal of Engineering Tribology, 226(12): 1051–1073, 2012.
- BRANDÃO, J. A.; MARTINS, R.; SEABRA, J. H. O.; CASTRO, M. J. D. **Calculation of gear tooth flank surface wear during an FZG micropitting test**. Wear, 311: 31–39, 2014.
- BRANDÃO, J. A.; MARTINS, R.; SEABRA, J. H. O.; CASTRO, M. J. D. **An approach to the simulation of concurrent gear micropitting and mild wear**. Wear, 324–325: 64–73, 2015.
- BRANDÃO, J. A.; SEABRA, J. H. O.; CASTRO, M. J. D. **Surface fitting of an involute spur gear tooth flank roughness measurement to its nominal shape**. Measurement, 91: 479–487, 2016.
- BUCHMAYR, B. **Critical assessment 22: bainitic forging steels**. Materials Science and Technology, 32(6): 517–522, 2016.
- BUDINSKI, K. G. **Surface engineering for wear resistance**. Upper Saddle River: Prentice-Hall, 1988. 420 p.
- CABALLERO, F. G.; BHADSHIA, H. K. D. H.; MAWELLA, K. J. A.; JONES, D. G.; BROWN, P. **Design of novel high strength bainitic steels: part 1**. Materials Science and Technology, 17(5): 512–516, 2001. a.
- CABALLERO, F. G.; BHADSHIA, H. K. D. H.; MAWELLA, K. J. A.; JONES, D. G.; BROWN, P. **Design of novel high strength bainitic steels: part 2**. Materials Science and Technology, 17(5): 517–522, 2001. b.

- CABALLERO, F. G.; ROELOFS, H.; HASLER, St.; CAPDEVILA, C.; CHAO, J.; CORNIDE, J.; GARCIA-MATEO, C. **Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels.** *Materials Science and Technology*, 28(1): 95–102, 2012.
- CABALLERO, F. G.; SANTOFIMIA, M. J.; CAPDEVILA, C.; GARCÍA-MATEO, C.; GARCIA DE ANDRES, C. **Design of advanced bainitic steels by optimization of TTT diagrams and T_0 curves.** *ISIJ International*, 46(10): 1479–1488, 2006.
- CABALLERO, F. G.; CHAO, J.; CORNIDE, J.; GARCÍA-MATEO, C.; SANTOFIMIA, M. J.; CAPDEVILA, C. **Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels.** *Materials Science and Engineering A*, 525: 87–95, 2009. a.
- CABALLERO, F. G.; SANTOFIMIA, M. J.; GARCÍA-MATEO, C.; CHAO, J.; GARCIA DE ANDRES, C. **Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels.** *Materials and Design*, 30: 2077–2083, 2009. b.
- CARDOSO, N. F. R.; MARTINS, R. C.; SEABRA, J. H. O.; IGARTUA, A.; RODRÍGUEZ, J. C.; LUTHER, R. **Micropitting performance of nitrided steel gears lubricated with mineral and ester oils.** *Tribology International*, 42: 77–87, 2009.
- CAPELLO, E. **Residual stresses in turning part I: Influence of process parameters.** *Journal of Materials Processing Technology*, 160: 221–228, 2005.
- CAPUANO, L. **International energy outlook 2018 (IEO2018).** Disponível em: <https://www.eia.gov/pressroom/presentations/capuano_07242018.pdf>. Acesso em: 10 mar. 2019.
- 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.** Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2021. 159 p.
- CASTRO, P. J.; SILVEIRA, A. C. F.; IVANISKI, T. M.; TURRA, C. J.; EPP, J.; ROCHA, A. S. **Two-step continuous cooling heat treatment applied in a low carbon bainitic steel.** *Materials Research*, 24(2): e20200334, 2021.
- CHANG, D. Y.; LEE, S. Y.; KANG, S. G. **Effect of plasma nitriding on the surface properties of the chromium diffusion coating layer in iron-base alloys.** *Surface & Coatings Technology*, 116/119: 391–397, 1999.

- CHO, J. R.; KANG, W. J.; KIM, M. G.; LEE, J. H.; LEE, Y. S.; BAE, W. B. **Distortions induced by heat treatment of automotive bevel gears.** *Journal of Materials Processing Technology*, 153–154: 476–481, 2004.
- CLARKE, T. G. R.; ROCHA, A. S.; REGULY, A.; HIRSCH, T. **In situ XRD measurements during plasma nitriding of a medium carbon steel.** *Surface & Coatings Technology*, 194: 283–289, 2005.
- ÇOMAKLI, O.; YETIM, A. F.; KARACA, B.; ÇELIK, A. **Effect of gas mixture on tribological performance of plasma nitrided grey cast iron under dry and lubricated conditions.** *Materials Research Express*, 6(5): 1–11, 2019.
- CONRADO, E.; GORLA, C.; DAVOLI, P.; BONIARDI, M. **A comparison of bending fatigue strength of carburized and nitrided gears for industrial applications.** *Engineering Failure Analysis*, 78: 41–54, 2017.
- CORENGIA, P.; YBARRA, G.; MOINA, C.; CABO, A.; BROITMAN, E. **Microstructural and topographical studies of DC-pulsed plasma nitrided AISI 4140 low-alloy steel.** *Surface & Coatings Technology*, 200: 2391–2397, 2005.
- CULLITY, B. D. **Elements of X-ray diffraction.** 2. ed. Reading, Massachusetts: Addison-Wesley Publishing Company, 1978. 555 p.
- CZERWINSKI, F. **Thermochemical treatment of metals.** In: *Heat Treatment. Conventional and Novel Applications*, 2012.
- DALLAGO, M.; BENEDETTI, M.; ANCELLOTTI, S.; 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*, 92: 517–530, 2016.
- 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 treatments with a nitrogen rich gas composition on the reciprocating sliding wear of a DIN 18MnCrSiMo6-4 steel.** *Materials Research*, 24(4): e20200592, 2021.
- DALCIN, R. L.; HATWIG, R. A.; OLIVEIRA, L. F.; ZOTTIS, J.; EPP, J.; ZOCH, H.-W.; ROCHA, A. S. **Surface processing to improve the fatigue strength of bainitic steels – An overview.** *International Journal of Engineering & Technology*, 8(3): 324–332, 2019. a.

- DALCIN, R. L.; OLIVEIRA, L. F.; ROCHA, A. S. **Caracterização do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 nitretado a plasma com mistura gasosa composta por 76% N₂**. In: 10^o Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. São Carlos, 2019. b.
- 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, 23(2): e20200036, 2020. a.
- 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, 23(5): e20200269, 2020. b.
- DAS, C. R.; ALBERT, S. K.; BHADURI, A. K.; RAY, S. K. **Failure analysis of a pinion**. Engineering Failure Analysis, 12: 287–298, 2005.
- DAVIS, J. R. **Gear materials, properties, and manufacture**. Materials Park: ASM International, 2005. 339 p.
- DENG, G.; TIEU, A. K.; SU, L.; WANG, P.; WANG, L.; LAN, X.; CUI, S.; ZHU, H. **Investigation into reciprocating dry sliding friction and wear properties of bulk CoCrFeNiMo high entropy alloys fabricated by spark plasma sintering and subsequent cold rolling processes: Role of Mo element concentration**. Wear, 460–461: 203440, 2020.
- DENGO, C.; MENEGHETTI, G.; DABALÀ, M. **Experimental analysis of bending fatigue strength of plain and notched case-hardened gear steels**. International Journal of Fatigue, 80: 145–161, 2015.
- DÍAZ-GUILLÉN, J. C.; NAEEM, M.; HDZ-GARCÍA, H. M.; ACEVEDO-DAVILA, J. L.; DÍAZ-GUILLÉN, M. R.; KHAN, M. A.; IQBAL, J.; MTZ-ENRIQUEZ, A. I. **Duplex plasma treatment of AISI D2 tool steel by combining plasma nitriding (with and without white layer) and post-oxidation**. Surface & Coatings Technology, 385: 125420, 2020.
- DIEHL, I. L. **Análise de camadas obtidas por nitretação gasosa controlada nos aços SAE H13 e SAE 4140**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2017. 106 p.
- DIN 50 190. **Härtetiefe wärmebehandelter Tiele: Ermittlung der Nitrierhärtetiefe**. Teil 3. Berlin: Deutsches Institut für Normung, 1979.
- DIN 14635-1. **Gears – FZG test procedures – Part 1: FZG test method A/8.3/90 for relative scuffing load-carrying capacity of oils**. Teil 3. Berlin: Deutsches Institut für Normung, 2006.

DING, Y.; RIEGER, N. F. **Spalling formation mechanism for gears.** *Wear*, 254: 1307–1317, 2003.

DING, Y.; GEAR, J. A. **Spalling depth prediction model.** *Wear*, 267: 1181–1190, 2009.

DOAN, T. V.; DOBROCKÝ, D.; POKORNY, Z.; KUSMIC, D.; NGUYEN, V. T. **Effect of plasma nitriding on mechanical and tribological properties of 42CrMo4 steel.** *ECS Transactions*, 74(1): 231–238, 2016.

DOEBELIN, N.; KLEEBERG, R. **Profex: A graphical user interface for the Rietveld refinement program BGMN.** *Journal of Applied Crystallography*, 48: 1573–1580, 2015.

DOMMARCO, R. C.; BASTIAS, P. C.; DALL’O, H. A.; HAHN, G. T.; RUBIN, C. A. **Rolling contact fatigue (RCF) resistance of austempered ductile iron (ADI).** *Wear*, 221: 69–74, 1998.

DONG, J.; EPP, J.; ROCHA, A. S.; NUNES, R. M.; ZOCH, H.-W. **Investigation of the influence factors on distortion in induction-hardened steel shafts manufactured from cold-drawn rod.** *Metallurgical and Materials Transaction A*, 47A: 877–888, 2016.

DONG, J.; SKALECKI, M. G.; HATWIG, R. A.; BEVILAQUA, W. L.; STARK, A.; EPP, J.; ROCHA, A. S.; ZOCH, H.-W. **Study of microstructural development of bainitic steel using eddy current and synchrotron XRD in-situ measurement techniques during thermomechanical treatment.** *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 75(1): 3–22, 2020.

DOONER, D. B. **Kinematic geometry of gearing.** 2. ed. John Wiley & Sons, 2012. 496 p.

DOWSON, D.; HIGGINSON, G. R. **Elastohydrodynamic Lubrication.** 1. ed. Oxford: Pergamon Press, 1977. 235 p.

DUTREY, L.; LAS HERAS, E.; SVOBODA, H. G.; CORENGIA, P.A. **Mechanical properties of layers obtained by DC-pulsed plasma nitriding on a low-alloy steel (AISI 4140).** *Plasma Processes and Polymers*, 6: S314–S320, 2009.

EGGBAUER, G.; BUCHMAYR, B. **High-strength bainitic steels for forged products.** *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 160(5): 209–213, 2015.

EGGBAUER, G.; BUCHMAYR, B. **Optimized cooling strategies for bainitic forging steels.** *Key Engineering Materials*, 716: 472–480, 2016.

EVANS, M.-H. **An updated review: white etching cracks (WECs) and axial cracks in wind turbine gearbox bearings.** *Materials Science and Technology*, 32(11): 1133–1169, 2016.

- FAJDIGA, G.; GLODEZ, S.; KRAMAR, J. **Pitting formation due to surface and subsurface initiated fatigue crack growth in contacting mechanical elements.** *Wear*, 262: 1217–1224, 2007.
- FERNÁNDEZ, J.; ILLESCAS, S.; GUILMANY, J. M. **Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel.** *Materials Letters*, 61(11–12): 2389–2392, 2007.
- FERNANDES, P. J. L. **Tooth bending fatigue failures in gears.** *Engineering Failure Analysis*, 3(3): 219–225, 1996.
- FERNANDES, P. J. L.; MCDULING, C. **Surface contact fatigue failures in gears.** *Engineering Failure Analysis*, 4(2): 99–107, 1997.
- FISCHER-CRIPPS, A. C. **Nanoindentation.** 3. ed. New York: Editora Springer, 2011. 279 p.
- FITZPATRICK, M. E.; LODINI, A. **Analysis of residual stress by diffraction using neutron and synchrotron radiation.** 1. ed. London: Taylor & Francis, 2003. 354 p.
- FITZPATRICK, M. E.; FRY, A. T.; HOLDWAY, P.; KANDIL, F. A.; SHACKLETON, J.; SUOMINEN, L. **Determination of residual stress by X-ray diffraction – Issue 2.** National Physical Laboratory. Measurement Good Practice Guide No. 52. Middlesex, United Kingdom, 2005.
- FLEWITT, P. E.; WILD, R. K. **Physical methods for materials characterisation.** 3. ed. Boca Raton: CRC Press, 2017. 725 p.
- FUNATANI, K. **Residual stresses during gear manufacture.** In: **Handbook of residual stress and steel deformation.** Materials Park: ASM International, 2002. p. 437–457.
- GALDINO, R.; COLOMBO, T. **New steel alloys for automotive gears.** In: The Brazilian Gear Conference ITA-WZL. São José dos Campos, 2019.
- GANS, L. H. A.; MARTINEZ, J. A. B.; KODA, F.; GUESSER, W. L.; SILVA, C. H. **Effect of the graphite nodule size on the ADI wear resistance: a finite element study.** In: Second International Brazilian Conference on Tribology. TriboBR, 2014.
- GANS, L. H. A.; GUESSER, W. L.; LAUERSEN, M. A.; SILVA, C. H. **Numerical analysis of the influence of graphite nodule size on the pitting resistance of austempered ductile iron gears.** *Advanced Materials Research*, 1120–1121: 763–772, 2015.
- GAO, Y. **Influence of deep-nitriding and shot peening on rolling contact fatigue performance of 32Cr3MoVA steel.** *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17: 455–459, 2008.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaaios dos materiais**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014. 365 p.

GENEL, K.; DEMIRKOL, M.; ÇAPA, M. **Effect of ion nitriding on fatigue behavior of AISI 4140 steel**. *Materials Science and Engineering A*, 279: 207–216, 2000.

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*, 60(3-4): 428–433, 2016.

GIACOMELLI, R. O.; SALVARO, D. B.; BENDO, T.; BINDER, C.; KLEIN, A. N.; MELLO, J. D. B. **Topography evolution and friction coefficient of gray and nodular cast irons with duplex plasma nitrided + DLC coating**. *Surface and Coatings Technology*, 314: 18–27, 2017.

GLADMAN, T. **The physical metallurgy of microalloyed steels**. 1. ed. London: Institute of Materials, 1997. 363 p.

GLODEZ, S.; WINTER, H.; STUWE, H. P. **A fracture mechanics model for the wear of gear flanks by pitting**. *Wear*, 208: 177–183, 1997.

GOMES, R. B. **Análise macroscópica e microscópica de tensões de contato em engrenagens**. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2019.

GOMEZ, G.; PÉREZ, T.; BHADSHIA, H. K. D. H. **Air cooled bainitic steels for strong, seamless pipes: part 1 – alloy design, kinetics and microstructure**. *Materials Science and Technology*, 25(12): 1501–1507, 2009. a.

GOMEZ, G.; PEREZ, T.; BHADSHIA, H. K. D. H. **Air cooled bainitic steels for strong, seamless pipes: part 2 – properties and microstructure of rolled material**. *Materials Science and Technology*, 25(12): 1508–1512, 2009. b.

GONG, W.; TOMOTA, Y.; HARJO, S.; SU, Y. H.; AIZAWA, K. **Effect of prior martensite on bainite transformation in nanobainite steel**. *Acta Materialia*, 85: 243–249, 2015.

GRABARSKI, M. I. **Efeito de tensões residuais compressivas na fadiga de contato por rolamento de um ferro fundido nodular com matriz de dureza elevada**. Dissertação de Mestrado. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2019. 102 p.

GRAZULIS, S.; DASKEVIC, A.; MERKYS, A.; CHATEIGNER, D.; LUTTEROTTI, L.; QUIRÓS, M.; SEREBRYANAYA, N. R.; MOECK, P.; DOWNS, R. T.; BAIL, A. L. **Crystallography Open Database (COD): an open-access collection of crystal structures and platform for world-wide collaboration**. *Nucleic Acids Research*, 40(D1): D420–D427, 2012.

GRUBIN, A. N. **Fundamentals of the hydrodynamic theory of lubrication of heavily loaded cylindrical surfaces**. Ed. Translation of Russian Book No. 30. Central Scientific Institute for Technology and Mechanical Engineering. Moscow: DSIR London Translation No. 337, 1949. p. 115–166.

GUAGLIANO, M.; RIVA, E.; GUIDETTI, M. **Contact fatigue failure analysis of shot-peened gears**. *Engineering Failure Analysis*, 9: 147–158, 2002.

GUESSER, W. L.; KODA, F.; MARTINEZ, J. A. B.; SILVA, C. H. **Austempered ductile iron for gears**. SAE Technical Paper Series, no. 2012-36-0305. SAE International, 2012.

HAMILTON, G. M.; GOODMAN, L. E. **The stress field created by a circular sliding contact**. *Journal Applied Mechanics*, 33(2): 371–376, 1966.

HAMROCK, B. J.; SCHMID, S. R.; JACOBSON, B, O. **Fundamentals of fluid film lubrication**. 2. ed. New York: CRC Press, 2004. 728 p.

HASSANI-GANGARAJ, S. M.; MORIDI, A.; GUAGLIANO, M.; GHIDINI, A.; BONIARDI, M. **The effect of nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behavior and micro-structure of a low-alloy steel**. *International Journal of Fatigue*, 62: 67–76, 2014.

HASLER, S.; ROELOFS, H.; LEMBKE, M.; CABALLERO, F.G. **New air cooled steels with outstanding impact toughness**. In: 3rd International Conference on Steels in Cars and Trucks. Salzburg. June 2011.

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 DIN 20MnCr5**. In: 7^o Seminário de Inovação e Tecnologia do IFSul – INOVTEC. Sapucaia do Sul, 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*, 24(1): e20200346, 2021.

HE, J.; ZHAO, A.; HUANG, Y.; ZHI, C.; ZHAO, F. **Acceleration of bainite transformation at low temperature by warm rolling process**. *Materials Today: Proceedings*, 2: 289–294, 2015.

HERNÁNDEZ, S. A. G.; GARCÍA, V. D. C.; LUNA, E. L.; VIDAL, M. A. **Elastic modulus and hardness of cubic GaN grown by molecular beam epitaxy obtained by nanoindentation**. *Thin Solid Films*, 699: 137915, 2020.

- HERTZ, H. **Über die berührung fester elastischer körper.** Journal für die reine und angewandte Mathematik, 92:156–171, 1881.
- HEYN, E. **Internal strains in cold wrought metals and some troubles caused thereby.** The Journal of the Institute of Metals, 12: 3–37, 1914.
- HOJA, S.; HOFFMANN, F.; ZOCH, H.-W.; SCHURER, S.; TOBIE, T.; STAHL, K. **Design of deep nitriding treatments for gears.** Journal of Heat Treatment and Materials, 70(6): 276–285, 2015.
- HOJA, S.; STEINBACHER, M.; ZOCH, H.-W. **Compound layer design for deep nitrided gearings.** Metals, 10(4): 455, 2020.
- 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 pag. (Technical Report FVA-Research Project 2/IV).
- HÖHN, B.-R.; MICHAELIS, K. **Influence of oil temperature on gear failures.** Tribology International, 37: 103–109, 2004.
- HOLMBERG, K.; ERDEMIR, A. **Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions.** Friction, 5(3): 263–284, 2017.
- HOSSEINI, S. R.; ASHRAFIZADEH, F. **Accurate measurement and evaluation of the nitrogen depth profile in plasma nitrided iron.** Vacuum, 83: 1174–1178, 2009.
- HSU, S. M.; GATES, R. S. **Boundary lubricating films: formation and lubrication mechanism.** Tribology International, 38(3): 305–312, 2005.
- HUA, J.; SHIVPURI, R.; CHENG, X.; BEDEKAR, V.; MATSUMOTO, Y.; HASHIMOTO, F.; WATKINS, T. R. **Effect of feed rate, workpiece hardness and cutting edge on subsurface residual stress in the hard turning of bearing steel using chamfer + hone cutting edge geometry.** Materials Science & Engineering A, 394: 238–248, 2005.
- HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology: friction and wear of engineering materials.** 2. ed. Butterworth–Heinemann, 2017. 412 p.
- ILHAN-SUNGUR, E.; ÇOTUK, A. **Microbial corrosion of galvanized steel in a simulated recirculating cooling tower system.** Corrosion Science, 52: 161–171, 2010.
- IMREK, H. **Performance improvement method for Nylon 6 spur gears.** Tribology International, 42: 503–510, 2009.
- ISO 14577-1. **Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and material parameters – Part 1: Test Method.** International Organization for Standardization, 2015.

ISO 4287. **Geometrical product specifications (GPS) – surface texture: profile method – terms, definitions and surface texture parameters.** International Organization for Standardization, 2002.

ISO 4288. **Geometrical product specifications (GPS) – surface texture: profile method – rules and procedures for the assessment of surface texture.** International Organization for Standardization, 2008.

IVANISKI, T. M.; SOUZA, T. F.; ÉPP, J.; ROCHA, A. S. **Constitutive modelling of high temperature flow behaviour for a low carbon high silicon bainitic steel.** Materials Research, 23(5): e20200264, 2020.

JOHNSON, K. L. **Contact mechanics.** Cambridge University Press: Cambridge, 1985. 452 p.

JOHNSON, K. L. **The strength of surfaces in rolling contact.** Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 203: 151–163, 1989.

JUNG, K. S. **Nitriding of iron-based ternary alloys: Fe-Cr-Ti and Fe-Cr-Al.** Doctoral Thesis – Universität Stuttgart. Stuttgart, 2011. 143 p.

KALOUSEK, J.; FEGREDO, D. M.; LAUFER, E. E. **The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructures of high hardness.** Wear, 105: 199–222, 1985.

KANG, J.; HADFIELD, M.; AHMED, R. **The effects of material combination and surface roughness in lubricated silicon nitride/steel rolling contact fatigue.** Materials and Design, 24: 1–13, 2003.

KARAKAN, M.; ALSARAN, A.; ÇELIK, A. **Effects of various gas mixtures on plasma nitriding behavior of AISI 5140 steel.** Materials Characterization, 49: 241–246, 2003.

KARLSRUHE, F. **Inorganic Crystal Structure Database – ICSD.** Disponível em: <<https://icsd.fiz-karlsruhe.de>>. Acesso em: 25 jan. 2019.

KEUL, C.; WIRTHS, V.; BLECK, W. **New bainitic steel for forgings.** Archives of Civil and Mechanical Engineering, 12: 119–125, 2012.

KHARKA, V.; JAIN, N. K.; GUPTA, K. **Influence of MQL and hobbing parameters on microgeometry deviations and flank roughness of spur gears manufactured by MQL assisted hobbing.** Journal of Materials Research and Technology, 9(5): 9646–9656, 2020.

KHODABANDEH, A. R.; JAHAZI, M.; YUE, S. AGHDASHI, S. T. **The determination of optimum forging conditions for the production of high strength-high impact toughness automotive parts.** *Materials and Manufacturing Process*, 21: 105–110, 2006.

KODA, F. **Estudo da fadiga de contato em engrenagens cilíndricas de dentes retos.** Dissertação de Mestrado. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2009. 187 p.

KOENIG, J.; HOJA, S.; TOBIE, T.; HOFFMANN, F.; STAHL, K. **Increasing the load carrying capacity of highly loaded gears by nitriding.** In: *Power Transmissions 2019. MATEC Web of Conferences* 287, 2019.

KOVACI, H.; HACISALIHOĞLU, I.; YETIM, A. F.; ÇELIK. A. **Effects of shot peening pre-treatment and plasma nitriding parameters on the structural, mechanical and tribological properties of AISI 4140 low-alloy steel.** *Surface & Coatings Technology*, 358: 256–265, 2019.

KOVACI, H.; YETIM, A. F.; BARAN, Ö.; ÇELIK. A. **Fatigue crack growth analysis of plasma nitrided AISI 4140 low-alloy steel: Part 1-constant amplitude loading.** *Materials Science & Engineering A*, 672: 257–264, 2016. a.

KOVACI, H.; YETIM, A. F.; BARAN, Ö.; ÇELIK. A. **Fatigue crack growth analysis of plasma nitrided AISI 4140 low-alloy steel: Part 2-Variable amplitude loading and load interactions.** *Materials Science & Engineering A*, 672: 265–275, 2016. b.

KOVÁCS, D.; QUINTANA, I.; DOBRÁNSZKY, J. **Effects of different variants of plasma nitriding on the properties of the nitrided layer.** *Journal of Materials Engineering and Performance*. 28: 5485–5493, 2019.

KURELO, B. C. E. S.; OLIVEIRA, W. R.; SERBENA, F. C.; SOUZA, G. B. **Surface mechanism and wear resistance of supermartensitic stainless steel nitrided by plasma immersion ion implantation.** *Surface & Coatings Technology*, 353: 199–209, 2018.

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*, 179: 27–32, 2004.

LAMPE, T.; EISENBERG, S.; LAUDIEN, G. **Compound layer formation during plasma nitriding and plasma nitrocarburizing.** *Surface Engineering*, 9: 69–76, 1993.

LAMPMAN, S. **Introduction to surface hardening of steels.** In: *Metals Handbook – ASM International. Heat treating*. v. 4. Utah: International Library Service, 1991. p. 259-267.

LAUBSCHER, R. F.; STYGER, G. **Residual stress depth profiling by layer removal.** In: 9th South African Conference on Computational and Applied Mechanics, 2014.

- LE, M.; VILLE, F.; KLEBER, X.; BUFFIERE, J.-Y.; CAVORET, J.; SAINTE-CATHERINE, M.-C.; BRIANCON, L. **Rolling contact fatigue crack propagation in nitrided alloyed steels.** Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 231(9): 1192–1208, 2017.
- LECHNER, G.; NAUNHEIMER, H. **Automotive transmissions: fundamentals, selection, design and application.** New York: Springer, 1999. 448 p.
- LEE, I.; PARK, I. **Microstructure and mechanical properties of surface-hardened layer produced on SKD 61 steel by plasma radical nitriding.** Materials Science and Engineering A, 449–451: 890–893, 2007.
- LEITÃO, C. J. **Efeito da nitretação e da cementação na deformação de peças de aços carbono e baixa liga.** Dissertação de Mestrado. Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2010. 88 p.
- 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, 9(3): 257–263, 2012.
- LEMBKE, M. I.; OLSCHEWKI, G.; ROELOFS, H.; KLÜMPER-WESTKAMP, H. **Nitrieren von hochfesten, bainitischen langprodukten.** Journal of Heat Treatment and Materials, 69(3): 195–200, 2014.
- 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.
- LESKOVSEK, V.; PODGORNIK, B.; NOLAN, D. **Modelling of residual stress profiles in plasma nitrided tool steel.** Materials Characterization, 59: 454–461, 2008.
- LI, C. X.; GEORGES, J.; LI, X. Y. **Active screen plasma nitriding of austenitic stainless steel.** Surface Engineering, 18(6): 453–458, 2002.
- 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, 106: 103–113, 2018.
- LIMODIN, N.; VERREMAN, Y. **Fatigue strength improvement of a 4140 steel by gas nitriding: influence on notch severity.** Materials Science & Engineering A, 435–436: 460–467, 2006.

- 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*, 54: 5599–5605, 2006.
- LOH, N. L.; SIEW, L. W. **Residual stress profiles of plasma nitrided steels.** *Surface Engineering*, 15(2):137–142, 1999.
- LORENZO-MARTIN, C.; AJAYI, O.; ERDEMIR, A.; FENSKE, G.R.; WEI, R. **Effect of microstructure and thickness on the friction and wear behavior of CrN coatings.** *Wear*, 302(1–2): 963–971, 2013.
- LU, J. **Handbook of measurement of residual stresses.** Society for Experimental Mechanics: The Fairmont Press, 1995. 238 p.
- 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*, 527: 3433–3437, 2010.
- MACHADO, G. A. A. **Eficiência de uma transmissão automotiva e do comportamento tribológico em regimes de lubrificação aplicados à engrenagens automotivas.** Tese de doutorado – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2018. 113 p.
- MAGALHÃES, L. **Caracterização tribológica de um ferro fundido nodular austemperado em ensaios disco-disco e de engrenagens FZG.** Tese de doutorado – Universidade do Porto. Porto, 2003. 413 p.
- MAGALHÃES, L.; SEABRA, J.; SÁ, C. **Experimental observations of contact fatigue crack mechanisms for austempered ductile iron (ADI) discs.** *Wear*, 246: 134–148, 2000.
- MAHBOUBI, F.; ABDOLVAHABI, K. **The effect of temperature on plasma nitriding behavior of DIN 1.6959 low alloy steel.** *Vacuum*, 81: 239–243, 2006.
- MALLIPEDDI, D.; NORELL, M.; SOSA, M.; NYBORG, L. **The effect of manufacturing method and running-in load on the surface integrity of efficiency tested ground, honed and superfinished gears.** *Tribology International*, 131: 277–287, 2019.
- MALLIPEDDI, D.; NORELL, M.; NAIDU, V. M. S.; ZHANG, X.; NÄSLUND, M.; NYBORG, L. **Micropitting and microstructural evolution during gear testing -from initial cycles to failure.** *Tribology International*, 156: 106820, 2021.
- MARQUES, A. S. **Caracterização e avaliação tribológica de revestimentos depositados via HVOF em ferramentas de aço SAE H13 utilizadas na extrusão a quente.** Tese de doutorado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2019. 167 p.

- 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.** Dissertação de Mestrado. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2011. 122 p.
- 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, 42: 1807–1815, 2009.
- MARTINS, R.; SEABRA, J.; MAGALHÃES, L. **Austempered ductile iron (ADI) gears: Power loss, pitting and micropitting.** Wear, 264: 838–849, 2008.
- MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G.; SPEER, J. G. **Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels.** Journal of Materials Processing Technology, 117: 324–328, 2001.
- MAZZO, N. **Engrenagens cilíndricas: Da concepção à fabricação.** 2. ed. São Paulo: Blucher, 2013. 807 p.
- 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).
- MCCOOL, J. I. **Using the Weibull distribution.** 1. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2012.
- MENEZES, P. L.; INGOLE, S. P.; NOSONOVSKY, M.; KAILAS, S. V.; LOVELL, M. R. **Tribology for scientists and engineers: from basics to advanced concepts.** 1. ed. New York: Springer, 2013. 948 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: 9º Seminário de Inovação e Tecnologia do IFSul – INOVTEC. Sapucaia do Sul, 2020.
- MILITZER, M. **Thermomechanical processed steels.** Comprehensive materials processing, 1: 191–216, 2014.
- MONTGOMERY, D. C. **Design and analysis of experiments.** John Wiley & Sons, New York, 1991.
- MURARO, M. A.; KODA, F.; REISDORFER JUNIOR, 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, 34(2): 135–144, 2012.

- MURARO, M. A.; REISDORFER JUNIOR, U. **Análise das variáveis envolvidas no contato de engrenagens cilíndricas de dentes retos.** Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2010.
- NANDA, T.; SINGH, V.; SINGH, V.; CHAKRABORTY, A.; SHARMA, S. **Third generation of advanced high-strength steels: processing routes and properties.** Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, 0: 1–30, 2016.
- NAVAS, V. G.; GONZALO, O.; BENGOETXEA, I. **Effect of cutting parameters in the surface residual stresses generated by turning in AISI 4340 steel.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, 61: 48–57, 2012.
- NAVAS, V. G.; GONZALO, O.; QUINTANA, I.; PIRLING, T. **Residual stresses and structural changes generated at different steps of the manufacturing of gears: effect of banded structures.** Materials Science and Engineering A, 528: 5146–5157, 2011.
- NBR 6892. **Materiais metálicos: ensaio de tração à temperatura ambiente.** Rio de Janeiro: ABNT, 2002.
- NETPU, S.; SRICHANDR, P. **Failure of a helical gear in a power plant.** Engineering Failure Analysis, 32: 81–90, 2013.
- NOLAN, D.; LESKOVSEK, V.; JENKO, M. **Estimation of fracture toughness of nitride compound layer on tool steel by application of the Vickers indentation method.** Surface & Coatings Technology, 201: 182–188, 2006.
- NORONHA, L. C.; CASTRO, V. V.; LUDWIG, G. A.; SCHROEDER, R. M.; MALFATTI, C. F. **Ti–Cp: Electrochemical Behaviour Under Slurry Erosion Wear.** Journal of Bio and Tribo-Corrosion, 7(8): 1–10, 2021.
- NORTON, R. L. **Projeto de máquinas: uma abordagem integrada.** 4. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013. 1028 p.
- OCHAO, E. A.; WISNIVESKY, D.; MINEA, T.; GANCIU, M.; TAUZIEDE, C.; CHAPON, P.; ALVAREZ, F. **Microstructure and properties of the compound layer obtained by pulsed plasma nitriding in steel gears.** Surface & Coatings Technology, 203: 1457–1461, 2009.
- OETTEL, H.; SCHREIBER, G. **Formation of residual stresses in the diffusion layer.** Nitriren und Nitrocarburieren: AWT Tagungsband, 1991. p. 139.
- OKAMOTO, A.; NAKAMURA, H. **The influence of residual stress on fatigue cracking.** Journal of Pressure Vessel Technology, 112: 199–203, 1990.

- OLIVEIRA, L. F. **Estudo da nitretação a plasma com tela ativa e potencial flutuante para o aço rápido ASTM M2**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2017. 92 p.
- OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. **Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: advances in understanding and refinements to methodology**. Journal of Materials Research, 19(1): 3–20, 2004.
- OLVER, A. V.; TIEW, L. K.; MEDINA, S.; CHOO, J.W. **Direct observations of a micropit in an elasto-hydrodynamic contact**. Wear, 256: 168–175, 2004.
- PANNONI, F. D.; PINEDO, C. E. **Comportamento à corrosão do aço 4140 nitretado sob plasma em diferentes misturas gasosas**. In: 61º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro, 2006.
- PENG, T.; DAI, M.; CAI, W.; WEI, W.; WEI, K.; HU, J. **The enhancement effect of salt bath preoxidation on salt bath nitriding for AISI 1045 steel**. Applied Surface Science, 484: 610–615, 2019.
- PEROZZO, T. S. **Análise da influência dos parâmetros de processo no processamento termomecânicos de aços bainíticos por dilatométrica**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2019. 81 p.
- PHARR, G. M. **Measurement of mechanical properties by ultra-low load indentation**. Materials Science and Engineering A, A253: 151–159, 1998.
- PODGORNIK, B.; LESKOVSEK, V.; KOVACIC, M.; VIZINTIN, J. **Analysis and prediction of residual stresses in nitrided tool steel**. Materials Science Forum, 681: 352–357, 2011.
- PODGORNIK, B.; VIZINTIN, J. **Sliding and pitting wear resistance of plasma and pulse plasma nitrided steel**. Surface Engineering, 17(4): 300–304, 2001.
- PODGORNIK, B.; VIZINTIN, J.; LESKOVSEK, V. **Tribological properties of plasma and pulse plasma nitrided AISI 4140 steel**. Surface & Coatings Technology, 108–109: 454–460, 1998.
- QIU, Z.-K.; ZHANG, P.-Z.; WEI, D.-B.; WEI, X.-F.; CHEN, X.-H. **A study on tribological behavior of double-glow plasma surface alloying W-Mo coating on gear steel**. Surface & Coatings Technology, 278: 92–98, 2015.
- RAEDT, H.; SPECKENHEUER, U.; VOLLRATH, K. **New forged steels: energy-efficient solutions for stronger parts**. ATZ autotechnology, 12: 12–17, 2012.

- RAJE, N.; SADEGUI, F.; RATEICK JR, R. G. **A statistical damage mechanics model for subsurface initiated spalling in rolling contacts.** Journal of Tribology, 130(4): 1–11. ASME, 2008.
- RAJINIKANTH, V.; SONI, M. K.; MAHATO, B.; RAO, M. A. **Microstructural investigation of rolling contact fatigue (RCF) on a failed planetary gear of a windmill gearbox.** Engineering Failure Analysis, 121: 105167, 2021.
- RAKHIT, A. K. **Heat treatment of gears: a practical guide to engineers.** Materials Park: ASM International, 2000. 209 p.
- REGO, R. R. **Residual stress interaction in-between processes of the gear manufacturing chain.** Doctoral Thesis – Instituto Tecnológico de Aeronáutica. São José dos Campos, 2016. 196 p.
- REGO, R.; LÖPENHAUS, C.; GOMES, J.; KLOCKE, F. **Residual stress interaction on gear manufacturing.** Journal of Materials Processing Technology, 252: 249–258, 2018.
- RELIASOFT. **Life data analysis reference.** Tucson: ReliaSoft Corporation, 2015.
- REN, Z.; GLODEZ, S.; FAJDIGA, G.; ULBIN, M. **Surface initiated crack growth simulation in moving lubricated contact.** Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 38: 141–149, 2002.
- RINGSBERG, J. W.; BERGKVIST, A. **On propagation of short rolling contact fatigue cracks.** Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 26(10): 969–983, 2003.
- ROCHA, A. S. **Influência do estado superficial prévio na nitretação a plasma do aço AISI M2.** Tese de doutorado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2000. 182 p.
- 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, 165: 176–185, 2003.
- ROCHA, A. S.; STROHAECKER, T.; TOMALA, V.; HIRSCH, T. **Microstructure and residual stresses of a plasma-nitrided M2 tool steel.** Surface & Coatings Technology, 115: 24–31, 1999.
- RODRIGUES, G. S.; FERREIRA, J. C. E.; ROCHA, C. E. **A novel method for analysis and optimization of electric energy consumption in manufacturing processes.** Procedia Manufacturing, 17: 1073–1081, 2018.

- RODRIGUES, J.; MARTINS, P. **Tecnologia mecânica: Tecnologia da deformação plástica, vol. I – Fundamentos teóricos**. 1. ed. Lisboa: Escolar Editora, 2005. 695 p.
- ROELOFS, H.; HASLER, St.; URLAU, U.; LEMBKE, M. I.; OLSCHIEWSKI, G. **Continuously cooled bainitic steel HSX@Z12: one decade of experience**. In: 4th International Conference on Steels in Cars and Trucks, 2014.
- ROSE, A. J.; MOHAMMED, F.; SMITH, A. W. F.; DAVIES, P. A.; CLARKE, R. D. **Superbainite: laboratory concept to commercial product**. *Materials Science Technology*, 30(9): 1094–1098, 2014.
- 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: 03 dez. 2018.
- ROLINSKI, E.; LECLAIRE, F.; CLUBINE, D.; SHARP, G.; BOYER, D.; NOTMAN, R. **Kinetics of plasma nitriding and re-nitriding of 3% Cr-Mo-V steel**. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 9(4): 457–462, 2000.
- ROVANI, A. C.; BREGANON, R.; SOUZA, G. S.; BRUNATTO, S. F.; PINTAÚDE, G. **Scratch resistance of low-temperature plasma nitrided and carburized martensitic stainless steel**. *Wear*, 376–377: 70–76, 2017.
- SADEGHI, F.; JALALAHMADI, B.; SLACK, T. S.; RAJE, N.; ARAKERE, N. K. **A review of rolling contact fatigue**. *Journal of Tribology*, 131(4): paper no. 041403, 2009.
- SANTOS, G. R. **Caracterização e avaliação do comportamento tribológico do aço DIN X100CrMoV8-1-1 com tratamento duplex**. Tese de doutorado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2015. 169 p.
- SAVARIA, V.; BRIDIER, F.; BOCHER, P. **Prediction the effects of material properties gradient and residual stresses on the bending fatigue strength of induction hardened aeronautical gears**. *International Journal of Fatigue*, 85: 70–84, 2016.
- SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials**. 2. ed. Dordrecht: Springer Netherlands, 2009. 623 p.
- SEABRA, J.; BERTHE, D. **Influence of surface waviness and roughness on the normal pressure distribution in the Hertzian contact**. *Journal of Tribology. Transactions of the ASME*, 109:462–469, 1987.
- SEABRA, J. H. O. **Mecânica do contacto hertziano**. 2. ed. Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial. Secção de Mecânica Aplicada da Universidade do Porto, 2003.

- 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, 75: 135–144, 2015.
- SHETTY, D. K.; WRIGHT, I. G.; MINCER, P. N.; CLAUER, A. H. **Indentation fracture of WC-Co cermets.** Journal of Materials Science, 20: 1873–1882, 1985.
- SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, C. R.; BUDYNAS, R. G. **Projeto de engenharia mecânica.** 7. ed. Porto Alegre: Bookman, 2005. 960 p.
- SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais.** 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646 p.
- SILVEIRA, A. C. F. **Estudo para aplicação do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 em forjamento a quente.** Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2019. 104 p.
- 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, 10(5): 601, 2020.
- SIRIN, S. Y.; SIRIN, K.; KALUC, E. **Effect of the ion nitriding surface hardening process on fatigue behavior of AISI 4340 steel.** Materials Characterization, 59: 351–358, 2008.
- SKONIESKI, A. F. O. **Influência da mistura gasosa em processos de nitretação e nitrocarbonetação a plasma do aço AISI 4140.** Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2008. 95 p.
- 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, 16(4): 884–890, 2013.
- SOLEIMANI, S. M. Y.; MASHREGUI, A. R.; GHASEMI, S. S.; MOSHREFIFAR, M. **The effect of plasma nitriding on the fatigue behavior of DIN 1.2210 cold work tool steel.** Materials and Design, 35: 87–92, 2012.
- SPECTRUMA ANALYTIK GMBH. **GDOES theory.** Disponível em: <<https://www.spectruma.de/en/gdoes-theory.html>>. Acesso em: 25 jan. 2021.
- SPIEß, L.; TEICHERT, G.; SCHWARZER, R.; BEHNKEN, H.; GENZEL, C. **Moderne röntgenbeugung.** 2. ed. Teubner Verlag: Wiesbaden, 2009.
- STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology.** 3. ed. Burlington: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. 801 p.

STAHL, K.; HÖRN, B.-R.; TOBIE, T. **Tooth flank breakage – influences on subsurface initiated fatigue failures of case hardened gears.** Proceedings of the ASME, no. DETC2013-12183. International Design Engineering Technical Conferences and Computers and Information in Engineering Conference, 2013.

SUGIMOTO, K.-I.; TOMOHIKO, H.; SRIVASTAVA, A. K. **Low and medium carbon advanced high-strength forging steels for automotive applications.** Metals, 9(12): 1263, 2019.

SUN, Y.; BELL, T. **Plasma surface engineering of low alloy steel.** Materials Science and Engineering A, 140: 419–434, 1991.

SUN, Y.; LUO, N.; BELL, T. **Three-dimensional characterisation of plasma nitrided surface topography.** Surface Engineering, 10(4): 279–286, 1994.

TALLIAN, T. E. **On competing failure mode in rolling contact fatigue.** ASLE Transactions, 10: 418–439, 1967.

TAMURA, I.; SEKINE, H.; TANAKA, T.; OUCHI, C. **Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels.** Butterworth & Co. (Publishers) Ltd, 1988. 248 p.

TERRIN, A.; DENGO, C.; MENEGHETTI, G. **Experimental analysis of contact fatigue damage in case hardened gears for off-highway axles.** Engineering Failure Analysis, 76: 10–26, 2017.

TERZIC, A.; CALCAGNOTTO, M.; GUK, S.; SCHULZ, T.; KAWALLA, R. **Influence of boron on transformation behaviour during continuous cooling of low alloyed steels.** Materials Science & Engineering A, 584: 32–40, 2013.

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 XV, Indianapolis, USA, 2001.

TIRYAKIOGLU, M.; HUDAK, D. **Guidelines for two-parameter Weibull analysis for flaw-containing materials.** Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science, 42(6): 1130–1135, 2011.

TONG, D.; GU, J.; TOTTEN, G. E. **Numerical investigation of asynchronous dual-frequency induction hardening of spur gear.** International Journal of Mechanical Sciences, 142–143: 1–9, 2018.

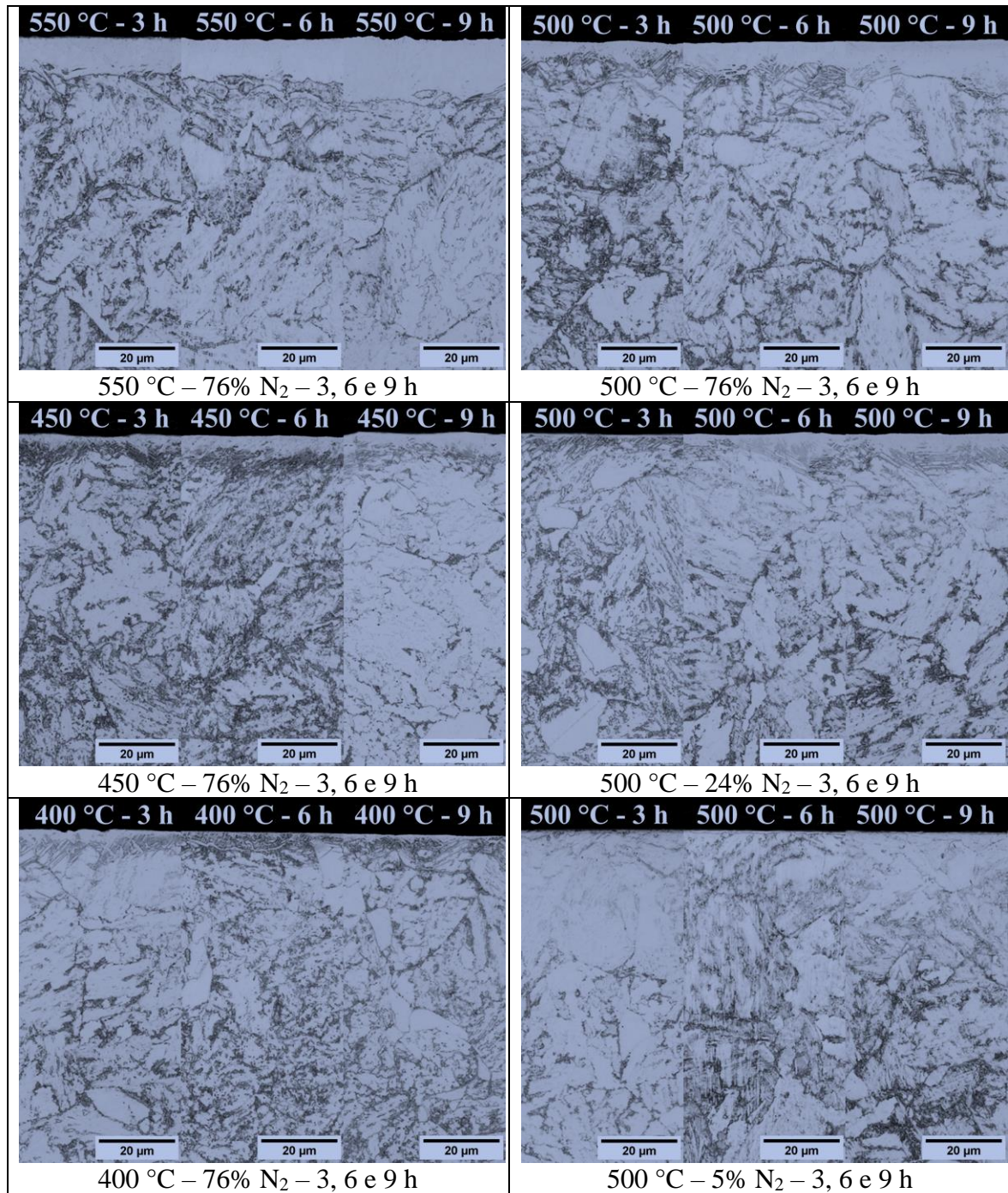
- TONG, W. P.; HAN, Z.; WANG, L. M.; LU, J.; LU, K. **Low-temperature nitriding of 38CrMoAl steel with a nanostructured surface layer induced by surface mechanical attrition treatment.** *Surface & Coatings Technology*, 202: 4957–4963, 2008.
- TONG, W. P.; TAO, N. R.; WANG, Z. B.; LU, J.; LU, K. **Nitriding iron at lower temperatures.** *Science*, 299: 686–688, 2003.
- TONG, W. P.; TAO, N. R.; WANG, Z. B.; ZHANG, H. W.; LU, J.; LU, K. **The formation of ϵ -Fe₃₋₂N phase in a nanocrystalline Fe.** *Scripta Materialia*, 50: 647–650, 2004.
- TOSO, A.; PALERMO, A.; JUAN, A.; CERDÁ, R.; AGAZZI, A.; MUNDO, D.; DESMET, W.; HEIRMAN, G. H. K. **A comparison and experimental validation of gear contact models for spur and helical gears.** In: *International Gear Conference*. Lyon Villeurbanne: Woodhead Publishing, 351–359, 2014.
- TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T. **Handbook of residual stress and deformation of steel.** Materials Park: ASM International, 2002. 499 p.
- VERLINDEN, B.; DRIVER, J.; SAMAJDAR, I.; DOHERTY, R. D. **Thermo-mechanical processing of metallic materials.** Elsevier, 2007. 528 p.
- WANG, J.; VAN DER WOLK, P. J.; VAN DER ZWAAG, S. **On the influence of alloying elements on the bainite reaction in low alloy steels during continuous cooling.** *Journal Materials Science*, 35: 4393–4404, 2000.
- WILLIAMS, J.; DWYER-JOYCE, R. **Contact between solid surfaces.** In: BHUSHAN, B. (Ed.). *Modern Tribology Handbook*. 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2001. p. 121–162.
- WINTER, H.; MICHAELIS, K. **Scoring load capacity of gears lubricated with EP-oils.** AGMA Fall Technical Meeting. Montreal, Canada, October 1983.
- WIRTH, C.; HÖHN, B.-R.; BRAYKOFF, C. **New methods for the calculation of the load capacity of bevel and hypoid gears.** *Gear Technology*, 44–54, 2013.
- WIRTHS, V.; WAGENER, R.; BLECK, W.; MELZ, T. **Bainitic forging steels for cyclic loading.** *Advanced Materials Research*, 922: 813–818, 2014.
- WOLLMANN, D.; SOARES, G. P. P. P.; GRABARSKI, M. I.; WEIGERT, N. B.; ESCOBAR, J. A.; PINTAUDE, G.; NEVES, J. C. K. **Rolling contact fatigue failure mechanisms of plasma-nitrided ductile cast iron.** *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26: 2859–2868, 2017.
- WULPI, D. J. **Understanding how components fail.** 2. ed. Metals Park: ASM International, 1999. 293 p.

- YANG, Z.; ZHANG, F.; ZHENG, C.; ZHANG, M.; LV, B. QU, L. **Study on hot deformation behaviour and processing maps of low carbon bainitic steel.** *Materials and Design*, 66: 258–266, 2015.
- XU, X.; LAI, J.; LOHMANN, C.; TENBERGE, P.; WEIBRING, M. **A model to predict initiation and propagation of micro-pitting on tooth flanks of spur gears.** *International Journal of Fatigue*, 122: 106–115, 2019.
- ZAFOSNIK, B.; GLODEZ, S.; ULBIN, M.; FLASKER, J. **A fracture mechanics model for the analysis of micro-pitting in regard to lubricated rolling–sliding contact problems.** *International Journal of Fatigue*, 29: 1950–1958, 2007.
- ZAJAC, S.; KOMENDA, J.; MORRIS, P.; DIERICKX, P.; MATERA, S.; PENALBA DIAZ, F. **Quantitative structure–property relationship for complex bainitic microstructures.** Technical Steel Research report no. EUR 21245EN. European Commission, Luxembourg, 2005. 157 p.
- ZHANG, C.; WANG, Y.; CHEN, D.; WU, Y.; CUI, G.; YANG, Y.; WANG, Y.; CHEN, Y. **Effect of elemental doping on the catalytic activity of ABO₃ perovskite oxides during low-pressure gas nitriding.** *Applied Surface Science*, 542: 148706, 2021.
- ZHANG, P.; ZHANG, F. C.; YAN, Z. G.; WANG, T. S.; QIAN, L. H. **Wear property of low-temperature bainite in the surface layer of a carburized low carbon steel.** *Wear*, 271: 697–704, 2011.
- ZHAO, J.; JIANG, Z. **Rolling of advanced high strength steels: theory, simulation and practice.** CRC Press, 2017. 635 p.
- ZHAO, J.; JIANG, Z. **Thermomechanical processing of advanced high strength steels.** *Progress in Materials Science*, 94: 174–242, 2018.
- ZHENYAO, S.; ZHICHAO, W.; ZHUANG, L.; SHUAI, W.; JIJIE, W. **Effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of low carbon steel.** In: 5th International Conference on Advanced Design and Manufacturing Engineering, 1984–1989, 2015.

APÊNDICES

A.1 Microestrutura das amostras nitretadas a plasma

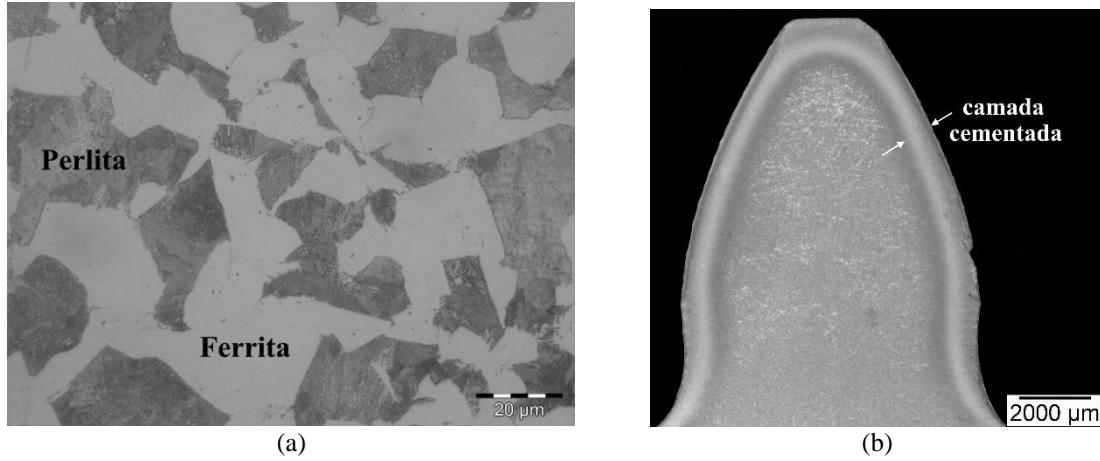
A.1.1 Microestrutura óptica da seção transversal das superfícies nitretadas a plasma com diferentes tempos, temperaturas e composições de nitrogênio



Fonte: Autor

A.2 Caracterização metalúrgica da engrenagem coroa

A.2.1 Microestrutura do aço DIN 20MnCr5 e macroestrutura do dente da coroa cementada após o ensaio de desgaste FZG



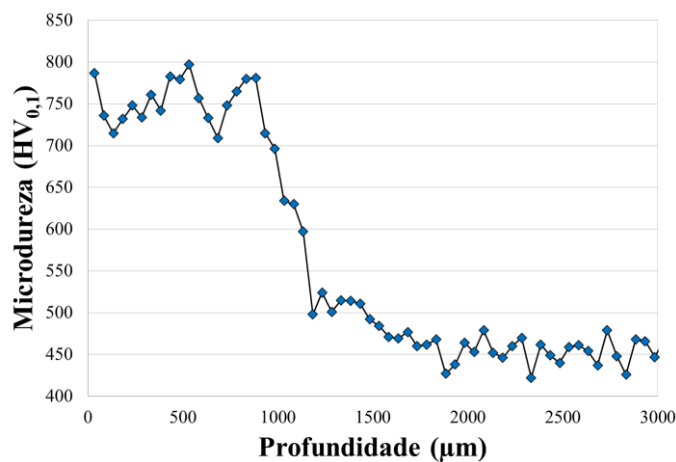
Fonte: Autor

A.2.2 Composição química e propriedades mecânicas do aço DIN 20MnCr5

Elementos Químicos (% de massa)								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
0,241	0,261	1,253	0,014	0,025	1,033	<0,01	0,036	0,064
Co	Cu	Nb	Mg	V	Ti	W	Sn	B
0,011	0,115	<0,005	<0,005	<0,005	<0,003	<0,1	–	–
Tensão de escoamento (MPa)				Limite de resistência à tração (MPa)		Alongamento (%)		Dureza (HV _{0,1})
500 ± 40				685 ± 45		16 ± 1		180 ± 20

Fonte: Autor

A.2.3 Perfil de microdureza da coroa cementada



Fonte: Autor

ANEXOS

A.1 Elementos básicos de engrenagens cilíndricas de dentes retos

Denominação (símbolo)	Explicação e Equação
Diâmetro externo (D_e)	É o diâmetro máximo da engrenagem. $D_e = M (Z + 2)$
Diâmetro interno (D_i)	É o diâmetro menor da engrenagem, também chamado de diâmetro de pé do dente ou diâmetro de dedendo.
Diâmetro primitivo (D_p)	É o diâmetro intermediário entre D_e e D_i . Seu cálculo exato é $D_p = D_e - 2 M$.
Cabeça do dente (C)	É a parte do dente que fica entre D_p e D_e , também chamada de adendo.
Pé do dente (f)	É a parte do dente que fica entre D_p e D_i , também chamada de dedendo.
Altura do dente (h)	É a altura total do dente. $h = 2,25 \cdot M$.
Espessura do dente (e)	É a distância entre os dois pontos extremos de um dente, medida à altura do D_p .
Vão do dente (V)	É o espaço entre dois dentes consecutivos. Não é a mesma medida de e.
Passo circular (p)	Medida que corresponde à distância entre dois dentes consecutivos, medida à altura do D_p . $p = \pi \cdot M$
Módulo (M)	É o quociente do D_p pelo número de dentes (Z). $M = (D_p/Z)$. O módulo é o número que serve de base para calcular a dimensão dos dentes.
Ângulo de pressão (α)	Definido como o ângulo entre o vetor de velocidade e a linha de ação no ponto primitivo.

Fonte: Adaptado de KODA, 2009 *apud* PEZZANO; KLEIN, 1957

A.2 Coeficientes de correção para engrenagens com perfil modificado

Denominação (símbolo)	Equação
Coeficiente geral de modificação do adendo (x)	$\pm x \cdot M$
Coeficiente da engrenagem pinhão (x_p) e da engrenagem coroa (x_c)	$x = x_p + x_c$
Distância entre centros corrigida (a_v)	$a_v = a_0 + (x_p + x_c) m$
Ângulo de pressão para engrenamento V (α_w)	$\cos(\alpha_w) = \frac{a_0}{a_v} \cdot \cos(\alpha)$
Módulo modificado (m_v)	$m_v = \frac{2 \cdot a_v}{Z_p + Z_c}$
Diâmetro da base (D_b)	$D_b = D_p \cdot \cos(\alpha_w)$
Diâmetro externo (D_{kv1})	$D_{kv1} = m (Z_1 + 2 + 2 \cdot x_1)$
Diâmetro primitivo modificado (D_{pv})	$D_{pv} = m_v \cdot Z$
Razão de contato (CR)	$CR = \frac{\sqrt{r_{kv1} - r_{bp}^2} + \sqrt{r_{kv2} - r_{bg}^2} - a \cdot \sin(\alpha_w)}{p_b}$
Raio de curvatura na região do D_p do pinhão e da coroa (p)	$r_{pinhão} = \frac{D_{pv} \cdot pinhão \cdot \sin(\alpha_w)}{2}$ $r_{coroa} = \frac{D_{pv} \cdot coroa \cdot \sin(\alpha_w)}{2}$
Força tangencial (W_t)	$W_t = \frac{2 \cdot Torque}{D_{pv}}$
Força normal (W)	$W = \frac{W_t}{\cos(\alpha_w)}$

Fonte: Adaptado de KODA, 2009