

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Ronan Rodrigues Ferreira

**ESTUDO DA SUBSTITUIÇÃO DO PROPANO PELO GÁS NATURAL NO FORNO
DE TRATAMENTO TERMOQUÍMICO DE CARBONITRETAÇÃO**

Belo Horizonte
2019

Ronan Rodrigues Ferreira

**ESTUDO DA SUBSTITUIÇÃO DO PROPANO PELO GÁS NATURAL NO FORNO
DE TRATAMENTO TERMOQUÍMICO DE CARBONITRETAÇÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro

Belo Horizonte
2019

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

F383e Ferreira, Ronan Rodrigues
Estudo da substituição do propano pelo gás natural no forno de tratamento termoquímico de carbonitreção / Ronan Rodrigues Ferreira. Belo Horizonte, 2019.
122 f. : il.

Orientador: José Rubens Gonçalves Carneiro
Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais.
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

1. Propano. 2. Gás natural. 3. Aço - Tratamento térmico. 4. Microestrutura. 5. Engrenagens. 6. Raios X - Difração. 7. Tensões residuais. I. Carneiro, José Rubens Gonçalves. II. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

SIB PUC MINAS

CDU: 621.785.52

Ronan Rodrigues Ferreira

**ESTUDO DA SUBSTITUIÇÃO DO PROPANO PELO GÁS NATURAL NO FORNO
DE TRATAMENTO TERMOQUÍMICO DE CARBONITRETAÇÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro - PUC Minas (Orientador)

Prof. Dr. Pedro Paiva Brito - PUC Minas (Banca Examinadora)

Pesquisador em Tecnologia Dr. Rodrigo Ribeiro, de Andrade – FIEMG
(Banca Examinadora Externa)

Belo Horizonte, 31 de julho de 2019.

Dedico este trabalho em especial à minha querida esposa Antônia, meus filhos Rodrigo, Rayane e Gabriel, pelo amor e paciência no dia a dia e pela compreensão nas longas horas de ausência onde eu me dedicava as pesquisas para que pudesse realizar e concluir este projeto.

AGRADECIMENTOS

A realização dessa dissertação de mestrado contou com importantes apoios e incentivos para que se tornasse realidade e a estes eu estarei eternamente grato.

Ao professor Doutor José Rubens Gonçalves Carneiro, pela sua orientação, total apoio, disponibilidade pela transmissão do saber, pelas opiniões críticas e total colaboração na solução de dúvidas que foram surgindo ao longo da realização deste trabalho.

Ao professor Mestre Omar Khayyam Ribas, pelo total apoio e total colaboração na solução de dúvidas, remoção de barreiras e por todas as palavras de incentivo ao longo da realização deste trabalho.

Aos Colegas Gleisson Teixeira do Santos e João Pedro Monteiro Bastos Ornellas por todo suporte e total colaboração nas atividades de testes práticos e ensaios necessários para que esse trabalho estivesse bem sustentado.

À Direção da Fiat Chrysler Automobiles, por disponibilizar informações, instalações, tempo e permitir a aplicação deste projeto na planta de transmissões, flexibilizando horário de trabalho para que o projeto pudesse ser realizado.

Ao Mestre Claudio Araújo Rocha, diretor de engenharia Powertrain, pelo incentivo, confiança e pelo apoio para a realização desse projeto.

E, tendo consciência de que sozinho nada disso teria sido possível, agradeço especialmente aos meus pais e familiares por serem modelos de coragem, pelo seu apoio incondicional, incentivo, amizade e paciência e à total ajuda na superação dos obstáculos que encontrei até aqui.

"Ninguém escapa ao sonho de voar, de ultrapassar os limites do espaço onde nasceu, de ver novos lugares e novas gentes. Mas saber ver em cada coisa, em cada pessoa, aquele algo que a define como especial, um objeto singular, um amigo, é fundamental. Navegar é preciso, reconhecer o valor das coisas e das pessoas, é mais preciso ainda." Antoine de Saint-Exupery

RESUMO

As engrenagens de transmissão utilizadas na indústria automobilística estão expostas a elevadas cargas que favorecem o desgaste superficial e a fratura. Podem-se obter tais propriedades mecânicas por meio de tratamentos termoquímicos e mecânicos. Dentre os tratamentos termoquímicos, há a carbonitretação, em que o aço passa por um processo de adição de carbono (cementação gasosa) e nitrogênio (adição de amônia (NH₃)) na austenita, seguido de tratamento térmico de têmpera e revenimento. Posteriormente a estes, faz-se o tratamento termomecânico de *shot peening*. A escolha do gás utilizado no tratamento termoquímico é um dos parâmetros importantes na cinética do processo, tanto na etapa de geração quanto na obtenção da atmosfera do forno. O propano (C₃H₈) é um gás frequentemente utilizado e, com sucesso, comprovado nessas etapas de geração e de formação da atmosfera, porém o seu custo e dificuldade de armazenamento trazem dificuldades para a indústria e interesse em sua substituição pelo gás natural (CH₄). Este trabalho tem como objetivo estudar a possibilidade da substituição do propano pelo gás natural na atmosfera do forno de carbonitretação dos aços DIN 17NiCrMo7G e 19MnCr5G. Durante os experimentos, foi alterada a vazão do CH₄ injetada na atmosfera do forno, em substituição ao propano (C₃H₈) na zona de carbonitretação, mantendo o percentual de CO₂ dentro da faixa do padrão de processo (0,18 a 0,23%). A comparação dos resultados do processo de carbonitretação nas condições de adição de C₃H₈ ou CH₄ foi realizada mediante a análise química do teor de carbono com a profundidade, a medição da profundidade efetiva da camada, a análise metalográfica com avaliação das fases presentes na superfície (austenita retida, martensita e cementita), a oxidação intergranular e o nível de tensão interna nas profundidades de 0, 15, 30, 45 e 60µm. Eliminou-se a formação de oxidação intergranular, após a estabilização da atmosfera do forno utilizando o gás natural (CH₄). Além da vazão do gás natural (CH₄), constatou-se, também, a necessidade de modificação do tempo de ciclo durante os experimentos. Concluiu-se, experimentalmente, a viabilidade da substituição do gás propano (C₃H₈) pelo gás natural (CH₄) na saturação da atmosfera em fornos contínuos de tratamento termoquímico gasoso de carbonitretação.

Palavras-chave: Carbonitretação; Propano; Gás Natural; Engrenagem; Transmissão.

ABSTRACT

Transmission gears used in the automotive industry are exposed to high loads allowing surface wearing and fracture. Such mechanical properties can be obtained through thermochemical and mechanical treatments. Among the thermochemical treatments, there is the carbonitriding where the steel is exposed to carbon process addition (gas cementing) and nitrogen (ammonia addition (NH_3)) in austenite, followed by heat treatment of quenching and tempering. Afterwards, the thermomechanical treatment of shot peening is done. The thermochemical treatment gas choice is one of the important parameters in the process kinetics both in generation stage and in furnace atmosphere obtaining. The gas Propane (C_3H_8) is frequently and successfully used in those stages of atmosphere generation and formation, but its cost and storage difficulty bring troubles to the industry and the interest of its replacement by natural gas (CH_4). The work aims to study the possibility of replacing propane by natural gas in the furnace carbonitriding atmosphere of DIN 17NiCrMo7G and 19MnCr5G steels. During the experiments, CH_4 flow was injected into the furnace atmosphere, replacing propane (C_3H_8) in the carbonitriding zone, keeping the percentage of CO_2 within the process standard range (0.18 to 0.23%). The comparison between the results of the carbonitriding process considering the addition of C_3H_8 or CH_4 was carried out by chemical analysis of the carbon content with the depth, the measurement of the layer effective depth, the metallographic analysis with evaluation of the existing phases on the surface (austenite, martensite and cementite), intergranular oxidation and internal stress level at the depths 0, 15, 30, 45 and 60 μm . The intergranular oxidation formation was eliminated after the furnace atmosphere stabilizing through natural gas (CH_4). In addition to natural gas flow (CH_4), it was also verified the necessity to modify the cycle time during the experiments. It was concluded experimentally the replacement feasibility of propane gas (C_3H_8) by natural gas (CH_4) in atmospheric saturation in pushed furnaces for the carbonitriding gaseous thermochemical treatment.

Key words: Carbonitriding; Propane; Natural Gas; Gears; Transmission.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Corte de uma transmissão mecânica.....	36
Figura 2 - Uma coleção de ferramentas de corte de engrenagens: 1 – Cortador de fresa, 2 – Cortador de cremalheira, 3 – Cortador de geração, 4 – Caracol	39
Figura 3 - Controle das características dimensionais dos dentes das engrenagens (hélice e evolvente).....	40
Figura 4 - Erros encontrados na microgeometria da superfície do dentado (hélice e evolvente)	42
Figura 5 - Esquema de alimentação dos fornos.....	43
Figura 6 - Diagrama de equilíbrio Fe-N.....	56
Figura 7 - Seção transversal esquemática da região nitretada de um componente mostrando as camadas de compostos e difusão	57
Figura 8 - Modelo de difração de raios-X (Nitrogênio como nitreto α'' (Fe ₁₆ N ₂) A de austenita γ ; F de ferrita α).....	58
Figura 9 - Projeção de granalha por turbina.....	67
Figura 10 - Princípio do shot peening.....	68
Figura 11 - Espalhamento e difração de raios X em um arranjo cristalino	70
Figura 12 - Construção do corpo de prova.....	75
Figura 13 - Fluxo de produção de engrenagem e de eixo.....	76
Figura 14 - Máquina utilizada para controle da microgeometria de engrenagens e de eixos	77
Figura 15 - Analisador de atmosfera MESA-MeGAS	78
Figura 16 - Representação de funcionamento do analisador de gás	78
Figura 17 - Esquematização da localização dos fluxômetros.....	79
Figura 18 - Fluxo do processo de produção no tratamento térmico	81
Figura 19 - Forno com baixa capacidade de carga	82
Figura 20 - Ilustração do forno onde estão posicionados os fluxômetros para injeção de gás natural e saturação da atmosfera.....	84
Figura 21 - Parte interna da máquina Pangborn para shot peening.....	85

Figura 22 - Padrão de corte para engrenagem	86
Figura 23 - Perfilômetro para medida da espessura corroída	86
Figura 24 - Presença de austenita retida e martensita na superfície da a engrenagem de aço DIN17NiCrMo7G	93
Figura 25 - 2º Experimento- Análise de uma seção da engrenagem de material DIN19MnCr5G com presença de oxidação intergranular em microscopia eletrônica de varredura sem shot peening	96
Figura 26 - Imagens em microscópio ótico do aço DIN19MnCr5G	103
Figura 27 - Imagens em microscópio ótico do aço DIN19MnCr5G na região correspondente ao núcleo da peça.....	104
Figura 28 - Mapa de distribuição de fases obtida por EBSD, para o aço DIN19MnCr5G	105
Figura 29 - Mapa de distribuição de fases obtida por EBSD para o aço DIN19MnCr5G	106
Figura 30- Evolução da frequência dos cristais de martensita com o ângulo de giro	107
Figura 31 - Evolução da frequência dos cristais de austenita com o ângulo de giro	108
Figura 32 - Difrátogramas e determinação das fases austenita (CFC) e martensita CCC para o aço DIN 19MnCr5G.....	109

LISTA DE GRÁFICOS

- Gráfico 1 - Curvas de equilíbrio para a formação de FeO e de Fe₃O₄, quando o ferro é aquecido em atmosfera com CO-CO₂ em diferentes temperaturas .46
- Gráfico 2 - Curvas de equilíbrio para a formação de FeO e de Fe₃O₄, quando o ferro é aquecido em atmosfera com H₂-H₂O em diferentes temperaturas.... 47
- Gráfico 3 - Perfil de concentração de carbono em função da distância em um aço baixa liga cementado em temperatura constante de 925°C em vários tempos de forno51
- Gráfico 4 - Perfil de concentração de carbono em função da distância em um aço baixa liga cementado em temperatura constante de 925°C em vários tempos de forno52
- Gráfico 5 - Atividade do carbono a_c em liga Fe-C (austenita) em função da composição em várias temperaturas, sendo N_c fração atômica de carbono e N_{Fe} fração atômica de ferro52
- Gráfico 6 - Perfil de carbono após 100, 1000, 5000, e 18000 s a 900°C em uma atmosfera de cementação.....53
- Gráfico 7 - Acréscimo da massa de carbono por área devido a cementação54
- Gráfico 8 - Relação (c/a) para martensita em ligas Fe-C e Fe-N como função do percentual de carbono e nitrogênio.....59
- Gráfico 9 - Os parâmetros “c” e “a” para martensita em liga Fe-N temperada são os mesmos (0,2868 nm) de 0,22 a 2,5 %atômico60
- Gráfico 10 - Efeitos da temperatura e do tempo na profundidade efetiva de camada durante o processo de carbonitretação.63
- Gráfico 11 - Nanodureza, microdureza e austenita retida como uma função do teor de carbono em um aço ABNT 4320 cementado e temperado em óleo 64
- Gráfico 12 - Variação da dureza no dente da engrenagem em função da temperatura de revenimento para o aço ABNT 8620H.....65
- Gráfico 13 - Perfil de tensão em engrenagem padrão antes e após shot peening ..68
- Gráfico 14 - Temperatura de início da martensita (Ms) em função da concentração de carbono no aço.....71
- Gráfico 15 - Influência do carbono na quantidade de austenita retida72
- Gráfico 16 - Influência do teor de carbono na dureza Vickers da liga Fe-C temperada.73

Gráfico 17 - Evolução do teor de carbono no 1º experimento, com profundidade a partir da superfície para os aços DIN17NiCrMo7G e 19MnCr5G.....	90
Gráfico 18 - 1º Experimento- Evolução da microdureza Vickers (HV1kgf) com a profundidade para eixo e engrenagem do aço DIN19MnCr5G	91
Gráfico 19 - 1º Experimento -Evolução da microdureza Vickers (HV1kgf) com a profundidade para eixo e engrenagem do aço DIN17NiCrMo7G	92
Gráfico 20 - Evolução do teor de carbono no 2º experimento, com profundidade a partir da superfície para os aços DIN17NiCrMo7G e DIN19MnCr5G ..	95
Gráfico 21 - 2º Experimento - Evolução da microdureza Vickers (HV1kgf) com a profundidade para eixo e engrenagem do aço DIN17NiCrMo7G	95
Gráfico 22 - Resultados de tensão residual em função da profundidade dos aços DIN19MnCr5G e DIN17NiCrMo7G após shot peening	96
Gráfico 23 - Aumento da vazão de gás natural durante o experimento para manter o % CO ₂ da atmosfera dentro do especificado	98
Gráfico 24 - Evolução do teor de carbono no 3º experimento, com profundidade a partir da superfície para os aços DIN17NiCrMo7G e 19MnCr5G.....	99
Gráfico 25 - Evolução da microdureza Vickers (HV1kgf) com a profundidade para eixo e engrenagem do aço DIN19MnCr5G	99
Gráfico 26 - Evolução da microdureza Vickers (HV1kgf) com a profundidade para eixo e engrenagem do aço DIN17NiCrMo7G	100
Gráfico 27 - Gráfico de conversão gradiente e carbono	102

LISTA DE TABELAS

Tabela 1-	Composição química dos aços utilizados na fabricação de engrenagem, em porcentagem em peso.....	38
Tabela 2 -	Erro encontrados na superfície do dentado	42
Tabela 3 -	Parâmetros de rede das diferentes fases de nitreto em aço	57
Tabela 4 -	Expressões do teor de carbono C_y em função de parâmetro de rede da austenita retida a_y	62
Tabela 5 -	Parâmetros definidos para o gerador de endogás	78
Tabela 6 -	Comparação das vazões e tempos de saturação da atmosfera para o gás natural e propano na saturação da atmosfera do forno.....	83
Tabela 7 -	Especificações da granalha	85
Tabela 8 -	Composição química do aço 17NiCrMo7G em percentual em peso	89
Tabela 9 -	Composição química do aço 19MnCr5G em percentual em peso	89
Tabela 10 -	Composição química da granalha.....	90
Tabela 11 -	Durezas HRC da superfície e do núcleo das peças para os aços DIN17NiCrMo7G e DIN19MnCr5G.....	93
Tabela 12 -	Comparativo da atmosfera do forno envolvendo atmosfera com gás propano (C_3H_8) e gás natural (CH_4)	94
Tabela 13 -	Comparação entre a composição da atmosfera utilizando.....	97
Tabela 14 -	Parâmetros de processo para o 3º experimento	98
Tabela 15 -	Resultados de controle da microestrutura e parâmetros finais do processo.....	100
Tabela 16 -	Parâmetros da atmosfera utilizando o gás natural para saturação da atmosfera no terceiro experimento.....	101
Tabela 17 -	Fração de austenita retida e martensita para amostras do aço DIN19MnCr5G	109
Tabela 18 -	Resultado de tensão residual dos aços DIN 19MnCr5G e DIN17NiCrMo7G nas distâncias de 0 e a 0,030 mm da superfície	111
Tabela 19 -	Controle da microgeometria da superfície do dentado - hélice e evolvente	112

LISTA DE SÍMBOLOS

P_t	Passo transversal
P_n	Passo normal
P_x	Passo axial
P_c	Passo circular
P_d	Passo diametral
P_{nd}	Passo diametral no plano normal
ψ	Ângulo de hélice
ϕ	Ângulo de pressão transversal
ϕ_t	Ângulo de pressão transversal
ϕ_n	Ângulo de pressão normal
N	Número de dentes
d	Diâmetro de referências
C_0	Concentração de carbono do aço
C_s	Concentração de carbono na superfície
C_1	Porcentagem de cobertura após 1 ciclo
C_n	Porcentagem de cobertura após n ciclos
n	Número de ciclos
λ	Comprimento de onda da radiação incidente
θ	Ângulo de incidência da radiação
d_{hkl}	Distância interplanar média
γ	Austenita
ε	Martensita
α'	Martensita induzida

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	31
1.1	Justificativa	32
1.2	Objetivo geral	33
1.2.1	Objetivos específicos	33
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	35
2.1	Transmissão mecânica	35
2.2	Fabricação de engrenagens automotivas	36
2.2.1	<i>Matérias primas</i>	37
2.2.2	<i>Fresamento</i>	38
2.2.2.1	<i>Distorção em engrenagens</i>	40
2.3	Obtenção e controle da atmosfera dos fornos industriais	43
2.3.1	<i>Reações químicas</i>	44
2.4	Processos de tratamento termoquímico em engrenagens	48
2.4.1	<i>Carbonitreção</i>	48
2.4.1.1	<i>Cementação gasosa</i>	49
2.4.1.2	<i>Nitreção gasosa</i>	55
2.5	Profundidade efetiva de camada	62
2.6	Processo de <i>shot peening</i>	66
2.7	Transformação da austenita induzida por deformação em <i>shot peening</i>	70
3	METODOLOGIA	75
3.1	Análise química e metalográfica do material	75
3.1.1	<i>Construção de corpo de prova para análise do teor de carbono</i>	75
3.2	Etapas de produção das engrenagens	76
3.2.1	<i>Tratamento termoquímico das engrenagens</i>	77
3.2.1.1	<i>Gerador de endogás</i>	77
3.2.1.2	<i>Forno contínuo</i>	78
3.3	Análise do teor de carbono	80
3.4	Metodologia dos experimentos	80
3.4.1	<i>Tratamento térmico dos eixos e das engrenagens</i>	80
4	ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	89
4.1	Análise de resultados do primeiro experimento	89
4.1.1	<i>Análise química</i>	89
4.1.2	<i>Evolução do teor de carbono</i>	90
4.1.3	<i>Profundidade efetiva da camada de cementação</i>	91
4.1.4	<i>Análise metalográfica</i>	93
4.1.5	<i>Análise da atmosfera do terceiro experimento</i>	97
4.1.6	<i>Análise Metalográfica</i>	103
4.1.7	<i>Análise de Tensão Residual</i>	111
4.1.8	<i>Controle da microgeometria do dentado após processo de tratamento térmico utilizando o gás natural para saturação da atmosfera</i>	111
5	CONCLUSÃO	112
6	SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS	115

REFERÊNCIAS	117
--------------------------	------------

1 INTRODUÇÃO

As engrenagens de transmissão utilizadas no setor automobilístico são desenvolvidas por engenheiros projetistas com o objetivo de transmitir o torque, a velocidade e a proporção especificados em projeto, havendo, também, restrições impostas por design, espaço, peso e pelas limitações de custo (HEWITT, 1992). Por estarem expostas a este ambiente de intensa solicitação, as engrenagens estão sujeitas a elevadas cargas, além de ciclos longos e contínuos de trabalho, condições estas que podem ocasionar desgaste precoce, falhas e trincas durante a utilização desses elementos mecânicos.

A dureza superficial final define a tensão residual e a distorção geométrica aceitável dentro dos parâmetros do produto/projeto. Essa integridade é definida em cada etapa da cadeia de fabricação. A cadeia de fabricação convencional para engrenagens inicia com blanques forjados seguindo com o processo de usinagem para geração do dentado e posteriormente o tratamento térmico das peças. Os dentes da engrenagem são processados por meio de fresamento, *Shaving* e *Hobbing*, sendo estes os chamados processos de usinagem.

Essa usinagem pode ser planejada para induzir estados de tensão trativo e compressivo que podem alterar a distorção geométrica, após o tratamento termoquímico. Cada processo da cadeia de fabricação modifica a peça, alterando a sua condição de tensão residual.

No caso de engrenagens utilizadas na indústria automotiva, a carbonitretação é utilizada por ser um processo rápido e de produção contínua (LEITÃO; MEI; LIBARDI, 2012). As engrenagens e eixos utilizados nas transmissões automobilísticas passam por um processo de cementação e simultaneamente por um processo de nitretação gasosa. Após a carbonitretação, tratamentos térmicos são realizados, as peças carbonitretadas são temperadas, obtendo-se martensita de carbono e nitrogênio elevados, também são realizados processos mecânicos, visando conferir ao componente resistência ao desgaste, à abrasão e à fadiga, de modo a aumentar sua vida em serviço.

A solubilidade do nitrogênio na temperatura de tratamento é reduzida pela presença de elementos de liga, tais como cromo e manganês, e a precipitação de nitretos ocorre durante o enriquecimento de carbono na superfície da peça. Assim, o efeito de endurecimento está ligado ao nitrogênio remanescente intersticial que,

inclusive, reduz a taxa de resfriamento crítica para a têmpera, provocando uma transformação martensítica mais consistente (SILVA *et al.* 2017).

O “*shot peening*” é um tratamento mecânico que aumenta as tensões residuais na superfície ao promover impacto de esferas em alta velocidade na superfície do componente tratado de forma termoquímica. O impacto das esferas deforma plasticamente a superfície das peças, alterando a rugosidade e gerando tensões compressivas que beneficiam sua resistência à fadiga (WIDMARK, 1999).

Essas tensões residuais compressivas têm influência no limite de resistência à fadiga, em razão do decréscimo na intensidade da tensão total (soma das tensões produzidas por cargas externas e por tensões residuais), além de inibir a propagação da microtrinca nucleada (BONARDI; D’ERRICO; TAGLIABUE, 2006).

Durante a cementação gasosa na etapa da carbonitretação, o gás utilizado é o propano (C_3H_8), porém, atualmente, as leis ambientais rigorosas e a produtividade impõem a busca por atmosferas alternativas para essa etapa, que é a maior consumidora de gás. A substituição do gás propano (C_3H_8) pelo gás natural, cujo componente principal é o metano (CH_4), é uma alternativa possível em razão da importação de gás boliviano e pela perspectiva de acréscimo na produção de gás no pré-sal brasileiro.

A relação carbono para hidrogênio na molécula do metano (CH_4) é de 1:4 e de 3:8 no propano (C_3H_8) o que deve ser levado em consideração na cinética química do processo de carbonitretação. A substituição do gás propano por gás natural, revelou-se possível quando foi realizada no gerador de gás (KHAYYAM, 2014). A eliminação da utilização do (C_3H_8) no gerador ocasionou em uma subutilização no sistema de armazenamento de gás propano da fábrica, além de indicar uma oportunidade de substituição no interior do forno.

Havendo essa possibilidade de substituição do (C_3H_8) pelo (CH_4) elimina-se, também, o reservatório de (C_3H_8) e o sistema de distribuição até os fornos que utilizam este gás. Atualmente, a indústria busca otimizar a adição de gás natural em forno de tratamento termoquímico, sem prejuízo das características mecânicas da peça, o que pode reduzir o custo financeiro evitando a compra do gás propano assim como a eliminação do sistema de armazenamento de propano utilizado para abastecer à fábrica.

1.1 Justificativa

A carbonitreção em eixos e engrenagens, seguida de têmpera, revenimento e “*shot peening*”, é um processo usado na indústria automobilística, visando o endurecimento da superfície e o aumento da resistência ao desgaste e à fadiga, sendo essas propriedades dependentes, diretamente, da escolha do gás empregado para a realização da cementação gasosa durante a carbonitreção. A partir do exposto, este trabalho tem como objetivo analisar a praticabilidade da substituição do gás propano por gás natural na atmosfera do forno de carbonitreção, de modo a saturá-la e a promover a adição de carbono e de nitrogênio na superfície das engrenagens

1.2 Objetivo geral

Estudar o processo de carbonitreção, objetivando a troca do gás propano pelo gás natural utilizado na câmara de carbonitreção gasosa durante a fabricação de engrenagens.

1.2.1 Objetivos específicos

Comprovar a viabilidade da substituição do propano pelo gás natural em forno contínuo de carbonitreção, por meio da análise dos resultados referentes à microestrutura e às propriedades mecânicas

Comparar os resultados e propriedades mecânicas e metalográficas do processo de carbonitreção em atmosfera saturada com gás natural com e sem “*shot peening*”

Verificar o volume ideal de injeção de gás natural em substituição ao gás propano para garantir as especificações do produto de dureza superficial (≥ 58 HRC) e camada de cementação (0,5 a 0,7 mm) no processo de tratamento termoquímico.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Recentemente, a busca pela confiabilidade dos sistemas aplicados no setor automobilístico estimula as indústrias a desenvolverem ou a aprimorarem os tratamentos superficiais que constituem importantes etapas em diversos processos de fabricação nesse setor. Nesse sentido, serão descritas, a seguir, as principais características dos tratamentos termoquímicos aplicados na produção de engrenagens e eixos de transmissão automotivas.

2.1 Transmissão mecânica

As transmissões automotivas têm a função de transmitir força e torque do motor às rodas com ajustes, devido às especificações da via e à velocidade de direção. Dentre os tipos de transmissões automotivas, é possível citar as transmissões mecânicas, as automatizadas, as híbridas e a continuamente variável (NAUNHEIMER *et al.* 2010). Devido à diversidade de tipos e aplicações, as engrenagens e eixos precisam de tratamentos térmicos específicos e controlados para resistir aos esforços que são submetidos.

As mudanças impostas pelo mercado no desenvolvimento de transmissões automotivas buscam a melhoria da performance de direção, mediante o aumento do nível de eficiência, a redução de peso, o custo de fabricação, o consumo de combustível e, conseqüentemente, a emissão de gases poluentes na atmosfera (NAUNHEIMER *et al.* 2010). Os conjuntos de engrenagens recebem o torque do motor, sendo essencial que o processo de fabricação desses conjuntos esteja em constante desenvolvimento para adequação a novos projetos e tecnologias.

A Figura 1 expõe o corte de uma transmissão mecânica, evidenciando alguns componentes, tais como engrenagens, eixos, sincronizadores, hastes, garfos, caixa, suporte união de alumínio, molas, rolamentos, parafusos, arruelas e hastes:

Figura 1 - Corte de uma transmissão mecânica



Fonte: Elaborado pelo autor.

Saldanha (2013) explica o funcionamento do sistema de sincronização. Segundo o autor, em razão da tendência de acréscimo no torque e na rotação dos motores, portanto componentes mais resistentes são exigidos para que a mudança de marcha seja suave e segura.

2.2 Fabricação de engrenagens automotivas

A fabricação de engrenagens pode ser realizada por meio de processos de conformação ou de usinagem. Entre estes, a usinagem é o método mais empregado por se tratar de uma técnica utilizada para a remoção de material, objetivando o corte e o polimento do formato do dente. Já no processo de conformação estão inclusas a moldagem, a estampagem ou extrusão dos dentes e a fundição direta (NORTON, 2013).

Os materiais usados para a fabricação de engrenagem partem de diversas origens, sendo o aço forjado o mais comum, pois, segundo Rego *et al.* (2018), a cadeia de fabricação convencional desses elementos de alta densidade de potência se inicia com esse aço. Assim, os dentes das engrenagens são produzidos por fresamento, moldagem ou por conformação. A engrenagem é, então, endurecida e submetida a etapas de acabamento, no sentido de atender aos requisitos de integridade e de tolerância geométricas.

Ao longo do processo de fabricação de engrenagens, tensões residuais são geradas durante os diversos estágios dessa fabricação. Essas tensões podem alterar a distorção dos componentes após o tratamento termoquímico/térmico.

2.2.1 *Matérias primas*

Os aços dominam o campo de materiais de engenharia, devido à sua habilidade em fornecer aos componentes da transmissão automotiva propriedades adequadas e a baixo custo econômico em uma escala de produção. Contudo a baixa resistência ao desgaste e à dureza restringe seu uso no campo da engenharia. Existem métodos aplicados por fabricantes de transmissões para melhorar a dureza superficial, tais como cementação, nitretação, boretação, cianetação e carbonitretação (AYODEJI; ABIOYE; OLANREWAJU, 2011).

Dentre as ligas metálicas, os aços, tais como os aços carbono, baixa e alta liga, são os mais utilizados na fabricação de engrenagens, porém a escolha de um de seus tipos depende de vários fatores, incluindo tamanho, aplicação e design (RADZEVICH, 2012).

2.2.1.1 Aços baixa liga

Os aços de baixa liga têm o somatório de elementos de liga menor que 10% em sua composição química, sendo utilizados, principalmente, o cromo, o níquel, o molibdênio e o manganês (RADZEVICH, 2012; DA COSTA E SILVA; MEI, 1988). Segundo Radzevich (2012), a adição de elementos de liga ao aço reduz a difusividade em volume de carbono na austenita, o que permite reduzir a taxa de resfriamento e alcançar estrutura martensítica em maiores profundidades.

Uma escolha inadequada de elementos de liga pode provocar falhas precoces em engrenagens construídas com precisão e dentro de especificação de projeto. Dadas as especificações finais necessárias para a fabricação de uma engrenagem, um blanque de aço baixa liga forjado é utilizado, e suas composições químicas estão expostas na Tabela 1:

Tabela 1- Composição química dos aços utilizados na fabricação de engrenagem, em porcentagem em peso

Composição química dos aços, em porcentagem do peso												
Norma	Tipo de Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	N	Cr	Ni	Mo	B
SAE	8620	0,18	0,7	0,15	0	0	0,02	0	0,4	0,4	0,15	-----
		0,23	0,9	0,3	0,0035	0,04	0,06	0,02	0,6	0,6	0,25	-----
	4320	0,17	0,45	0,15	0	0	-----	-----	0,4	1,65	0,2	-----
		0,22	0,65	0,35	0,035	0,04	-----	-----	0,6	2	0,3	-----
FCA (DIN)	17MnCrMo7G	0,15	0,45	0,15	≤	0,02	0,02	0,45	0,4	1,65	0,2	0
		0,2	0,65	0,35	0,035	0,04	0,05	0,65	0,6	2	0,3	0,003
	19MnCr5G	0,15	1	0,15	≤	0,02	0,02	0,006	0,8	----	----	-----
		0,21	1,3	0,35	0,035	0,04	0,05		1,1	----	----	-----

Fonte: Elaborado pelo Autor.

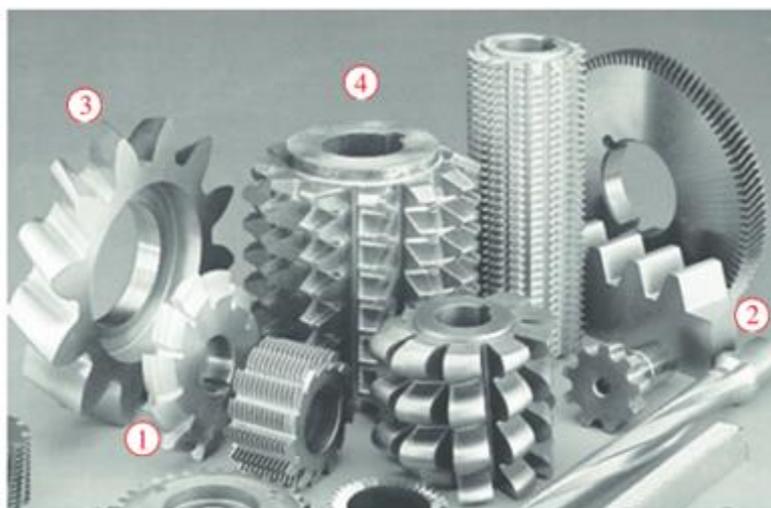
Na fabricação de aços baixa liga, durante o resfriamento dos semi-acabados, (lingotes ou barras), existe uma tendência à formação de bandas de ferrita e de perlita, em consequência da segregação dos elementos de liga. No decorrer da segregação de cromo, o carbono alto segrega na banda mais ricas em cromo, devido à afinidade desses dois elementos. As bandas ricas em elementos de liga produzem uma maior quantidade de martensita após o resfriamento rápido e, assim, garantem dureza significativa. (GARCIA *et al.* 2011).

2.2.2 Fresamento

As engrenagens e eixos usados para transmitir potência são fabricadas por usinagem do aço fundido, forjado ou por discos laminados a quente. Em seguida, esses blanques passam pelos processos de usinagem, de torneamento, de fresamento, de rebarbagem, por tratamento termoquímico, por retífica, por “*shot peening*”, por controle final e montagem. Os processos de usinagem utilizados durante essa fabricação podem ser divididos em operações brutas e em operações de acabamento.

Ambas são técnicas de remoção de material usadas para cortar ou para polir a forma do dente em um disco sólido à temperatura ambiente (NORTON, 2013). Na época atual, as engrenagens estão sendo forjadas diretamente, reduzindo, assim, as operações de usinagem. Dessa forma, as operações iniciais incluem fresamento da forma do dente com geradores de forma, cortador de cremalheira ou uma fresa caracol. Esta última possui dentes que igualam o vão, os dentes de corte da ferramenta são interrompidos com frisos para permitir as superfícies cortantes, como é visto na Figura 2 - item 4:

Figura 2 - Uma coleção de ferramentas de corte de engrenagens: 1 – Cortador de fresa, 2 – Cortador de cremalheira, 3 – Cortador de geração, 4 – Caracol



Fonte: Norton (2013 p. 704)

A fresa caracol é o processo mais preciso e não exige reposicionamento da ferramenta ou do disco, em que cada dente é cortado por múltiplos dentes da fresa caracol. É um dos processos mais usados para a produção de engrenagens e eixos com bom acabamento superficial (NORTON, 2013).

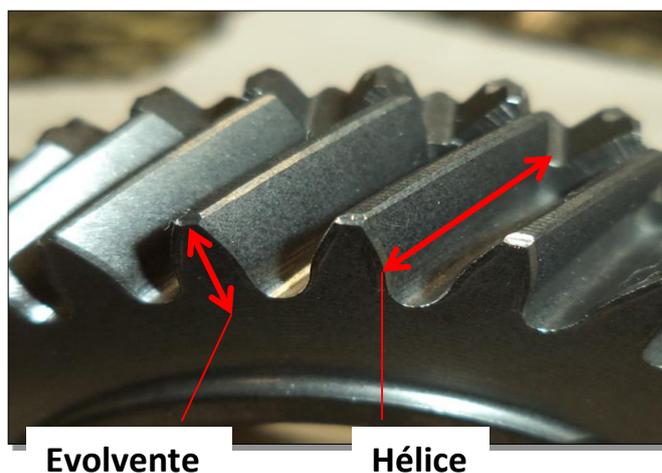
Ao longo da fabricação de engrenagem de melhor qualidade, operações de acabamento são aplicadas após os processos de desbaste, a fim de aperfeiçoar a precisão dimensional e o acabamento superficial, no qual estão inclusos polimento, brunimento, lapidação e retificação. O processo de polimento é semelhante ao processo de dar forma às engrenagens, porém, no polimento, ferramentas precisas são utilizadas para remover pequenas quantidades de material de uma engrenagem bruta, corrigindo erros de perfil, além de melhorar o acabamento (NORTON, 2013).

2.2.2.1 Distorção em engrenagens

As etapas de fabricação de engrenagem modificam, de alguma forma, suas tensões residuais, o que pode contribuir para sua distorção ou empeno (REGO *et al.* 2018; ZOCH, 2009 apud HUSSON *et al.* 2012). De acordo com Davis (2005), durante o tratamento térmico há geração de tensões internas de natureza térmica e microestrutural. As tensões térmicas estão relacionadas ao gradiente de temperatura no decorrer do aquecimento e do resfriamento bruscos. Já as tensões provenientes das transformações microestruturais podem ser explicadas pela mudança de volume em razão das transformações de fases.

As distorções causam alterações na geometria das engrenagens e eixos, tais como mudança no diâmetro antes e após o tratamento térmico, alteração do perfil de evolvente e mudança no ângulo de hélice com deslocamento na solicitação mecânica imposta (DAVIS, 2005), como exposto na Figura 3:

Figura 3 - Controle das características dimensionais dos dentes das engrenagens (hélice e evolvente)



Fonte: Elaborado pelo autor.

A otimização dos parâmetros de corte na usinagem, do tratamento térmico prévio (recozimento isotérmico), do aquecimento escalonado na austenitização e do resfriamento com taxa de resfriamento controlada constituem alguns dos procedimentos experimentais que reduzem a distorção. Portanto o blanque deve ser

tratado termicamente, de modo a reduzir o nível de tensões internas e a uniformizar a microestrutura.

Os controles do perfil para determinar os impactos causados pelo processo de Tratamento Termoquímico na superfície do dentado são realizados por um sistema de medição tridimensional, o qual é empregado para aferir todos os erros microgeométricos (MAZZO, 2013, p. 284). Este controle tem como objetivo mensurar o perfil do dentado, ou seja, o perfil do flanco do dente, que é a curva evolvente, sendo os desvios do perfil evolvente definidos pela Norma DIN 3962, variando de acordo com a qualidade especificada pela Engenharia. Desse modo, os desvios considerados conforme às normas técnicas para o perfil evolvente são: Desvio total do perfil (F_α), Desvio angular do perfil ($F_{H\alpha}$) e Desvio de forma do perfil ($f_{f\alpha}$).

O Desvio total do perfil evolvente (F_α) “é a diferença entre duas paralelas à evolvente teórica, que delimitam toda a curva de perfil real, compreendida dentro da área de avaliação” (MAZZO, 2013, p. 284). Ainda de acordo com o autor, a hélice é definida por meio de seu passo, medido na direção axial e por um círculo, normalmente o círculo de referência, sobre o qual o ângulo é calculado (MAZZO, 2013, p. 276).

Já o Desvio angular do perfil evolvente ($f_{H\alpha}$) “é a diferença entre o ângulo de perfil real e o teórico e/ou entre o círculo base real e o teórico, verificada a partir da curva compensadora dentro da área de avaliação” (MAZZO, 2013, p. 285). A Norma DIN 3962 define os parâmetros de hélice em função da largura do dentado e do nível de qualidade, sendo esses parâmetros o Desvio total na linha dos flancos (F_β), o Desvio angular na linha dos flancos ($f_{H\beta}$) e o Desvio de forma na linha dos flancos ($f_{f\beta}$). Assim, o Desvio total (F_β) é dado pela diferença entre duas curvas paralelas à linha teórica de flanco que delimitam a linha de flanco real, compreendida dentro da área de avaliação (Tabela 2).

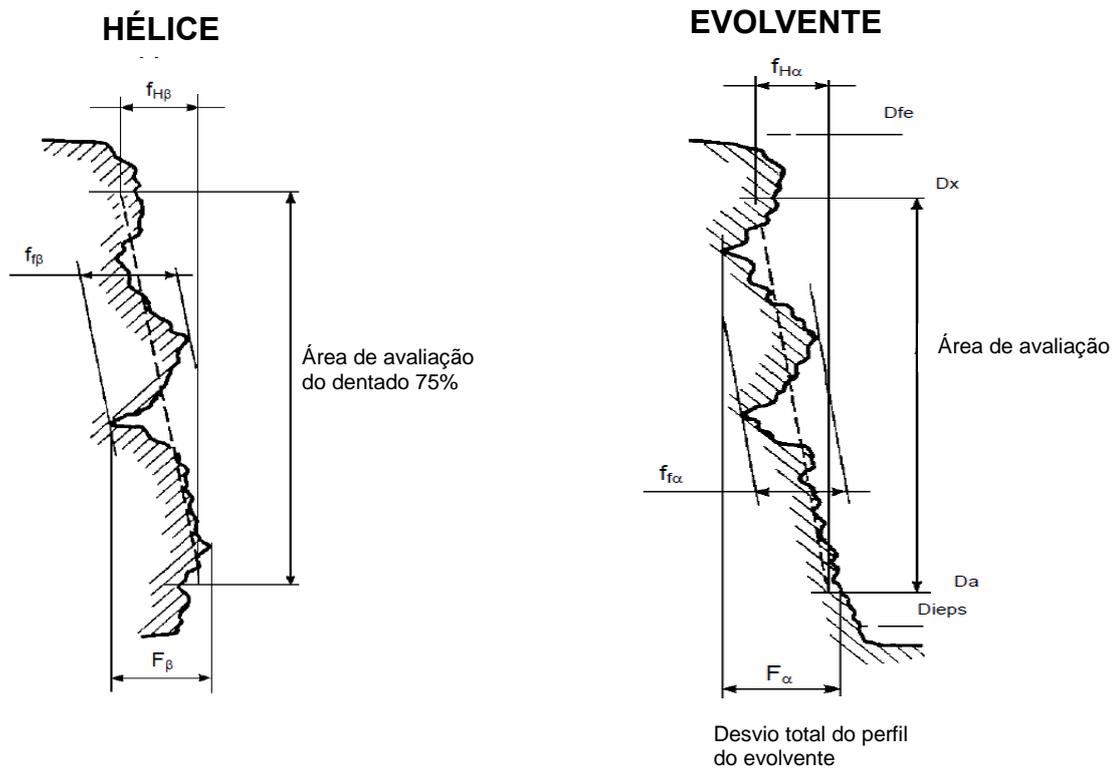
Tabela 2 - Erro encontrados na superfície do dentado

Tabela 2 – Definição de erro - (Norma DIN 3962)		
Hélice	Erro	Evolvente
F_{β}	Erro global	F_{α}
$f_{H\beta}$	Erro angular	$f_{H\alpha}$
$f_{f\beta}$	Erro de forma	$f_{f\alpha}$

Fonte: Elaborado pelo autor.

As especificações de microgeometria devem ser avaliadas sempre que houver intervenções no processo de tratamento térmico, pois mudanças dos parâmetros deste processo podem causar impactos no acabamento superficial do dentado, como observado na Figura 4:

Figura 4 - Erros encontrados na microgeometria da superfície do dentado (hélice e evolvente)



Fonte: Elaborado pelo autor.

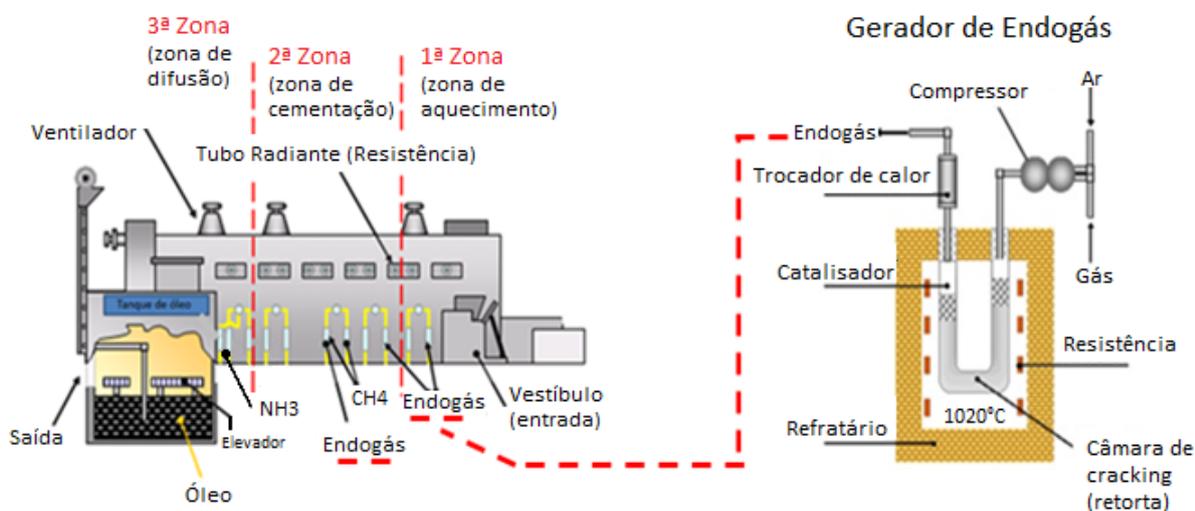
2.3 Obtenção e controle da atmosfera dos fornos industriais

A cementação é um tratamento termoquímico que enriquece a superfície da peça em carbono, anterior ao tratamento térmico de têmpera e de revenimento, obtendo-se acréscimo na dureza e na resistência ao desgaste superficial, aliado ao núcleo dúctil e tenaz. Com isso, a têmpera origina tensões residuais de compressão, o que melhora a resistência da peça à fadiga.

A cementação pode ser realizada em ambiente sólido, líquido (banho de sal), gasoso, vácuo e a plasma (ASI *et al.* 2007), atingindo teor de carbono na superfície da peça entre 0,7 a 1,2% para uma concentração inicial entre 0,1-0,3%. Ocorrem no forno de tratamento térmico as reações do gás utilizado na cementação com a superfície da peça e, em seguida, há difusão do carbono no volume (CAVALIERE; ZAVARISE; PERILLO, 2009).

A espessura da camada cementada depende da temperatura, do tempo, da atmosfera do forno e do tipo de processo. Em plantas industriais, a cementação gasosa é realizada em fornos a vácuo de baixa pressão e em fornos tradicionais contínuos com controle da atmosfera, assegurando, assim, obtenção de profundidade efetiva, de propriedades mecânicas na superfície e de núcleo em faixa estreita. Os gases constituintes da atmosfera gasosa são produzidos no gerador endotérmico, como demonstra a Figura 5:

Figura 5 - Esquema de alimentação dos fornos



Fonte: Elaborado pelo autor.

No gerador de endogás, o hidrocarboneto (CH_4) e o ar são misturados e comprimidos. Posteriormente, essa mistura é direcionada a uma câmara catalisadora, mantida a 1040°C , onde ocorre a combustão (DOSSETT; BOYER, 2006). É produzido a partir dessa reação, o gás cuja composição química aproximada é 20 % CO , 40 % H_2 , 40 % N_2 , 0,1 a 0,5 % CO_2 , 0,2 a 1,2 % H_2O , e 0,2 a 0,8 % CH_4 (ASM HANDBOOK, 1981). Vale destacar que nos fornos de cementação, utiliza-se o gás proveniente do gerador podendo combinar com a adição do gás propano ou natural para manter a saturação da atmosfera, e sendo essa mistura garantida por um ventilador.

O interior dos fornos industriais contínuos é dividido em zonas e termicamente isolados do ambiente externo (DAVIS, 2005). As peças, agrupadas em cargas, são processadas nos fornos sendo deslocadas sobre uma superfície de carbetto de silício do início ao fim do forno, com um intervalo de tempo denominado tempo de ciclo. Dessa forma, a carga entra na pré-câmara do forno sem que haja contato da atmosfera cementante com o ar ambiente.

A pré-câmara é dotada de porta de entrada e de porta interna e estas são operadas de modo que não haja contato entre a atmosfera cementante e o ar externo. O sistema de controle monitora e gerencia os principais parâmetros de processo no interior do forno, além de controlar a temperatura no interior do forno e de alterar a quantidade de gás proveniente do gerador endotérmico e dos hidrocarbonetos (gás natural ou propano) na mistura. A combustão desses gases oriundos do gerador e dos hidrocarbonetos produzirá a atmosfera do forno, sendo esta constituída de oxigênio, hidrogênio, nitrogênio, monóxido de carbono, dióxido de carbono e vapor de água. (DOSSETT; BOYER, 2006).

2.3.1 Reações químicas

Os gases que compõem a atmosfera gasosa reagem entre si e com o aço austenitizado por meio de complexas reações em temperatura por volta de 900°C . Se, por exemplo, o oxigênio reagir com o carbono dissolvido no aço ocasionará a decarbonetação.

O hidrogênio reage com o dióxido de carbono e com o oxigênio, resultando, portanto, em vapor d'água. Assume-se que as reações, a seguir, estejam em equilíbrio quando em forno de atmosfera acima de 790°C (ASM HANDBOOK, 1981):



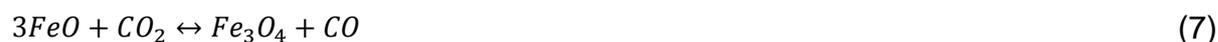
Outro gás proveniente da combustão no gerador endotérmico e que possui determinada importância na atmosfera do forno é o metano. Ao se dissociar, o metano produz o carbono que será dissolvido no aço. No entanto essa dissociação ocorre de forma lenta e, por isso, faz-se necessária a adição de mais gases enriquecedores de carbono (ASM HANDBOOK, 1981):



O dióxido de carbono e o carbono da superfície do aço, quando em temperatura de austenitização, reagem entre si e produzem o monóxido de carbono:

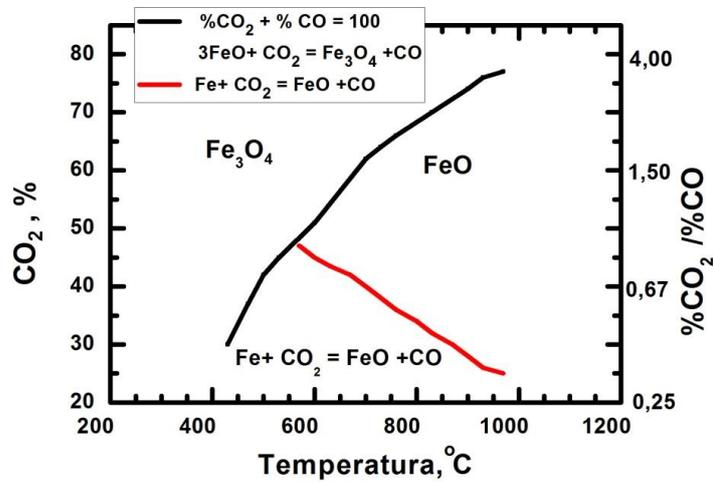


O carbono da equação 5, (C), encontra-se dissolvido na austenita. Assim, essa reação é reversível e contínua até que o equilíbrio da reação seja atingido. Caso a concentração de CO_2 continue aumentando haverá a oxidação do ferro e do óxido de ferro conforme reações 6 e 7:



Para as reações acima, 6 e 7, a reação do óxido de ferro (wustita (FeO)) ocorrerá em temperaturas acima de $555^\circ C$ e a da magnetita (Fe_3O_4) abaixo de $555^\circ C$ (Gráfico 1).

Gráfico 1 - Curvas de equilíbrio para a formação de FeO e de Fe₃O₄, quando o ferro é aquecido em atmosfera com CO-CO₂ em diferentes temperaturas

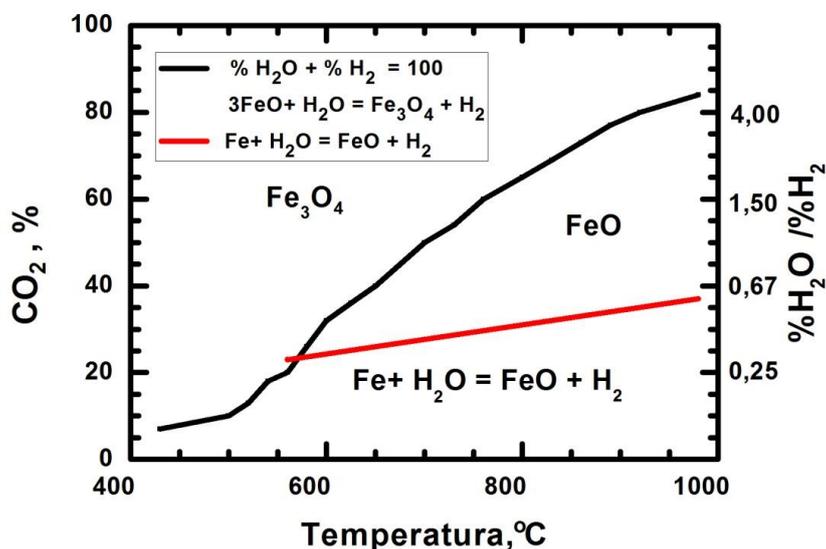


Há, também, adição ou remoção de carbono no aço, caso o vapor d'água combine com o carbono, equação 8, ou com a oxidação do ferro, equação 9.



O Gráfico 2 representa as curvas de equilíbrio do ferro com o vapor d'água em diversas temperaturas (ASM HANDBOOK, 1981):

Gráfico 2 - Curvas de equilíbrio para a formação de FeO e de Fe₃O₄, quando o ferro é aquecido em atmosfera com H₂-H₂O em diferentes temperaturas

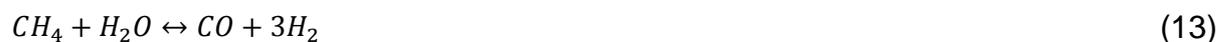


Fonte: ASM Handbook, (1981).

A adição do carbono na superfície do aço se faz mediante o fornecimento de hidrocarbonetos, tais como metano CH_4 , etano C_2H_6 , propano C_3H_8 e butano C_4H_{10} . Essa dissociação dos hidrocarbonetos libera átomos de carbono absorvido, na superfície, pela austenita. As reações do metano e do propano podem ser observadas nas Equações 10 e 11:



No caso da adição de metano, a concentração de dióxido de carbono e de vapor d'água diminuirá, segundo as reações expostas nas Equações 12 e 13:



Para o propano, tem-se:



Essas reações podem ocorrer no interior do forno, mas mostram que a presença de CO_2 e H_2O prejudica as propriedades mecânicas do componente e altera a cinética da cementação.

2.4 Processos de tratamento termoquímico em engrenagens

Os tratamentos termoquímicos são utilizados, visando ao endurecimento da superfície dos aços e mantendo o núcleo dúctil e tenaz. Esse endurecimento acontece por meio de solução sólida, de formação de carbonetos e nitretos e mediante a transformação da austenita em martensita. As reações químicas que ocorrem entre a atmosfera gasosa e a peça no estado sólido podem definir esses mecanismos.

2.4.1 Carbonitretação

A carbonitretação é um processo de cementação a gás modificado, ao invés de uma forma de nitretação (PYE, 2003). A modificação da atmosfera gasosa consiste em introduzir amônia na atmosfera de cementação gasosa para adicionar nitrogênio à camada cementada. O nitrogênio se forma pela dissociação da amônia, é adsorvido na superfície e se difunde no aço, simultaneamente com o carbono. O nitrogênio em solução sólida aumenta a temperabilidade, além de contribuir, como nitreto, para a alta dureza da camada (KRAUSS, 2005).

O processo de carbonitretação é realizado em uma câmara de forno fechada, contendo uma atmosfera enriquecida com compostos gasosos de carbono e de nitrogênio. A amônia é considerada a fonte de nitrogênio mais adequada para o processo, sendo esta combinada ao suprimento de gás de outro processo (de um gás de hidrocarboneto, como o propano ou o gás natural) e ao oxigênio de outras fontes.

A carbonitretação fornece um aço com alta dureza superficial e resistente ao desgaste. Para engrenagens e eixos que passam por um processo de têmpera

posteriormente à carbonitreção, esse processo é realizado entre 770 e 890°C (RAKHIT, 2000). Os ciclos térmicos que acompanham os processos de cementação são escolhidos, sobretudo, em função de exigências funcionais dos elementos tratados. Assim, o tratamento térmico de carbonitreção é um procedimento utilizado na produção de engrenagens e eixos para transmissões automotivas.

2.4.1.1 Cementação gasosa

O processo de cementação gasosa é rápido e adequado para a produção contínua, ocorre a partir de um aço com baixo carbono (%C < 0,30) aquecido entre 815 °C a 950 °C em atmosfera controlada no forno, o que permite a determinação da espessura da camada cementada (LEITÃO; MEI; LIBARDI, 2012).

A análise do processo de difusão na cementação é baseada nas leis de Fick, sendo, assim, a principal equação do processo de cementação pode ser verificada entre o ferro e o monóxido de carbono, conforme descrito na Equação 16 (CAVALIERE; ZAVARISE; PERILLO, 2009):



Na modelagem matemática, a direção da difusão é perpendicular à superfície, os coeficientes de difusão não dependem da concentração de carbono e a temperatura do componente é constante durante o processo de carbonitreção que ocorre conforme as Equações 17 e 18 (CAVALIERE; ZAVARISE; PERILLO, 2009):

$$\frac{\partial C_{(x,t)}}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C_{(x,t)}}{\partial x^2} \quad (17)$$

$$D = 738 * 10^{-7} * e^{\left(\frac{-159000}{8,31 * T}\right)}, mm^2 \quad (18)$$

Considerando as seguintes condições de contorno, verifica-se que (CAVALIERE; ZAVARISE; PERILLO, 2009):

1. $t = 0, x > 0, C(x,0) = C_0$ (concentração de carbono do aço);
2. $t \geq 0, x = 0, C(x,0) = C_s$ (concentração de carbono na superfície);

3. O coeficiente de difusão do carbono na austenita é constante e independe da concentração de carbono na camada;
4. A profundidade da camada de difusão se dá de acordo com as dimensões do componente, sendo a concentração de carbono longe da superfície igual à do aço $t > 0, x \rightarrow \infty, C(x,0) = C_0$.

Para calcular a função $C(x,t)$ (concentração de carbono que varia com o tempo e com a distância da superfície) a variável u é definida de acordo com a Equação 19 (CAVALIERE; ZAVARISE; PERILLO, 2009):

$$u = \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \quad (19)$$

Solucionando a equação de Fick, obtém-se a Equação 20 (CAVALIERE; ZAVARISE; PERILLO, 2009):

$$\frac{C_x - C_s}{C_0 - C_s} = 1 - \operatorname{erf}(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u e^{-u^2} du \quad (20)$$

onde $\operatorname{erf}(u)$ é a função erro de Gauss que pode ser calculada graficamente a determinados tempo, temperatura e posição para que se obtenha u . Dessa forma, é possível estipular a concentração de carbono com a distância da superfície e o tempo, mediante a Equação 21 (CAVALIERE; ZAVARISE; PERILLO, 2009):

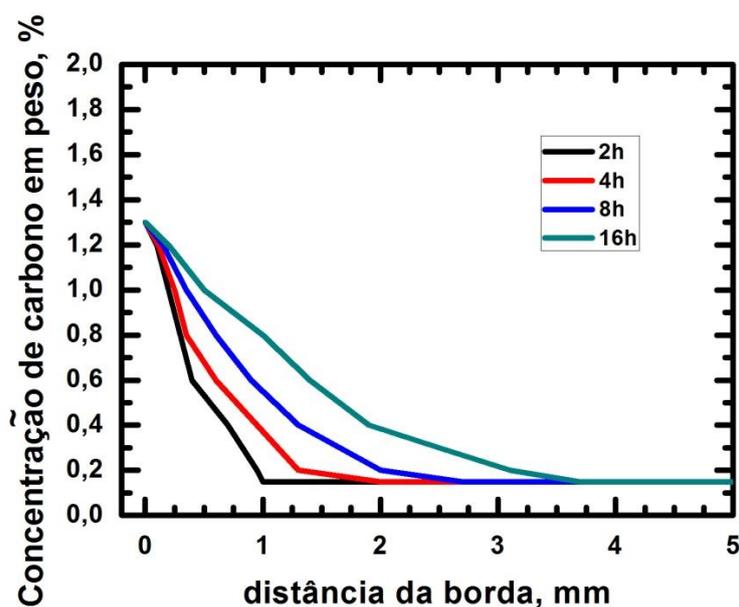
$$C_x = C_s + (C_0 - C_s)\operatorname{erf}(u) \quad (21)$$

A modelagem da cementação pode ser realizada por meio de outra função que, também, soluciona a equação de Fick (Equação 22), preservando as condições de contorno anteriormente citadas:

$$C_x - C_0 = \left\{ \frac{M}{2 * \sqrt{\pi * D * t}} \right\} * \exp\left(\frac{-x^2}{4 * D * t}\right) \quad ((22))$$

O Gráfico 3 demonstra o perfil de carbono calculado em um aço que passou por um processo de cementação gasosa na temperatura de 925°C, com tempo de forno variando entre duas e 16 horas, considerando o coeficiente de difusão D constante, ou seja, independentemente da composição do aço:

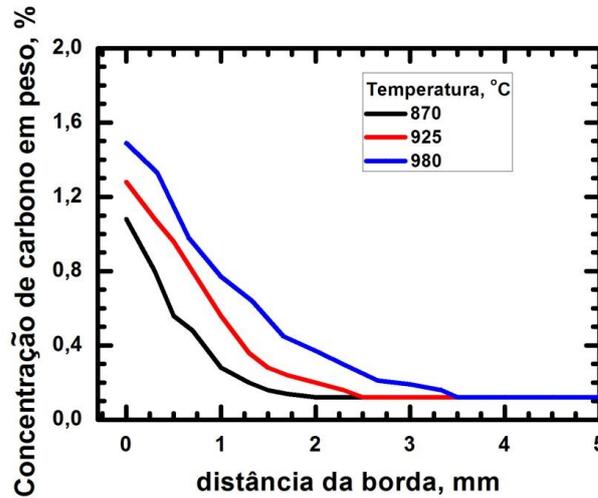
Gráfico 3 - Perfil de concentração de carbono em função da distância em um aço baixa liga cementado em temperatura constante de 925°C em vários tempos de forno



Fonte: Adaptado de Krauss (2005 p. 438).

O Gráfico 4 expõe o efeito da temperatura na cementação de um aço ligado em temperaturas que variam entre 871,1 e 982,2 °C quando o tempo de forno é mantido constante em 8 horas:

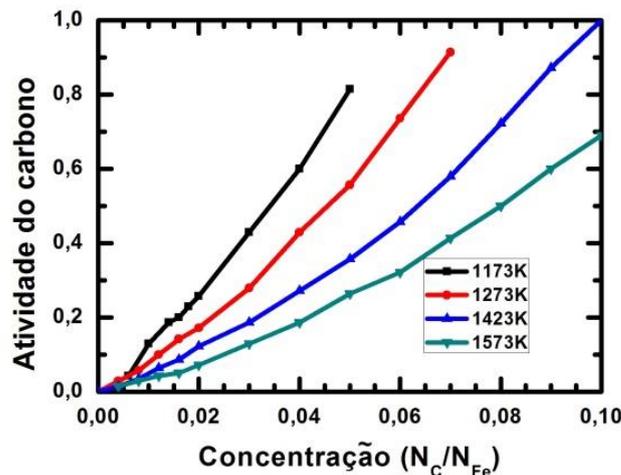
Gráfico 4 - Perfil de concentração de carbono em função da distância em um aço baixa liga cementado em temperatura constante de 925°C em vários tempos de forno



Fonte: Adaptado de Krauss (2005 p. 439).

As figuras demonstram o efeito do tempo e da temperatura na profundidade da camada cementada (KRAUSS, 2005). Nesse modelo não se considera a variação do coeficiente de difusão do carbono na austenita com a composição que aumenta de um fator de 5 quando a concentração em fração molar muda de 0 para 0,05 como verificado no Gráfico 5:

Gráfico 5 - Atividade do carbono a_C em liga Fe-C (austenita) em função da composição em várias temperaturas, sendo N_C fração atômica de carbono e N_{Fe} fração atômica de ferro



Fonte: Sozinov *et al.* (1997)

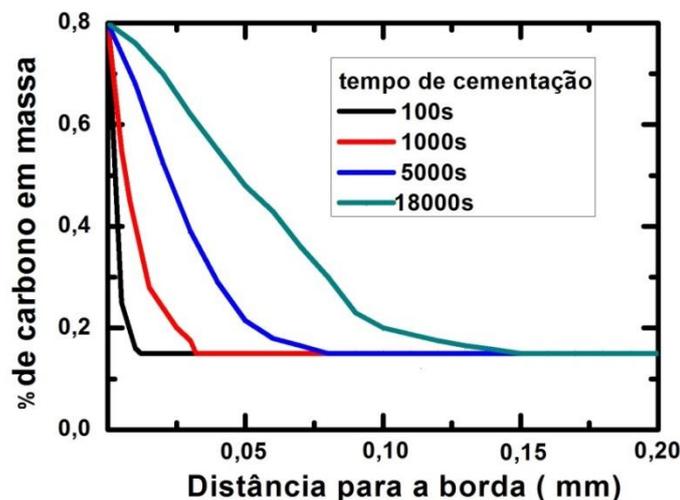
A repulsão carbono-carbono aumenta a difusão sob o gradiente a uma extensão maior se comparado a teoria de difusão normal de Darken. Esse efeito tem sido modelado e verificado quantitativamente para austenita, podendo surgir grandes gradientes de concentração. Assim, há pouca dúvida se há repulsão líquida entre átomos de carbono em austenita e em ferrita (BRADESHIA, 2004; BABU, BHADSHIA, 1995).

Dictra é uma ferramenta de engenharia para simulação de difusão em ligas multicomponentes. Ainda segundo o software durante a cementação de aço em uma mistura de 40% N₂ e 60% de metanol, a atividade do carbono é determinada pela reação na superfície do aço. O fluxo de carbono no contorno pode ser representado por uma expressão tal como:

$$J_c = f_c (a_{ac}^{gas} - a_{ac}^{superfície}) \quad (23)$$

Onde a_{ac}^{gas} é a atividade do gás e $a_{ac}^{superfície}$ é a atividade do carbono no aço próximo à superfície. O termo f_c é o coeficiente de transferência de massa e pode depender da temperatura e da composição. Dessa forma, o perfil de concentração de carbono simulado em um aço com 0,15%C, quando a atividade de carbono do gás é 0,64 com relação à grafita, e o coeficiente de transferência de massa é $8,25 \cdot 10^{-29}$ mol/s está exposto no Gráfico 6:

Gráfico 6 - Perfil de carbono após 100, 1000, 5000, e 18000 s a 900°C em uma atmosfera de cementação

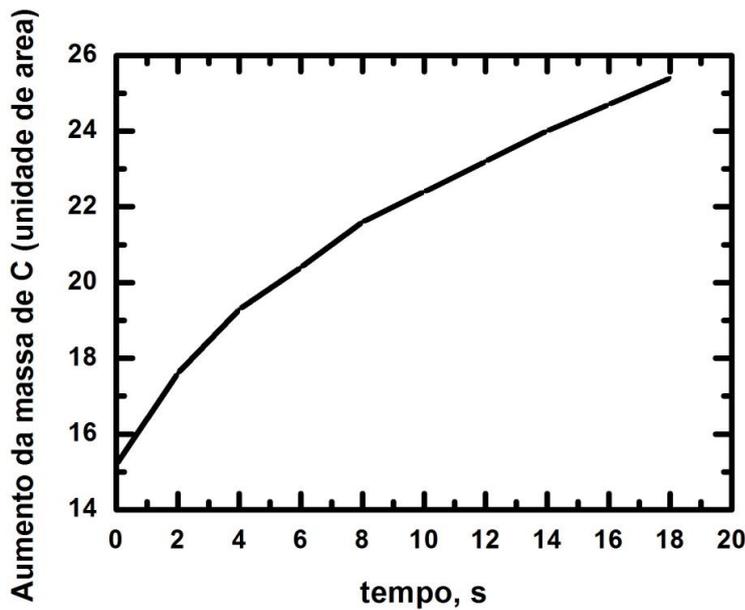


Fonte: Borgenstam, Annika *et al.* (2000)

Portanto o fluxo de carbono na superfície foi calculado $J_c = 8,25 \cdot 10^{-29}$ $(0,64 - a_{ac}^{superfície})$ mol/s, onde $8,25 \cdot 10^{-29}$ é o coeficiente de transferência de massa e 0,64 é a atividade de carbono da atmosfera vizinha.

O acréscimo da massa por unidade de área, devido à cementação como função do tempo está presente na Gráfico 7:

Gráfico 7 - Acréscimo da massa de carbono por área devido a cementação



Fonte: Borgenstam, Annika *et al.* (2000)

Borgenstam e Annika *et al.* (2000) mediram o potencial de carbono (CP) como função do tempo e o usaram como uma condição de contorno para os dois estágios de cementação (saturação – difusão). O efeito do teor de carbono nas equações constitutivas e de transformação por plasticidade foi implementado para garantir melhor exatidão de propriedades mecânicas. Uma correlação significativa entre o teor de carbono previsto e o experimental através da camada foi obtida. As tensões residuais induzidas pela têmpera no componente foram calculadas e os valores comparados com aqueles citados na literatura.

Ferro e Bonollo (2014) e Song *et al.* (2007) afirmam que, devido à variação do teor de carbono na camada, a martensita é formada, inicialmente, na posição interna abaixo da camada cementada e, posteriormente, a zona da martensita transformada se expande em direção ao centro. A camada cementada é a última posição onde a transformação da martensita termina, retendo, de forma relativa, uma maior

quantidade de austenita na camada cementada superficial que nas posições internas. Por essa razão, a tensão compressiva é gerada próximo à superfície, já a tensão de tração é gerada no centro, após têmpera.

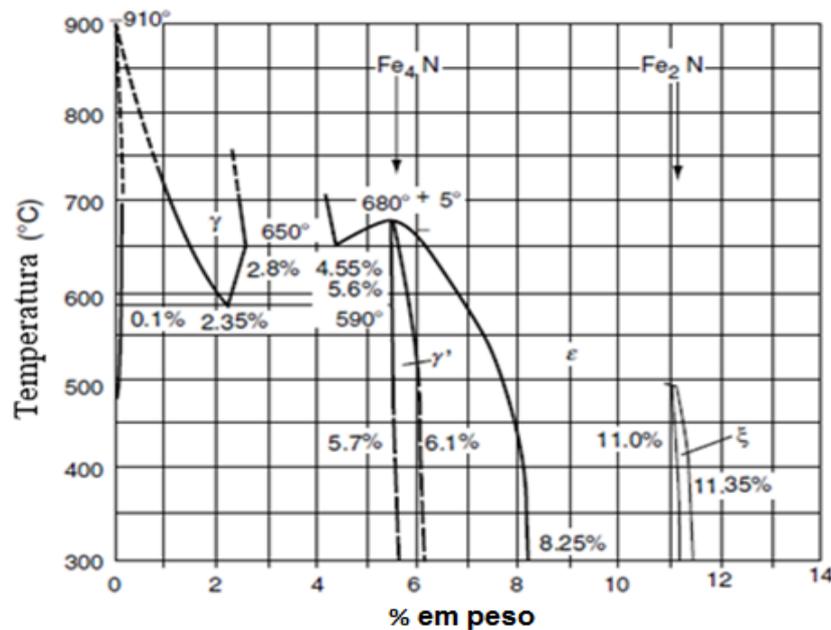
Acht *et al* (2007) estudaram a influência do perfil de carbono e a geometria em distorções, a partir da combinação de projeto do experimento com o método de elementos finitos. Naquele trabalho, a fim de reduzir os tempos computacionais, a análise mecânica e a termometalúrgica foram simplificadas por uma discretização da espessura cementada com propriedades termomecânicas, de acordo com seu teor de carbono médio. Apesar de resultados obtidos, as informações sobre a microestrutura, sobre as tensões residuais e sua validação com resultados experimentais não foram apresentados. Dentre os vários trabalhos vistos na literatura, uma validação experimental está, muitas vezes, ausente (FERRO; BONOLLO, 2014).

2.4.1.2 Nitretação gasosa

A nitretação gasosa é um processo de enriquecimento da superfície da peça, a partir da introdução do nitrogênio mediante o contato com um meio rico em nitrogênio, usualmente a amônia. A nitretação induz valores de dureza (900 – 1200 HV) e, portanto, mais elevados que a cementação. O fenômeno físico responsável pelo aumento no valor da dureza é diferente daquele envolvido na cementação com nitratos na forma de precipitados finos e dispersos se formando na martensita revenida próxima à superfície. A composição química do aço a ser nitretado influencia nas características da camada nitretada.

O nitrogênio (raio atômico de 0,071 nm) se dissolve no ferro CCC e CFC. Na temperatura de 590 °C, tem-se a solubilidade máxima de nitrogênio de 0,10 % em peso no ferro (Fe_α). O limite de solubilidade do nitrogênio no ferro Fe_γ é dependente da temperatura, e, a 650 °C, a solubilidade de nitrogênio no ferro Fe_γ é 2,8 % em peso. A Figura 6 mostra o diagrama de equilíbrio Fe-N no qual se observa transformação eutetóide $\gamma \leftrightarrow \alpha + Fe_4N (\gamma')$ em temperatura de 590 °C.

Figura 6 - Diagrama de equilíbrio Fe-N

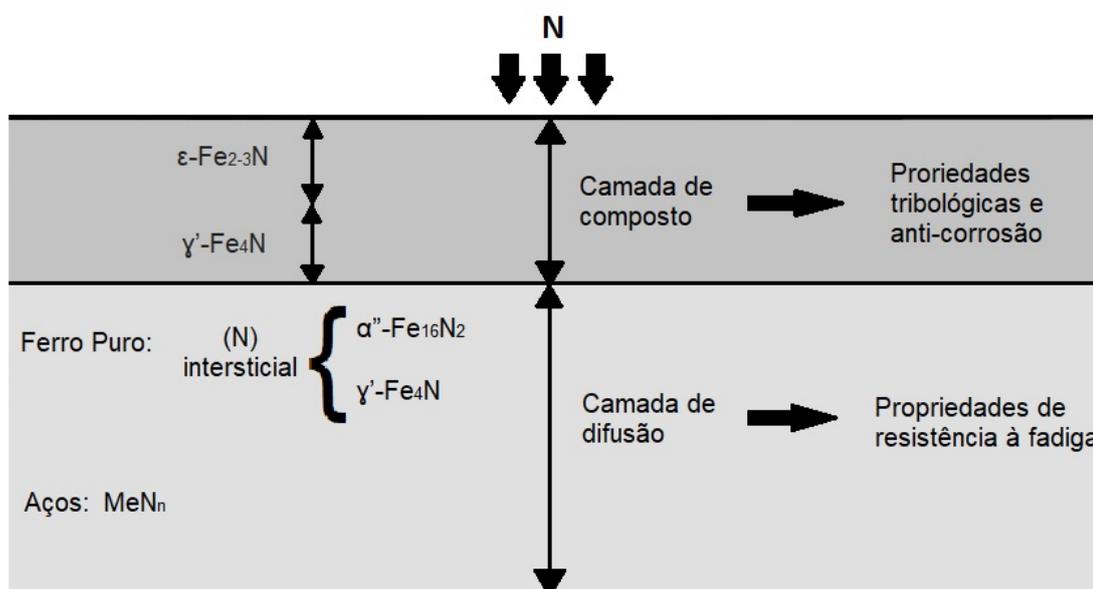


Fonte: Totten (2006).

No diagrama Fe-N, há, também, em equilíbrio, as fases Fe_4N (γ') com teor em peso de nitrogênio de 5,7 a 6,1 %. A fase $\epsilon - Fe_{2-3}N$ é hexagonal com teor de nitrogênio de 8 a 11 % em peso. Fe_2N (ξ) é uma fase com teor de aproximadamente 11,0 % em peso de nitrogênio. As fases Fe_4N (γ') e Fe_2N (ξ) cristalizam, respectivamente, nas estruturas CFC e ortorrômbica.

A nitretação pode apresentar as camadas de compostos ou branca na superfície e a camada de difusão abaixo dessa camada branca. A espessura dessa camada branca é inferior a 25 μm . No processo de nitretação, a camada de compostos, também conhecida como camada branca, é constituída predominantemente por $\gamma' - Fe_4N$ e / ou $\epsilon - Fe_{2-3}N$. Abaixo da camada de compostos, há a zona de difusão na qual o nitrogênio da atmosfera dissolve no ferro (Fe_α) e reage com os carbonetos no aço de modo a formar a fase $Fe_{2-3}(C - N)$ (ϵ), (YANG; SISSON Jr., 2014). A presença do carbono nos aços aumenta a espessura da camada de compostos e diminui a zona de difusão. Abaixo dessa camada, existe a camada de difusão ou a camada escura, constituída de nitreto de ferro, nitretos dos elementos de liga presentes e de compostos Fe-C-N (MITTEMEIJER; SOMERS, 2014) (Figura 7):

Figura 7 - Seção transversal esquemática da região nitretada de um componente mostrando as camadas de compostos e difusão



Fonte: Adaptado de Mittemeijer (2013 p. 620).

Os nitretos de ferro possuem diferentes estruturas e propriedades magnéticas. As fases cristalográficas no diagrama de fase binário Fe-N incluem α FeN (Fe alfa bcc expandido), α'' (Fe_{16}N_2); γ' (Fe_4N); ε (Fe_3N); ξ (Fe_2N) e γ'' (FeN). O nitreto de ferro com baixo nitrogênio sempre exibe propriedades ferromagnéticas, enquanto os nitretos com alto nitrogênio são não magnéticos. Contudo, devido às propriedades metaestáveis de nitreto de ferro, é complexo controlar a estrutura e, conseqüentemente, as propriedades dos filmes de nitreto de ferro em função dos parâmetros de fabricação. O parâmetro celular apresenta o efeito da expansão, devido à introdução de nitrogênio, conforme exposto na Tabela 3:

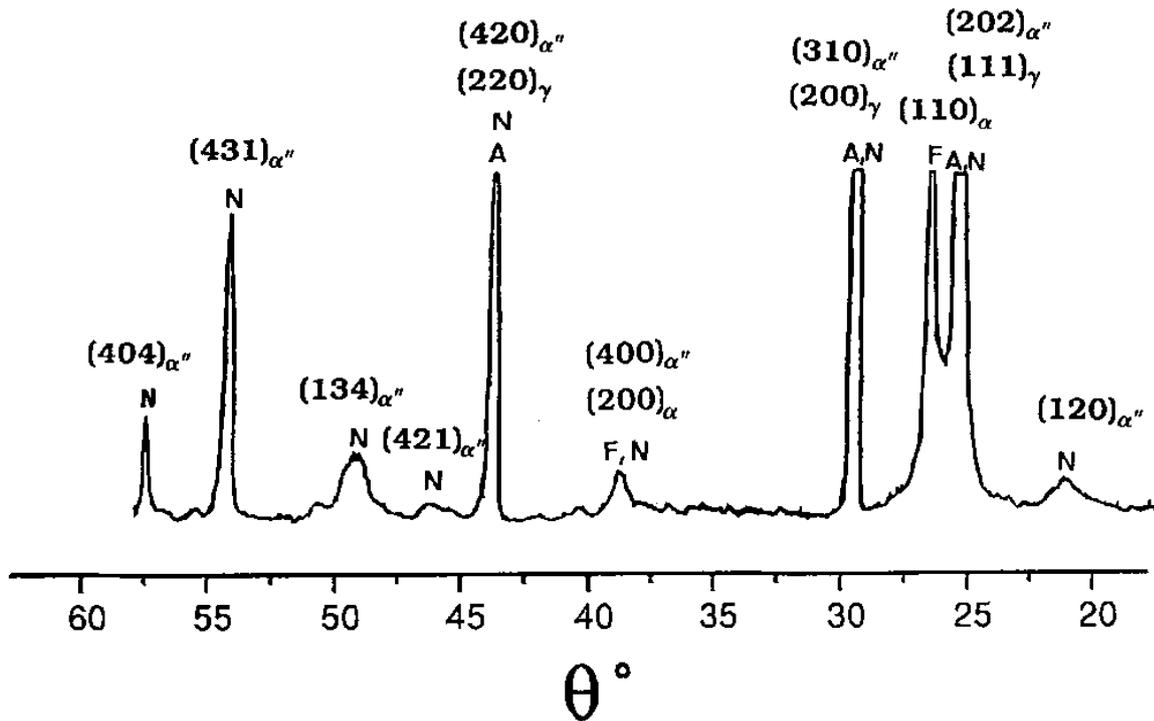
Tabela 3 - Parâmetros de rede das diferentes fases de nitreto em aço

Fase Nitreto	Parâmetro de rede - (Å)
FeN α	2,852
α'' (Fe_{16}N_2)	5,7078
γ' (Fe_4N)	3,7928
ε (Fe_3N)	4,6911; 4,3713
ξ (Fe_2N)	4,7859; 4,4270
γ'' (FeN)	4,3264

Fonte: Li, Guo-Ke *et al.* (2015)

Na Figura 8, tem-se o modelo de difração de raios-X para o nitreto de ferro identificando α'' (Fe_{16}N_2) em uma amostra de martensita após envelhecimento a 70 °C em 10 horas (Fall, I., Genin, J.M.R. 1996).

**Figura 8 - Modelo de difração de raios-X (Nitrogênio como nitreto α'' (Fe_{16}N_2))
A de austenita γ ; F de ferrita α)**



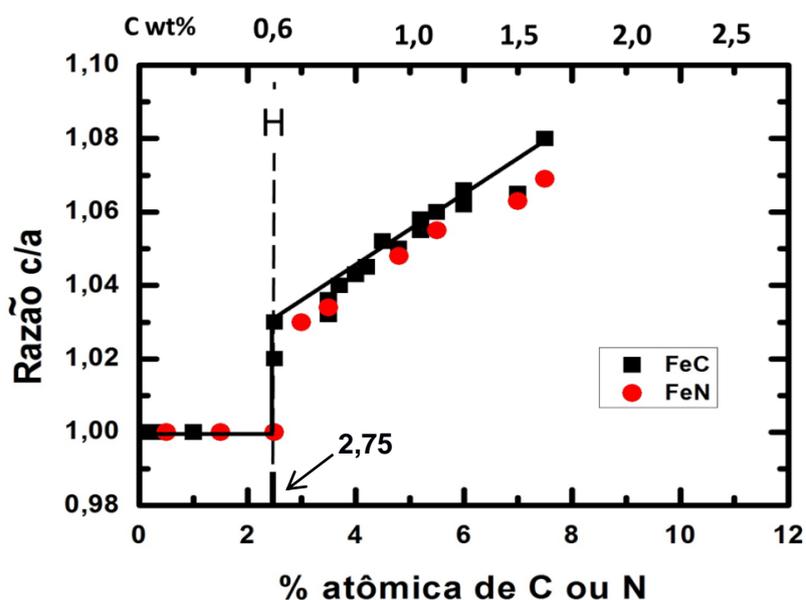
Fonte: Fall, Genin (1996).

A austenita é uma das fases que pode melhorar a estrutura, as propriedades mecânicas e de corrosão no tratamento termoquímico. Contudo, pode causar redução na dureza, no limite de escoamento e na resistência à tração e acréscimo no alongamento e na tenacidade ao impacto. A austenita retida como fase metaestável, após têmpera, é propensa a precipitações de cementita, o que reduz o efeito positivo na tenacidade. Durante a nitretação na austenita, uma camada adicional desta é formada entre as camadas de compostos e difusional que pode ser transformada em martensita (com austenita retida) ou bainita, dependendo da taxa de resfriamento após o processo de nitretação (MITTEMEIJER; SOMERS, 2014).

A estrutura dominante da peça após resfriamento é a martensita massiva, cúbica, em forma de ripa ou lenticular, podendo conter pacotes contendo subgrãos em aços com percentual de carbono menor que 0,6 %. Em aços com carbono superior

a 1,0 %, a estrutura da martensita muda para acicular, ou seja, placa adjacente às regiões de austenita não transformada. Entre 0,6 a 1,0 % C, uma mistura de estrutura ripa e placa é observável, resultando em duas estruturas distintas ocorrendo simultânea ou sequencialmente durante a têmpera. A martensita apresenta estrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC) se o teor de carbono é menor que 0,6% e muda para Tetragonal de Corpo Centrado (TCC) com a relação c/a crescente, de modo linear, com o teor de carbono. O gráfico 8 demonstra a evolução da relação c/a de ligas Fe-C e Fe-N temperadas.

Gráfico 8 - Razão (c/a) para martensita em ligas Fe-C e Fe-N como função do percentual de carbono e nitrogênio

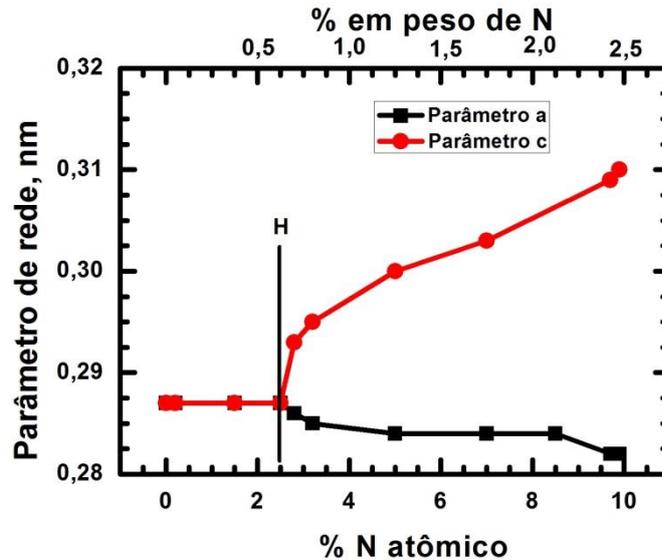


Fonte: Fall, Genin (1996).

Observa-se na figura 8 que a razão c/a é igual a 1,00 até o valor do percentual atômico de carbono e de nitrogênio de 2,75% (0,6% C em peso). A razão (c/a) muda, rapidamente, de 1,00 para o valor de 1,03. O aumento subsequente no teor de carbono conduz a valores crescentes da razão c/a que se refere à estrutura TCC da martensita. Essa descontinuidade específica no parâmetro do reticulado demarca a fronteira entre dois diferentes processos de transformação. Em cristais de martensita, o carbono pode provocar o endurecimento por solução sólida ou até mesmo à segregação para envelhecimento dinâmico se sua mobilidade for suprimida durante a formação da martensita e ou mesmo durante o teste mecânico.

Para as ligas Fe-N, o parâmetro do reticulado mostra-se constante, devido ao acréscimo do nitrogênio em solução intersticial, permanecendo em 0,2868 nm para 0,50, 1,50 e 2,50 % atômica, como apresentado na gráfico 9.

Gráfico 9 - Os parâmetros “c” e “a” para martensita em liga Fe-N temperada são os mesmos (0,2868 nm) de 0,22 a 2,5 %atômico



Fonte: Fall, Genin (1996).

O parâmetro do reticulado do Fe puro é 0,2864 nm. A diferença entre esses dois valores é uma consequência da expansão do reticulado de nitrogênio em solução com a máxima solubilidade de 0,4 %atômico. Por outro lado, os fundamentos e as características, da distribuição intersticial de nitrogênio não são completamente entendidos na austenita retida e na martensita, pois esta pode sofrer envelhecimento (FALL; GENIN, 1994).

Com o valor constante de $c/a = 1$, a concentração de carbono de 0 a 0,6% em peso é interpretada como evidência para a formação de martensita com uma estrutura CCC, contendo uma fase metaestável e rica em carbono (P). A transformação é designada como martensita primária e segue a sequência $CFC \rightarrow HCP$ e $HCP \rightarrow CCC + P$ (LEE; FUKUDA; KAKESHITA, 2007).

Pinto *et al.* (2019) utilizaram os métodos de difração de raios-X e MEV/EBSD para quantificação da austenita retida, além de microscopia ótica e de varredura por sonda para caracterização microestrutural dos aços ABNT 1520 e 1540Nb, após têmpera de partição. Os resultados mostraram diferença na quantificação de austenita retida por

difração de raios-X e EBSD, sendo ainda demonstrado que a técnica de raios-X é a mais confiável para quantificação desta fase. As frações volumétricas de austenita retida e de martensita à temperatura ambiente foram avaliadas pela Equação (24) e pela medição das intensidades integradas das linhas de difração dos planos (111) e (110):

$$V_{\gamma} + V_{\alpha'} = 1 ; V_{\gamma} = \frac{1,4I_{\gamma}}{I_{\alpha'} + 1,4I_{\gamma}} \quad (24)$$

Onde V_{γ} e $V_{\alpha'}$ são as frações em volume de austenita γ e martensita α , incluindo a bainita e a ferrita α' e I_{γ} e $I_{\alpha'}$ são as intensidades integradas dos picos {200}, {220}, e {311} de austenita e {211} de α' , respectivamente, nos modelos de difração de raios-X (WANG, LI-JUN *et al.* 2011).

Os perfis de pico de raios-X podem revelar a presença ou ausência da tetragonalidade em cristais de martensita. A comparação entre os alargamentos dos picos (310) e (222) fornece um teste muito sensível para tetragonalidade na martensita, desde que este resulte em alargamento do primeiro e não do último pico (HUTCHINSON, BEVIS *et al.* 2011).

O teor de carbono da austenita retida pode ser estimado pela Equação (25):

$$a = 3,571 + 0,044 * W_C \quad (25)$$

Onde W_C é o teor de carbono da austenita retida em porcentagem em peso e a é o parâmetro do reticulado da austenita retida, de acordo com o cálculo do plano {311}, como exposto na Equação 26:

$$a = \frac{\lambda}{2\sin\theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (26)$$

Onde λ é o comprimento da radiação, θ é o ângulo de incidência e h , k , l são os índices de Miller do plano. A concentração de carbono C_{γ} pode ser calculada utilizando-se de uma das numerosas expressões existentes na literatura, como a Equação 27:

$$a_{\gamma} = a_0 + k_c X_c + k_{Mn} X_{Mn} + \dots \quad (27)$$

Onde a_0 é o parâmetro do reticulado teórico a 20°C da austenita na ausência de C, Mn, Si..... e X_C , X_{Mn} são as concentrações dos elementos carbono, manganês em porcentagem em peso ou atômico. A Tabela 4 mostra a série de equações disponível na literatura:

Tabela 4 - Expressões do teor de carbono C_V em função de parâmetro de rede da austenita retida a_V

Autor	Ano	a_0 (nm)	k_C k_N	k_{Mn}
Dyzon e Holmes	1970	0,3578	0,0033nm/%C	0,000095nm/%Mn
Ridley e Cohen	1969	0,3572	0,0033nm/%C
Cheng et al.(deformado)	1990	0,3553	0,00105nm/%atC
Cheng et al.(não deformado)	1990	0,3573	0,00080nm/%atN
Cheng et al.(não deformado)	1990	0,3573	0,00075nm/%atC
Zhang e Kelly	1998	0,36003	0,0044nm/%C
Van Dijk et al.	2005	0,3556	0,00453nm/%C	0,000095nm/%Mn

Fonte: Scott, Drillett (2007)

Para níveis de 15 a 20% de austenita retida, tem-se boa resistência à corrosão por pite e ao desgaste por deslizamento. No entanto, valores altos de austenita retida causam a formação de camadas com baixa dureza. Já para níveis de carbono entre 0,9 e 1,0%, a camada geralmente apresenta melhores propriedades que resistem à fadiga e ao desgaste superficial (RAKHIT, 2000). A norma ISO 4507:2000 utiliza como parâmetros de qualidade do produto tratado termoquimicamente a microestrutura, profundidade efetiva de camada e dureza superficial.

2.5 Profundidade efetiva de camada

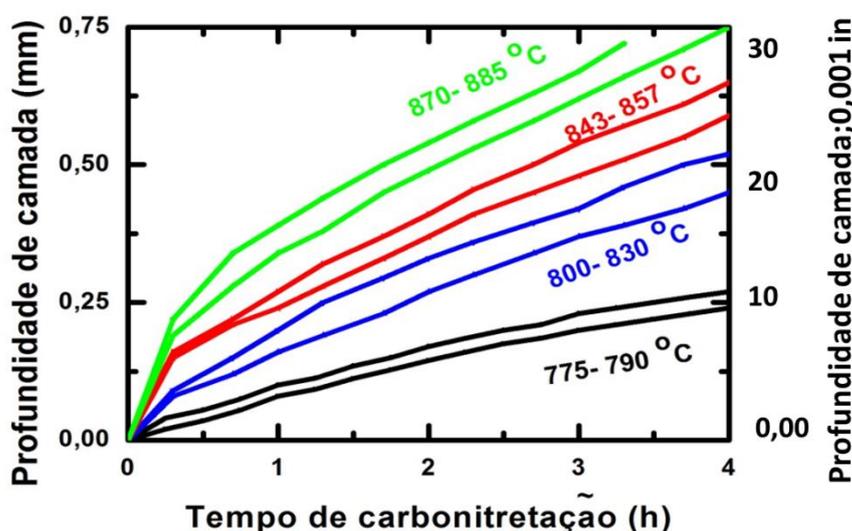
A profundidade efetiva de camada determina a resistência à fadiga. Assim, a camada deve estar de acordo com o previsto a projeto para resistir ao esforço compressivo causado pela carga aplicada. Em geral, a profundidade da camada de um dente carbonitretado é uma função do passo diametral (RAKHIT, 2000), sendo determinada pela distância perpendicular à superfície até o ponto mais distante no

interior da camada, onde é possível encontrar uma dureza de 50 HRC (550 HV_{0,5kgf}). Portanto a medição da camada efetiva se faz por meio de técnicas destrutivas e não destrutivas.

No método destrutivo, as medições de microdureza são realizadas em diferentes distâncias da superfície na camada carbonitretada. A profundidade da camada carbonitretada depende da uniformidade da temperatura dentro da câmara do forno, da circulação adequada, do reabastecimento da atmosfera e da distribuição da carga no forno, de modo que esta fique uniformemente exposta à atmosfera e ao tempo de tratamento.

O Gráfico 10 expressa as profundidades de camada para diferentes combinações de tempo e de temperatura em um tratamento de carbonitreção (ASM HANDBOOK, 1981):

Gráfico 10 - Efeitos da temperatura e do tempo na profundidade efetiva de camada durante o processo de carbonitreção.



Fonte: Adaptado de ASM Handbook (1981 p. 861).

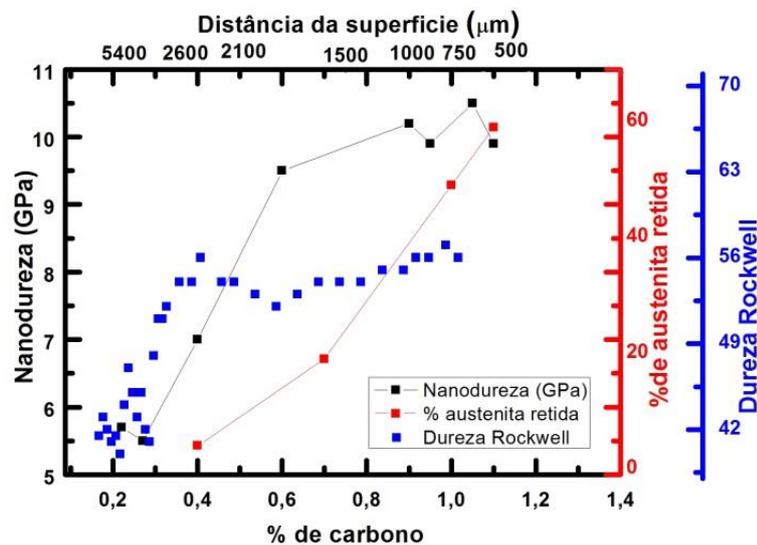
A profundidade efetiva não excede a alguns décimos de milímetros (0,1-0,4 mm), e uma elevada profundidade de camada efetiva deva ser garantida para obter, também, elevada resistência à fadiga de contato. O contato abaixo da superfície produz um campo de tensão caracterizado por três tensões compressivas e uma tensão cisalhante máxima abaixo da superfície, de acordo com a teoria de Hertz sobre dois corpos elásticos de contato. Esse pico de tensão cisalhante é responsável por

microtrincas que se propagam abaixo do carregamento cíclico, ocasionando a fratura do componente.

Ressalta-se que as engrenagens nitretadas são utilizadas em componentes que transmitem baixos torques em altas velocidades ou quando a cementação não pode ser utilizada em razão de grandes deformações. A resistência a micropitting de engrenagens nitretadas é maior que a cementada, devido à presença de camada branca e às características físicas e mecânicas da superfície endurecida (BONARDI; D'ERRICO; TAGLIABUE 2006).

Após carbonitreção, segue-se o resfriamento rápido, podendo este ser em óleo, em água, ar ou por polímero, dependendo do formato e das dimensões da peça. Quanto à velocidade de resfriamento necessária, deve-se atentar à estrutura central desejada e à formação de austenita retida. O Gráfico 11 compara os resultados de nanodureza e macrodureza da resposta a maiores volumes da microestrutura, incluindo cristais de austenita e de martensita:

Gráfico 11 - Nanodureza, microdureza e austenita retida como uma função do teor de carbono em um aço ABNT 4320 cementado e

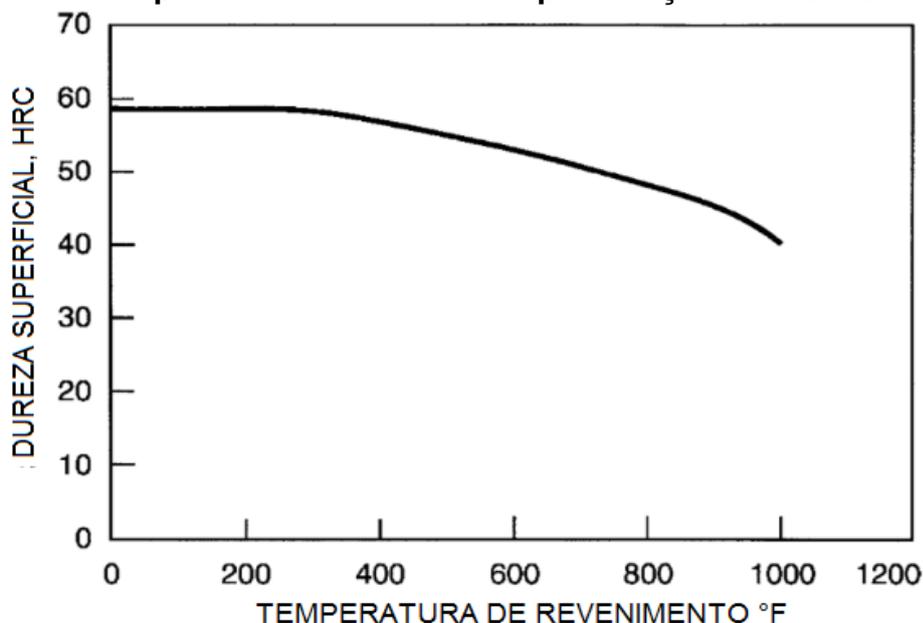


Fonte: Adaptado de Krauss (1999)

As medições de nanodureza demonstram que a dureza das plaquetas de martensita atinge e mantém valores elevados próximos a 70 HRC e, em teor de carbono, valores próximos a 0,8 % em peso (KRAUSS, 1999). Em aços carbono de baixa liga, a difusão de carbono não pode ser suprimida, e em sequência para gerar microestrutura utilizável de elevada resistência, o revenimento à baixa temperatura é realizado. Após a têmpera, o componente segue para um forno de revenimento, cuja temperatura está situada entre 115 °C a 175 °C, objetivando a redução das tensões

resultantes do resfriamento rápido e da transformação de fase (RAKHIT, 2000). O Gráfico 12 expõe a variação da dureza do aço ABNT 8620H em função da temperatura de revenimento para o tempo de uma hora:

Gráfico 12 - Variação da dureza no dente da engrenagem em função da temperatura de revenimento para o aço ABNT 8620H



Fonte: Adaptado de Rakhit (2000).

A decomposição de austenita retida em aços é, em geral, verificada em ferrita e cementita ou em bainita. Pode ocorrer, também, em duas etapas, sendo uma formação precedente em ferrita e, posteriormente, transformada em ferrita e em cementita. De um modo regular, o comportamento da austenita durante o revenimento varia de acordo com o tipo de aço utilizado, devendo ser levada em consideração a hipótese de que tratamentos térmicos individuais para graus de aços distintos podem melhorar as propriedades mecânicas. O revenimento tradicional ocorre em uma série de etapas na indústria siderúrgica (LERCHBACHER; ZINNER; LEITNER, 2013).

A temperatura de revenimento influencia a dureza do núcleo e essa influência acontece em função do tipo de aço utilizado como matéria prima. Dessa forma, a temperatura de revenimento mais elevada propicia menores profundidade efetiva e dureza superficial para aços de baixa liga. Em aplicações, por exemplo, em que a engrenagem deva suportar cargas de compressão e flexão em altas temperaturas, a escolha do aço é realizada a partir da temperatura de revenimento (RAKHIT, 2000).

Outro fenômeno importante que ocorre após o tratamento térmico é a deformação do componente. Durante o tratamento, a deformação acontece, devido à heterogeneidade espacial e temporal da temperatura ao longo do aquecimento que induz dilatações heterogêneas, por exemplo, de austenita a martensita, transformação induzida por plasticidade e decréscimo do limite de escoamento quando a temperatura aumenta, o que causa alívio de tensão no material por deformação plástica. A seguir, será descrito o processo de “*shot peening*” que propicia o aparecimento de tensões superficiais na peça e pode ocasionar, por meio de transformação de fase, distorção no componente (HUSSON *et al.* 2012).

2.6 Processo de *shot peening*

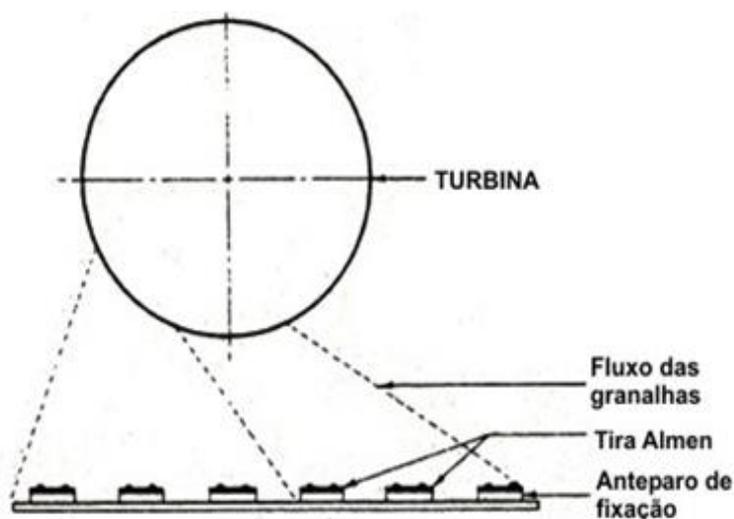
O termo integridade estrutural sugere indicar as características da superfície que influenciam a funcionalidade da peça, tais como a rugosidade superficial, a tensão superficial, a microestrutura etc. Entre essas características, as tensões residuais, trativas ou compressivas na peça, têm um papel-chave na vida útil da peça exposta à fadiga, à corrosão e ao desgaste. As tensões residuais ocorrem na peça após o processo de usinagem e, em particular, durante a operação de acabamento (CAPEOLLO, 2005).

O “*shot peening*” é um tratamento mecânico superficial que consiste no bombardeamento, em alta velocidade, de partículas, de esferas metálicas ou de carboneto de silício sobre a superfície da peça (LI; LIU, 2018). Entre os processos superficiais empregados para melhorar o desempenho de componentes mecânicos, o “*shot peening*” é um dos mais versáteis e vantajosos, pois pode ser aplicado em várias geometrias e não produz resíduos tóxicos. Esse último aspecto é, atualmente, muito importante para a indústria, devido às leis que objetivam a redução de impactos ambientais dos processos industriais.

O ganho em propriedade mecânica acontece em virtude de indução de tensões residuais compressivas em peça metálica, as características do processo utilizado (dureza e geometria da granalha, parâmetros do equipamento) limitada à profundidade de 30µm da superfície. O acabamento superficial de um componente pode ser melhorado por diferentes processos, tais como polimento químico, eletroquímico e por duplo “*shot peening*”, sendo o último mais simples e de baixo custo (SINGH; KHAN; AGGARWAL, 2010).

Em engenharia de engrenagem e eixos, o “*shot peening*” é usado em aço cementado e menos utilizado em aço nitretado devido ao fato de que a camada nitretada apresenta dureza maior que as esferas, o que contribui para a fratura dessas esferas. Embora haja muitos estudos do efeito de “*shot peening*” em aço cementado, existem poucos estudos sobre o efeito em aço nitretado (TERRES; LAALAI; SIDHOM, 2012). No método de jateamento por turbina, uma combinação de forças radiais e tangenciais induz energia cinética às esferas gerando a velocidade de penetração necessária para criar a tensão de compressão. A direção do jato é feita a partir da regulação do ângulo de saída da turbina (ASM HANDBOOK, 1994), como demonstra a Figura 9:

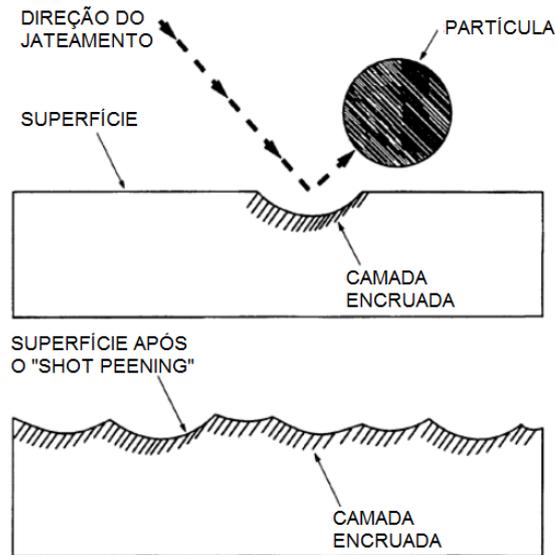
Figura 9 - Projeção de granalha por turbina



Fonte: PANGBORN EUROPE SPA.

O jateamento por turbina é utilizado para componentes com maiores dimensões, com elevado nível de produção, controle da velocidade de injeção, menor investimento e baixo consumo de energia (ASM HANDBOOK, 1994). A Figura 10 ilustra o impacto da micropartícula com a superfície e a região deformada plasticamente:

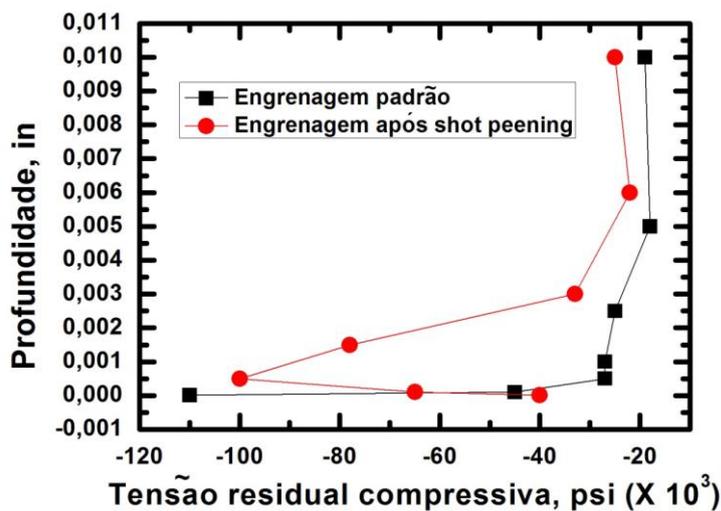
Figura 10 - Princípio do shot peening



Fonte: Adaptado de Rakhit (2000).

O Gráfico 13 mostra a evolução da tensão compressiva na superfície e na sub superfície para engrenagens e eixos antes e após o “*shot peening*”:

Gráfico 13 - Perfil de tensão em engrenagem padrão antes e após shot peening



Fonte: Adaptado de Davis (2005).

No processo de fabricação de engrenagens, o “*shot peening*” é aplicado após o tratamento termoquímico ou o tratamento térmico. A técnica de difração de raios-X é cada vez mais utilizada para a avaliação quantitativa das tensões internas e de suas direções (BRITO *et al.* 2015; COSTA *et al.* 2014). A vantagem do método de difração

de raios-X está em sua capacidade de medir a tensão residual de maneira direta e não destrutiva. Assim, este pode ser aplicado em uma faixa de espessura de 0,5 a 350 μm .

Difração de raios-X é uma técnica experimental utilizada para fornecer informações sobre a estrutura cristalina e os parâmetros do reticulado, assim como detalhes a respeito do tamanho, da perfeição e da orientação dos cristais. Medições de tensões residuais em superfícies de fratura fornecem dados importantes para interpretar falhas e determinar condições de trabalho que levam as peças à fratura. Outra possível aplicação do uso de raios-X é avaliar a evolução do dano em componentes carregados ciclicamente como em fadiga de contato, onde em uma reduzida área de contato e a alta pressão utilizada causa, em camadas subsuperficiais, propensão ao início de dano com modificação do estado de tensão residual inicial (PARIENTE; GUAGLIANO, 2009).

Medem-se através de raios-X o ângulo máximo de difração do feixe incidente na superfície e a largura do pico de difração na metade da altura. O primeiro valor se relaciona com o valor de tensão residual, enquanto o segundo com a distorção dos cristais, a densidade de discordância e as microtensões residuais.

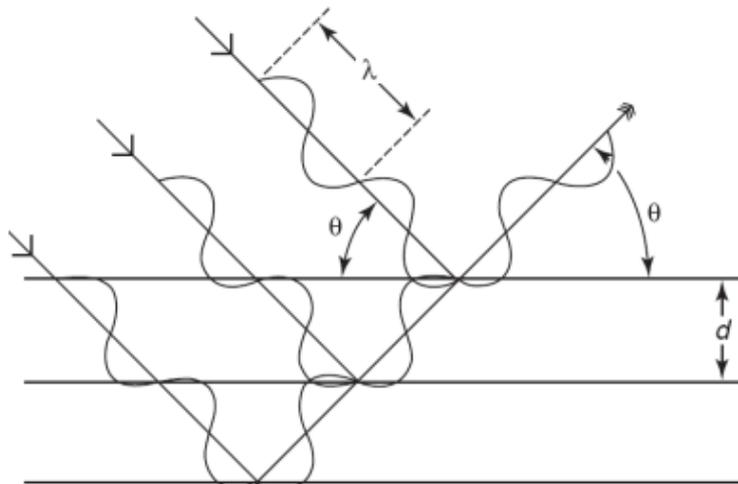
Nesse método, a medida das tensões residuais associadas às deformações da estrutura cristalina é obtida em função de constantes elásticas, assumindo, desse modo, uma distorção linear no reticulado cristalino. A partir do conhecimento dos valores de parâmetro de rede de uma amostra livre de tensões residuais, os valores de tensão podem ser calculados a partir de equações algébricas (ROCHA; NUNES; HIRSCH, 2009).

A Equação 28 está de acordo com a lei de Bragg:

$$n\lambda = 2d_{hkl}\text{sen}(\theta) \quad (28)$$

Os parâmetros que influenciam a profundidade de penetração da radiação são o tipo de anticátodo, o material utilizado como amostra, a tensão e o ângulo de incidência do feixe, como exibido na Figura 11:

Figura 11 - Espalhamento e difração de raios X em um arranjo cristalino



Fonte: Rocha, Nunes, Hirsch (2009).

Os dados obtidos durante a medição de raios-X são, essencialmente, o ângulo máximo de difração do feixe incidente na superfície e a largura à meia altura. A primeira medida está associada à macrotensão residual e a segunda está associada à distorção dos cristais, à densidade de deslocação e à microtensão residual. O encruamento e as tensões residuais são os responsáveis pelo comportamento de componentes submetidos ao “*shot peening*” (PARIENTE; GUAGLIANO, 2009). Para tensões residuais produzidas por tratamento térmico ou termomecânico, a relação de tensão pode ser uma função da possibilidade do movimento de deslocação e da estabilidade da estrutura metalúrgica.

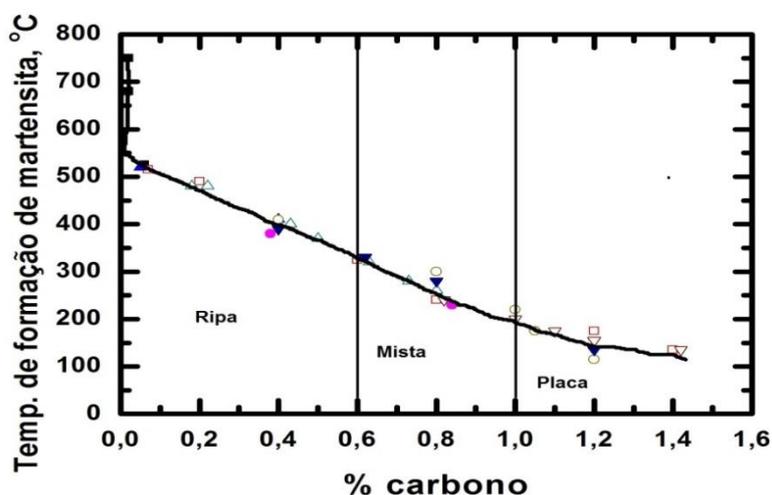
Qualquer modificação da microestrutura induz em uma modificação das tensões residuais. Vale ressaltar que ainda há um trabalho a ser feito na construção e no desenvolvimento de modelos de relaxação de tensão simples a complexos. Essa distribuição de tensão depende da temperabilidade do aço, sendo esta eficaz para aumentar a resistência à fadiga, tanto na raiz quanto no flanco do dente, e à corrosão (ROSA et al. 2018; GUAGLIANO, 2008; OLIVEIRA, 2012).

2.7 Transformação da austenita induzida por deformação em *shot peening*

O “*shot peening*” deforma a superfície da amostra o que pode promover transformações de fase. As transformações ocorrem devido à deformação plástica em temperaturas acima da temperatura M_s (ZHANG et al. 2018). A temperatura de início

da transformação em martensita M_s diminui significativamente com o aumento da porcentagem de carbono do aço, como demonstra o Gráfico 14.

Gráfico 14 - Temperatura de início da martensita (M_s) em função da concentração de carbono no aço



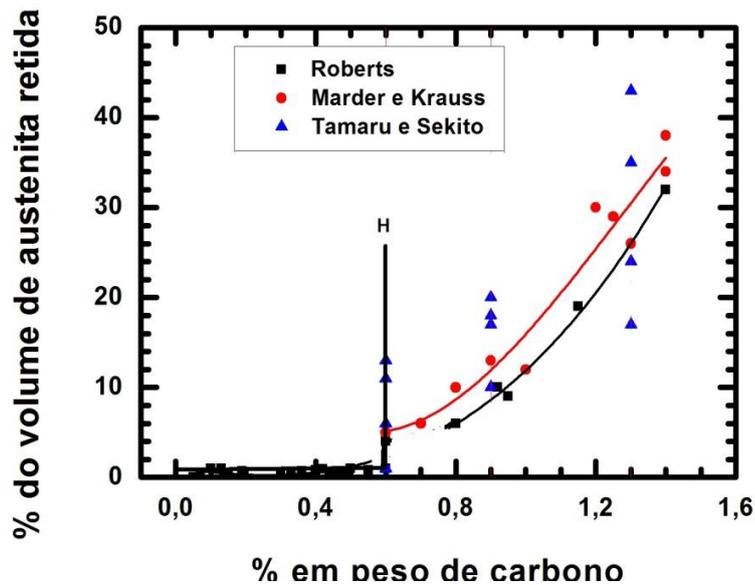
Fonte: Adaptado de Zhang *et al.* 2018

A transformação martensítica durante a deformação plástica contribui para que haja uma boa combinação entre a resistência e a tenacidade do aço (DAS *et al.* 2008). Dessa forma, dependendo da composição química do material, é possível que ocorra a transformação direta da austenita em martensita ($\gamma \rightarrow \alpha'_{ccc}$) ou uma transformação intermediária, conhecida como ϵ -martensita, que possui estrutura HCP (JAYALAKSHMI *et al.* 2018).

O acabamento superficial para análises de EBSD, por polimento eletrolítico, é melhor que o O-PS para aços que contém austenita retida, uma vez que remove a camada deformada pelo polimento mecânico, sem induzir a transformação dessa fase em martensita (PINTO, 2019). Ao utilizar microscopia eletrônica de transmissão (TEM) foram constatados na microestrutura sítios de nucleação para que ocorresse a transformação martensítica, sendo eles γ (CFC) $\rightarrow \epsilon$ (HCP), γ (CFC) $\rightarrow \alpha'$ (CCC) e γ (CFC) $\rightarrow \epsilon$ (HCP) $\rightarrow \alpha'$ (CCC). Posteriormente ao tratamento mecânico por “*shot peening*”, a distribuição de tensões em engrenagens apresenta um máximo de tensão compressiva após a remoção da camada superficial, enquanto engrenagens cementadas apresentam um perfil de distribuição parabólico (MONINE; TEODBSIO; GUROVA, 2001). A austenita retida é uma porção importante da estrutura da martensita. O Gráfico 15 resume a influência do carbono na quantidade de austenita

retida subsequente à formação de martensita em aço. Os resultados indicam que pouco ou nenhuma austenita retida é observada para ligas Fe-C e Fe-N abaixo do ponto H

Gráfico 15 - Influência do carbono na quantidade de austenita retida



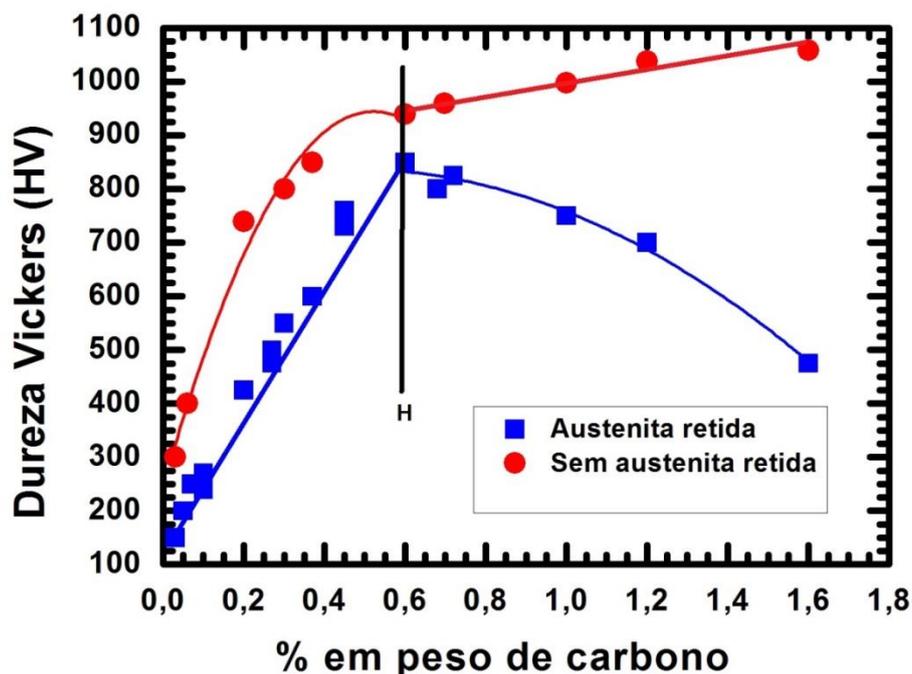
Fonte: Adaptado de Monine, Teodbsio, Gurova (2001)

O Gráfico 15 revela a influência do carbono e do nitrogênio na quantidade de austenita no aço temperado. Essa quantidade é irrelevante abaixo do ponto H, mas acima do ponto H, os dados mostram que grandes quantidades de austenita retida são influenciadas pela história de processamento.

Assim, essas observações estão de acordo com as mudanças propostas na estrutura de CFC → HPC → CCC. Todo o carbono em solução na austenita é utilizado durante a formação da fase rica em carbono.

O Gráfico 16 ilustra a influência do carbono (C) na dureza das ligas Fe-C temperadas. A relação entre a dureza e o teor de carbono abaixo do ponto H está relacionada à influência da fase rica em carbono e de subgrãos, e acima do ponto H se relaciona com a austenita retida e a martensita CCC:

Gráfico 16 - Influência do teor de carbono na dureza Vickers da liga Fe-C temperada.



Fonte: Adaptado de Sherby *et al.* (2008)

A relação de dureza em função do teor de carbono é observada abaixo e acima do ponto –H. A dureza aumenta junto ao teor de carbono até 0,6% em peso. A diferença na resistência abaixo do ponto H, que é influenciada por diferentes condições de têmpera, possui diversas origens, tais como o tamanho e o espaçamento de partículas ricas em carbono, a composição das partículas, a contribuição do tamanho de subgrãos e a ausência da estrutura Tetragonal de Corpo Centrado (TCC) na faixa de carbono abaixo de 0,6 %C em peso. A relação entre dureza e teor de carbono acima do ponto H revela um modelo totalmente diferente. Essa ampla faixa de dureza é causada pela presença de duas fases que não são efetivas para o endurecimento, a saber, as duas soluções sólidas em fase tetragonal (TCC) e austenita retida (CFC).

Sunada *et al.* (1979) afirmam que as deformações plásticas de 9% por compressão dos aços criogênicos temperados com 1,3 %C em peso elevaram a tensão de fluxo de 2250 GPa para 4351 GPa. O modelo contínuo da dureza máxima para todos os teores de carbono, ambos abaixo e acima do ponto H, pode ser atribuída ao endurecimento por partícula de segunda fase e ao subgrão/célula.

3 METODOLOGIA

3.1 Análise química e metalográfica do material

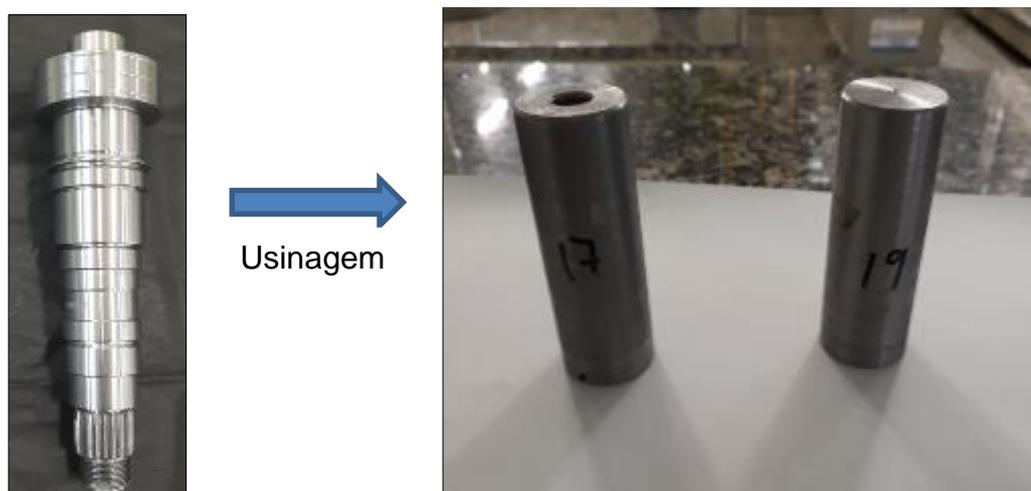
A análise química foi realizada em corpos de prova de dimensões $\varnothing 25 \times 90$ mm de comprimento, em espectrômetro ótico de emissão, marca Shimadzu. Quanto às análises metalográficas, as amostras foram cortadas em direção normal ao forjamento, fresadas e lixadas. Em seguida, foram polidas em discos impregnados com pasta de diamante com granulometrias entre 9, 6 e 3 μm .

Posteriormente, essas amostras foram atacadas com nital 5% e analisadas em microscópio ótico, marca Zeiss. O ensaio de microdureza foi realizado em microdurômetro Vickers, marca Wolpert, e a profundidade efetiva determinada para a microdureza foi de 550 $\text{HV}_{0,5\text{kgf}}$, conforme norma ISO 4527-2000.

3.1.1 Construção de corpo de prova para análise do teor de carbono

Os corpos de prova para análise de carbono após cementação dos aços DIN 17NiCrMo7G e 19MnCr5G foram construídos, a partir dos eixos semiusinados, como demonstra a Figura 12:

Figura 12 - Construção do corpo de prova.



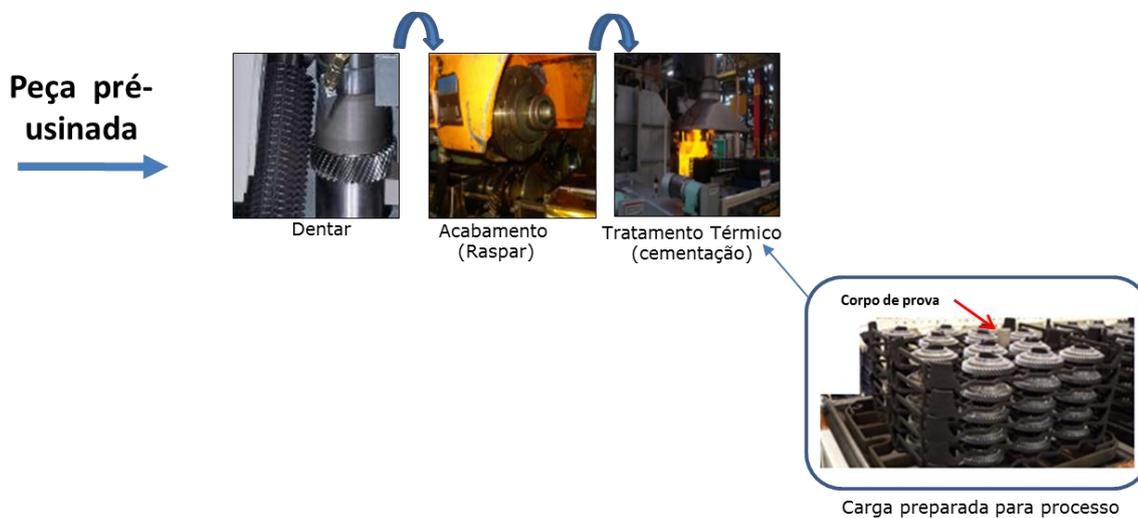
Fonte: Elaborado pelo autor.

Os eixos pré-usinados foram torneados para as dimensões de 25 mm de diâmetro e 90 mm de comprimento.

3.2 Etapas de produção das engrenagens

A fabricação de engrenagens e de eixos dos aços DIN 17NiCrMo7G e 19MnCr5G ocorreu conforme exposto na Figura 13:

Figura 13 - Fluxo de produção de engrenagem e de eixo



Fonte: Ribas (2014).

O semiusinado dos eixos e das engrenagens passou por processos de fresamento anterior ao processo de carbonitreção. Para o fresamento dos dentes, utilizou-se máquina fresadora, modelo Gleason 125GH, com velocidade de corte 160mm/min e avanço de 2,0mm/rot. Foi utilizada, também, fresa caracol construída em metal duro revestido de TiAlN. A rotação da fresa foi de 530rpm, o avanço axial inicial de 10,000 mm/rot, o avanço axial nominal de 2,000 mm/rot, o ângulo de hélice de 7,0833° e o ângulo de orientação de -25,9000°.

A operação de fresamento foi controlada em envolventímetro, marca WENZEL, modelo WGT 350 (Figura 14).

Figura 14 - Máquina utilizada para controle da microgeometria de engrenagens e de eixos



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2.1 *Tratamento termoquímico das engrenagens*

3.2.1.1 Gerador de endogás

A GASMIG fornece o gás natural que chega à FCA por meio de tubulações que o leva a uma instalação que controla a sua qualidade (composição química, poder calorífico etc.). O gerador endotérmico recebe o gás e o mistura em proporção volumétrica de gás/ar de 1 para 3.

A análise do endogás formado no gerador é realizada pelo analisador de gás tipo Não Dispersivo (Non-Dispersive Infrared – NDIR), marca MESA, na tubulação de saída do gerador, como pode ser observado na Figura 15:

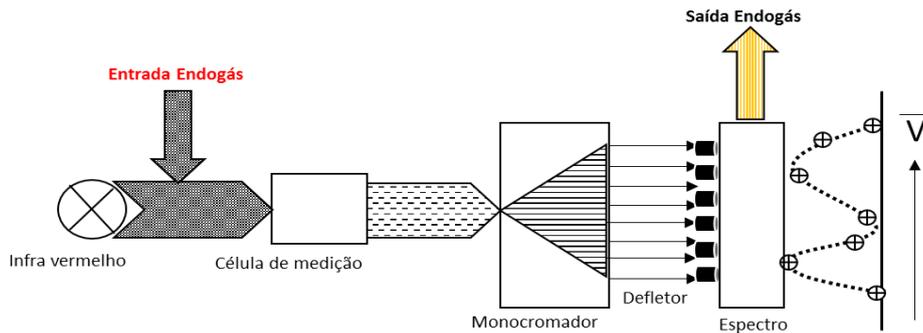
Figura 15 - Analisador de atmosfera MESA-MeGAS



Fonte: Elaborado pelo Autor.

Os detectores infravermelhos Não Dispersivos (NDIR) são utilizados para medir a concentração de óxidos de carbono (CO e CO₂), conforme é visto na Figura 16:

Figura 16 - Representação de funcionamento do analisador de gás



Fonte: Elaborado pelo Autor.

Os parâmetros de processo para a formação do endogás estão expostos na Tabela 5:

Tabela 5 - Parâmetros definidos para o gerador de endogás

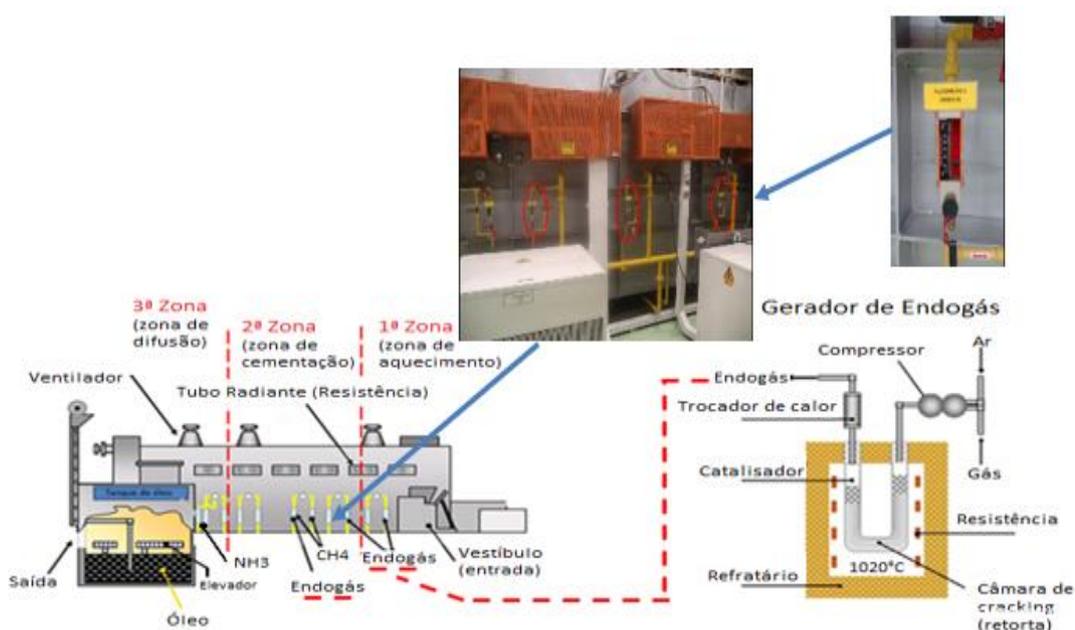
Proporção (m ³ /h)	Gás	Ar
		13
%CO ₂	0,18 - 0,23	
Temperatura do gerador (°C)	1020	
Vazão de endogás para o forno (m ³ /h)	70	

Fonte: Elaborado pelo Autor.

3.2.1.2 Forno contínuo

Mediante os resultados fornecidos pela análise de gás sobre como se encontra a condição do CO_2 do endogás gerado no gerador endotérmico é possível obter a informação sobre como se encontra a condição de saturação da atmosfera do endogás no forno. Para manter a estabilidade do percentual de CO e de CO_2 na atmosfera do interior do forno, dentro dos parâmetros definidos para o processo, foi realizada a adição de gás natural através dos fluxômetros nas tubulações da segunda zona do forno, conforme a Figura 17.

Figura 17 - Esquematização da localização dos fluxômetros



Fonte: Elaborado pelo Autor.

A fim de verificar a eficiência do processo com gás natural foi definido o procedimento de saturação da atmosfera, mantendo, inicialmente, os mesmos valores de injeção do propano, isto é, o percentual de CO_2 deve situar entre 0,18 a 0,23%. Para isso, foi injetado 60 NI/h de gás natural CH_4 em cada fluxômetro do total de seis, sendo três de cada lado do forno, posicionados na segunda zona do forno (zona de cementação).

As peças e os corpos de prova permaneceram na primeira e na segunda zonas durante 216 minutos com temperatura de austenitização de $890\text{ }^\circ\text{C}$ e, em seguida, foram transferidas para a terceira zona onde a temperatura era de $840\text{ }^\circ\text{C}$, lá permanecendo por 54 minutos. Em seguida, a carga foi temperada em óleo a $100\text{ }^\circ\text{C}$.

Após a têmpera, as peças passaram por limpeza com desengraxante alcalino a 3%, em água aquecida a 50 °C seguido de processo de revenimento por 90 minutos na temperatura de 150 °C.

Testes de controle de qualidade do processo foram aplicados para garantir a uniformidade da superfície do dentado após tratamento térmico, sendo estes chamados de testes de rotina. Segundo Ribas (2014), dois pares de peças foram separados e passaram por controle dimensional no envolventímetro, o que gerou um gráfico para análise das medidas tomadas antes e depois do tratamento térmico. Antes de serem encaminhadas aos fornos de tratamento térmico, as peças passaram por limpeza em banho desengraxante e por ativador de superfície de fosfato de ferro.

3.3 Análise do teor de carbono

Após o resfriamento em óleo, os corpos de prova foram usinados para a retirada de cavacos (carbono e enxofre) que foram analisados em equipamento, marca Leco. Micrômetro e relógio comparador foram utilizados para medir o diâmetro e manter a retirada de cavacos de 0,1 em 0,1 mm da superfície. Essas amostras de cavaco foram pesadas em balança BG200, antes da adição do fundente Lecocel, marca Leco, com granulometria entre 20 a 40 mesh.

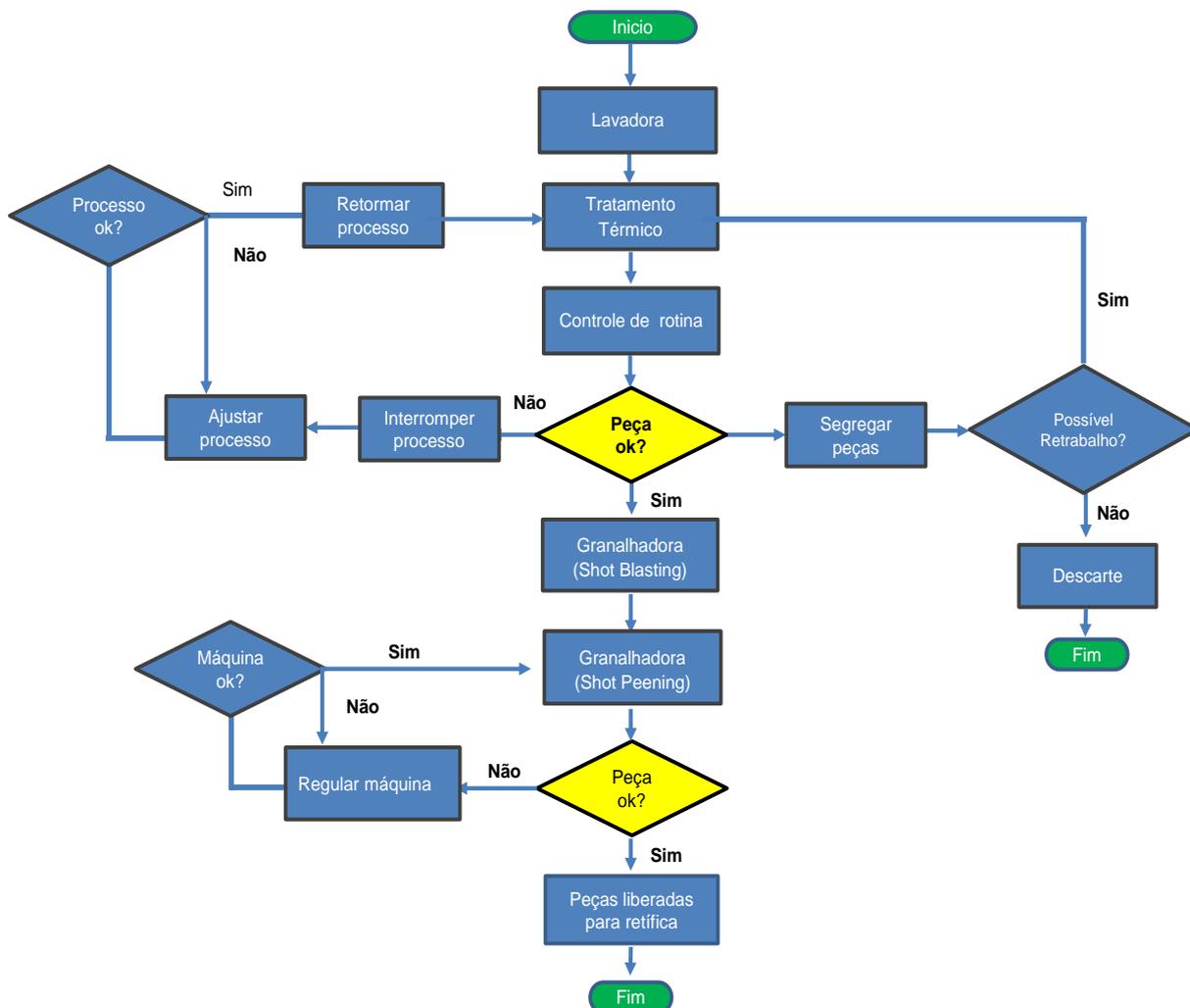
Essas limalhas foram pesadas em balança analítica, colocadas em recipiente refratário de Al_2O_3 e aquecidas em forno no qual foi injetado O_2 para a formação de um volume de gás CO/CO_2 à temperatura constante de 900 °C. A partir dessas informações, foi possível calcular o teor de carbono da amostra.

3.4 Metodologia dos experimentos

3.4.1 Tratamento térmico dos eixos e das engrenagens

Após o fresamento dos dentes das engrenagens e eixos, eles passaram pela etapas de produção, conforme mostrado na Figura 18.

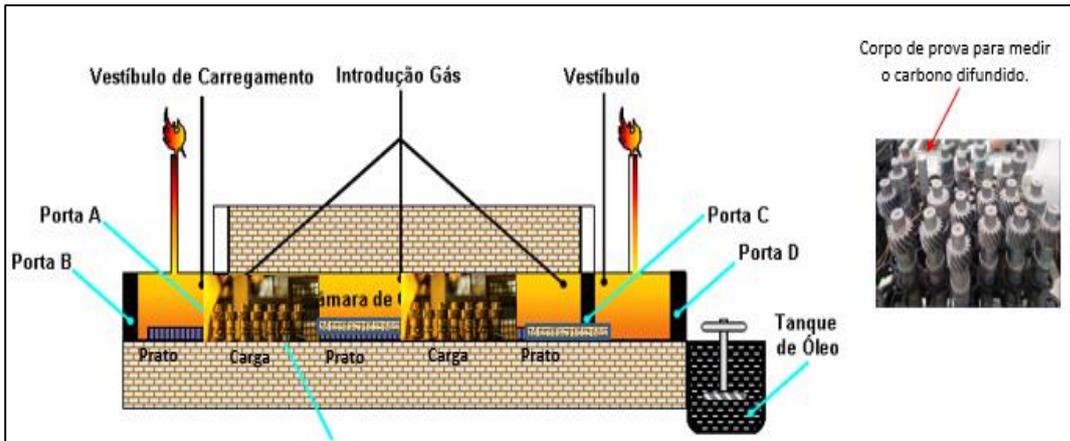
Figura 18 - Fluxo do processo de produção no tratamento térmico



Fonte: Elaborado pelo autor.

O tempo gasto para a saturação da atmosfera do forno utilizando gás natural foi de 12 horas. Iniciou-se o carregamento das peças e dos corpos de prova, e esse carregamento atingiu metade da capacidade do forno. A Figura 19 mostra a sequência de carregamento:

Figura 19 - Forno com baixa capacidade de carga



Fonte: Elaborado pelo Autor.

Após o enforamento de quatro das nove cargas previstas, o percentual de CO_2 atingiu 0,26, portanto, superior a 0,23 %. Logo, foi necessário aumentar a vazão do gás natural de 60 para 80 NI/h para a correção da atmosfera. A vazão de gás total foi de 480 NI/h distribuída, de modo igual, em 6 fluxômetros. Ao longo do processo, o $\%\text{CO}_2$ atingiu 0,28%, o que exigiu elevar novamente a vazão para 120 nl/h em cada fluxômetro. A elevação da vazão foi justificada, também, pela profundidade efetiva atingida nas primeiras peças produzidas.

A análise desse experimento possibilitou executar o segundo experimento, alterando o tempo de ciclo de 27 para 29 min e o tempo total na câmara de carbonitretação para 6 horas. O terceiro experimento foi realizado em plena carga, simulando a operação normal do forno. Inicialmente, realizou-se a saturação da atmosfera com endogás, utilizando o gás natural (CH_4) com a vazão total de gás de 720 NI/h. A Tabela 6 mostra os dados de comparação correspondentes às vazões e aos tempos de saturação ao se utilizar (CH_4) e (C_3H_8):

Tabela 6 - Comparação das vazões e tempos de saturação da atmosfera para o gás natural e propano na saturação da atmosfera do forno

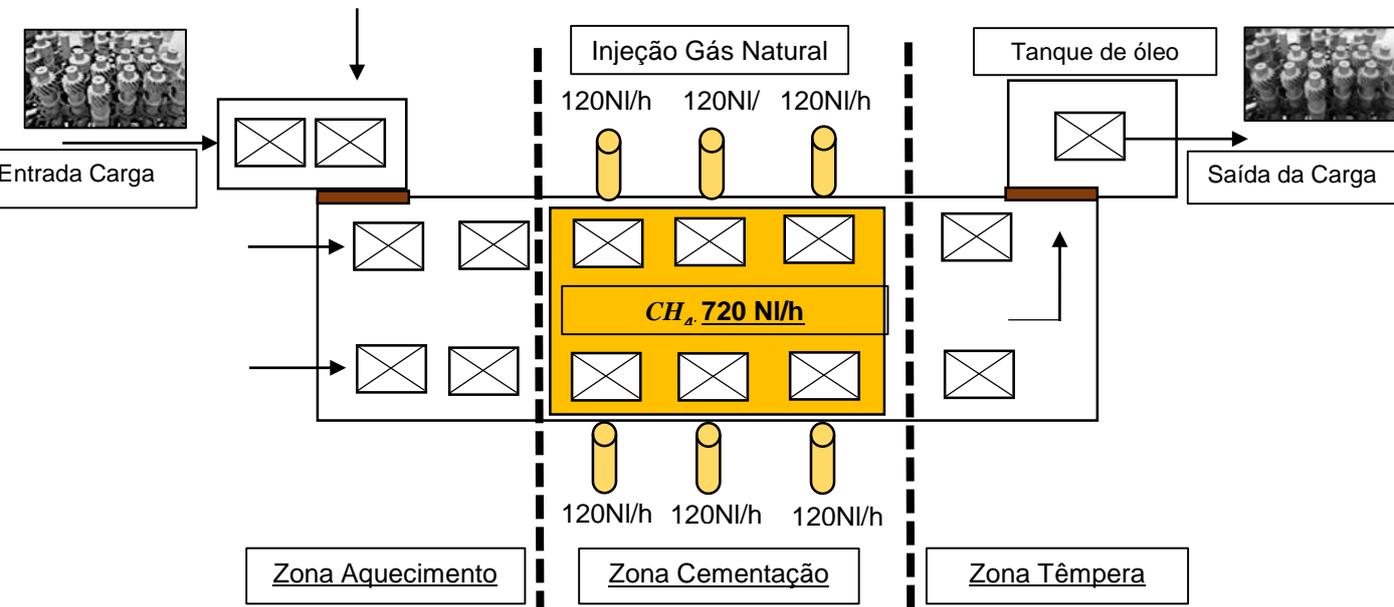
Parâmetro	Vazão	Tempo saturação
Gás Propano (C_3H_8)	360 NL/h	16:00hs
Gás Natural (CH_4)	720NL/h	23:00hs
Aumento do tempo		7:00hs

Fonte: Elaborado pelo autor.

Após a saturação da atmosfera iniciou-se o carregamento contínuo do forno no total de 12 cargas, sendo monitorada a atmosfera para a avaliação do seu comportamento, à medida que as cargas fossem carregadas. A vazão de gás natural foi mantida em 720 NI/h e o %CO₂, durante o carregamento das três primeiras cargas, foi mantido dentro da faixa especificada, ou seja, de 0,18 a 0,23 %.

A partir da quarta carga, o %CO₂ ultrapassou a faixa de 0,23%, chegando a 0,28 %. Para manter a atmosfera saturada dentro dos valores definidos, a vazão de gás natural de 120 para 180 NI/h foi aumentada em cada fluxômetro sem interromper o processo de carregamento. A Figura 20 mostra o posicionamento dos fluxômetros ao longo do forno:

Figura 20 - Ilustração do forno onde estão posicionados os fluxômetros para injeção de gás natural e saturação da atmosfera



Fonte: Elaborado pelo autor.

Observou-se que, durante o carregamento das cargas subsequentes, de um total de doze, o percentual de CO_2 aumentou, atingindo 0,29 %. Elevou-se, novamente, a vazão de gás CH_4 para 1800 NI/h, o que estabilizou a atmosfera e o % CO_2 . Após a conclusão do experimento, amostras dos aços DIN19MnCr5G e 17NiCrMo7G foram retiradas para a avaliação do perfil de carbono, profundidade metalográfica e propriedades mecânicas.

Após o tratamento térmico de têmpera e revenimento foi realizado o processo de “*shot peening*”, em máquina de jato de ar, nas peças carbonitretadas obtidas em atmosfera saturada com gás natural. Anteriormente à colocação das peças na máquina de “*shot peening*”, fez-se o teste Almen para garantir a uniformidade do jateamento. Por meio da lâmina padrão foi checada a intensidade Almen de 18ª e flecha de $0,45 \pm 0,1$ mm.

O nível de tensão na lâmina padrão depois do bombardeamento foi avaliado no difratômetro de raios-X, marca GNR, e, através deste, verificou-se a tensão residual (tensão de compressão negativa), inferiores a 500 e a 800 MPa, na superfície e a 0,03 mm, respectivamente. A Tabela 7 mostra as especificações das granalhas utilizadas no “*shot peening*”:

Tabela 7 - Especificações da granalha

COMPOSIÇÃO QUÍMICA % SAE J827					
Elemento	C	Mn	Si	P	S
Especificado	0,80-1,20	0,60-1,20	0,40 mín.	0,05 máx.	0,05 máx.
DUREZA HRC SAE J827					
Especificado	90 % entre 55 e 65				
GRANULOMETRIA % SAE J444					
N° da Peneira	18	20	30	35	
Abertura (mm)	1,00	0,85	0,60	0,50	
Especificado	0	10 máx.	85 mín.	97 mín.	
DEFEITOS % SAE J827					
Especificado	Cavidade	Porosidade	Trinca	Disforme	
(máximo)	10	10	15	5	

Fonte: Sinto Brasil Produtos Limitada.

Para a realização do processo de “*shot peening*” na máquina de jato de ar, o eixo secundário foi posicionado verticalmente na mesa rotativa da máquina, marca Pangborn, modelo PE1107, sob a ação de ar comprimido direcionado pelo bico, conforme apresenta a Figura 21:

Figura 21 - Parte interna da máquina Pangborn para shot peening



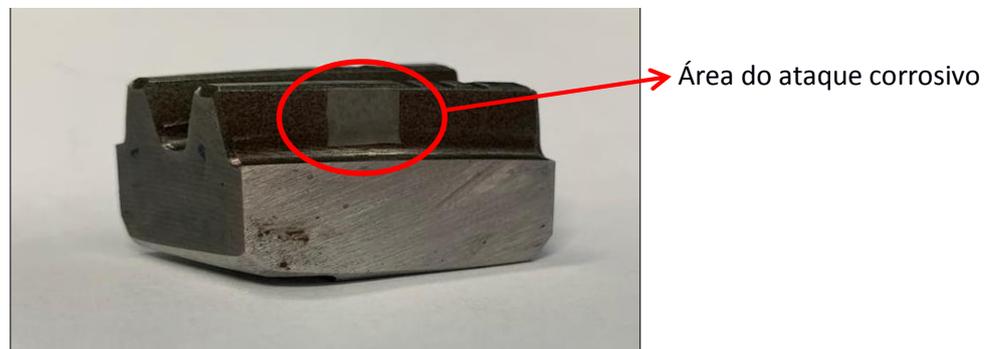
Fonte: Elaborado pelo Autor.

Os parâmetros utilizados no “*shot peening*” tipo jato de ar para a engrenagem foram o eixo Y (posição de trabalho) de 13,00 mm, o eixo Z (velocidade de jateamento) de 95 mm/min, o eixo Z (posição inicial) de 240 mm, o eixo Z (posição final) de 132

mm/min, o tempo de jateamento de 30 s/peça e o controle de fluxo da granalha de 33,1 kg/min.

Os parâmetros para o eixo secundário foram o eixo Y (posição de trabalho) de 80,00 mm, o eixo Z (velocidade de jateamento) de 105 mm/min, o eixo Z (posição inicial) de 215 mm, o eixo Z (posição final) de 187 mm/min, o tempo de jateamento de 30 s/peça e o controle de fluxo da granalha de 34,1 kg/min (mostrar IHM da máquina). Para medição de tensões residuais, as engrenagens com e sem “*shot peening*” foram cortadas de modo a se obter dois dentes quaisquer, como mostrado na Figura 22:

Figura 22 - Padrão de corte para engrenagem



Fonte: Elaborado pelo Autor.

O estado de tensão nas camadas superficiais foi avaliado utilizando um difratômetro, marca GNR, operando com radiação Cr-K α com comprimento de onda de 2,2897 Å, tensão 25 kV, corrente 5 mA e tempo de análise de 45 s. O cálculo dos valores de tensão foi realizado pela medição da reflexão do plano do reticulado (211) da martensita e aplicando o método $\sin^2\varphi$ sobre um total de 9 posições no intervalo de -40 a +40°.

Com o comprimento de onda do feixe incidente e o ângulo de difração $2\theta = 155^\circ$ (reflexão 211) foi possível calcular o parâmetro de rede e a tensão residual naquela profundidade. Para determinação da variação da tensão residual com a profundidade, iniciou-se a corrosão superficial utilizando uma solução de 10% H_2SO_4 +10% HF +10% H_2O +70% H_2O_2 em volume. A velocidade de corrosão média foi calculada e estava igual a 6s/ μm , medindo-se a profundidade retirada através de um perfilômetro, marca Mahr GmbH, modelo MarSurfXC, com o tempo de ataque, conforme apresenta a Figura 23:

Figura 23 - Perfilômetro para medida da espessura corroída



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após o tempo de 60s de ataque, a solução foi trocada e a limpeza da peça com a solução de 85 %H₂O₂ +10 %H₂O +5 %HF, em volume, foi realizada. A partir da variação do tempo de imersão foi possível obter profundidades corroídas de 15, 30, 45 e 60 μm, com tolerância de ± 5 μm.

Com a radiação de Cr-Kα, os planos da martensita refletem em $2\theta = 155^\circ$, produzindo uma profundidade de penetração com cerca de 10 μm. Assumindo um sólido elasticamente isotrópico com um estado de tensão biaxial simétrico radialmente, a tensão compressiva atuante no plano da superfície propicia expansão dos planos paralelos à superfície. Para casos de biaxial de tensões existe a possibilidade de excluir o valor inicial da distância, caso haja, também, uma condição de tensão plana. Desse modo, tem-se a Equação 29:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{\varphi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} - \sigma_{22}) \quad (29)$$

Onde σ_{φ} é o valor das tensões que atuam ao longo da superfície do material na direção arbitrada e ν é o coeficiente de Poisson.

4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1 Análise de resultados do primeiro experimento

4.1.1 Análise química

As Tabelas 8 e 9 mostram os resultados de composição do eixo e engrenagem utilizados nos experimentos.

Tabela 8 - Composição química do aço 17NiCrMo7G em percentual em peso

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
Especificação – 17NiCrMo7G(%)	0,15 - 0,20	0,45 - 0,65	0,15 - 0,35	≤ 0,035	0,020 - 0,040	1,65 - 2,0	0,40 - 0,60	0,20 - 0,30	≤ 0,30	0,020 - 0,050
Engrenagem	0,20	0,56	0,20	0,013	0,021	1,67	0,53	0,24	0,18	0,020
Eixo Secundário	0,18	0,52	0,26	0,021	0,030	1,50	0,55	0,24	0,18	0,030

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 9 - Composição química do aço 19MnCr5G em percentual em peso

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	N	B
Especificação – 19MnCr5G(%)	0,15 - 0,21	1,00 - 1,30	0,15 - 0,35	≤ 0,035	0,020 - 0,040	-----	0,80 - 1,10	-----	0,020 - 0,050	0,0020 - 0,0080	0,0005 - 0,0030
Engrenagem	0,18	1,15	0,20	0,012	0,029	0,05	1,05	0,03	0,020	0,0060	0,0005
Eixo Secundário	0,16	1,13	0,26	0,028	0,031		0,98		0,041		

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os aços utilizados nos experimentos são de baixa liga contendo os elementos de liga cromo, níquel e manganês, capazes de aumentar a temperabilidade e, com isso, proporcionar a queda gradual de dureza ao longo da profundidade após têmpera. A Tabela 10 mostra composição da granalha utilizada no “*shot peening*”, evidenciando aço de alto carbono utilizado na condição de temperado e revenido para alcançar dureza maior que 50HRC.

Tabela 10 - Composição química da granalha

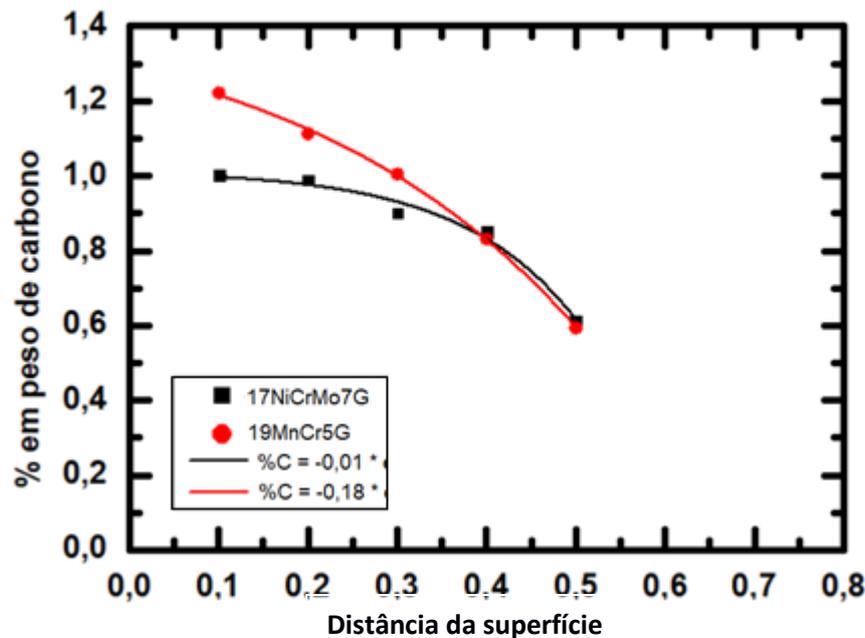
Elemento	C	Mn	Si	P	S
Especificado	0,80-1,20	0,60-1,20	0,40min	0,05max	0,05max
Encontrado	1,12	0,85	0,48	0,03	0,02

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1.2 Evolução do teor de carbono

A evolução do teor de carbono com profundidade ocorreu, conforme demonstra o Gráfico 17:

Gráfico 17 - Evolução do teor de carbono no 1º experimento, com profundidade a partir da superfície para os aços DIN17NiCrMo7G e 19MnCr5G



Fonte: Elaborado pelo Autor.

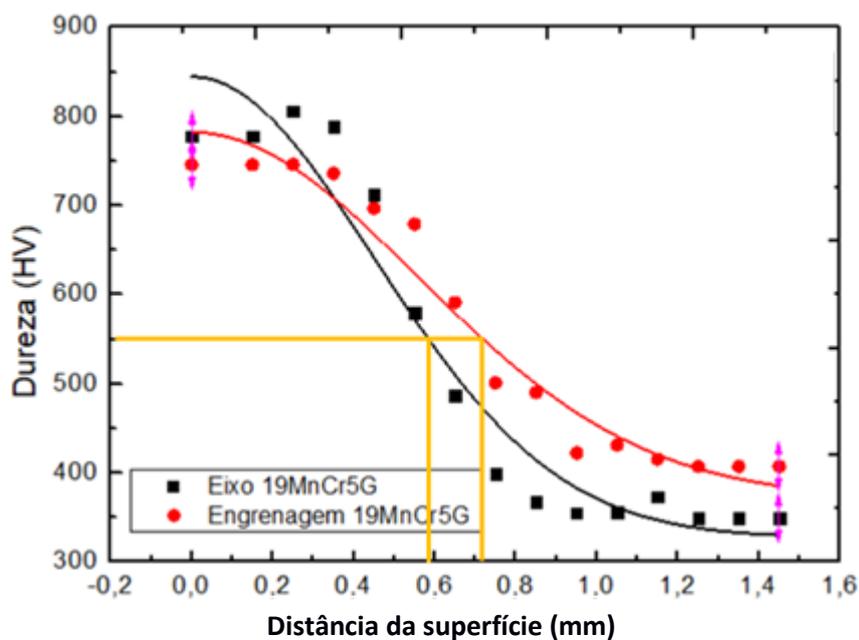
Foi verificado que o teor de carbono na superfície atingiu valores entre 1,0 e 1,2%, o que contrasta com o percentual de CO₂ atingido no interior do forno. O aço 17NiCrMo7G tem maior percentual de elemento de liga que o aço 19MnCr5G, o que reduziria a difusividade do carbono na austenita. Essa redução justifica o menor percentual de carbono com a profundidade no aço 17NiCrMo7G comparativamente ao aço 19MnCr5G. Até a profundidade de 0,5mm, o teor de carbono medido atingiu

valor próximo a 0,6% para os dois aços e a espessura de camada foi superior a 0,5mm.

4.1.3 Profundidade efetiva da camada de cementação

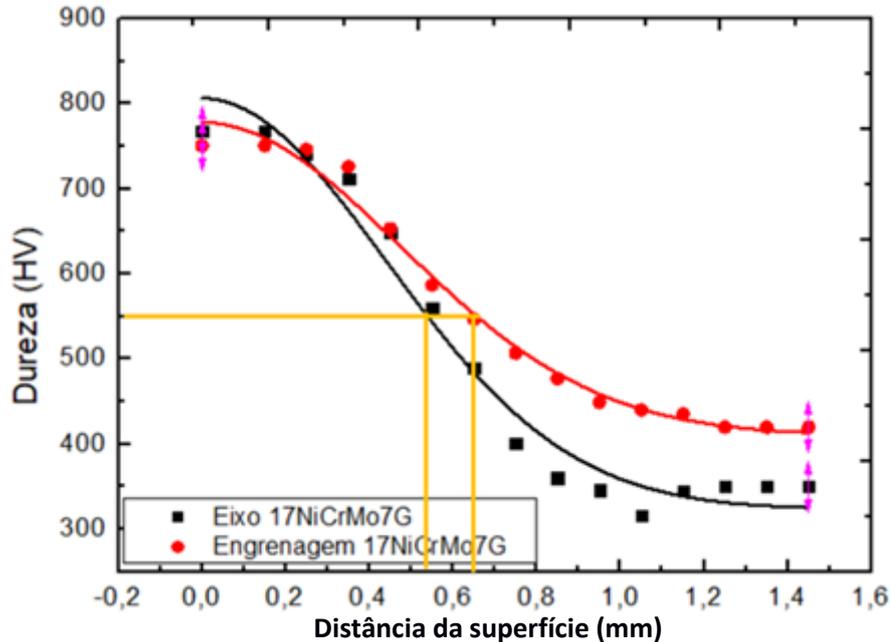
A evolução da microdureza Vickers (HV_{1kgf}) com a profundidade de camada de cementação ocorreu conforme demonstram os Gráficos 18 e 19:

Gráfico 18 - 1º Experimento- Evolução da microdureza Vickers (HV_{1kgf}) com a profundidade da camada de cementação para eixo e engrenagem do aço DIN19MnCr5G



Fonte: Elaborado pelo Autor.

Gráfico 19 - 1º Experimento -Evolução da microdureza Vickers (HV1kgf) com a profundidade da camada de cementação para eixo e engrenagem do aço DIN17NiCrMo7G



Fonte: Elaborado pelo Autor.

Observou-se que a microdureza Vickers na superfície apresentou valores superiores em comparação aos valores verificados no centro das peças em razão da adição de carbono e de nitrogênio na superfície por meio da contribuição do gás natural e da amônia. Assim, a evolução da microdureza seguiu a mesma configuração proporcionada pela evolução do carbono com a distância. O percentual de carbono na superfície nesse experimento atingiu valores superiores a 1% o que não refletiu na dureza e contribuiu para a presença de traços de cementita na superfície. Fez-se necessária, então, a redução desse percentual de carbono que contribuiu para a presença de austenita retida na superfície.

Encontrou-se o resultado de 0,59-0,70 e 0,52-0,65mm respectivamente, para as profundidades efetivas dos aços DIN19MnCr5G e 17NiCrMo7G utilizando a norma ISO 4507:2000. Os resultados de dureza de superfície e núcleo das peças na escala HRC estão mostrados na Tabela 11.

Tabela 11 - Durezas HRC da superfície e do núcleo das peças para os aços DIN17NiCrMo7G e DIN19MnCr5G

Ensaio Destrutivo – Microestrutura				
Peça	Dureza Superficial (HRC)		Dureza do Núcleo (HRC)	
	Especificado	Encontrado	Especificado	Encontrado
Engrenagem - (17NiCrMo7G)	≥ 58	59	30 - 45	38 – 42
Eixo - (19MnCr5G)	≥ 58	58	30 - 45	34 – 36

Fonte: Elaborado pelo Autor.

Verificou-se, também, que a dureza encontrada no núcleo da peça de aço DIN17NiCrMo7G foi maior que aquela do aço DIN19MnCr5G em razão de sua maior temperabilidade.

4.1.4 Análise metalográfica

A microestrutura da superfície das amostras, após o tratamento termoquímico de carbonitreção, têmpera e revenimento mostrou a presença na superfície, de martensita e austenita retida no aço DIN17NiCrMoG (Figura 24).

Figura 24 - Presença de austenita retida e martensita na superfície da a engrenagem de aço DIN17NiCrMo7G



Fonte: Elaborado pelo Autor.

A transformação da austenita retida após revenimento pode propiciar ganho de dureza superficial e, também, redução na modificação dimensional durante ou posteriormente a aplicação. Houve a presença de oxidação intergranular provavelmente em razão da mudança do propano pelo metano e do maior consumo de oxigênio na combustão. A presença de oxidação intergranular na peça reduz a resistência à fadiga e foi motivo de avaliação posterior através da diminuição do percentual de O_2 na atmosfera do forno nos próximos experimentos. Observou-se que o acréscimo na vazão de gás natural de 360 para 720NL/h não foi suficiente para manter o percentual de CO_2 entre 0,18 e 0,23%. Essa vazão do gás natural (CH_4) de 720NL/h permitiu a comparação da atmosfera gasosa com o propano (Tabela 12).

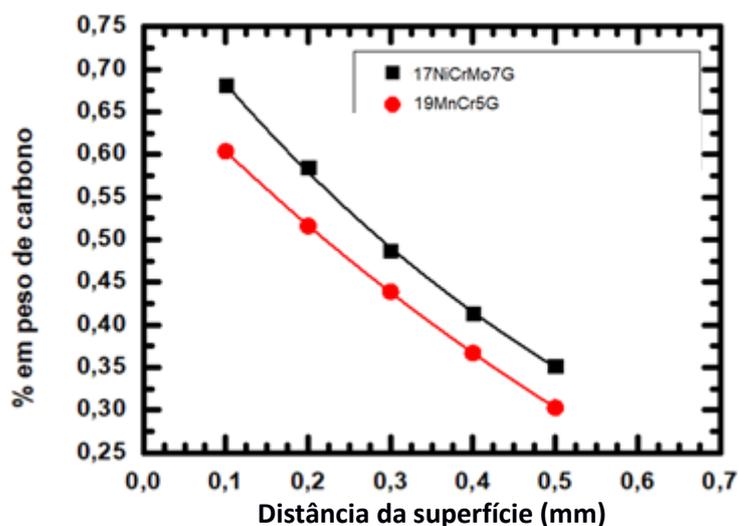
Tabela 12 - Comparativo da atmosfera do forno envolvendo atmosfera com gás propano (C_3H_8) e gás natural (CH_4)

Comparativo de valores da atmosfera do forno em volume		
Elementos	Atmosfera saturada com gás propano	Atmosfera saturada com gás natural
%C	1	0,96
%CO	24	19,8
% CO_2	0,18 - 0,23	0,18 - 0,28
% H_2	14	15,1
% CH_4	0,9	1,15
C_3H_8 (NL/h)	380	-
CH_4 (NL/h)	-	720

Fonte: Elaborado pelo Autor.

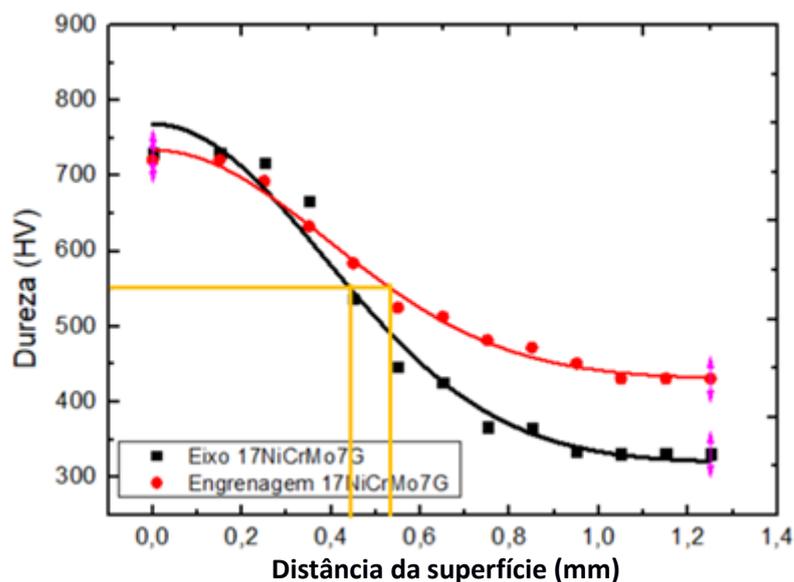
Observou-se que os percentuais de CO e H_2/CO_2 são, respectivamente, maiores e menores, devido à mudança de adição de propano por CH_4 . O acréscimo na vazão de CH_4 para 1800 NL/h, com elevação no tempo de ciclo, mostrou nova evolução do teor de carbono em relação à profundidade (Gráfico 20), na profundidade de camada (Gráfico 21), e presença de oxidação intergranular (Figura 25):

Gráfico 20 - Evolução do teor de carbono no 2º experimento, com profundidade a partir da superfície para os aços DIN17NiCrMo7G e DIN19MnCr5G



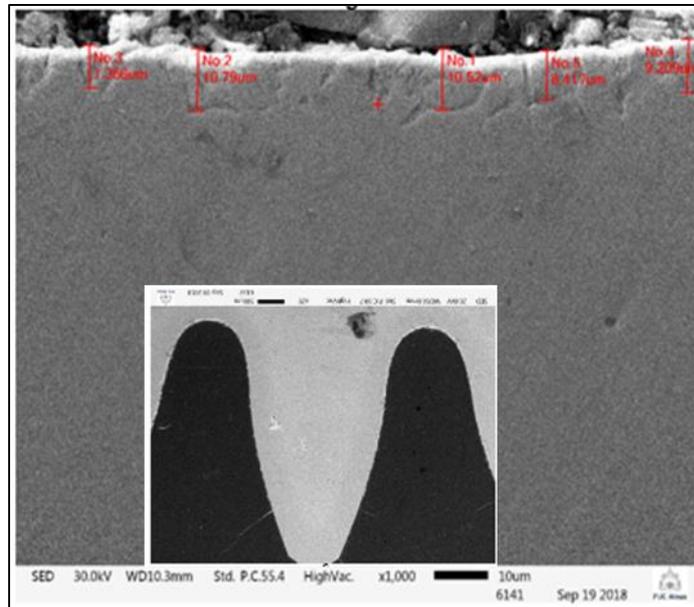
Fonte: Elaborado pelo Autor.

Gráfico 21 - 2º Experimento - Evolução da microdureza Vickers (HV1kgf) com a profundidade da camada de cementação para eixo e engrenagem do aço DIN17NiCrMo7G



Fonte: Elaborado pelo Autor.

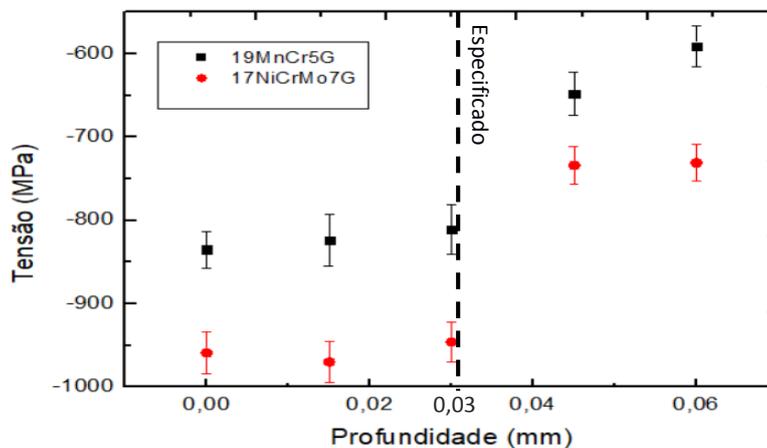
Figura 25 - 2º Experimento- Análise de uma seção da engrenagem de material DIN19MnCr5G com presença de oxidação intergranular em microscopia eletrônica de varredura sem shot peening



Fonte: Elaborado pelo Autor.

A presença de oxidação intergranular na microestrutura das peças (Figura 25) nos dois experimentos evidencia que o O₂ continuou presente na atmosfera do forno, contribuindo, assim, para que houvesse a formação de oxidação, o que poderia prejudicar, conseqüentemente, a resistência à fadiga (KRAUSS, 2005). O Gráfico 22 mostra os resultados de tensão residual obtidos após “*shot peening*”:

Gráfico 22 - Resultados de tensão residual em função da profundidade dos aços DIN19MnCr5G e DIN17NiCrMo7G após shot peening



Fonte: Elaborado pelo Autor.

Observou-se que, na superfície do aço DIN17NiCrMo7G, a tensão residual foi compressiva, com valor a -960MPa (especificado \leq -500 MPa) , e superior àquela

ocorrida para o aço DIN19MnCr5G de -840MPa. Verificou-se, também, que essa maior tensão compressiva permaneceu praticamente constante até 0,03 mm (especificado ≤ -800 MPa) . A partir de 0,040mm, os valores de tensão refletem os valores encontrados sem a ação das esferas e o efeito do tratamento térmico de têmpera e revenimento. Com a adição de CH₄, o tratamento termoquímico não modificou a evolução da tensão residual obtida após o “*shot peening*”.

4.1.5 Análise da atmosfera do terceiro experimento

Foi realizada a saturação de carbono da atmosfera do forno de carbonitreção mantendo a vazão de gás natural de 720NI/h e os parâmetros idênticos do segundo experimento. Para a saturação da atmosfera, os valores dos percentuais dos gases na composição da atmosfera mantiveram-se próximos ao verificado na condição operacional com o gás propano (Tabela 13).

Tabela 13 - Comparação entre a composição da atmosfera utilizando

Comparativo de valores da atmosfera do forno em volume			
Elemento	Atmosfera saturada com gás propano	Atmosfera saturada com gás natural 1º experimento	Atmosfera saturada com gás natural 2º experimento
% C	1,00	0,96	0,94
% CO	24,00	19,80	19,00
% CO ₂	0,18 - 0,23	0,18 - 0,28	0,18 - 0,28
% H ₂	14,00	15,10	14,90
%CH ₄	0,90	1,15	0,90

Fonte: Elaborado pelo Autor.

A Tabela 14 mostra os parâmetros de processo utilizados no terceiro experimento, tais como as temperaturas nas três zonas do forno e o tempo de ciclo para o gás natural (CH₄).

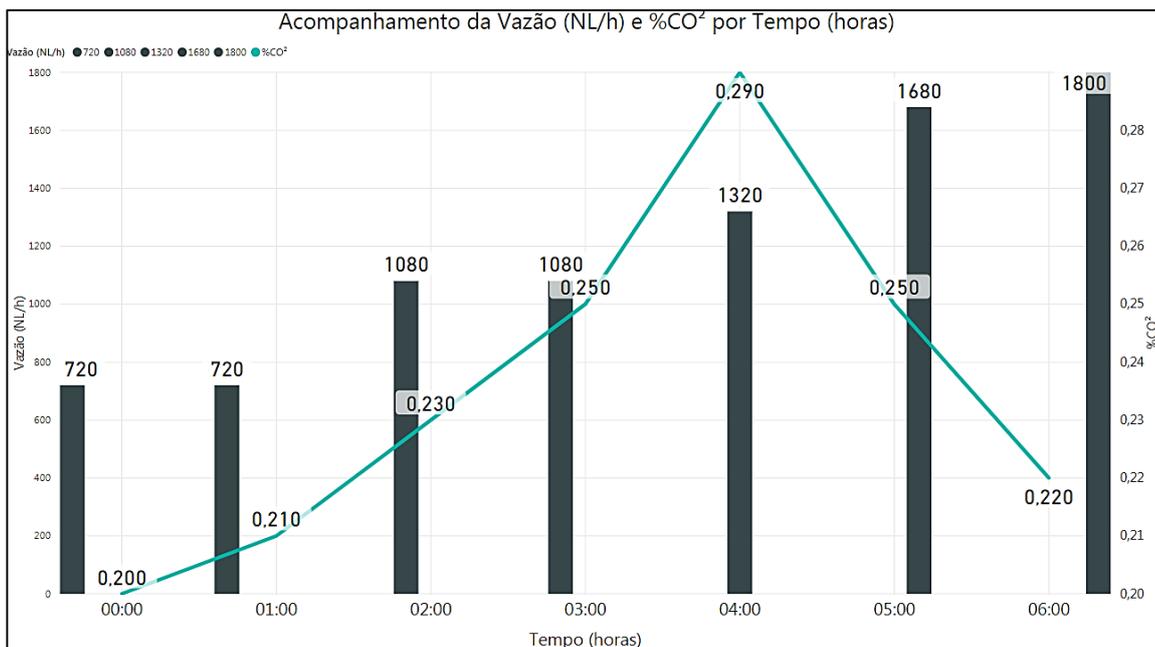
Tabela 14 - Parâmetros de processo para o 3º experimento

Parâmetro	Zona	Temperatura
Aquecimento do forno	Aquecimento	890°C
	Cementação	890°C
	Têmpera	840°C
Tempo ciclo	29 minutos	
% CO ₂ (Atmosfera)	0,22	

Fonte: Elaborado pelo Autor.

O %CO₂ durante o carregamento das primeiras cargas manteve-se dentro da faixa definida para o processo (0,18 a 0,23 %). A partir da quarta carga, o %CO₂ chegou a 0,28 %. Quando o %CO₂ ultrapassa o valor de 0,23 % prejudica-se a profundidade efetiva de camada. Para manter a atmosfera saturada, foi aumentada a vazão de gás natural para 300NI/h em cada fluxômetro, atingindo 1800 NI/h. O Gráfico 23 mostra a evolução da vazão de gás natural (CH₄) que estabilizou a atmosfera do forno.

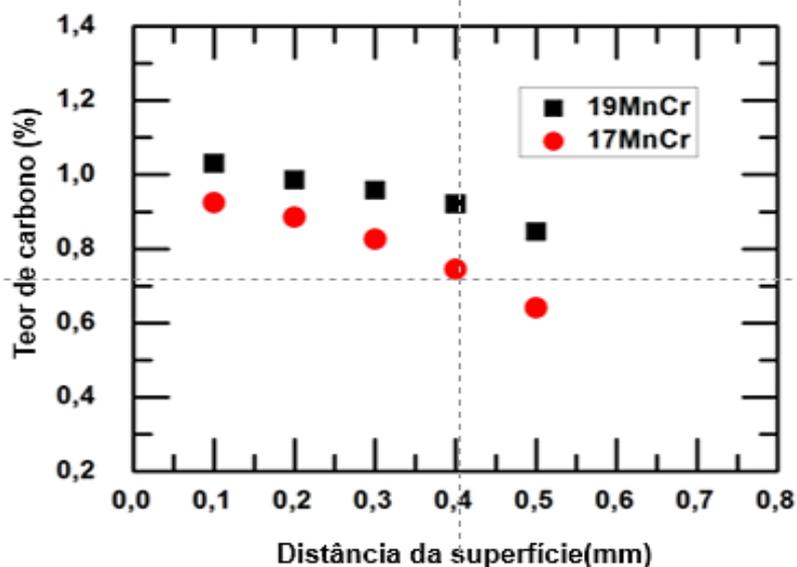
Gráfico 23 - Aumento da vazão de gás natural durante o experimento para manter o %CO₂ da atmosfera dentro do especificado



Fonte: Elaborado pelo Autor.

A evolução do percentual de carbono com a distância da superfície do corpo de prova pode ser verificada no Gráfico 24.

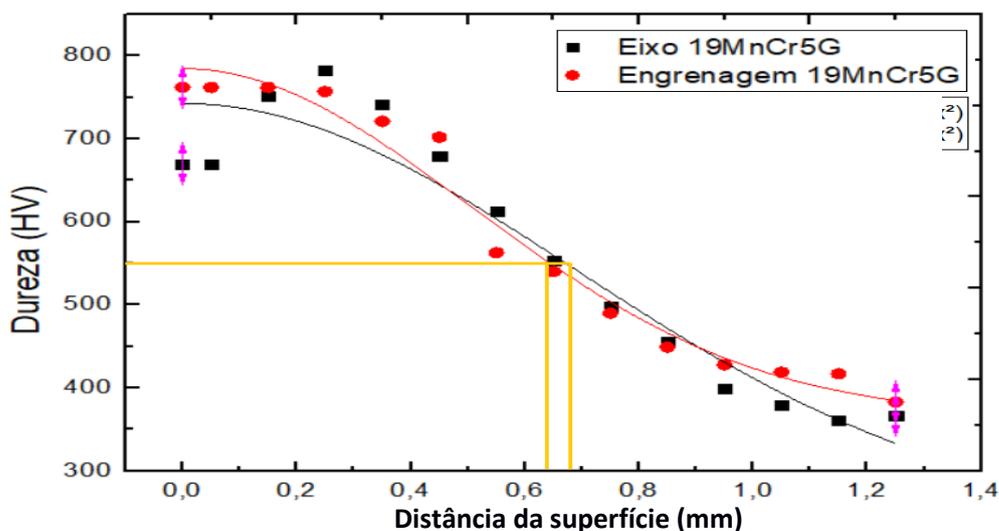
Gráfico 24 - Evolução do teor de carbono no 3º experimento, com profundidade a partir da superfície para os aços DIN17NiCrMo7G e



Fonte: Elaborado pelo Autor.

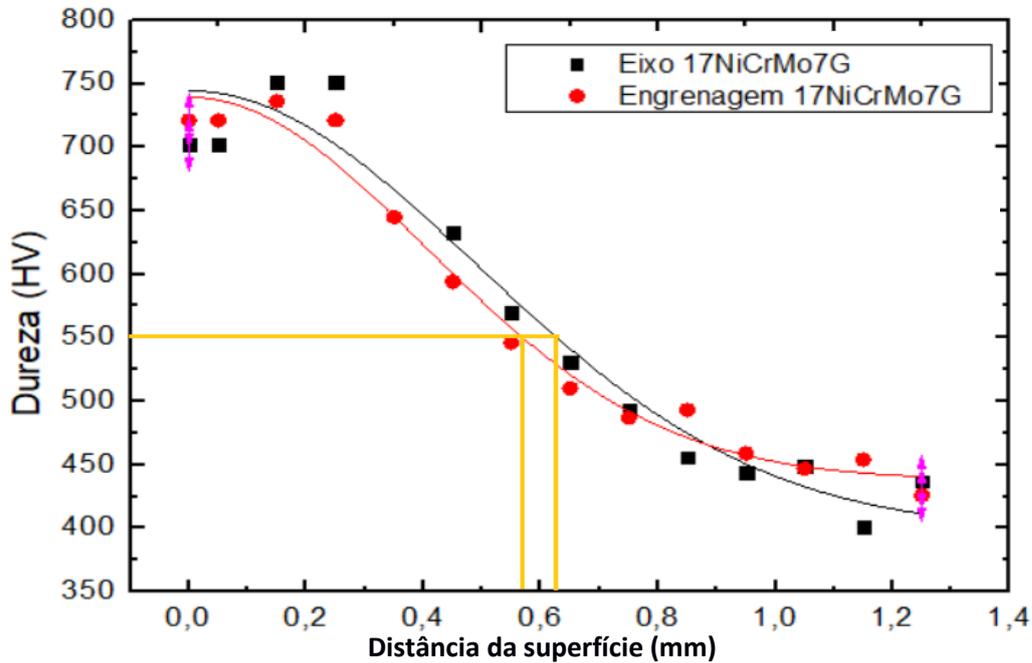
O teor de carbono atingiu a 1,0% na superfície, e, na profundidade de 0,6mm, atingiu a 0,5%. A evolução da microdureza Vickers com a profundidade para os aços DIN 19MnCr5G (Gráfico 25) e DIN 17NiCrMo7G (Gráfico 26).

Gráfico 25 - Evolução da microdureza Vickers (HV1kgf) com a profundidade da camada de cementação para eixo e engrenagem do aço DIN19MnCr5G



Fonte: Elaborado pelo Autor.

Gráfico 26 - Evolução da microdureza Vickers (HV1kgf) com a profundidade da camada de cementação para eixo e engrenagem do aço DIN17NiCrMo7G



Fonte: Elaborado pelo Autor.

A Tabela 15 mostra os parâmetros finais e as microestruturas correspondentes de processo.

Tabela 15 - Resultados de controle da microestrutura e parâmetros finais do processo

Condições final do 3º experimento			Peças	Valores encontrados - Forno em carga plena			
%CO ₂	%CO ₂	Qtd. gás natural injetada p/ saturar atmosfera		Atmosfera saturada com gás natural			Estrutura
Gerador	Forno		Dureza	Camada de cementação dente	R.N. (kg/mm ²)		
			HRC				
0,2	0,22	1800 NI/h	Eixo 19MnCr5G	60,5	0,7	120	martensita fina + traços de austenita retida
Parâmetros do forno			Engrenagem 19MnCr5G	59	0,68	110	martensita fina + traços de austenita retida
Tempo de ciclo	Temperaturas		Eixo 17NiCrMo7G	61	0,66	119	martensita fina + traços de austenita retida
	Cement.	Difusão	Engrenagem 17NiCrMo7G	60	0,6	128	martensita fina
29 min.	890°C	840°C	Especificação	≥ 58HRC	0,5 a 0,7mm	110 a 150 kg/mm ²	Para o exame da camada carbonitretada, considero u-se que o valor limite da dureza é 525 HV1

Fonte: Elaborado pelo Autor.

A saturação da atmosfera foi avaliada através dos resultados percentuais de CO_2 e de CO na atmosfera. Foi possível calcular o quociente de reação Q , através da Equação 30:

$$Q = \frac{(\%CO)^2}{(\%CO_2) \times 100} \quad (30)$$

onde:

Q – Quociente de reação (gradiente de carbono);

$\%CO_2$ e $\%CO$ – Valores obtidos por meio do analisador de atmosfera;

Por intermédio do valor do quociente de reação Q e do Gráfico 27 foi possível avaliar a condição de saturação de carbono na atmosfera (Tabela 16).

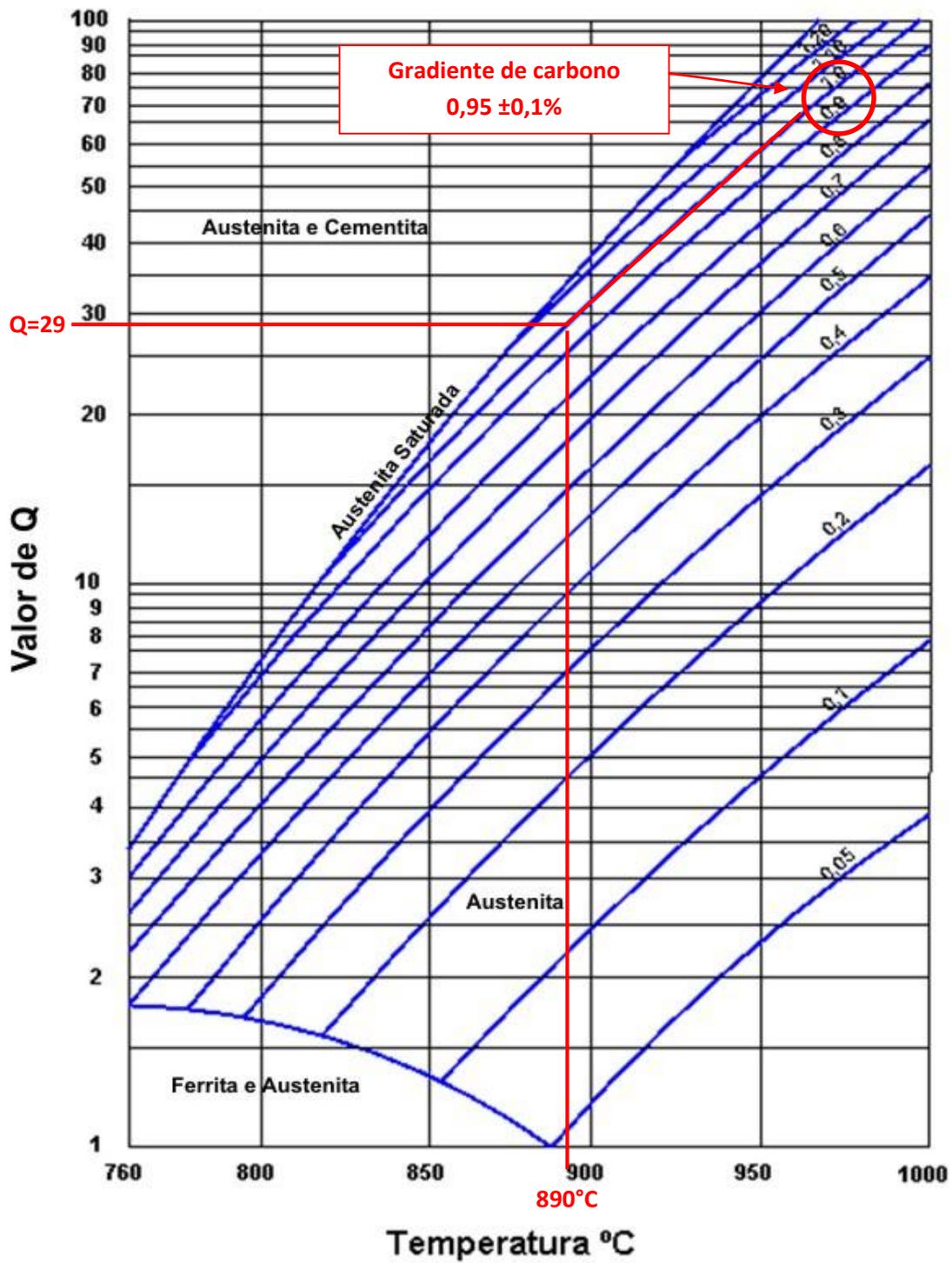
Tabela 16 - Parâmetros da atmosfera utilizando o gás natural para saturação da atmosfera no terceiro experimento

Valores gerados utilizando gás natural para saturação da atmosfera		
$\%CO$	$\%CO_2$	Q
24	0,20	29
19	0,29	12
23	0,22	24

Fonte: Elaborado pelo Autor.

A partir da temperatura de processo ($890^\circ C$), e do valor Q encontrado, buscou-se no diagrama proposto por Silva (1989) o potencial final de carbono da mistura gasosa para o experimento.

Gráfico 27 - Gráfico de conversão gradiente e carbono

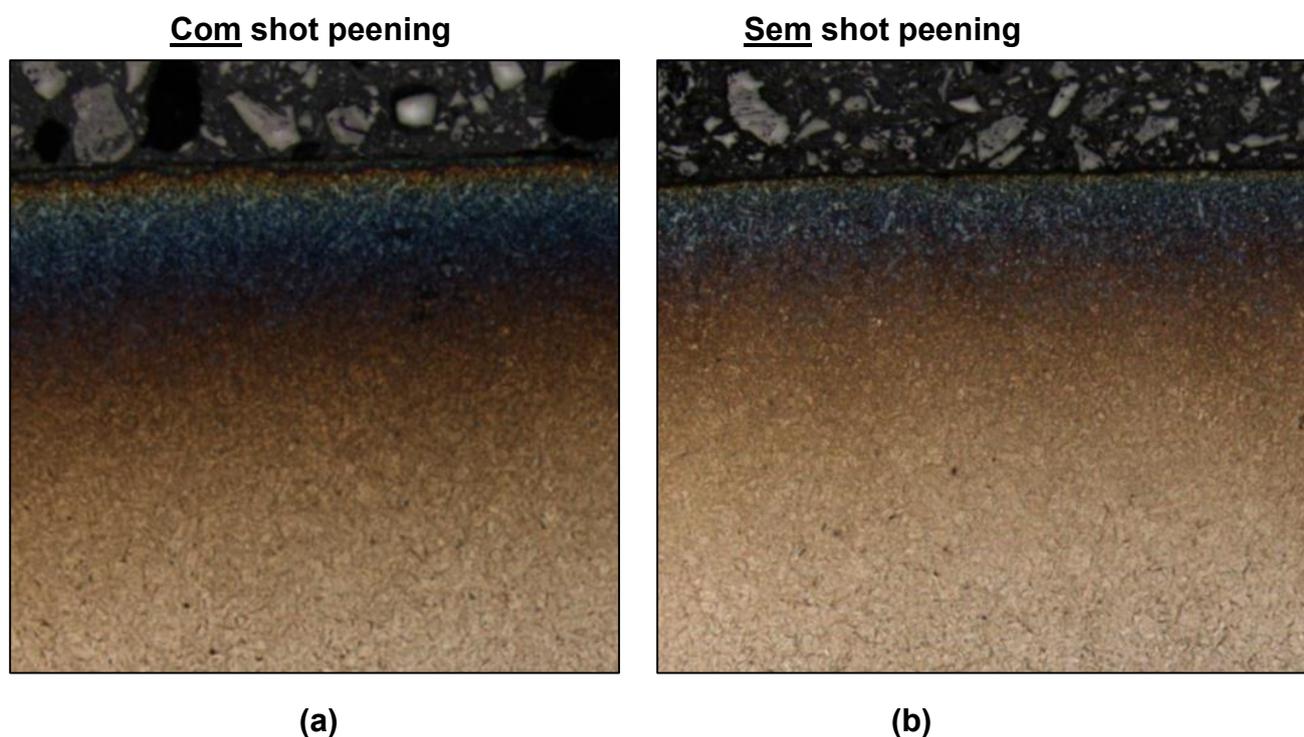


Fonte: Elaborado pelo Autor.

4.1.6 Análise Metalográfica

As Figuras 26 (a) e (b) apresentam imagens da amostra do aço DIN19MnCr5G após carbonitretação, têmpera e revenimento com (a) e sem “*shot peening*” (b) atacadas com Le Pera (Solução na concentração de 1:1 de Picral e Solução aquosa de Metabissulfito de Sódio a 1%).

Figura 26 - Imagens em microscópio ótico do aço DIN19MnCr5G

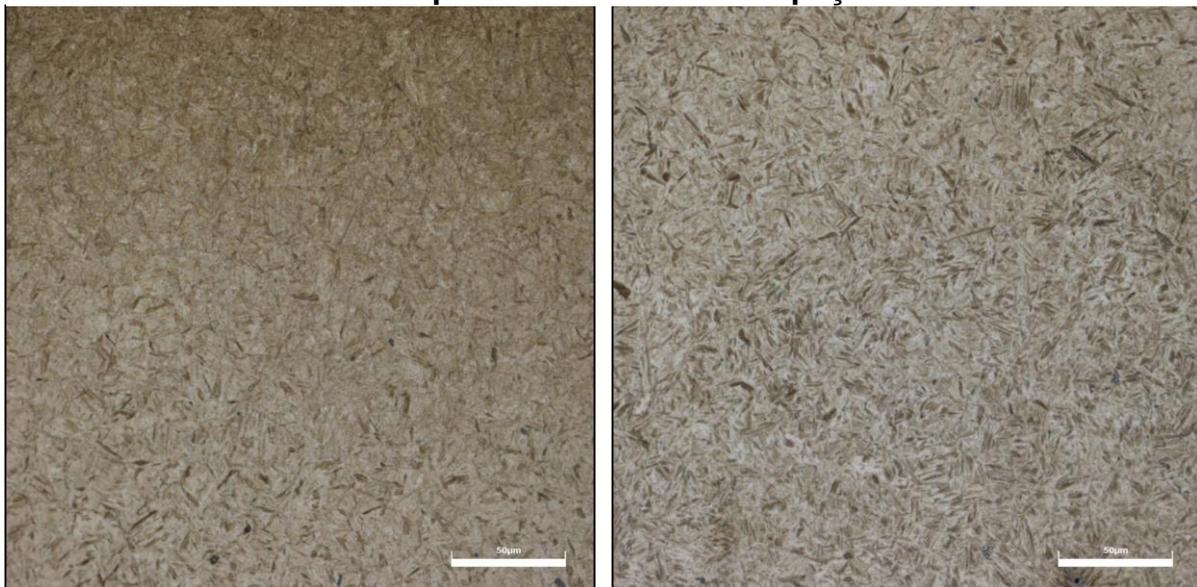


Fonte: Elaborada pelo Autor.

Observa-se que a microestrutura do aço DIN 19MnCr5G apresenta contraste de cor entre superfície e centro, evidenciando alteração de composição química em razão da adição de carbono e nitrogênio no tratamento termoquímico. Essa modificação da estrutura ocorre até profundidade de aproximadamente de $50 \mu m$ a partir da borda. Não se observa a presença de camada branca própria do processo de nitretação. Como tem-se a presença de carbono na superfície, pode ser que essa presença de carbono reduziu a formação de nitreto nessa camada. Em microscopia ótica, foi difícil evidenciar a presença de austenita na camada superficial, e, sim, somente martensita. Abaixo da camada superficial, tem-se a camada de difusão com a presença de carbono, conforme análise química obtida das limalhas. É possível

observar a presença de partículas brancas dispersas na matriz na região superficial com o ataque Le Pera, contudo não foi possível quantificar por microscopia óptica a fração de austenita retida. As Figuras 27 (a) e (b) apresentam imagens no núcleo da amostra do aço DIN19MnCr5G após carbonitretação, têmpera e revenimento com “shot peening” (a) e sem (b) atacadas com nital + Le Pera.

Figura 27 - Imagens em microscópio óptico do aço DIN19MnCr5G na região correspondente ao núcleo da peça.



(a)

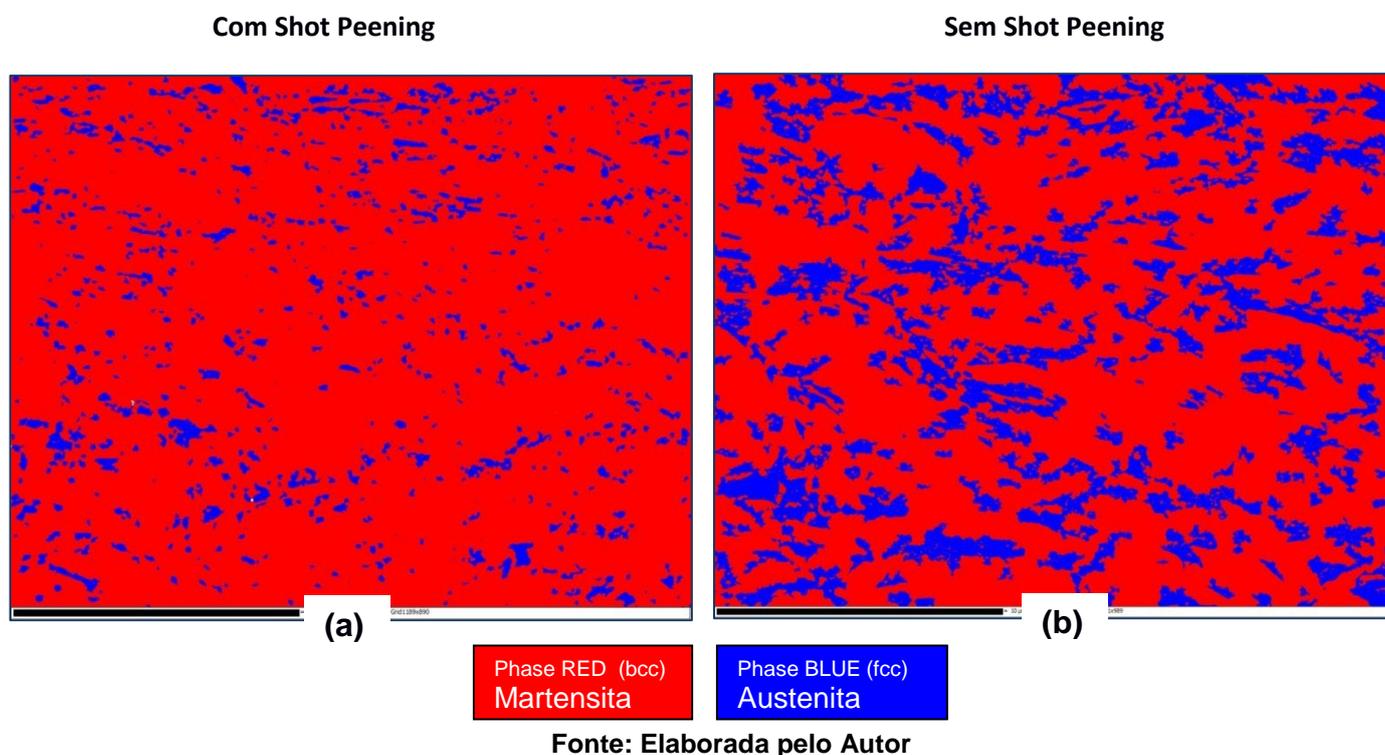
(b)

Fonte: Elaborada pelo Autor.

Observa-se que a microestrutura do aço DIN 19MnCr5G no núcleo quer na aplicação ou não de “*shot peening*” não apresenta austenita, e, sim, martensita de baixo carbono o que justifica as propriedades mecânicas obtidas na Tabela 17. Essas amostras foram obtidas em distâncias da borda superiores à espessura máxima de camada (0,7 mm) e, por isso, não tiveram sua composição química modificada pelo gás CH_4 e NH_3 . Conforme previsto pela literatura, aços com percentual de carbono inferior a 0,6% C não apresentam austenita retida após têmpera (FALL; GENIN, 1996). Para determinação de fração de austenita retida por microscopia eletrônica de varredura com difração de elétrons retroespalhados (EBSD Electron Backscattering Diffraction), o equipamento utilizado foi o microscópio eletrônico de varredura Field Emission Gun (MEV-FEG), da marca JEOL modelo JSM-7100F, equipado com detector EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) Oxford, para microanálise química e

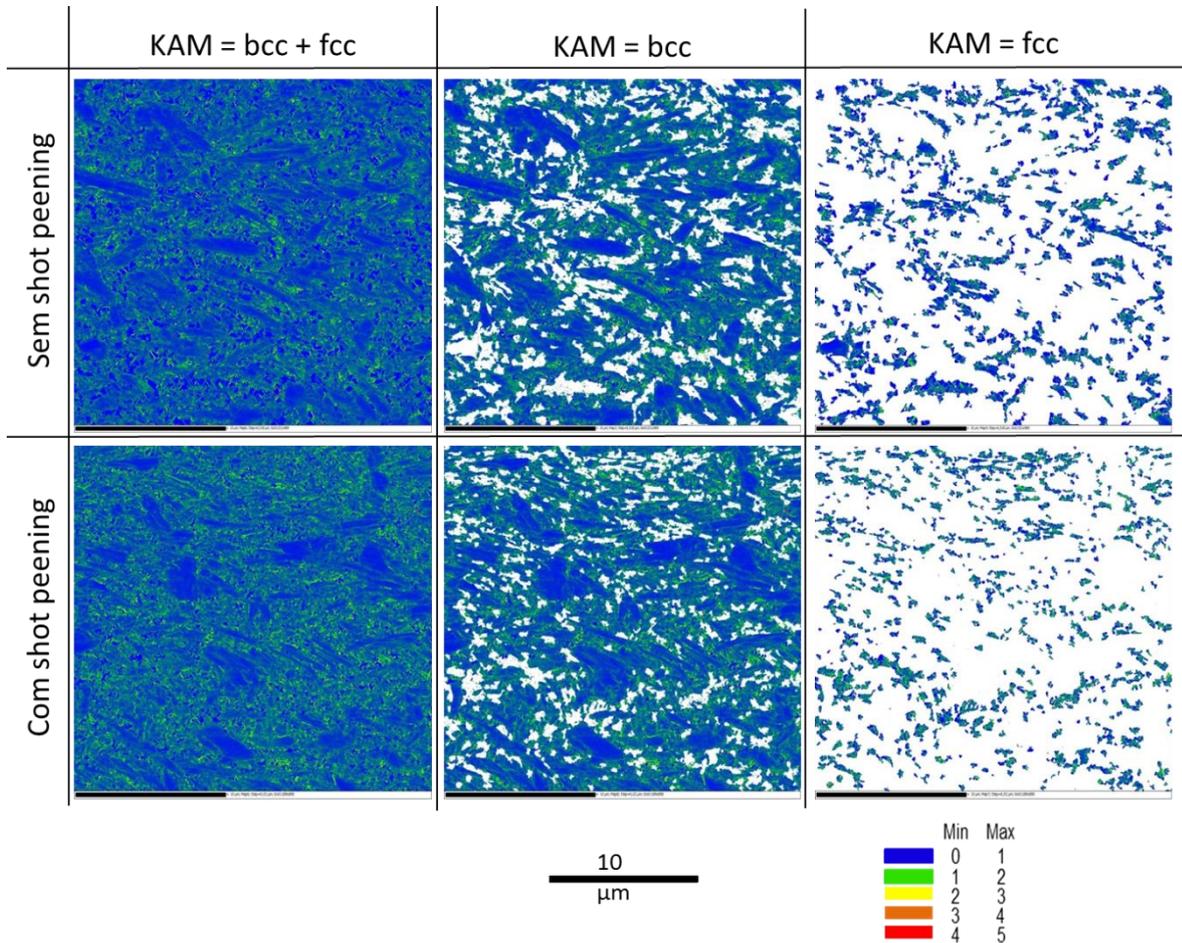
com o sistema de obtenção e identificação de padrões EBSD. As Figuras 28 (a) e (b) apresentam imagens da amostra do aço DIN19MnCr5G após carbonitretação, têmpera e revenimento com “shot peening” (a) e sem (b).

Figura 28 - Mapa de distribuição de fases obtida por EBSD, para o aço DIN19MnCr5G



Observa-se que, na amostra superficial retirada no diâmetro primitivo da engrenagem do aço DIN19MnCr5G após carbonitretação, têmpera e revenimento, o percentual de fase austenita (cor azul) é maior que na mesma amostra após *shot peening*. Essa redução no percentual de austenita retida ocorreu em razão da deformação plástica provocada pelo impacto das esferas de aço hipereutetóide (0,8-1,2 %C) na condição de têmpera e revenimento (Dureza >50 HRC). A figura 29 mostra um mapa da distribuição de fases obtida por EBSD.

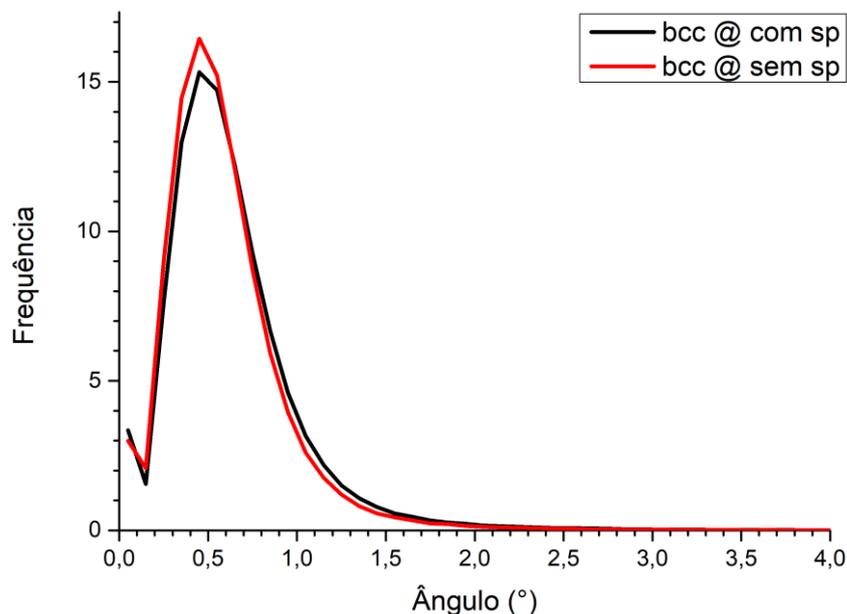
Figura 29 - Mapa de distribuição de fases obtida por EBSD para o aço DIN19MnCr5G



Fonte: Elaborada pelo Autor.

Observa-se que as fases próximas à superfície se apresentam mais deformadas, sendo esse efeito bem mostrado pela técnica EBSD. É possível através dessa técnica obter os valores de micro tensão a partir dos valores de micro deformação. A figura 30 representa a evolução da frequência dos cristais de martensita em função do ângulo de giro.

Figura 30- Evolução da frequência dos cristais de martensita com o ângulo de giro

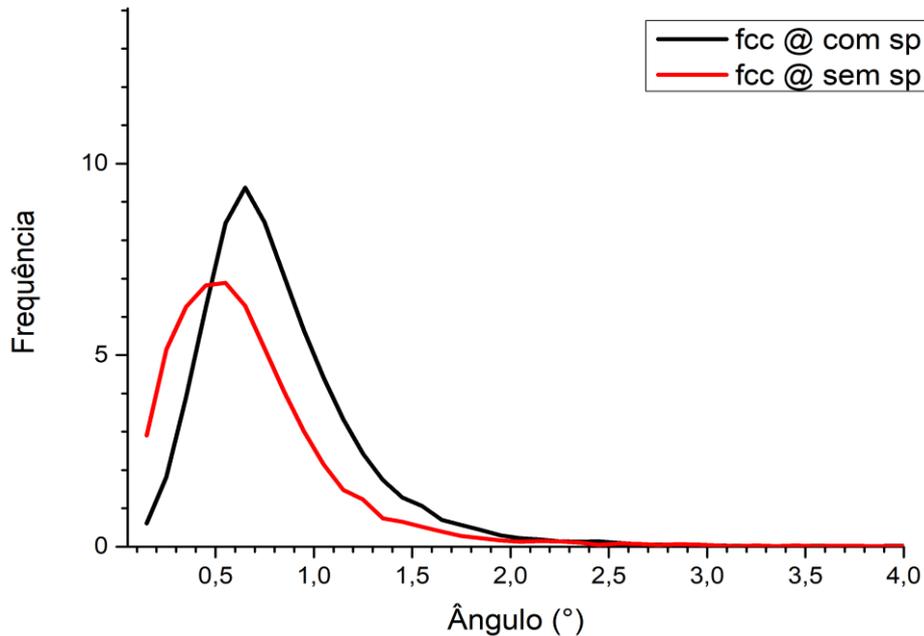


Fonte: Elaborada pelo Autor.

Observa-se que o ângulo de giro de $0,5^\circ$ apresentou uma frequência de 15 % dos cristais de martensita tanto para a condição do processo com e sem *shot peening*. Observasse também que a fração dos cristais que apresentaram variação acima de 1° no ângulo de giro foi inferior a 2 %. Conclui-se portanto que os cristais de martensita praticamente não deformaram após *shot peening*, mantendo a mesma textura proveniente do tratamento térmico de carbonitretação.

A figura 30 mostra a evolução da frequência dos cristais de fase remanescente, austenita, em relação ao ângulo de giro

Figura 31 - Evolução da frequência dos cristais de austenita com o ângulo de giro



Fonte: Elaborada pelo Autor.

Observa-se que, após tratamento de carbonitreção, tem-se a presença de austenita com uma frequência dos cristais de 7 % com ângulo de orientação de 0,5°. Os cristais com ângulo de giro superior a 1,0° têm frequência superior a 2 %. Após *shot peening* os cristais que tinham ângulo de giro de 0,5° e frequência de 7 % movimentaram para ângulo de giro de 0,7° e frequência de 9 %. E uma fração dos cristais com ângulo de giro de 1° e frequência de 2 % movimentaram-se para frequência de 5% e ângulo de até 2,5°. Conclui-se portanto que os cristais de austenita sofrem os efeitos da deformação plástica provocada pelo *shot peening* mais acentuadamente que os cristais de martensita. O efeito da deformação na austenita é o encruamento com ganho de resistência mecânica que pode ser evidenciado através dos ensaios de nanodureza. A Tabela 17 apresenta os resultados da quantificação das fases martensita e austenita obtidas destas análises.

Tabela 17 - Fração de austenita retida e martensita para amostras do aço DIN19MnCr5G

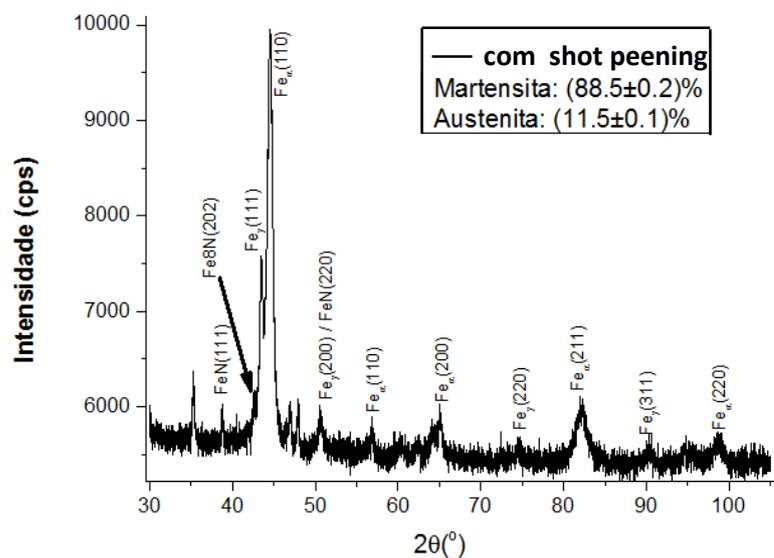
Aço DIN19MnCr5G	Polimento	Método de quantificação	%Martensita	%Austenita
“Shot peening”	Eletrolítico	MEV/EBSD	90,98	7,82
Carbonitretada	Eletrolítico	MEV/EBSD	88,35	10,5
Temperada / revenida				

Fonte: Elaborada pelo Autor.

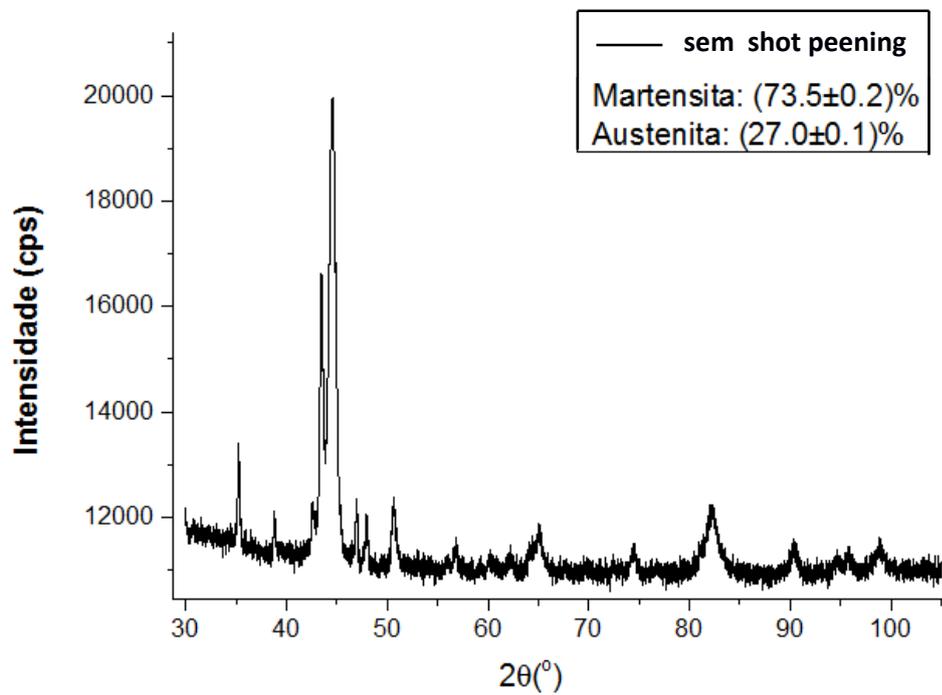
Para determinação de fração de austenita retida, foram realizadas medidas de difração de raios-X. As medidas de DRX foram conduzidas no difratômetro Rigaku SmartLab de 9 kW, tubo rotativo de Cu como fonte de raios-X, detector DTex ultra, geometria de feixe direto, faixa de leitura $30^\circ < 2\theta < 105^\circ$, tensão de 40 kV e corrente de 180 mA. O cálculo das fases foi realizado de acordo com a norma ASTM E975-2013 considerando as áreas dos picos correspondentes aos índices de Miller hkl (110) para Fe_α (martensita) e (111) para Fe_γ (austenita).

As Figuras 30 (a) e (b) apresentam, respectivamente, os difratogramas medidos para amostra do aço DIN19MnCr5G nas condições de carbonitretada, temperada e revenida com (a) e sem “shot peening” (b).

Figura 32 - Difratogramas e determinação das fases austenita (CFC) e martensita CCC para o aço DIN 19MnCr5G



(a)



(b)

Fonte: Elaborada pelo Autor.

A quantificação da fração de austenita retida obtida por difração de raios-X mostrou volume de 88,5% martensita, 11,5% austenita para amostra com “*shot peening*” e 73,5% martensita, 27,0% austenita para amostra carbonitretada. Novamente, aqui, a fração volumétrica de austenita retida encontrada foi menor para a amostra que foi submetida ao processo de “*shot peening*”. Os valores percentuais não são idênticos em razão da sensibilidade, da penetração do feixe e da resolução lateral entre as técnicas.

4.1.7 Análise de Tensão Residual

A Tabela 18 mostra os valores de tensão residual para os aços DIN 19MnCr5G e 17NiCr Mo7G na superfície e à distância de 0,03mm da superfície após “shot peening”.

Tabela 18 - Resultado de tensão residual dos aços DIN 19MnCr5G e DIN17NiCrMo7G nas distâncias de 0 e a 0,030mm da superfície

Material	17NiCrMo7G		19MnCr5G	
Peças	Eixo	Engrenagem	Eixo	Engrenagem
Superfície: (Especificado: $\leq - 500\text{MPa}$)	- 790MPa	- 720MPa	- 810MPa	- 785MPa
Profundidade 0,03mm: (Especificado: $\leq 800\text{MPa}$)	- 890MPa	- 1020MPa	- 970MPa	- 1020MPa

Fonte: Elaborado pelo Autor.

Os resultados de tensão na superfície negativos revelam compressivas em razão transformação de fase e do efeito da deformação plástica imposta pelo impacto das esferas.

4.1.8 Controle da microgeometria do dentado após processo de tratamento térmico utilizando o gás natural para saturação da atmosfera

Após a conclusão dos testes foi avaliado a microgeometria do dentado (hélice e evolvente) para confirmar que a mudança do gás propano por gás natural não afetou as características geométricas da peça, Tabela 19, para tal foi utilizado um tridimensional, marca WENZEL, modelo WGT 350 para medição de forma e uma comparação entre os valores encontrados, o valor especificado e o de uma peça de processamento com o uso de gás propano foi realizada (Tabela 19).

Tabela 19 - Controle da microgeometria da superfície do dentado - hélice e evolvente

Fonte: Elaborado pelo autor.

Definição de Erro - (Norma DIN 3962)								
Erro	Hélice				Evolvente			
	Especificado		C_3H_8	CH_4	Especificado		C_3H_8	CH_4
			Gás Propano	Gás Natural			Gás Propano	Gás Natural
Erro global	F_β	Máx 24 μm	8,5	6,7	F_α	Máx 32 μm	10,2	12
Erro angular	$f_{H\beta}$	- 22 a 22 μm	8,5	-3,1	$f_{H\alpha}$	-28 a 0 μm	-10,1	-8,4
Erro de forma	$f_{f\beta}$	Máx 8 μm	4,6	3,5	$f_{f\alpha}$	Máx 10 μm	4,6	5,1

Os resultados do controle da microgeometria do dentado após o processo de tratamento térmico e utilizando o gás natural para saturação da atmosfera ficaram conforme especificado, indicando que a saturação da atmosfera por meio do gás natural não gerou impacto na microgeometria do dentado, mantendo sobre controle os erros de formas da hélice e evolvente.

5 CONCLUSÃO

-Comprovou-se a possibilidade e as condições operacionais de substituição do Propano (C_3H_8) pelo Gás Natural (CH_4) no forno de tratamento termoquímico de carbonitreção, preservando as propriedades mecânicas e metalográficas dos componentes mecânicos eixos e engrenagens.

-Quanto ao impacto no processo de “*Shot Peening*”, também, foi confirmado, por meio da análise de tensão residual que a atmosfera saturada com Gás Natural (CH_4) não provocou modificação nas intensidades e evoluções desse estado de tensões.

6 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

- O aumento da vazão de GN para saturação do forno após o processo de queima de fuligem para melhorar a condição inicial de carregamento, evitando variações iniciais ao processo do %CO₂;
- Estudo do comportamento do processo, reduzindo o valor percentual de CO₂, (0,18 a 0,23%) do endogás, formado no gerador para suportar as variações da atmosfera do forno saturada com gás natural e, simultaneamente, analisar as propriedades metalúrgicas do produto;
- Estudar os aspectos cinéticos do tratamento térmico de revenimento e a sua necessidade na instalação;
- Realizar alterações no tempo de ciclo para que a profundidade da camada efetiva esteja dentro dos parâmetros especificados, e, também, a necessidade redução da temperatura para têmpera no terceiro estágio;
- Estudo das interações entre os estágios iniciais e finais da cadeia de fabricação o que caracteriza uma substancial oportunidade de pesquisa.

REFERÊNCIAS

- ACHT, C; LUBBEN, T.; HOFFMANN, F.; ZOCH H-W, 2007. Simulation of the influence of carbon profile and dimensions on distortion behaviour of SAE 5120 discs by using a design of experiment **Comput. Mater. Sci.** v.39, p.527–32, 2007.
- AN, X.; CAWLEY, J.; RAINFORTH, W.M.; CHEN, L. A study of internal oxidation in carburized steels by glow discharge optical emission spectroscopy and scanning electron microscopy **Spectrochimica Acta**, v. 58, p. 689-698, 2003.
- AYODEJI, S.P.; Abioye, T.E.; OLANREWaju, S.O. Investigation of surface hardness of steels in cyanide salt bath heat treatment process **Proceeding of the International MultiConference of Engineers and Computer Scientist IMECS**, march, p. 16-18, Hong-Kong, 2011.
- BONARDI, Marco; D'ERRICO, Fabrizio; TAGLIABUE, Chiara. Influence of carburizing and nitriding on failure of gears – A case study **Engineering Failure Analysis**, v.13, p. 312-339, 2006.
- BABU, S.; BHADESHIA, H. K. D. H. **J. Mater. Sci. Lett.** v.14, p. 314, 1995.
- BHADESHIA, H. K. D. H. Carbon–carbon interactions in iron **Journal of Materials Science** v.39, p. 3949-3955, 2004.
- Borgenstam, Annika, Engstrom, Anders, Høglund, Lars, Agren John DICTRA, *a Tool for Simulation of Diffusional Transformations in Alloys* **Journal of Phase Equilibria**, v.21, n°. 3, 2000.
- BRITO, Pedro Paiva et al. Influence of ethanol as a carburizing agent on carbon surface concentration and microstructure of DIN 17NiCrMo7 steel gears, **ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition, Proceedings (IMECE)** 2015.
- CHILD, D.J.; WEST, G.D.; THOMSON, R.C. Assessment of surface hardening effects from *Shot peening* on a Ni-based alloy using electron backscatter diffraction techniques **Acta Materialia** v.59, pp 4825-4834, 2011.
- CAPELLO, Edoardo Residual stresses in turning Part I: Influence of process parameters **Journal of Materials Processing Technology**, v.160, p. 221–228, 2005.
- CAVALIERE, P.; ZAVARISE, G.; PERILLO, M. Modeling of the carburizing and nitriding processes. **Computational Materials Science**, v. 46, n. 1, jul. 2009.
- COMMITTEE, ASM Handbook. Heat treating. **Handbook Heat Treating**, v. 4, p. 2173, 1981.
- COMMITTEE, ASM International Handbook. Surface Engineering. **Handbook**

Surface Engineering, v. 5, p. 2535, 1994.

COSTA, LARISSA VILELA, CARNEIRO, JOSE RUBENS GONÇALVES; CATALÃO, ROGÉRIO PINTO COELHO; RIBAS, OMAR KHAYYAM; BRITO, PEDRO PAIVA Residual stress gradients in AISI 9254 steel springs submitted to shot peening and heat treatment for increased fatigue **Advanced Materials Research**, 2014.

DA COSTA E SILVA, André Luiz; MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais**. Sumaré - SP: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

DAS, Arpan et al. Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during tensile deformation of 304 LN stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 486, n. 1-2, p. 283–286, 2008.

DAVIS, J R. **Gear Materials, Properties, and Manufacture**. [S.l: s.n.], 2005.
DOSSETT, Jon L.; BOYER, Howard E. **Practical Heat Treating: Second Edition**. [S.l: s.n.], 2006.

FALL, I; GENIN, J.M.R. Moosbauer spectroscopy study of the aging and tempering of high nitrogen quenched Fe-N Alloys: kinetics of formation of Fe₁₆N nitride by interstitial ordering in martensite **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27A, p. 2160-2177, 1994.

FERNÁNDEZ; PARIENTE, Inés; GUAGLIANO, Mario. Contact fatigue damage analysis of shot peened gears by means of x-ray measurements. **Engineering Failure Analysis**, 2009.

FERRO, P.; BONOLLO, F. Modelling of the carburizing and quenching process applied to caterpillar track bushings. **Modelling Simul. Materials Science Engineering**, v. 22, p.1-16, 2014 doi:10.1088/0965-0393/22/2/025019.

GARCIA, N; Gonzalo, V.; Quintan, O.; 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**, v. 528, p. 5146-5157, 2011.

GRAF, Michael-Peter et al. Gas Carburizing and Carbonitriding. **Aga Ab**, n. 1, p. 1–28, 1973.

HENRIQUE, Gustavo; SERIZAWA, Ramos; GALLEGO, Juno. Análise estrutural da aplicação do processo de jateamento com granalhas de aço (“*shot peening*”) em rotores dielétricos. p. 1-2, 2005.

HEWITT, James. Design and materials selection for power-transmitting gears. **Materials and Design**, v. 13, n. 4, p. 230–238, 1992.

HUSSON, Rémi et al. Evaluation of process causes and influences of residual stress on gear distortion. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 61, n. 1, p. 551–554, 2012.

HUTCHINSON, Bevis; HAGSTROM, Joacim; KARLSSON, Oskar; LINDELL, David; TORNBERG, Malin Lindberg Fredrik; THUVANDER, Mattias. Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5%C) **Acta Materialia**, v. 59, p. 5845-5858, 2011.

JAYALAKSHMI, M. et al. Insights into formation of gradient nanostructured (GNS) layer and deformation induced martensite in AISI 316 stainless steel subjected to severe shot peening. **Surface and Coatings Technology**, v. 344, n. February, p. 295–302, 2018.

KLOTZ, T. et al. Surface characteristics and fatigue behavior of shot peened Inconel 718. **International Journal of Fatigue**, v. 110, january, p. 10-21, 2018.

KRAUSS, George. Martensite in steel: strength and structure **Materials Science and Engineering A**, v. 273–275, p. 40–57, 1999.

KRAUSS, George. **Steels: Processing, Structure and Performance**. First ed. Materials Park - Ohio: ASM International, 2005.

LEE, J. ; FUKUDA , T. ; KAKESHITA, T. **Materials Science Forum** v.539-543, p.215-222 , 2007.

LEITÃO, Claudio José; MEI, Paulo Roberto; LIBARDI, Rodolfo. Efeitos da cementação e da nitretação no custo e na qualidade de engrenagens produzidas com aços ABNT4140 e ABNT8620. **Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração**, v. 9, p. 257–263, 2012.

LI, Guo-Ke; LIU, Yan; ZHAO, Rui-Bin; SHEN, Jun-Jie; WANG, Shang; SHAN, Pu-Jia; ZHEN, Cong-Mian; HOU, Deng-Lu. Crystallographic phases and magnetic properties of iron nitride films **Thin Solid Films** v. 589, p 22-26, 2015.

LI, Wei; LIU, Bingshu. Experimental investigation on the effect of shot peening on contact fatigue strength for carburized and quenched gears. **International Journal of Fatigue**, 2018.

LERCHBACHER, Christoph; ZINNER, Silvia; LEITNER, Harald. Direct or indirect: Influence of type of retained decomposition during tempering on the toughness of a hot-work tool steel **Materials Science & Engineering A** v. 564, p.163-168, 2013.

MABIE, Hamilton H.; REINHOLTZ, Charles F. **Mechanisms and Dynamics of Machinery**. New York: John Wiley & Sons, 1986.

MITTEMEIJER, Eric Jan. Fundamentals of Nitriding and Nitrocarburizing. **ASM Handbook, Volume: Steel Heat Treating Fundamentals and Processes**, v. 4A, p. 619-646, 2013.

MITTEMEIJER, Eric; SOMERS, Marcel. **Thermochemical surface engineering of steels**. [S.l: s.n.], 2014.

NAUNHEIMER, H.; FIETKAU, P.; LECHNER, G. **Automotive transmissions:**

Fundamentals, Selection, Design and Application. Berlin: Springer, 2010.

NAVAS, V. Garcia, 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**, v. 528, p. 5146-5157, 2011.

NORTON, Robert L. **Projeto de Máquinas.** [S.l.]: Bookman, 2013.

Oda, Katsuro, Fujimura, Hiroshi, Ino, Hiromitsu Local interactions in carbon-carbon and carbon-M (M: Al, Mn, Ni) atomic pairs in FCC gamma -iron **Journal of Physics: Condensed Matter**, v. 6, p. 679-692, 1994.

OLIVEIRA, R R De; LIMA, N B. Influência do jateamento com diferentes granalhas no perfil de tensão residual em alumínio 7050. p. 6954–6963, 2012.

PARIENTE , INES FERNANDEZ; GUAGLIANO, MARIO Contact fatigue damage analysis of shot peened gears by means of X-ray measurements **Engineering Failure Analysis** v.16, pp. 964-971,2009.

PINTO, L. M.; ESCOBAR, D.P.; SANTOS, O.S.H; ANDRADE, R.R.; CARNEIRO, J.R.G. Estudo comparativo de identificação e quantificação de austenita retida em aço TRIP por difração de raios x e difração de elétrons espalhados **74 Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais Internacional** a ser publicado 2019.

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS. Pró-Reitoria de Graduação. Sistema Integrado de Bibliotecas. **Orientações para elaboração de trabalhos científicos**: projeto de pesquisa, teses, dissertações, monografias, relatório entre outros trabalhos acadêmicos, conforme a Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT). 2. ed. Belo Horizonte: PUC Minas, 2016. Disponível em: <www.pucminas.br/biblioteca>. Acesso em: 10 jun. 2018.

PUROHIT, Rajesh et al. Simulation of shot peening process. **Materials Today: Proceedings**, v. 4, n. 2, p. 1244–1251, 2017.

PYE, David. *Practical nitriding and ferritic nitrocarburizing.* [S.l.]: ASM International, 2003.

RADZEVICH, Stephen P. **Dudley's Handbook of Practical Gear Design and Manufacture.** [S.l: s.n.], 2012.

RAKHIT, A.K. **Heat Treatment of Gears: A Practical Guide for Engineers.** First ed. Materials Park - Ohio: ASM International, 2000.

REGO, R.R.; GOMES, J.O.; BARROS, A.M. The influence on gear surface properties using *Shot peening* with a bimodal media size distribution **Journal of Materials Processing Technology** v.213, p.2152-2162, 2013.

REGO, Ronnie *et al.* Residual stress interaction on gear manufacturing. **Journal of Materials Processing Technol**, v. 252, September, p. 249–258, 2018.

Remi Husson, Dantan, Jean-Yves, Baudouin, Cyrille, Silvani, Serge, Scheer, Thomas, Regis Bigot. Evaluation of process causes and influences of residual stress on gear distortion **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 61, p. 551-554, 2012.

RIBAS, Omar. Estudo da substituição do propano pelo gás natural na geração de atmosfera em tratamento termoquímico de cementação. 2014. Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais.

ROCHA, R. S.; NUNES, R. M.; HIRSCH, T. K. Comparação entre difração de raios x e “método do furo cego” para medição de tensões residuais em barras cilíndricas. **Revista Materia**, 2009.

Rosa, Thiago Costa Rodrigues et al. Evolução da tensão residual em aços ABNT 4320 e ABNT 5120 após carbonitretação/têmpera e shot peening em máquinas de ar comprimido e turbina. v. 5, 2018.

SALDANHA, L.S. **Análise em elementos finitos dos parâmetros de projetos de uma luva de engate de transmissão manual** Dissertação de Mestrado (Mestrado em Engenharia Mecânica) Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais pp.93, 2013.

SANDOR, L.T.; POLITORI, I; GONÇALVES, C.S.; UEHARA, A.Y.; LEAL, C.V.; SATO, M.; FERREIRA, I. Fatigue Crack Propagation in Nine Steels, Type SAE 43XX, from 0.20 to 1.00 % C, for the Simulation of the Fatigue Behavior in a Carburized Layer of the SAE 4320 **Procedia Engineering** v. 2, pp. 735-742, 2010.

SCOTT, C.P.; DRILLETT, J. A study of the carbon distribution in retained austenite **Scripta Materialia**, v.56, p. 489-492, 2007.

SCURACCHIO, Bruno Geoffroy. Tensões residuais induzidas por shot peening e durabilidade de molas em lâmina, 2012.

SHAHRI, M.G.; HOSSEINI, S.R.; SALEHI, M.; NADERI, M. Evaluation of nitrogen diffusion in thermo-mechanically nanostructured and plasma nitrided stainless steel **Surface and Coatings Technology** v. 296, p. 40-45, 2016.

SHERBY, Oleg D., Wadsworth Jeffrey, Lesuer Donald R.; Syn, Chol K. Revisiting the Structure of Martensite in Iron-Carbon Steels **Materials Transactions**, v.49, n. 9, pp. 2016-2027, 2008.

SILVA Dal'maz, W. ; Dulcy, J.; Ghanbaja, J.; Redjaima, A.; Michel, G. ; Thibault, S. Carbonitriding of low alloy steels: Mechanical and Metallurgical responses **Material Science & Engineering A** v. 693,p. 225-232, 2017.

SINGH, Lakhwinder, Khan, R.A., Aggarwal, , M.L. Effect of shot peening on hardening and surface roughness of nitrogen austenitic stainless steel **International Journal of Engineering Science and Technology** v.2(5), P.818-826, 2010.

SONG , G.S., X-H, Liu , G-D, Wang , X-Q, Xu. Numerical simulation on carburizing and quenching of gear ring **Journal Iron Steel Research International** v.14, p. 47-52, 2007.

SOZINOV, A. L.; BALANYUK A. G.; GAVRILJUK, V. G. C-C Interaction in iron-base austenite and interpretation of Mossbauer spectra **Acta Metallurgica Inc.** v. 45, No. 1, pp. 225-232,1997.

SUNADA, H.; WADSWORTH, J.; Lin, J.; SHERBY, O.D. **Materials Science and Engineering**, v. 38, p. 35-40, 1979.

TABATABAE, Akhavan Behnam; ASHRAFIZADEH, Fakhreddin; HASSANLI, Ali Morad. Influence of retained on the mechanical properties of low carbon martensitic stainless steel castings **ISIJ International**, v. 51, n3, pp. 471-475, 2011.

TERRES, M.A.; LAALAI, N; SIDHOM, H. Effect of nitriding and shot peening on the fatigue behavior of 42CrMo4: Experimental analysis and predictive approach **Materials and Design**, v. 35, p. 741-748, 2012.

TOTTEN, G. O. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies**. 2^a ed. Portland: Taylor & Francis, 2006

VERHOEVEN, John D. **Fundamentals of Physical Metallurgy**, p. 163-165,1975.

WANG, LI-JUN, CAI, QING-WU, WU, HUI-BIN, YU, WEI. Effects of Si on the stability of austenite retained and temper embrittlement of ultrahigh strength steels **International Journal of Minerals Metallurgy and Materials**, v. 18, n. 5, October, p. 543-550, 2011. doi:10.1007/s12613-011-0475-0.

WIDMARK, M. Effect of material, heat treatment, grinding and shot peening on contact fatigue life of carburised steels. **International Journal of Fatigue**, v. 21, p. 309–327, 1999.

YANG, M.; SISSON JUNIOR, R.D. Alloy Effects on the Gas Nitriding Process. **Journal Material Engineering Performance**, v.23 , n.12, p.4181-4186, 2014.

ZHANG, Yichong et al. Martensite transformation behavior and mechanical properties of cold-rolled metastable Cr-Mn-Ni-N austenitic stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 724, n. January, p. 411–420, 2018.

ZHOU Y.; WU G.H. Analysis Methods in Materials Science, Harbin Institute of Technology Press, Harbin, p. 95, 2007.