

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS
Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica
Omar Khayyam Ribas

**ESTUDO DA SUBSTITUIÇÃO DO PROPANO PELO GÁS NATURAL NA
GERAÇÃO DE ATMOSFERA EM TRATAMENTO TERMOQUÍMICO DE
CEMENTAÇÃO .**

Belo Horizonte
2015

Omar Khayyam Ribas

**ESTUDO DA SUBSTITUIÇÃO DO PROPANO PELO GÁS NATURAL NA
GERAÇÃO DE ATMOSFERA EM TRATAMENTO TERMOQUÍMICO DE
CEMENTAÇÃO**

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
2015

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

R482e Ribas, Omar Khayyam
Estudo da substituição do propano pelo gás natural na geração de atmosfera em tratamento termoquímico de cementação / Omar Khayyam Ribas. Belo Horizonte, 2015.
147 f. : il.

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

1. Aço - Tratamento térmico. 2. Gás natural. 3. Tensões residuais. 4. Engrenagens. 5. Difração. 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

Omar Khayyam Ribas

**ESTUDO DA SUBSTITUIÇÃO DO PROPANO PELO GÁS NATURAL NA
GERAÇÃO DE ATMOSFERA EM TRATAMENTO TERMOQUÍMICO DE
CEMENTAÇÃO .**

Dissertação a ser 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..

José Rubens Gonçalves Carneiro (Orientador) – PUC Minas

Augusta Isaac Cerceau – UFMG

Pedro Paiva Brito – PUC Minas

Belo Horizonte, 30 de Janeiro de 2015

AGRADECIMENTOS

A todos que contribuíram para a realização deste trabalho em especial a minha família, fica expresso aqui a minha gratidão.

Ao José Rubens Gonçalves Carneiro, pela orientação, pelo apoio e paciência durante a realização do trabalho e pelos ensinamentos dentro e fora da sala de aula.

Ao Ronan Ferreira pelo apoio e indicação acreditando na minha capacidade em desenvolver este trabalho.

À FIAT Automóveis, pelo apoio e suporte, por disponibilizar suas instalações para os ensaios experimentais e controles, e pelo incentivo com sua política de crescimento da profissionalidade de seus funcionários, em especial ao Sr. Claudio Rocha e Sr. Aginaldo Costa.

RESUMO

O presente trabalho apresentou um estudo acerca da utilização de tratamento termoquímico de cementação em engrenagem e eixo de transmissões automobilísticas seguido de tratamento mecânico de “*shot peening*”. Amostras de aço DIN 17NiCrMo7 forjadas foram usinadas, cementadas, temperadas e revenidas e, posteriormente, passaram por “*shot peening*”. O processo de cementação foi realizado em fornos industriais contínuos utilizando gás natural e propano como agentes cementantes. A substituição do propano pelo gás natural foi feita experimentalmente no gerador de gás e, também, no forno industrial buscando, sempre, manter os mesmos percentuais de CO e CO₂ da atmosfera nas condições de produção de atmosfera com propano ou gás natural. Foi encontrado que a proporção 1:3 (ar/gás natural) no gerador com vazão de 70m³/h no forno industrial e tempo de ciclo de 30 minutos propiciou resultados satisfatórios nas propriedades mecânicas e profundidade de camada cementada nas peças tratadas termicamente. Essa constatação experimental foi, posteriormente, modelada matematicamente utilizando a equação de Boudouard com suposição de equilíbrio químico reinante no forno industrial. Foram feitos tratamentos de cementação nas temperaturas de 870, 890 e 930°C, e mediu-se o perfil de carbono após resfriamento em óleo. O perfil de carbono foi medido através da obtenção de limalhas por usinagem e análise em LECO. O tamanho de grão austenítico obtido situou-se por volta de 10 ± 2 µm com percentual de austenita retida menor que 10%. Mediu-se através da difração de elétrons após preparação das amostras por FIB a distância entre os planos atômicos (101) da outra fase presente com a austenita. Verificou-se a presença de martensita com estrutura CCC apesar do percentual elevado de carbono na distância de 30mm superfície. Através da técnica de difração de raios-X mediu-se, também, as tensões residuais ao longo da superfície em profundidade de 0; 0,015; 0,030; 0,045 e 0,060µm após têmpera, após revenimento, após “*shot peening*” em máquina tipo turbina e jato de ar comprimido. Através dessa técnica, constatou-se a existência de tensões residuais compressivas após têmpera, e, também, que essas mesmas tensões não se alteram pelo tratamento de revenimento. Não se comprovou variações expressivas no nível de tensões residuais após processo em máquina tipo turbina ou jato de ar comprimido.

Palavras-Chave: Cementação; propano; gás natural; difração de raios-X; “*Shot Peening*”.

ABSTRACT

This paper presents a study on the use of thermochemical treatment carburizing in engrenagem automotive transmissions and axle followed by mechanical treatment performed in shot peening equipment and air jet turbine. Din 20MnCr5 steel samples were machined forged , carburized , quenched and tempered and posteriomente , passed by " peening " . The carburizing process was carried out in continuous industrial furnaces using natural gas as ethanol cementitious agents. The addition of ethanol raised the CO content in the furnace atmosphere, and simultaneously, it was found that the addition of 1.80 l / h stabilized the percentage of CO₂ in 0,02% and also enabled higher flexibilidade in the cooling process before quenching .

Treatments were performed in carburizing temperatures of 870, 890 and 930 °C, and measured the carbon profile after cooling in oil. We used the equations proposed by Fick in mathematical modeling of the carbon profile which proved satisfactory because of the error found in the diffusion coefficient of carbon in austenite . The diffusion coefficients calculated at different experimental temperatures reached values close to those found in the literature. Related also, the diffusion coefficient with temperature. The austenite grain size obtained was situated around $20 \pm 2\mu\text{m}$ with a percentage of retained austenite between 20 and 30 %.

Through the technique of X -ray diffraction was measured residual stresses along the surface at a depth of 0, 0.015, 0.030, 0.045 and 0.060 μm . Through this technique, we found the treatment efficiency of stress relief annealing in the treated parts, and also the effect of further shot peening on development of residual stresses. Proved the efficiency of the mechanical treatment of shot peening in relieving stress and changing the surface tension of tensile to compressive. Additionally, proved the efficiency of the machine air jet in the generation of compressive traction compared to the machine turbine which provides greater flexibilidade and cost savings to the productive sector. Analyzes now the treatment effect shot peening on transformation of retained austenite using the electrons diffracton technique .

Key Words: Shot peening. Stress Relief. Efficiency.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 Corte de uma transmissão mecânica	33
Figura 2 Gerador de endogás evidenciando partes constituintes.....	35
Figura 3 Visão externa do forno contínuo	37
Figura 4 Curvas de equilíbrio para formação dos óxidos FeO/Fe ₃ O ₄ , quando o ferro é aquecido em uma atmosfera CO/CO ₂	38
Figura 5 Curvas de equilíbrio para formação dos óxidos FeO/Fe ₃ O ₄ no aquecimento do ferro em atmosfera H ₂ /H ₂ O	39
Figura 6 Visão interna do forno.....	41
Figura 7 Ciclo de processo de cementação em forno tradicional, com duração total de 11 horas.....	42
Figura 8 Ciclo de processo de cementação a vácuo com duração total de 6 horas	45
Figura 9 Teor de carbono versus profundidade da camada em mm, para um ciclo de 6 horas no processo à vácuo e 1h para o processo tradicional	45
Figura 10 Evolução da microdureza em função da distância da superfície para o processo de cementação em forno tradicional.....	46
Figura 11 Evolução da microdureza em função da distância da superfície para o processo de cementação em forno a vácuo	46
Figura 12 Código de elementos finitos a ser avaliado.....	50
Figura 13 Efeito do acréscimo enxofre no aço	51
Figura 14 Efeito do teor de fósforo na curva S-N do aço ABNT 4320 cementado, temperado e revenido.....	52
Figura 15 Influência da profundidade de oxidação intergranular sobre o limite de resistência à fadiga de um aço 4320 ementado	52
Figura 16 Relação diâmetro das inclusões ϕ e D(distâncias das inclusões)($N_f > 10^6$ ciclos).....	53
Figura 17 Efeito do potencial de carbono no limite de resistência à fadiga	54
Figura 18 Relação monotônica entre resistência à fadiga e resistência à tração	55
Figura 19 Percentual de austenita retida em cementação a gás determinado por difração de raios-X.....	56
Figura 20 Distribuição da austenita retida nas proximidades da superfície após tratamento térmico.....	57
Figura 21 Curvas da/dN em função de ΔK para aços ABNT 4320 a ABNT 43100 revenidos em(a) 200 °C, (b) 400 °C e (c) 600 °C	58
Figura 22 Curva de microdureza após cementação e têmpera superposta às curvas da/dN.....	59
Figura 23 Perfil de tensão residual para o aço ABNT 8620 cementado por 3 horas.....	60
Figura 24 Efeito do “shot peening” na superfície de um componente.....	62

Figura 25 Procedimento de medida da intensidade Almen	63
Figura 26 Curva de saturação com indicação do ponto de saturação	63
Figura 27 Esquema de medição de tensões com o equipamento portátil	65
Figura 28 Cabine de jateamento por bicos de jato de ar comprimido	67
Figura 29 Equipamento de jateamento por aspiração.....	67
Figura 30 Bico de jateamento	68
Figura 31 Equipamento de jateamento por gravidade	68
Figura 32 Equipamento de jateamento por pressão direta.....	69
Figura 33 Projeção de granalha por turbina	70
Figura 34 Comparativo entre os graus de cobertura da superfície no processo de “ <i>shot peening</i> ”	72
Figura 35 Distribuição de microdureza antes e após “ <i>Shot peening</i> ” precedidos de têmpera e revenimento	74
Figura 36 Distribuição da austenita retida X distância da superfície antes e após “ <i>shot peening</i> ”	75
Figura 37 Distribuição de tensões compressivas com a profundidade que relaxam em serviço.....	75
Figura 38 O perfil de microdureza Vickers da superfície ao centro do aço Din 42CrMo4 temperado, revenido e nitretado e “ <i>shot peening</i> ”	77
Figura 39 Distribuição da microdureza ao longo da distância da superfície.....	77
Figura 40 Perfis das curvas de microdureza versus profundidade para diversos tratamentos .	78
Figura 41 Distribuição das tensões residuais pela profundidade para diversos tratamentos....	79
Figura 42 Variação de discordância em martensita ripa em função do teor de carbono	82
Figura 43 Modelo geométrico proposto por Olson e Cohen para nucleação da martensita α' antes(a) e depois(b) da intercessão das bandas de deslizamento.....	83
Figura 44 Cromatógrafo Finnigan 9001 utilizado para análise de amostras de gás do forno contínuo.....	87
Figura 45 Conjunto de baixa pressão para coleta de gás no forno	87
Figura 46 Conjunto sendo utilizado para coleta de gás no forno contínuo onde vai ser utilizado.....	88
Figura 47 Esquema de funcionamento do cromatograma para análise do gás.....	89
Figura 48 Bateria com cilindros de gás natural	89
Figura 49 Gerador de Endogás	90
Figura 50 Fluxo de produção tanto para o eixo quanto para a coroa.....	93
Figura 51 Blanque para engrenagem	94
Figura 52 Eixo pré usinado.....	94

Figura 53 Processo de usinagem e abertura de rosca	95
Figura 54 Conformação dos dentes	95
Figura 55 Raspadora para ajuste do perfil de evolvente.....	96
Figura 56 Processo de afiação da ferramenta que define a forma do dentado	96
Figura 57 Processo de acabamento do dentado – Raspadora	97
Figura 58 Funcionamento do sistema Plund.....	98
Figura 59 Representação da correção necessária para deformação após tratamento térmico ..	98
Figura 60 Condições do dentado após a raspadora e o que como pode comportar o acabamento das peças raspadas após o processo de tratamento térmico.....	99
Figura 61 Máquina utilizada para controle de engrenagens e eixos.....	100
Figura 62 Controle de características dimensionais do dentado.....	101
Figura 63 Posicionamento das coroas no “ <i>shot peening</i> ”	102
Figura 64 Padrão de corte para coroas.....	104
Figura 65 Perfilômetro para medida da espessura corroída.	105
Figura 66 Equipamento portátil de raios-X para medição de tensões mecânicas	105
Figura 67 Medição da distância da borda na base do dente até região de aplicação do filme	107
Figura 68 Aplicação do filme de platina	107
Figura 69 Regular “ <i>cross-section</i> ” na fase inicial(a) e na fase final(b).....	108
Figura 70 Presença da trincheira e corte lateral em L	108
Figura 71 Canhão e agulha OMINIPROBE (a). Agulha antes do processo de micro-soldagem junto à amostra (b).....	109
Figura 72 Corte(a) e retirada da amostra(b) para soldagem na grade	109
Figura 73 Suporte da grade dentro da câmara do FIB.....	110
Figura 74 Gráfico de conversão gradiente e carbono	119
Figura 75 Contornos de grão austeníticos revelados por ataque após cementação nas temperaturas de 890°C e resfriado em óleo.....	122
Figura 76 DRX para peça cementada a 890 °C	123
Figura 77 Percentual de carbon.....	125
Figura 78 Padrões de nanodifração de elétrons (NBD) experimentais indexados. (a1) NBD da amostra SP Prim ao longo do eixo de zona [131]. (b1) NBD da amostra CSP Prim ao longo do eixo de zona [110]. (c1) NBD da amostra CSP Base ao longo do eixo de zona [131]. As imagens a2, b2, e c2 são as imagens ampliadas das regiões delimitadas pelos quadrados mostrados nas imagens a1, b1, e c1, respectivamente, nas quais se observa deslocamentos das posições das reflexões dos padrões experimentais em relação aos padrões simulados.....	128

Figura 79 padrões de nanodifração de elétrons (NBD) experimentais (a1, b1, e c1) simulados (a2, b2, e c2). (a1) Padrão de NBD da amostra SP Prim do eixo de zona [131]; (b1) Padrão de NBD da amostra CSP Prim do eixo de zona [110]; (c1) Padrão de NBD da amostra CSP Base do eixo de zona [131]. O brilho e contraste das imagens dos padrões de NBD experimentais foram ajustados internamente aos círculos, utilizando-se o software ImageJ, mostrados de modo evidenciar as reflexões observada na FOLZ 130

Figura 80 – Análise por CBED através das ZOLZ e FOLZ de *spots* obtidos. Em (a) eixo de zona <111>, (b) eixo de zona <001> e (c) eixo de zona <110> (MORNIROLI, 2013). 133

Figura 81 mostra os modelos NBD das amostras de Si. Modelos NBD para eixo de zona <001> do Si, com câmera de comprimento de 150 mm(b); imagens de 1 e 2 mostram algumas posições de pontos sobrepostos com e sem correção de distorção, respectivamente. 134

Figura 82 Evolução dos valores de microdureza Vickers(HV_{1kg}) em função da profundidade para a temperatura de austenitização de 930°C 136

Figura 83 Evolução do nível de tensão com a profundidade para a coroa da caixa de transmissão após têmpera , revenimento e “*shot-peening*” em máquina tipo turbina..... 137

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Composição química dos aços utilizados na fabricação de engrenagem, em percentagem em peso.....	34
Tabela 2 Composição química do gás após trocador de calor em volume.....	36
Tabela 3 Consumo em cada tipo de processo.....	47
Tabela 4 Comparativo entre custos de processo.....	70
Tabela 5 Rugosidade para todos.....	78
Tabela 6 Geração de endogás.....	90
Tabela 7 Comparativo entre propano e gás natural na geração de endogás.....	91
Tabela 8 Composição média do meio gasoso em massa.....	91
Tabela 9 Especificações das granalhas.....	103
Tabela 10 Parâmetros de difração utilizados.....	106
Tabela 11 Análise química do aço utilizado nos experimentos.....	113
Tabela 12 Geração de endogás.....	114
Tabela 13 Elementos constituintes do endogás enviados ao forno.....	114
Tabela 14 Valores analisados pelo controlador de atmosfera.....	115
Tabela 15 Resultado de ensaios metalográficos.....	115
Tabela 16 Resultado das primeiras cargas.....	116
Tabela 17 Parâmetros do processo em carga máxima, utilizando gás natural.....	116
Tabela 18 Resultado das primeiras cargas.....	117
Tabela 19 Resultados das amostras retiradas durante o processo contínuo no período de 48 horas	118
Tabela 20 Condições analisadas durante o processo.....	120
Tabela 21 Novos parâmetros para o processo utilizando o gás natural.....	121
Tabela 22 Fração volumétrica de fases medidas por difração de raios-X em função da temperatura de austenização.....	123
Tabela 23 Valores das distâncias entre os planos(101) para as amostras sem “ <i>shot peening</i> ” e com “ <i>shot peening</i> ” base e no diâmetro primitivo.....	136

LISTA DE SÍMBOLOS

CBED Difração de elétron de feixe convergente

HOLZ Zonas de Laue de primeira e segunda ordem de reflexão

NBD Nano feixe de difração de elétron

d espaçamento do reticulado

θ_B ângulo de Bragg

Δx componente do deslocamento dos “spots” na direção x

Δy componente do deslocamento dos “spots” na direção y

$C_{elíptico}$ distorção elíptica

C_{radial} distorção radial

C_{spiral} distorção espiral

r coordenada radial

ϕ ângulo azimutal

x_{opt} coordenada x do eixo do microscópio

y_{opt} coordenada y do eixo do microscópio

ϕ_{ell} ângulo entre o eixo principal da distorção elíptica e eixo horizontal

x_i^{exp} coordenada horizontal experimental do i th do ponto de difração

y_i^{exp} coordenada vertical experimental do i th do ponto de difração

x_i^{sim} coordenada horizontal simulada do i th do ponto de difração

y_i^{sim} coordenada vertical simulada do i th do ponto de difração

σ_{xi} estimativas dos perfis de intensidade que passam através do pico de difração na direção x

σ_{yi} estimativas dos perfis de intensidade que passam através do pico de difração na direção y

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	29
1.1 Justificativa	31
1.2 Objetivo geral.....	32
1.2.1 <i>Objetivos específicos</i>	32
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	33
2.1 Transmissão Mecânica	33
2.2 Processo de fabricação de uma engrenagem automotiva.....	34
2.3 Processo de Tratamento Térmico	34
2.4 Gerador Endotérmico	35
2.5 Atmosfera do forno de gás natural	37
2.5.1 <i>Atmosfera do forno</i>	37
2.5.2 <i>Os fornos tradicionais</i>	41
2.5.3 <i>Os fornos a vácuo</i>	43
2.6 Modelagem matemática	48
2.6.1 <i>Cementação</i>	48
2.7 Propriedades Mecânicas da Região Superficial.....	50
2.7.1 <i>Processo de Fabricação dos Aços para Cementação</i>	51
<u>2.7.1.1 Projeto de Processo</u>	<u>54</u>
2.7.2 <i>Austenita Residual</i>	55
2.7.3 <i>Profundidade Efetiva de Camada</i>	57
2.8 Processo de “Shot Peening”	60
2.8.1 <i>Técnicas de medida</i>	61
<u>2.8.1.1 Intensidade Almen</u>	<u>62</u>
<u>2.8.1.2 Difração de Raios X</u>	<u>64</u>
2.8.2 <i>Tipos de Shot Peening</i>	66
<u>2.8.2.1 Ar comprimido</u>	<u>66</u>
<u>2.8.2.2 Jateamento por gravidade com ar comprimido</u>	<u>68</u>
2.8.2.2.1 <i>Jateamento através de pressão direta</i>	68
<u>2.8.2.3 Jateamento por turbina</u>	<u>69</u>
2.8.3 <i>Parâmetros de controle no processo de “shot peening”</i>	70
2.9 Propriedades mecânicas afetadas pelo “shot peening”	73
2.10 “Shot peening”/Nitretação	76
2.11 Transformação da austenita induzida por deformação	79
2.11.1 <i>Relaxação de Tensão Residual</i>	84
3 METODOLOGIA.....	86
3.1 Análise Química e Metalográfica do Material	86
3.2 Análise do gás no forno de tratamento termoquímico	86
3.3 Adaptação do gerador de endogás utilizando gás natural	89
3.4 Etapas de produção	92
3.4.1 <i>Tratamento termoquímico das engrenagens</i>	101
3.4.2 <i>Medições do teor de carbono na superfície após cementação</i>	103
3.4.3 <i>Medições de tensões residuais nas engrenagens</i>	104
3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura	106
3.6 Microscopia Eletrônica de Transmissão.....	110

4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS	113
4.1 Análise química.....	113
4.2 Proporção gás /ar na mistura do endogás	113
4.3 Cálculo do tamanho de grão	121
4.4 Resultados de Difração de Raios-X.....	122
<i>4.4.1 Nanodifração de elétrons</i>	<i>127</i>
<i>4.4.2 Difração de elétrons de feixe convergente (CBED)</i>	<i>131</i>
5 CONCLUSÕES.....	139
REFERÊNCIAS	140

1 INTRODUÇÃO

A indústria automobilística está convivendo com um processo de inovação tecnológica o que acarretará alterações em seus processos produtivos, gestão administrativa e de conhecimento. A intensificação da concorrência, pressões econômicas, legislativas e ambientais impostas pelo governo e sociedade alteram o seu direcionamento por produtos ecologicamente corretos, duráveis e de baixo custo. Insere-se nesse conceito as transmissões manuais e automáticas que transferem a força produzida no motor às rodas.

O aço é uma liga Fe-C contendo ainda outros elementos decorrentes do processo de fabricação, classificando em aço carbono, baixa e alta liga. Suas propriedades mecânicas podem ser modificadas através de tratamentos mecânicos, térmicos e termoquímicos, e são utilizados em indústria automotiva, aeronáutica, aeroespacial, nuclear etc . O avanço no desenvolvimento de novos aços e técnicas de processamento elevou a vida à fadiga de componentes automotivos com redução no peso no sistema de transferência de potência(MATLOCK; ALOGAB; RICHARDS; SPEER, 2005).

Fadiga é o principal mecanismo de fratura de componentes de máquina tais como engrenagens e eixos e, simultaneamente, adota-se tratamentos mecânicos e termoquímicos para evitá-la. Particularmente, materiais que transformam durante a deformação têm atraído atenção devido à possibilidade de utilização da transformação para aumentar a taxa de encruamento e extensão da faixa de alongamento uniforme (LIANG; WANG; ZUROB, 2009)

Dentre os tratamentos termoquímicos e mecânicos principais, pode-se citar cementação, nitretação, cianetação, carbonitretação, “*shot peening*” e impacto por cavitação de água (WCP)(SOYAMA; MACODIYO, 2005; QIN; JU; OBA, 2006). Os tratamentos termoquímicos alteram a composição química superficial do aço, e podem ser seguidos ou precedidos de tratamento térmico adequado. Há diversos métodos de endurecimento superficial dos aços em escala industrial com a finalidade de possibilitar ganho na resistência ao desgaste e à fadiga, dentre eles cementação a gás ou líquida, a vácuo e a plasma, seguidos de têmpera e revenimento. A cementação gasosa é aplicada na indústria automobilística em razão de produção de volumes elevados (KRAUSS, 2005).

O processo de cementação é difusional, descrito pela segunda lei de Fick e consiste na introdução de carbono na superfície da peça através do envolvimento dessa peça em substância rica em carbono. A cementação é uma das técnicas mais utilizadas para aumentar a resistência ao desgaste superficial de componentes de máquina submetidos à fadiga por flexão e de contato por introduzir tensões residuais compressivas na superfície e subsuperfície. Em

trabalho, essas tensões residuais se opõem às tensões originárias das cargas externas aplicadas e melhoram o desempenho do componente (BELASSEL; PINEAULT; CAN; CAN, 2009). Contudo, algumas vezes, na superfície de peças cementadas a dureza se reduz por defeitos (oxidação, descarbonetação, estruturas não martensíticas, etc) formados durante a cementação e tensão residual de tração na superfície o que reduz a resistência à fadiga.

O processo de tratamento termoquímico demanda redução de custos, alta produtividade e questões ambientais para que a empresa mantenha-se competitiva no seu segmento. Para atender a estas exigências, as indústrias buscam ajustar seus processos às novas tendências do segmento, como a utilização do gás natural de custo mais baixo em relação aos outros gases tais como propano. Com o aumento do consumo dos vetores energéticos, tornou-se necessário a procura de fontes alternativas para manutenção do crescimento da indústria brasileira. Entre as opções no mercado, o gás natural se apresenta como uma possibilidade devido ao seu baixo custo e a sua versatilidade no uso o que está levando a sua aplicação em vários setores da indústria.

O gás natural é fornecido diretamente através de gasodutos e atende a questões ambientais com emissões de poluentes em baixas concentrações, mas tem menor % de carbono. Buscando a aplicação do gás natural no processo de tratamento termoquímico de cementação para a geração de atmosfera protetiva, este trabalho objetiva encontrar a relação de substituição ar/gás natural que responde satisfatoriamente à mistura ar/propano na formação de atmosfera protetiva para aplicação nos processos de tratamentos térmicos gasosos.

Atmosferas de base endotérmica são produzidas em geradores que utilizam ar e um hidrocarboneto como combustível. Há processos de cementação em atmosfera gasosa que monitora o potencial de carbono e, em baixas pressões, ainda se encontra com instrumentos de controle em desenvolvimento (JACQUET; ROUSSE; BERNARD; LAMBERTIN, 2002).

No tratamento térmico, especialmente na têmpera, mudanças na microestrutura, geração de tensões internas, deformação plástica exercem efeitos no desempenho dos componentes. As técnicas de tratamento térmico podem ser desenvolvidas à custa de experimentos e materiais, mas, também, através de uma técnica alternativa econômica baseada em modelos físicos de simulação numérica o que propiciou avanço na tecnologia de processo de cementação a gás padrão e baixa pressão, ligas, equipamentos e controle (SONG; LIU; GUO-DONG; XIANG-QIU, 2007).

“*Shot peening*” é um tratamento mecânico em que a superfície de uma peça é bombardeada por esferas cujo impacto na superfície produz deformação plástica e encruamento com modificações das tensões residuais superficiais (NASCIMENTO;

VOORWALDA; TORRES; SOUZA, 2000). Os processos de deformação ou a geração de tensões residuais compressivas se fundamentam na teoria de compressão de Hertz. É um processo de trabalho a frio que resulta em deformação plástica na superfície caracterizada por topografia irregular com acréscimo da tensão de escoamento local. A tensão residual e o perfil de encruamento podem ser modificados pela aplicação de carga e temperatura em serviço do componente. “*Shot peening*” a morno ou em temperaturas abaixo da temperatura de revenimento pode ser solução de alguns problemas de processo tais como dano ao equipamento por utilização de esferas duras, mas, ainda, não está bem estudado (RUY; TARPANI; MILAN; SPINELLI; BOSE, 2005).

Esses tratamentos diferenciam a resposta da superfície e núcleo ao carregamento externo pela alteração de propriedades superficiais e introdução de tensões residuais apropriadas melhorando a resistência à fadiga e desgaste do componente. Isto é particularmente relevante para engrenagens cujo dano em termos de resistência à fadiga na raiz do dente e o “*pitting*” no flanco depende principalmente dessa distribuição de tensão e da microestrutura da região superficial (BENEDETTI; FONTANARI; HOHN; OSTER; TOBIE, 2002).

A otimização dos benefícios do “*shot peening*” requer a identificação dos parâmetros críticos de processo e o estabelecimento dos níveis e tolerâncias ótimos de cada parâmetro. Dentre esses parâmetros incluem-se intensidade de bombardeamento, saturação da peça, tamanho das esferas, ângulo de impacto e quantidade de partículas fraturadas cuja influência está sendo modelada por técnicas de elementos finitos (KIM; LEE; HYUN; JUNG, 2013).

A deformação plástica imposta por esse processo dificulta a caracterização das ligas transformáveis devido a instabilidade da fase austenita o que pode afetar as propriedades próximo à superfície, endurecimento ou amaciamento cíclico como resultado do acúmulo de deformação elástica (SOADY; MELLOR; WEST; HARRISON; MORRIS; REED, 2013).

1.1 Justificativa

A cementação gasosa seguida de têmpera e revenimento é um dos processos utilizados para aumentar a resistência à fadiga e ao desgaste de componentes mecânicos. A dureza superficial, profundidade efetiva de camada, tensão residual, acabamento superficial, microestrutura, tamanho de grão, oxidação intergranular, presença de austenita retida e “*shot peening*” são alguns dos fatores definidores da resistência à fadiga. A otimização dessas propriedades depende da atmosfera do forno na qual as peças foram inseridas.

A atmosfera do forno se altera em comparação a queima do propano o que afeta a cinética de evolução do carbono adicionado, modificando as propriedades mecânicas do componente e os tempos de processo em uma mesma temperatura.

Este trabalho tem como objetivo a análise da viabilidade da substituição do gás propano C_3H_8 , por gás natural CH_4 na geração de atmosfera para o processo de tratamento termoquímico de cementação gasosa.

1.2 Objetivo geral

Estudar o processo de tratamento termoquímico de cementação utilizando atmosfera de gás natural e, posteriormente, caracterizar a microestrutura e propriedades mecânicas após têmpera de engrenagens produzidas sem e com “*shot-peening*”.

1.2.1 Objetivos específicos

- a) Avaliar a tensão residual através do método de difração de RX na superfície das peças após a operação de cementação /têmpera em óleo e revenimento em máquina a turbina e a jato;
- b) Comparar os resultados de propriedades mecânicas e metalográficas do processo de cementação em atmosfera de gás natural sem e com “*shot peening*”;
- c) Verificar a equivalência qualitativa da camada cementada e dureza no processo de tratamento termoquímico de carbonitreção utilizando gás natural (CH_4), ou gás propano(C_3H_8) na geração de atmosfera protetiva;
- d) Verificar a proporção ideal na mistura ar/gás, com a utilização do gás natural para manter as especificações do produto de dureza superficial($\geq 58HRC$) e camada de cementação(0,5 a 0,7mm) no processo de tratamento térmico gasoso;

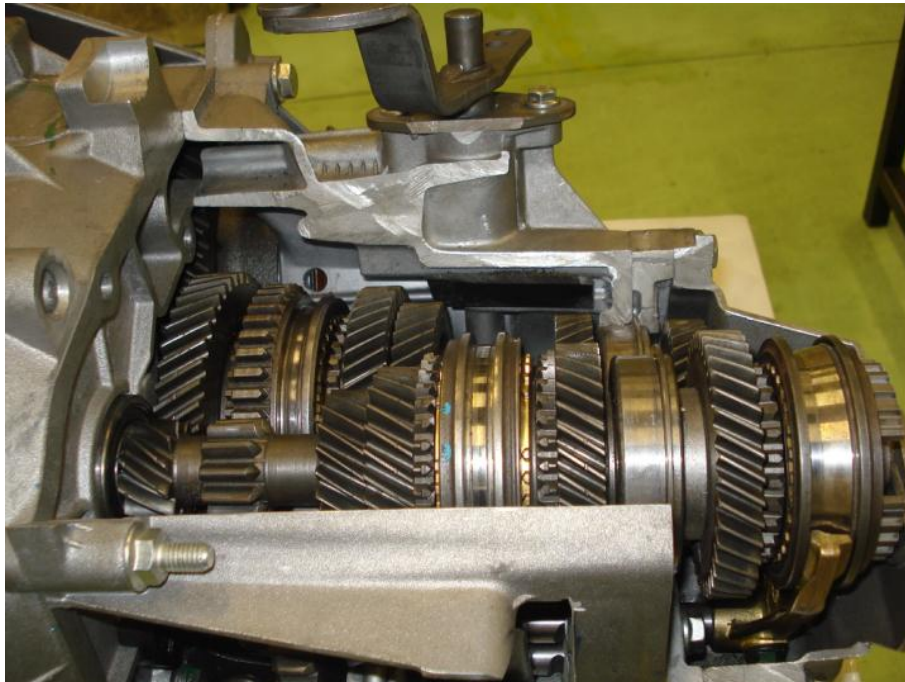
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A tendência atual no desenvolvimento de sistemas mecânicos com melhor desempenho, leveza e confiabilidade está forçando empresas a buscar materiais mais resistentes e / ou aplicar revestimentos ou tratamentos superficiais capazes de modificar as características mecânicas da camada superficial desses materiais. Esses processos são versáteis em condições diversas de serviço. A seguir, são apresentados tópicos referentes aos tratamentos termoquímicos.

2.1 Transmissão Mecânica

Atualmente, há transmissões mecânicas, automatizadas, híbridas, CVT (continuamente variável), sendo que as transmissões mecânicas respondem por 40% do mercado mundial devido a sua eficiência e baixo custo (ROBERTS, 2010). A transmissão permite através da troca de relações entre os conjuntos de engrenagens um ajuste do torque proveniente do motor à necessidade e demanda do veículo. A Figura 1 mostra o corte de uma transmissão mecânica, evidenciando alguns componentes, tais como engrenagens, eixos, sincronizadores, hastes, garfos, carcaça, 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, e, em razão da tendência de acréscimo no torque e rotação dos motores, exigem-se componentes mais resistentes, para que a mudança de marcha seja suave e segura.

A expectativa de vida de sistemas mecânicos é dependente dos componentes mais críticos do sistema. Em transmissões, usualmente são as engrenagens. Projeto de engrenagens se associa com as necessidades de condução de cargas em velocidades elevadas com peso e tamanho mínimos. Assim, uma previsão correta de possíveis falhas na fase de projeto é necessária para otimização de desempenho.

2.2 Processo de fabricação de uma engrenagem automotiva

Para a fabricação de uma engrenagem, parte-se de um blanque de aço forjado na condição de recozimento isotérmico, cujas composições químicas mostram-se na Tabela 1.

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

Tipo de Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	N	Cr	Ni	Mo	B
8620	0,18	0,70	0,15	0,00000	0,000	0,020	0,0000	0,40	0,40	0,15	-----
	0,23	0,90	0,30	0,0035	0,040	0,060	0,0200	0,60	0,60	0,25	-----
4320	0,17	0,45	0,15	0,000	0,000	-----	-----	0,40	1,65	0,20	-----
	0,22	0,65	0,35	0,035	0,040	-----	-----	0,60	2,00	0,30	-----
17MnCr5B	0,15	0,45	0,15	<=	0,020	0,020	0,45	0,40	1,65	0,20	0,0000
	0,20	0,65	0,35	0,035	0,040	0,050	0,65	0,60	2,00	0,30	0,0030
19MnCr5	0,15	1,00	0,15	<=	0,020	0,020	0,0060	0,80	----	----	-----
	0,21	1,30	0,35	0,035	0,040	0,050	0,0060	1,10	----	----	-----

Fonte: Norma interna Fiat (52421)

Em seguida, esses blanques passam pelos processos de usinagem de torneamento, fresamento, rebarbagem, tratamento termoquímico, retífica, “*shot peening*”, controle final e montagem. Atualmente, as engrenagens são fornecidas pelas forjarias com as operações de usinagem executadas, reduzindo o tempo de processamento no interior da fábrica até a montagem. Busca-se no futuro forjamento sem operação de usinagem posterior.

2.3 Processo de Tratamento Térmico

A cementação é um tratamento termoquímico de endurecimento superficial, obtido mediante difusão de carbono na superfície da peça com o objetivo de se obter uma superfície enriquecida em carbono que, posteriormente, passará por um tratamento de têmpera e

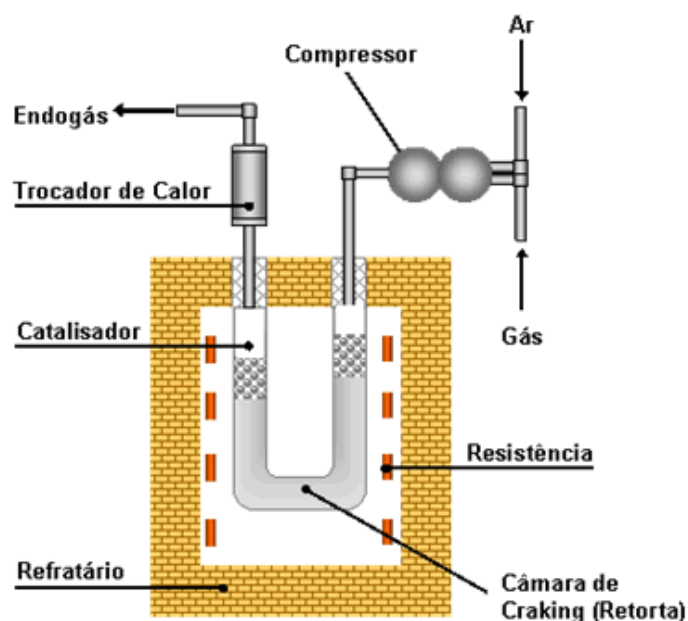
revenimento. A fase termoquímica do tratamento é a difusão na austenita do carbono na superfície com concentração inicial entre 0,1-0,2% e atingindo aproximadamente 0,7-1,2%. Ocorrem as reações do carbono com a superfície e, em seguida, a difusão do carbono no volume do componente (CAVALIERE; ZAVARISE; PERILLO, 2009). A espessura obtida depende da temperatura, tempo, atmosfera do forno, tipo de processo e varia com a aplicação do componente mecânico. Além disso, a têmpera faz com que se criem tensões residuais de compressão na superfície da peça e de tração no interior, melhorando assim a resistência à fadiga.

Existem processos de cementação distintos tais como em banho de sal, atmosfera gasosa, material sólido, vácuo e a plasma (ASI et al., 2007). A cementação gasosa é aplicada em plantas industriais em fornos tradicionais contínuos com atmosfera controlada ou em fornos “a vácuo” de baixa pressão. Antes de se tratar dos tipos de fornos, deve-se conhecer a produção da atmosfera desse fornos.

2.4 Gerador Endotérmico

Os geradores são equipamentos que propiciam a reação ar / gás fornecendo calor através de energia elétrica ou queima de combustíveis. A Figura 2 esquematiza um tipo de gerador como uma câmara em refratário aquecida por resistências elétricas longitudinais dispostas nas paredes laterais que aquecem essa câmara e a mantém a uma temperatura constante de 1020°C.

Figura 2 Gerador de endogás evidenciando partes constituintes



Fonte: Adaptado de (SILVA, 1989).

No interior dessa câmara, há três tubos de aço ABNT8020 denominados como retortas, com flange nas extremidades em temperatura de 1020°C. A retorta contém cubos de refratários, cujas dimensões podem variar de 20 a 40mm de lado, e são envolvidos por uma substância catalisadora de óxido de níquel.

A função do catalisador é facilitar a combustão do gás e ar enviado para as retortas mediante um compressor. A câmara de combustão ou retorta facilita e acelera a combustão gás / ar o que colocará o gás em condição de dissociação. Uma vez separados C e H são combustíveis, porém, combinados exigem alta temperatura para dissociação.

Ao se resfriar a mistura entre 700 e 500°C, ocorre a decomposição



Evita-se a decomposição por meio de um trocador de calor posicionado na saída da câmara de reação cujo interior possui tubos que dão passagem ao gás. Naturalmente, a água não entra em contato com o gás.

A Tabela 2 mostra uma análise típica de gás após o trocador de calor.

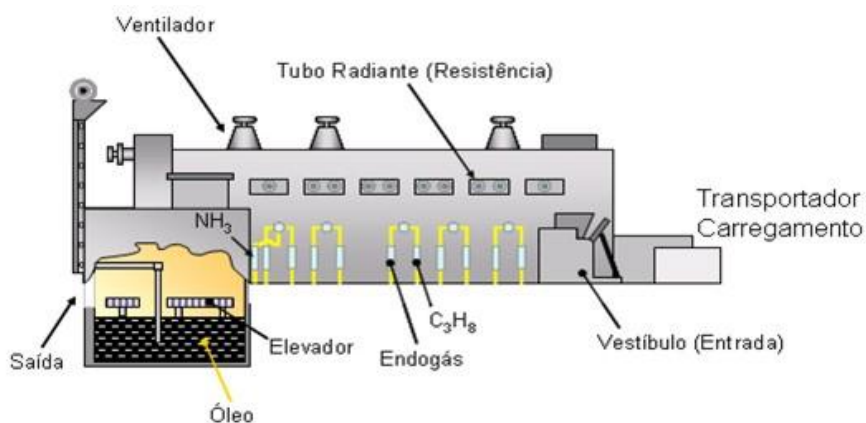
Tabela 2 Composição química do gás após trocador de calor em volume

DP	%CO	%CO ₂	H ₂	N ₂	%CH ₄
20 a 32	21-24	0,10-0,40	40-45	30-35	<1

Fonte: Silva 1989.

A utilização de atmosfera contendo um total de 5% ou mais de gases combustíveis (H₂, CO e CH₄) constitui risco de explosão (SILVA, 1989). Em temperaturas abaixo de 750°C, a combinação do hidrogênio com o oxigênio forma mistura explosiva. A Figura 3 mostra as partes externas dos fornos de tratamento termoquímico.

Figura 3 Visão externa do forno contínuo



Fonte: Adaptado de (SILVA, 1989).

Todo o forno, incluindo os vestíbulos, está cheio de gás proveniente do gerador que se renova constantemente devido ao alívio de pressão da descarga e da abertura das portas. Além do gás do gerador introduzido diretamente no forno, adiciona-se, também, propano de enriquecimento que elimina quantidades de CO_2 e água que se formam nas reações no interior do forno. Todo o sistema está sob uma pressão de 30 a 20 mm de coluna d'água.

Abrindo a porta A, os gases escapam do vestíbulo, enquanto o ar tende a entrar e, desse modo, uma chama inflama a atmosfera, evitando explosão entre as câmaras A e B.

2.5 Atmosfera do forno de gás natural

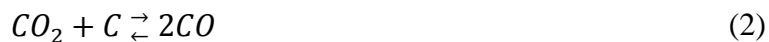
Considerações sobre o mercado de gás natural devem ser consideradas em outras oportunidade de estudo pois a sua evolução tanto na exploração esta levando a sua aplicação em larga esacala na manufatura.

2.5.1 Atmosfera do forno

Quando a atmosfera de um forno é utilizada para contribuir com elementos durante o tratamento térmico, as leis fundamentais dos gases se tornam importantes. Há formas distintas de controle para desenvolver um potencial de carbono com a atmosfera. Ar é um gás importante na atmosfera dos fornos, estando presente em fornos que não utilizam atmosferas protetoras e, também, é o constituinte majoritário em atmosferas. Constitui-se de 78% de nitrogênio e 21% de oxigênio e traços de outros gases. O oxigênio reage com o carbono dissolvido no aço, promovendo a decarbonetação. O nitrogênio deve estar completamente seco para utilização como atmosfera protetora, uma vez que quantidades reduzidas de vapor

d'água podem descarbonetar o aço. O nitrogênio é um gás inerte que não favorece reações químicas nos geradores de endogás.

O CO_2 e CO são gases importantes no processamento de aço. Em temperaturas de austenitização, o CO_2 reage com C e produz CO como produto.

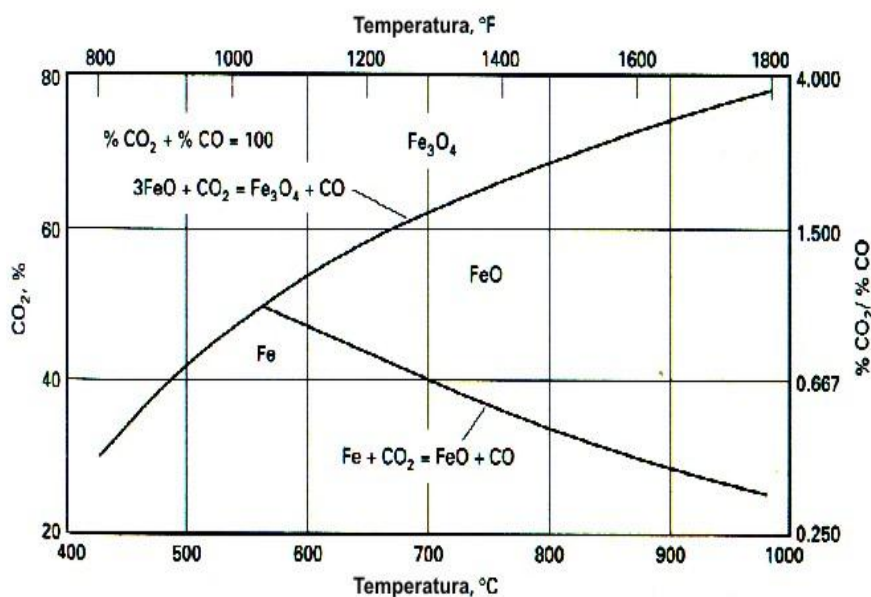


Se existir CO_2 em excesso, ferro e wustita oxidarão segundo as reações:



A wustita e magnetita são estáveis e se formam, respectivamente, abaixo e acima de $555^\circ C$ (Figura 4).

Figura 4 Curvas de equilíbrio para formação dos óxidos FeO/Fe_3O_4 , quando o ferro é aquecido em uma atmosfera CO/CO_2



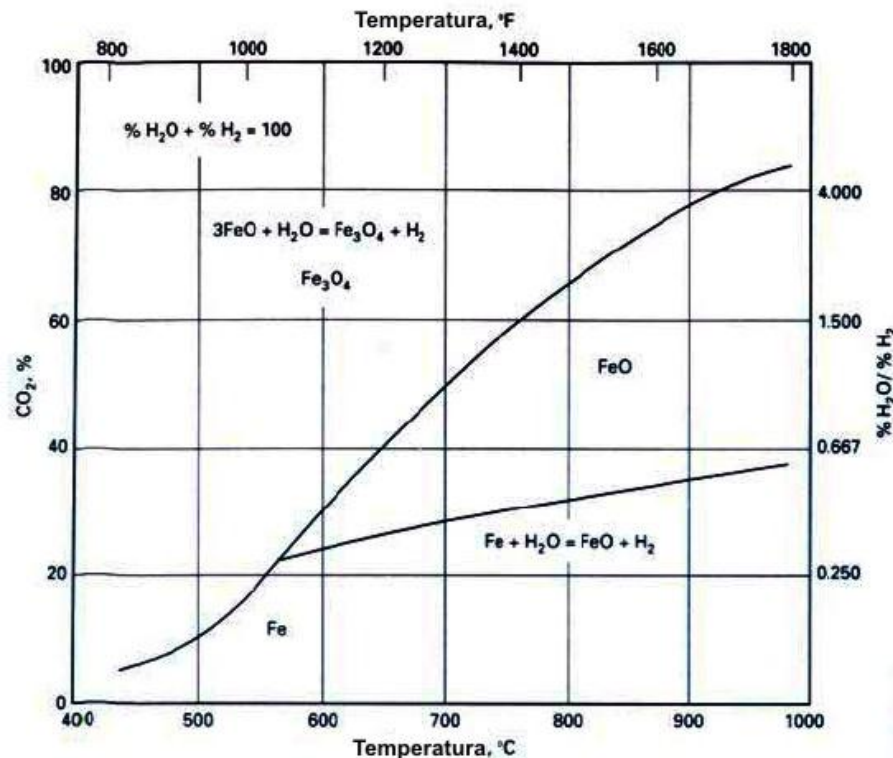
Fonte: Santos, 2002

O hidrogênio reduz o óxido de ferro para ferro, e, sob certas condições, pode agir como agente descarbonetante no aço. Esse efeito descarbonetante do hidrogênio depende da temperatura do forno, quantidade de umidade (do gás e forno), tempo e quantidade de carbono do aço. Vapor d'água aumenta o efeito descarbonetante devido à dissociação e passa a ser fonte de oxigênio. A água oxida o ferro através das reações (Equações (5) e (6)):



O efeito do vapor d'água na oxidação do ferro em várias temperaturas está indicado no diagrama da Figura 5.

Figura 5 Curvas de equilíbrio para formação dos óxidos FeO/Fe₃O₄ no aquecimento do ferro em atmosfera H₂/H₂O



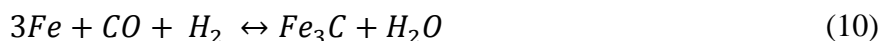
Fonte: Santos, 2002

Os hidrocarbonetos adicionados em atmosferas de fornos são metano (CH₄), etano (C₂H₆), propano (C₃H₈) e butano (C₄H₁₀). Os gases presentes em fornos H₂, H₂O, CO, CO₂ são produtos de combustão dos hidrocarbonetos. Excesso de ar na combustão minimiza o monóxido de carbono CO e hidrogênio H₂ na atmosfera. Vapor d'água e dióxido de carbono são gases oxidantes, e monóxido de carbono redutor.

Um gás exotérmico rico é produzido pela dissociação de um hidrocarboneto combustível e relação ar-gás controlada. Após a queima, deve-se ter temperatura superior a 980 °C para se atingir o equilíbrio. Esses gases produtos da combustão são comprimidos e passam por uma câmara com catalisador aquecida a 1040 °C, e, posteriormente, resfriados rapidamente em trocadores de calor. Gases endotérmicos produzidos pela queima do metano

têm a seguinte composição química 40,4% H_2 , 39% N_2 , 19,8% CO , 0,5% CH_4 e 0,2% vapor d'água.

A principal função da atmosfera é reagir com o aço de modo que carbono possa ser adicionado ou removido da superfície. O potencial redutor ou cementante ocorre através das reações das Equações (7) a (10):



O CO_2 e H_2O podem reagir com o propano através das reações (11) e (12):



A água (H_2O) é destruída pelo propano de adição como o CO_2 .

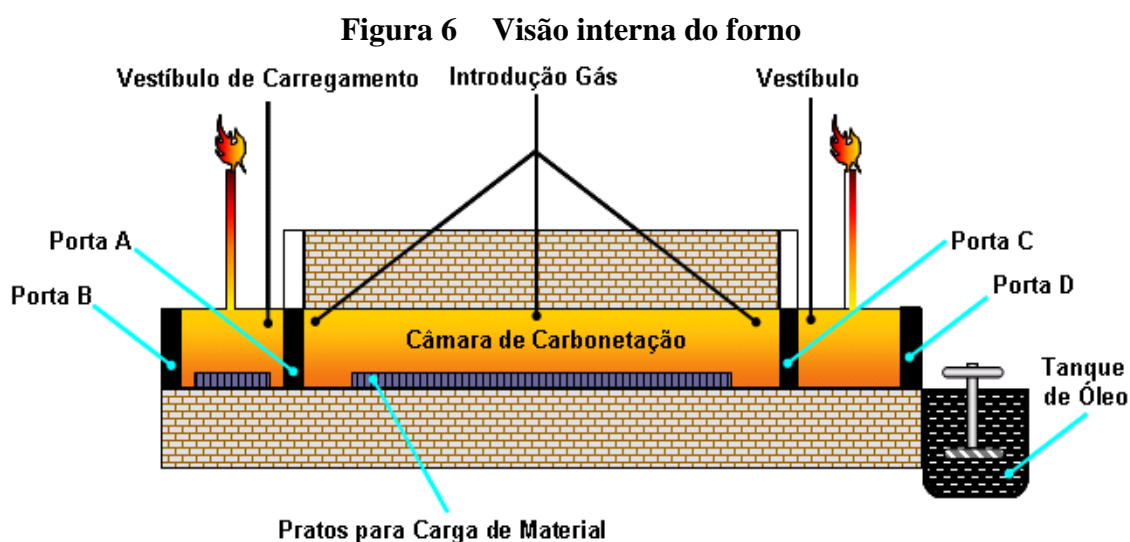


Os equipamentos dos fornos se dividem em elementos de construção que objetivam assegurar condições apropriadas durante o curso da cementação e os acessórios funcionais que transportam as peças a cementar. Os elementos de construção incluem vários elementos fixos tais como retortas, tubos radiantes, roletes e ventiladores. Sua forma depende da função que desempenha e as suas dimensões se ajustam às dimensões e tipo do forno. Os acessórios funcionais são grades, cestas, armações que operam em ciclos e expostos a ambas atmosferas cementante e choque térmico.

2.5.2 Os fornos tradicionais

A realização dos tratamentos térmicos exige técnica de execução e equipamentos adequados, por isso, antes de examinar as várias operações, é oportuno considerar o ambiente de processamento.

Os fornos tradicionais são geralmente divididos em zonas, sendo cada uma delas controlada separadamente com monitoramento da temperatura e atmosfera (Figura 6).



Fonte: Adaptado de (SILVA, 1989).

Em cada zona, existe um ventilador que agita a atmosfera de gás, homogeneizando-a. Para isolar termicamente o interior do forno do ambiente externo, existe camada de material refratário. As cargas no interior do forno são empurradas sobre uma superfície construída de tijolos refratários resistente ao desgaste.

A pré-câmara é uma parte fundamental do forno permitindo a entrada das cargas no forno sem que haja contato com a atmosfera, evitando introdução de oxigênio do ar. Tal contato acarretaria em combustão com risco de explosão. Para evitar a combustão, a pré-câmara é dotada de duas portinholas com compartimento intermediário entre a parte interna do forno e o exterior.

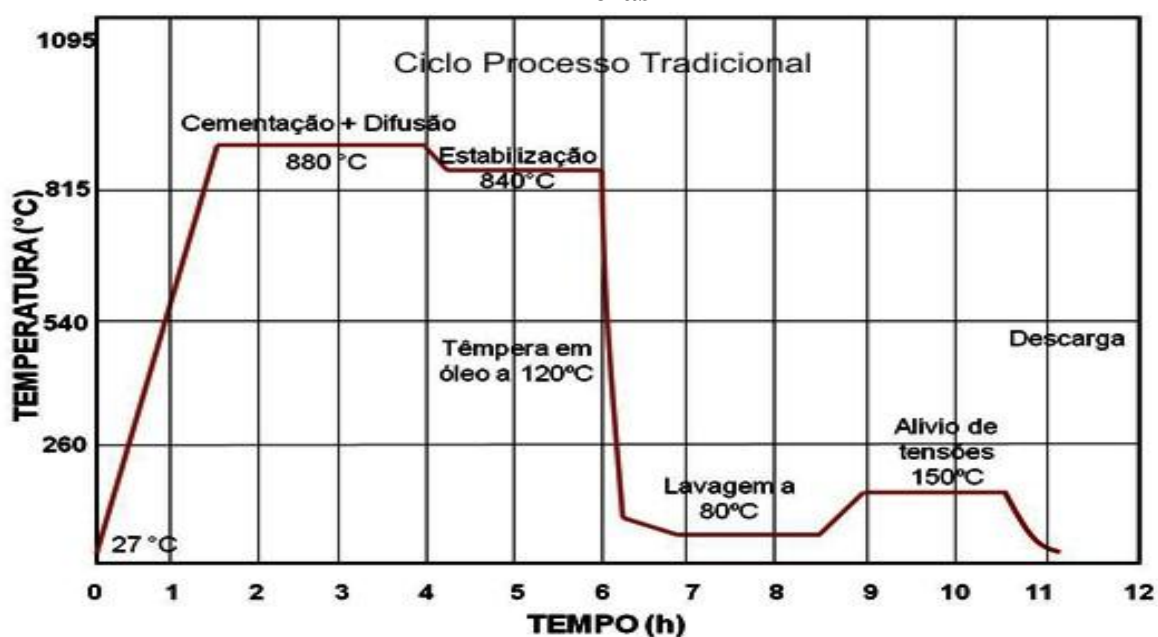
Experiências práticas permitiram o aperfeiçoamento da técnica de preparação das atmosferas controladas e suas aplicações na execução dos tratamentos térmicos. O gerador de gás é a unidade responsável por compor a mistura de gases e definir a atmosfera de gás cementante. O sistema de controle é um PLC que monitora e gerencia os principais parâmetros de processo no interior do forno, a fim de manter estáveis a temperatura e a atmosfera no interior do forno.

Os queimadores se posicionam nas laterais e através de meios eletrônicos controlam a mistura ar e gás otimizando a combustão. O ar pré-aquecido em um trocador de calor gás-ar é misturado ao gás cementante para queima no queimador. O gás já queimado circula através de tubos radiantes em forma de U dispostos no forno em sentido transversal. A chama se propaga no interior do tubo e aquece o forno. O gás queimado, ainda quente, passa pelo trocador e então é extraído por uma coifa que converge para a chaminé de exaustão.

A atmosfera do forno é constituída pelos gases CO , CO_2 , H_2 , H_2O , N_2 , CH_4 e , às vezes, traços de O_2 , metano (CH_4), etano (C_2H_6), propano (C_3H_8) e butano (C_4H_{10}). As reações químicas com a superfície do aço aquecida dependem das decomposições térmicas e de tendências para formar carbono na superfície do aço, da temperatura do forno e da carga. A decomposição térmica resulta na formação de fuligem em quantidade proporcional ao número de átomos de carbono na molécula do gás, portanto, butano e propano são mais causadores de fuligem nas câmaras dos fornos que o etano e metano. Estes gases têm tendências carbonetante.

A têmpera é feita após a finalização do processo de cementação. O tanque de resfriamento deve ser constantemente monitorado em relação ao nível de óleo e temperatura . O óleo deve ser periodicamente trocado por saturação de contaminantes e resíduos de carbono das cargas. O ciclo de processo com as diferentes etapas para os sistema tradicional é mostrado na Figura 7.

Figura 7 Ciclo de processo de cementação em forno tradicional, com duração total de 11 horas



Fonte: Elaborado pelo autor

Em seguida, as cargas passam por um processo de lavagem em uma solução de água e detergente desengraxante, objetivando retirar o óleo residual proveniente da têmpera. A cementação a gás em temperaturas superiores a 980°C não se pratica na indústria devido à distorção dos componentes, vida das peças do forno e habilidade de controle das atmosferas adequadamente. Posteriormente à têmpera, segue-se a etapa do tratamento de revenimento, onde as cargas passam por um forno contínuo com temperatura em torno de 150°C, para aliviar as tensões provenientes do resfriamento em óleo.

2.5.3 Os fornos a vácuo

O sistema é formado por um forno de pré-aquecimento, opcional ao processo, uma célula de carga/descarga, câmaras de cementação a vácuo, conjunto de bombas de vácuo, célula de resfriamento (têmpera).

O forno é constituído por zona aquecida em torno de 400°C em ar ambiente. O forno de pré-aquecimento elimina resíduos de operações de lavagem precedente, evita entupimento posterior das bombas de vácuo e reduz o tempo de aquecimento nas câmaras de cementação.

As câmaras de cementação têm um corpo interno com material isolante e uma carcaça externa. As câmaras contam com um sistema de refrigeração na parede interna da carcaça para manter sua superfície externa com temperatura próxima a ambiente.

O aquecimento é feito por barras de grafite conectadas a barramentos elétricos através de parafusos de cobre. As barras de grafite são dispostas dentro da câmara homogeneamente, formando uma espécie de gaiola em torno da carga. Os bicos de injeção do gás cementante são posicionados com uma angulação pré-estabelecida ao longo de toda a profundidade da câmara com a finalidade de garantir uma uniformidade da concentração do gás. As injeções de gás são comandadas por um quadro composto por um manômetro e vários reguladores de vazão do gás.

O processo de cementação a vácuo consiste no aquecimento homogêneo da carga até a temperatura de austenitização e, em seguida, ciclos de injeção de gás cementante em períodos de difusão do carbono. A quantidade de ciclos e duração de cada fase varia com o tipo de peça e é definido via painel de comando, garantindo desta forma flexibilidade ao processo.

A qualidade do processo de cementação a vácuo está diretamente ligado ao sistema de bombas que produz o vácuo nas câmaras. A pressão no interior é em torno de 0,008bar, e se realizam em operação de dois estágios. O primeiro estágio consiste em evacuar o ar da câmara através de bombas de pistão em elevadas rotações. Posteriormente, são acionadas bombas

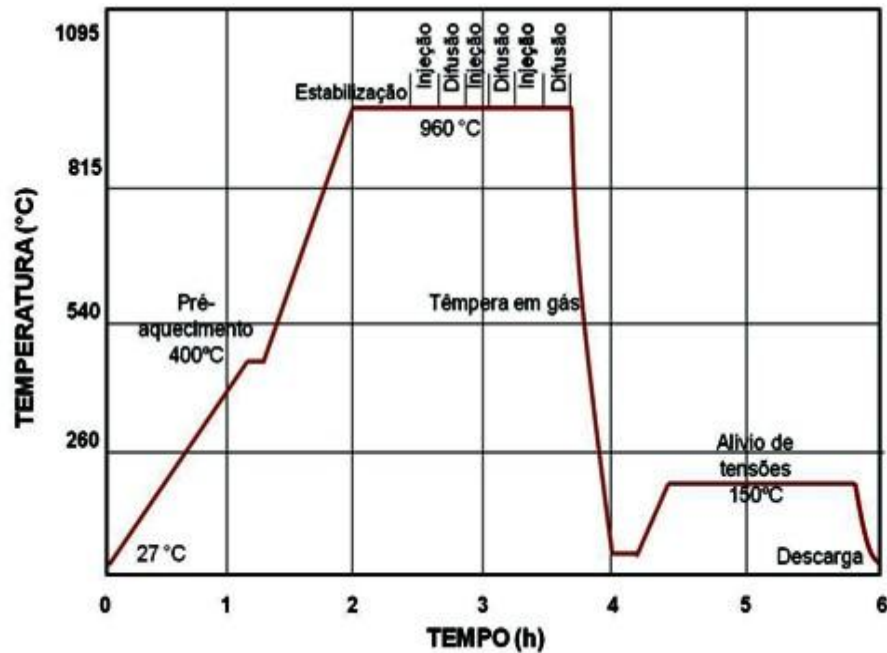
especiais que comprimem o volume de gás de baixa a elevada pressão, gerando, assim, o vácuo necessário no interior da câmara. Para uma maior eficiência, este processo é realizado em cada câmara separadamente.

O processo de cementação na etapa inicial em fornos de baixa pressão é resultado de uma reação catalítica da atmosfera cementante com a superfície da carga que leva a liberação de carbono na forma atômica, a absorção desses átomos pela superfície e transporte difusivo para região mais interna. Na superfície das peças cementadas, o limite de solubilidade de carbono se alcança em tempo curto que é seguido pela precipitação do carbono ou formação de carbonetos (GOROCKIEWICZ; LAPINSKI, 2010).

A célula de têmpera é composta por uma câmara conectada a um reservatório de gás inerte (nitrogênio ou hélio) a uma pressão em torno de 29bar. Uma eletroválvula faz a comunicação entre as duas unidades e permite a passagem do gás, até que a câmara atinja uma pressão em torno de 8bar. Posteriormente, ventiladores de alta vazão e rotação circulam o gás dentro da câmara que, por sua vez, passa por trocadores de calor do tipo ar-água resfriando homogeneamente toda a carga. Existe a possibilidade de se recuperar o gás ou descartá-lo no ambiente. Este processo de têmpera possui diversas vantagens, principalmente relacionadas à flexibilidade do processo, visto que permite uma variação na taxa de resfriamento da carga através da variação da pressão e velocidade do gás.

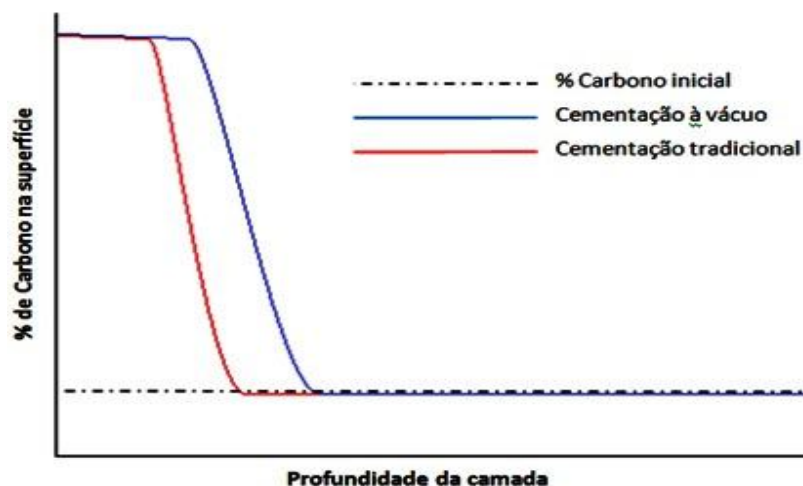
O processo de alívio de tensões, quando necessário, é feito em um forno contínuo em atmosfera ambiente, operando geralmente em baixas temperaturas em torno dos 150°C. O ciclo de processo com as diferentes etapas para os sistemas à vácuo é mostrado na Figura 8.

Figura 8 Ciclo de processo de cementação a vácuo com duração total de 6 horas



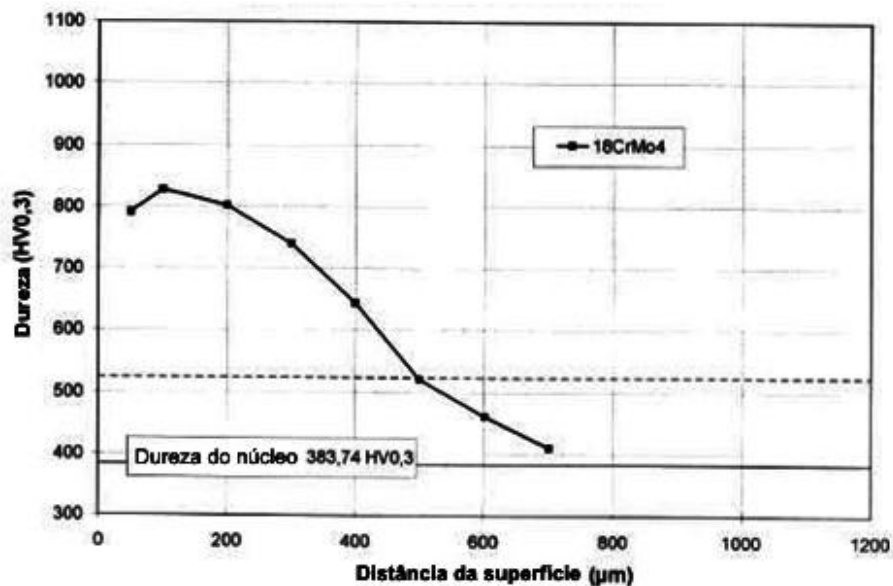
A Figura 9 mostra a evolução do teor de carbono em função da distância da superfície da peça para cementação em fornos a vácuo e tradicional, porém, com ciclos diferentes, sendo, respectivamente, de 6 horas para o processo a vácuo e 11 horas para o processo tradicional.

Figura 9 Teor de carbono versus profundidade da camada em mm, para um ciclo de 6 horas no processo à vácuo e 11h para o processo tradicional



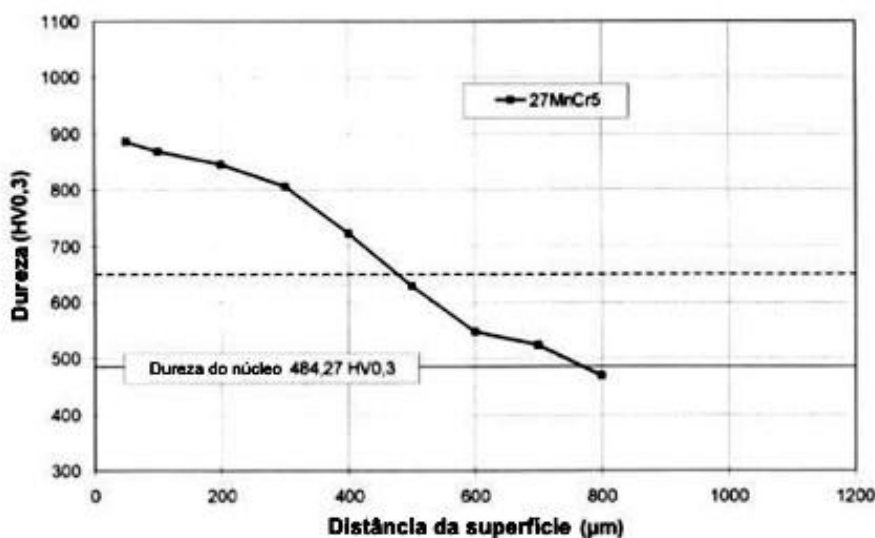
As Figura 10 e Figura 11 mostram, respectivamente, a evolução da microdureza Vickers ($HV_{0,3 \text{ kgf}}$) em função da distância da superfície para aços cementados, temperados e revenidos, conforme os processos tradicional e à vácuo.

Figura 10 Evolução da microdureza em função da distância da superfície para o processo de cementação em forno tradicional



Fonte: Boot, 2003

Figura 11 Evolução da microdureza em função da distância da superfície para o processo de cementação em forno a vácuo



Fonte: Boot, 2003

A evolução do perfil de microdureza ao longo da camada cementada foi feita utilizando a escala Vickers com 0,3 kgf, e a profundidade efetiva de camada foi definida como a distância abaixo da superfície onde o valor atingiu $550\text{HV}_{(0,3 \text{ kgf})}$. Verificou-se que a profundidade efetiva de camada é maior no forno a vácuo.

A Tabela 3 mostra o consumo de gás utilizado nos processos de cementação tradicional e a vácuo.

Tabela 3 Consumo em cada tipo de processo

Tipo de processo	Tradicional	a vácuo
Aquecimento	Gás metano	Elétrico
Processo	70 m ³ /h endogás 300nl/h propano(correção da atmosfera)	500 l/h nitrogênio 0,7 m ³ /h propano
Produção horária	1000 kg/h	270 kg/h
Peso da carga	130 kg	100 kg
tempo ciclo	7,5 min	24 min
Consumo total de gás	5m ³ /h metano	0,7m ³ /h propano
Consumo de gás por kg	9kg metano	2,6l propano

Fonte: Elaborado pelo autor

O processo de cementação a vácuo garante boa repetibilidade em razão do melhor controle e estabilização dos parâmetros de temperatura, pressão, duração do tratamento e quantidade de gás injetado. Além disso, garante-se uma uniformidade da profundidade de cementação e flexibilidade de processo.

As vantagens qualitativas são a eliminação da oxidação superficial, obtida através da isenção de oxigênio no processo, garantindo um aumento na resistência à fadiga. Ainda, há a redução na deformação e tensões residuais já que o processo de resfriamento é feito em gás. Adicionalmente, na saída do processo, as peças saem limpas e sem fuligem, proveniente da queima incompleta de metano, eliminando dessa forma operação intermediária de lavagem das peças e jato de granalha. Reduz-se o investimento inicial, custo operacional, tempo de ciclo e área ocupada.

Este processo apresenta-se simples e de fácil gestão, uma vez que não há a necessidade de um complexo e custoso equipamento de análise, bem como de controle da atmosfera e temperatura, eliminando a necessidade de mão de obra especializada para controle.

A possibilidade de colocar os fornos em linha com a usinagem é outra vantagem, uma vez que permite redução no tempo de atravessamento total e na movimentação de peças. Essa possibilidade deve-se, em parte, à maior segurança do processo devido ao seu aquecimento elétrico, que não possui queimadores e chamas livres, não há a presença de óleo de têmpera, e, além disso, utiliza uma menor quantidade de gás cementante. Este processo possui, ainda, a vantagem no tempo de aquecimento e resfriamento dos fornos, uma vez que se gasta em média 4 horas para aquecer e resfriar, diminuindo consideravelmente as perdas geradas por paradas de manutenção periódica e limpeza dos fornos. Elimina-se a pré-câmara e, portanto, a combustão próxima à área de trabalho reduzindo o calor emanado.

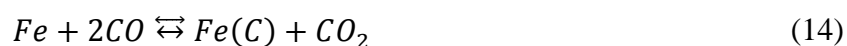
Outra técnica de cementação modificada aplicada em aço AISI 316 é citada também na literatura, mas sem aplicação industrial (TOKAJI; KOHYAMA; AKITA, 2004).

2.6 Modelagem matemática

A análise do processo de difusão na cementação/nitretação é baseada nas leis de Fick. Após cementação, o endurecimento se deve ao efeito de carbono em solução sólida (formação de martensita), ao passo que, na nitretação, compostos intermetálicos de nitrogênio se formam. Appolaire e Gouné (2006) estabeleceram que o fluxo líquido de nitrogênio necessário para o crescimento da camada está na direção da espessura e as tensões não afetam o processo de difusão, mas alteram o equilíbrio local e as condições de estabilidade. Keddam, Djeghal, Barrallier e Salshi (2004) mostraram a possibilidade de prever a microestrutura e espessuras da camada nitretada durante a nitretação gasosa. Ratajski, Jerzy, Ratajzki e Tomas (2008) desenvolveram um modelo que leva a descrição de cinética de crescimento de zonas monofásicas na camada nitretada em ferro e aços de baixo carbono, e, também, o cálculo de perfis de nitrogênio na camada de difusão em aços liga.

2.6.1 Cementação

O processo de cementação se divide nas etapas de aquecimento na faixa de temperatura entre 870-930°C, homogeneização e difusão por 1 a 10 horas e resfriamento rápido até a temperatura ambiente para formação da martensita. A reação principal ocorre entre o ferro e o monóxido de carbono dada pela equação (14):



onde $Fe(C)$ é a solução sólida de carbono na austenita.

A taxa de difusão do processo aumenta com o acréscimo do percentual de CO . Na modelagem matemática, considera-se que a direção de difusão é normal a superfície, o coeficiente de difusão independe da concentração de carbono, e a temperatura do componente é constante durante o processo. O processo é governado pela equação (15):

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D * \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (15)$$

$$D = 738 * 10^{-7} * \exp\left(-\frac{159000}{8,314 * T}\right), \frac{m^2}{s} \quad (16)$$

A partir das soluções de contorno :

$t = 0, x > 0, C_{(x,0)} = C_0$ concentração inicial de carbono no aço

$t \geq 0, x = 0, C_{(x,t)} = C_s$ concentração de carbono na superfície

O coeficiente de difusão do carbono na austenita é constante, a camada de difusão é fina com relação as dimensões do componente $t > 0, x = \infty, C_{(x,t)} = C_0$

A solução do problema consiste em calcular a função $C_{(x,t)}$ que é a concentração de carbono em função do tempo e da distância da superfície. Define-se a variável u como na equação (17).

$$u = \frac{x}{2 * \sqrt{D * t}} \quad (17)$$

A solução da equação de Fick (Equação (18))

$$\frac{C_x - C_s}{C_0 - C_s} = erf(u) \quad (18)$$

onde (Equação (19)):

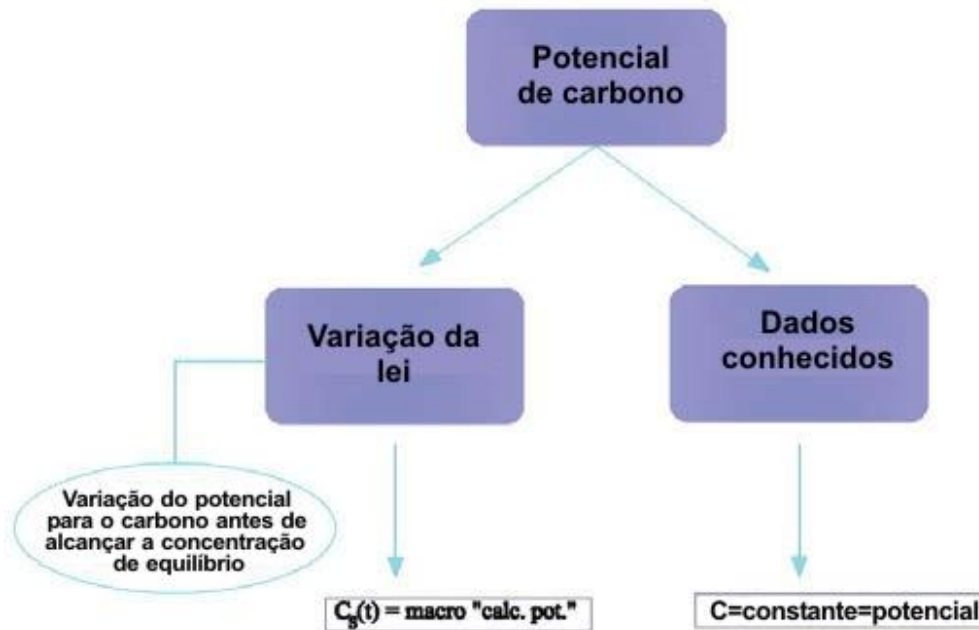
$$erf(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u e^{-u^2} du \quad (19)$$

A função erro de Gauss pode ser resolvida graficamente a partir dos valores de u obtidos em uma certa temperatura, posição e tempo (Equação (20)).

$$C_x = C_s + (C_0 - C_s) * erf(u) \quad (20)$$

O potencial de carbono implementado em código de elementos finitos pode ser avaliado como segue na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**

Figura 12 Código de elementos finitos a ser avaliado



Fonte: Cavaliere, Zvarise e Perillo, 2009

O potencial de carbono é o teor, em porcentagem em massa, de carbono do ferro puro dentro do campo de fase da austenita homogênea em uma dada temperatura que está em equilíbrio com a atmosfera do forno.

A modelagem da cementação, também, pode ser feita utilizando outra função que, também, soluciona a equação de Fick (Equação (21)) preservando as condições de contorno anteriores citadas.

$$C_x = \left\{ \frac{M}{2 * \sqrt{\pi * D * t}} \right\} * \exp\left(-\frac{x^2}{4 * D * t}\right) \quad (21)$$

2.7 Propriedades Mecânicas da Região Superficial

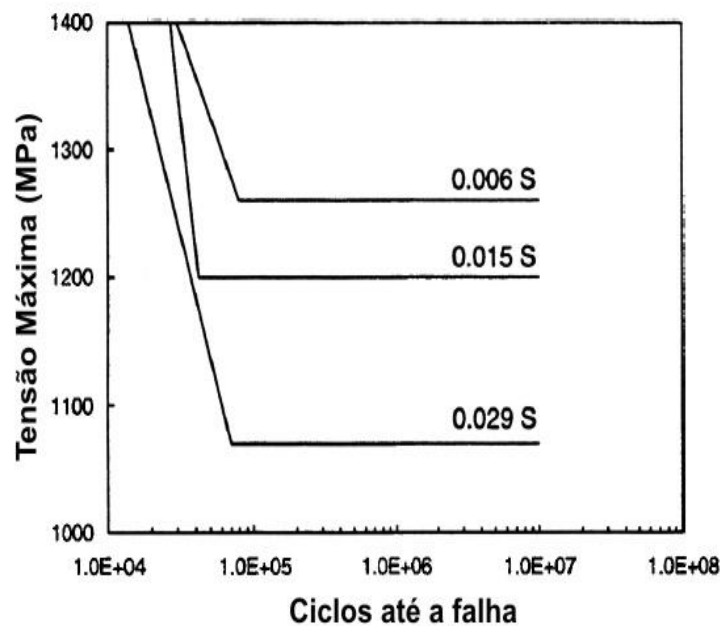
Alguns fatores afetam a resistência à fadiga e ao desgaste de componentes de aços cementados temperados e revenidos. Esses fatores incluem dureza, profundidade efetiva de camada, tensão residual, acabamento superficial, microestrutura, tamanho de grão, carbonetos em rede ou globulares, microtrinca e a presença de austenita retida. Para elevar o limite de resistência a fadiga em engrenagens cementadas/temperadas/revenidas deve-se reduzir tamanho de grão, decrescer o percentual de austenita retida, elevar dureza superficial e melhorar a distribuição de tensão residual na superfície (MATSUI; HIROHITO; YUKITAKE; MISAKA; ANDO, 2002).

2.7.1 Processo de Fabricação dos Aços para Cementação

Aços para engrenagem falham através de fadiga por flexão sob tensões abaixo do limite de escoamento do material devido a presença de aspectos microestruturais locais que elevam a tensão aplicada. Otimizar desempenho se alcança quando entende-se como a microestrutura responde às forças aplicadas e tensões geradas, e, também, como controlar as microestruturas através de projeto de liga e de processo.

Enxofre existe no aço na condição de inclusões de MnS/FeS que melhora a usinabilidade, mas atua como nucleador de fadiga. A Figura 13 mostra que o acréscimo de enxofre no intervalo de 0,006 a 0,029% em peso resultou em queda do limite de fadiga de 1260 a 1070 MPa.

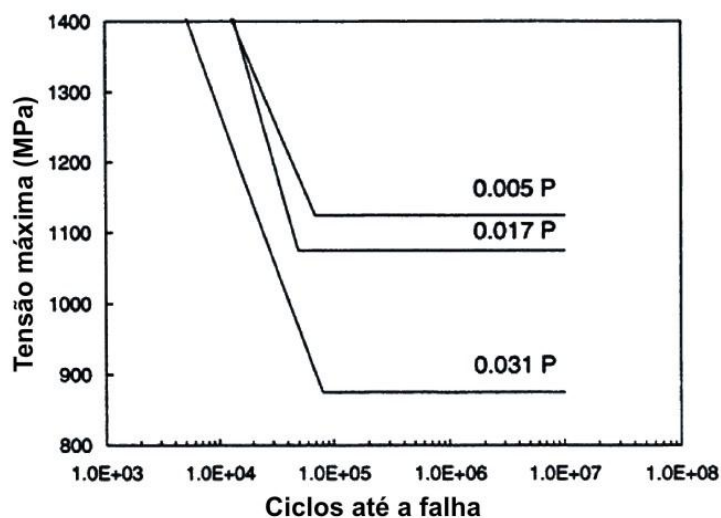
Figura 13 Efeito do acréscimo enxofre no aço



Fonte: Wise, Krauss e Matlock, 2000

O fósforo promove a fragilização pela têmpera por seu efeito de segregação nos contornos de grão da austenita e pelo efeito estabilizador da cementita. A Figura 14 mostra que o teor de fósforo acima de 0,017% em peso diminui o limite de resistência à fadiga de 1075 para 875MPa (WISE; KRAUSS; MATLOCK, 2000).

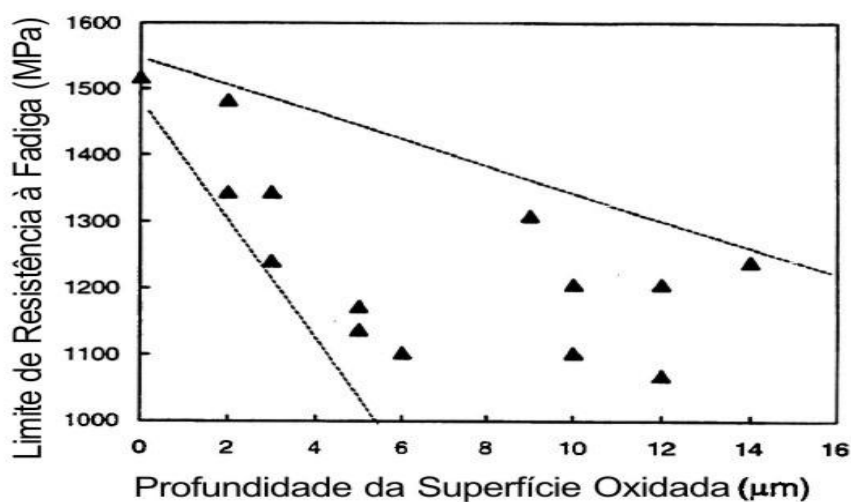
Figura 14 Efeito do teor de fósforo na curva S-N do aço ABNT 4320 cementado, temperado e revenido



Fonte: Wise, Krauss e Matlock, 2000

Silício, manganês e cromo formam óxidos quando expostos à atmosfera de gás cementante. Esses óxidos se formam nos contornos de grão da austenita em profundidade de 10 a 20 μ m devido à facilidade de difusão do oxigênio ao longo desses caminhos. Essa oxidação remove o manganês e cromo da matriz, reduzindo a temperabilidade da matriz. Teor de silício deve ser reduzido para valor igual ou menor a 0,07%, enquanto que a redução do manganês de 0,65 para 0,31% elevou a resistência à fadiga em 100MPa. Verificou-se que tanto a profundidade de óxido formada quanto a extensão de cobertura do contorno de grão impactam a nucleação de trinca de fadiga (Figura 15).

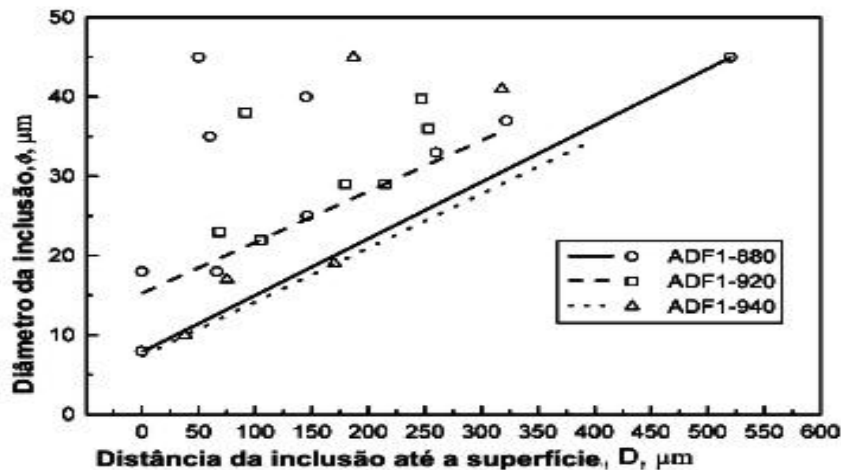
Figura 15 Influência da profundidade de oxidação intergranular sobre o limite de resistência à fadiga de um aço 4320 cementado



Fonte: Wise, Krauss e Matlock, 2000

Trincas de fadiga, também, podem se iniciar em inclusões internas ou superficiais ou na matriz. As inclusões de óxidos CaO, MgO e Al₂O₃ se divorciam da matriz, trincam e quebram. Uma relação linear foi proposta envolvendo o diâmetro das inclusões e a distância das inclusões à superfície (Figura 16) para vida à fadiga superior a 10⁶ ciclos, sendo ADF1-880 aço 42CrMoVNb cementado a 900 °C por 30 minutos em forno a vácuo, resfriamento rápido em óleo até 880°C, têmpera em óleo em 3 temperaturas e revenimento a 600 °C por duas horas. ADF1-920, aço 42CrMoVNb cementado a 920°C em forno a vácuo por 30 minutos, resfriamento rápido em óleo até 880 °C, têmpera em óleo e revenimento a 600 °C por duas horas. ADF1-940, aço 42CrMoVNb cementado a 940°C em banho de sal por 30 minutos, têmpera em óleo e revenimento a 600°C por duas horas.

Figura 16 Relação diâmetro das inclusões ϕ e D(distâncias das inclusões)($N_f > 10^6$ ciclos)



Fonte: Yang et al., 2004

Pode-se obter os valores críticos de segurança em aços de alta resistência (a) quando $D = 0-100 \mu\text{m}$, diâmetro = 8-14 μm ; (b) $D = 100-300 \mu\text{m}$, diâmetro 14-28 μm ; (c) $D > 300 \mu\text{m}$, diâmetro = 30 μm . (YANG et al., 2004).

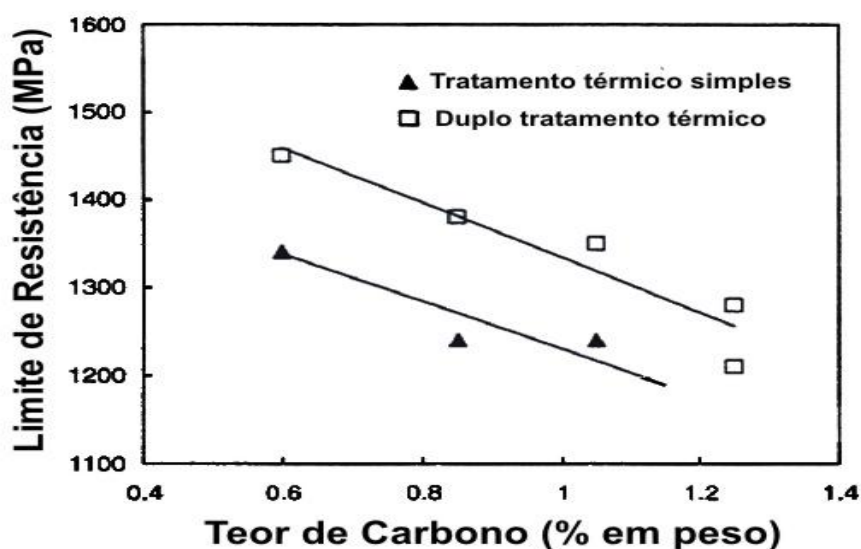
Elementos de liga tais como alumínio, nióbio, vanádio, titânio e nitrogênio podem ter um papel importante na resistência à fadiga como resultado do efeito ancorador de seus precipitados aos contornos de grão austenítico (LIU; WANG; SHI; HUI; FAN; DONG, 2009; ZHANG; SUN; YU, 2008). O nióbio como microligante não altera as características da cementação com profundidades efetivas de camada não afetadas por sua presença até 0,08%, e, também, contribui com acréscimo de até 18% no limite de resistência à fadiga (MA; WANG; SHI; HUI; DONG, 2008).

2.7.1.1 Projeto de Processo

Tratamentos de endurecimento superficial modificam as propriedades elasto-plásticas das camadas superficiais. O conhecimento das características mecânicas das camadas superficiais é importante na estimativa do comportamento mecânico dos componentes mecânicos. O teste de dureza é usado para estimar as mudanças qualitativas nas propriedades mecânicas das camadas superficial e interna.

A cementação introduz um gradiente de propriedades mecânicas e microestrutura na superfície. A dureza e resistência da martensita cresce com o teor de carbono, e, assim, a maior dureza dos aços cementados e temperados ocorre junto à superfície tipicamente na faixa de 58 a 62 HRC. A dureza pode elevar-se em uma distância da superfície se quantidades expressivas de austenita estiver presente na superfície. Teor de carbono diminui a temperatura correspondente a M_s (temperatura de início de transformação em martensita) e, conseqüentemente, há quantidades de 20 a 30% em volume de austenita à temperatura ambiente. Conseqüentemente, fadiga por flexão depende na seleção do potencial de carbono que maximiza a resistência da camada sem comprometer a tensão residual e a resistência à fragilização. Constatou-se que limite de resistência à fadiga decresce com teor de carbono na superfície (Figura 17).

Figura 17 Efeito do potencial de carbono no limite de resistência à fadiga

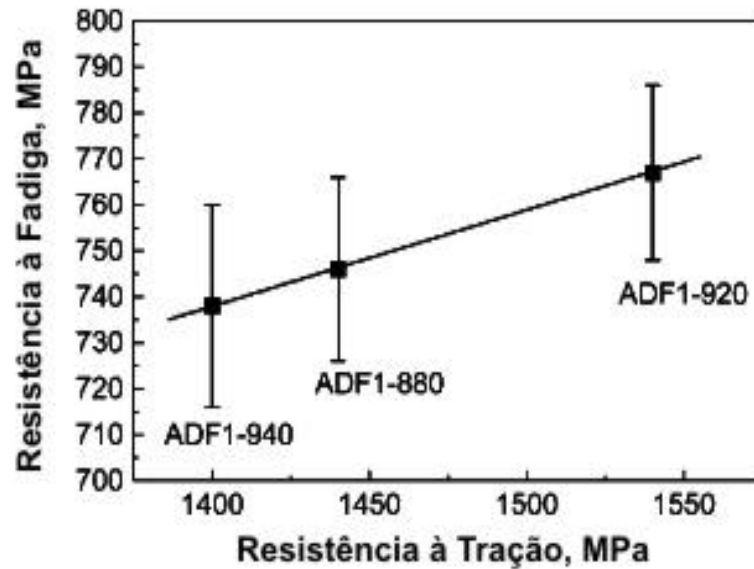


Fonte: Wise, Krauss e Matlock(2000)

Sabe-se que o refino de grão da austenita eleva a resistência mecânica e tenacidade do aço, e demonstrou-se, também, que a relação de Hall-Petch se mantém para o limite de escoamento e resistência, quando o tamanho de grão de aços decresce abaixo de $1\mu\text{m}$. A

resistência à fadiga não se altera com o tamanho de grão de austenita, mas cresce monotonicamente com a o limite de resistência à tração (Figura 18)(YANG et al. 2004).

Figura 18 Relação monotônica entre resistência à fadiga e resistência à tração



Fonte: Yang et al.(2004)

2.7.2 Austenita Residual

A microestrutura dos aços cementados temperados e revenidos é complexa em razão da superfície conter martensita de alto carbono, austenita retida e carbonetos, e, no núcleo, martensita de baixo carbono, ferrita e, às vezes, bainita. O teor de austenita retida na camada cementada pode variar em função do ciclo de cementação e tratamentos térmicos utilizados.

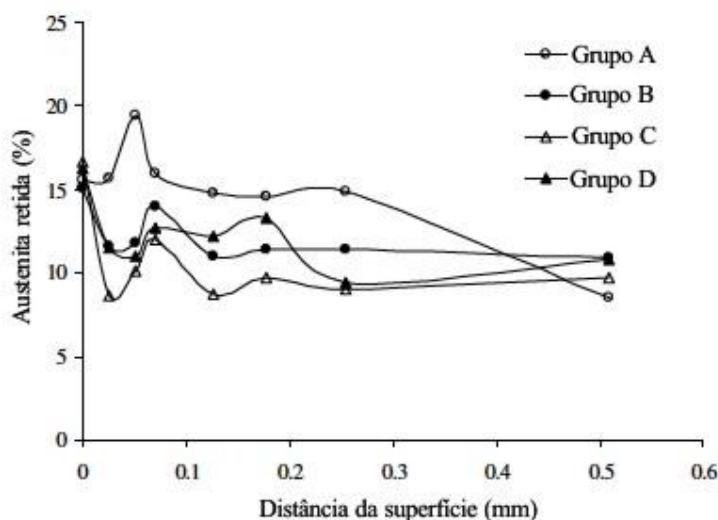
Metalografia e difração de raios-X são técnicas utilizadas para se medir a quantidade de austenita presente. O controle dos percentuais de austenita residual pode ser feito através do revenimento, tratamento subzero, “*shot peening*” e múltiplas têmperas.

Austenita retida tem um papel importante na resistência à fadiga de aços cementados/temperados/revenidos que usualmente contêm uma quantidade de 20 a 30% em volume próximo à superfície dessas peças. Encontrou-se que menores quantidades de austenita retida são benéficas para resistência à fadiga de alto ciclo (SILVA; CANALE; SPINELLI; BOSE-FILHO; CRANKOVIC, 1999). Outros pesquisadores, por sua vez, encontraram que austenita retida em moderada quantidade beneficia a resistência à fadiga em baixo ciclo (DA SILVA, 1997), enquanto outros acreditam que deveria ser minimizada para otimizar a resistência à fadiga (HU; MA; LIU, 1997).

A resistência à fadiga de camadas cementadas pode não ser facilmente controlada devido a presença de um gradiente de austenita na estrutura capaz de ser transformada em martensita durante o ciclo de carregamento. Essa transformação leva a mudança da dureza e da tensão residual inicial na camada cementada durante o carregamento. A falta de métodos rápidos e precisos no acompanhamento da evolução microestrutural durante o carregamento e a variedade de outros parâmetros a ser considerado (tipo de carga, domínio de fadiga, etc) não possibilitou elucidar o papel da austenita retida na resistência à fadiga (JEDDI; LIEURADE, 2010).

A fração de austenita retida nas espécimens cementadas decresce da superfície em direção ao núcleo. A Figura 19 mostra a distribuição da austenita retida como função da profundidade de camada e, também, evidencia que o maior percentual de austenita ocorre a 25 μm da superfície no tratamento de cementação executado a 940°C e tempo de 3h (BELASSEL et al., 2009).

Figura 19 Percentual de austenita retida em cementação a gás determinado por difração de raios-X



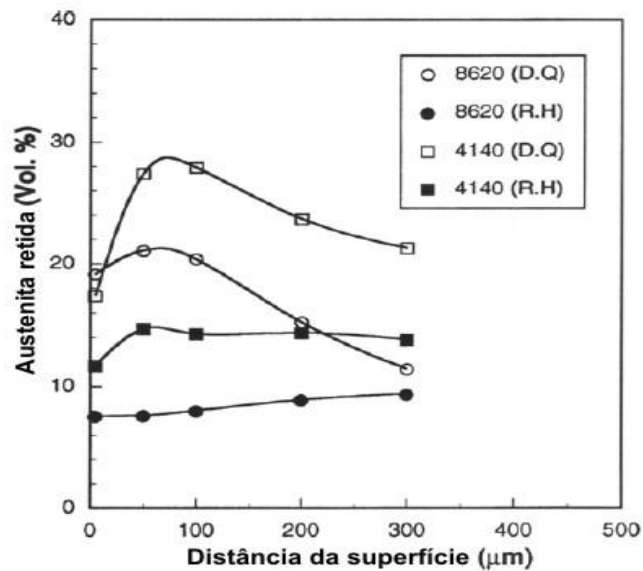
Fonte: Belassel et al., 2009

Grupo A, aço ABNT 8620 cementado a 940 °C por três horas, resfriado a 850 °C, temperado em óleo e revenido a 170 °C por uma hora. Grupo B, aço ABNT 8620 cementado a 940 °C por cinco horas, resfriado a 850 °C, temperado em óleo e revenido a 170 °C por uma hora. Grupo C, aço ABNT 8620 cementado a 980 °C por uma hora, resfriado a 850 °C, temperado em óleo e revenido a 170 °C por uma hora. Grupo D, aço ABNT 8620 cementado a 980 °C por duas horas, resfriado a 850 °C, temperado em óleo e revenido a 170 °C por uma hora.

Tratamentos de reaquecimento tais como têmpera simples e dupla resultam em acréscimo dos limites de fadiga devido ao nível reduzido de austenita retida, refino de grão austenítico e decréscimo de microtrinca.

A Figura 20 mostra a distribuição de austenita retida através da seção transversal de aço cementado /temperado medido por difração raios X após eletropolimento da superfície. A quantidade máxima de austenita retida das amostras não ocorreu na superfície, mas, aproximadamente, a 50 μm abaixo da superfície em razão da decarbonetação, oxidação interna e ou precipitação de carbonetos (KIM; KWEON, 1995).

Figura 20 Distribuição da austenita retida nas proximidades da superfície após tratamento térmico



Fonte: Kim e Kweon(1995)

DQ: Cementação por 4 horas a 830 °C, têmpera direta e revenimento a 150 °C por duas horas. RH: 4 horas cementação a 925 °C, resfriamento no forno até 500 °C, reaustenitização a 820°C seguido de têmpera em óleo e revenimento a 150°C por duas horas.

2.7.3 Profundidade Efetiva de Camada

As superfícies das estruturas são as regiões mais susceptíveis a falha por fadiga, e trincas por fadiga iniciam-se na superfície. Abaixo de certas condições de carregamento que impõem um incremento no perfil de tensão na seção transversal das estruturas, como, por exemplo, torção e dobramento, a máxima tensão ocorre na superfície. Assim, resistência do material em ou próxima à superfície é importante no acréscimo da vida à fadiga.

Outro fator que controla o desempenho a fadiga de estruturas endurecidas superficialmente é a profundidade efetiva de camada que se define como a distância abaixo da superfície onde a dureza se iguala a 550 HV. Os fatores que controlam o perfil de carbono no processo de cementação, a temperabilidade do aço, a forma e geometria da peça efetam, também, a profundidade efetiva de camada.

Genel e Demirkol(1999) caracterizaram o efeito da profundidade efetiva no desempenho à fadiga de uma aço ABNT 8620 cementado em banho de sal de KCN. Comprovou-se que os dados da profundidade efetiva de camada em mm se relacionaram linearmente com a raiz quadrada do tempo em horas (Equação (22)).

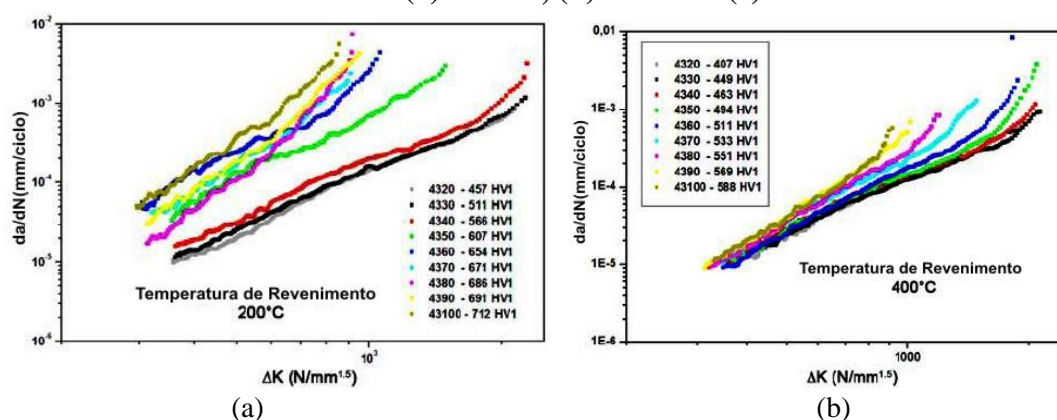
$$ECD = 0,41 * \sqrt{t} \quad (22)$$

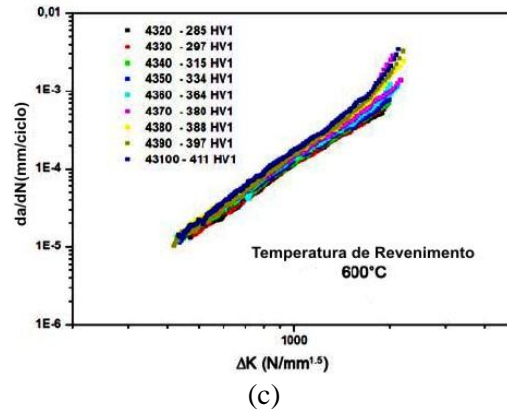
onde ECD é a profundidade efetiva de camada e t é o tempo em horas.

Também não houve ganho apreciável na resistência à fadiga quando a relação entre a profundidade efetiva de camada e o diâmetro excedia 0,20, isto é, essa relação deve variar entre 0,10 a 0,15.

Farfan, Rubio-Gonzalez, Cervantes-Hernandez, Mesmacque (2004) observaram que o limite de fadiga cresce com a profundidade para valores superiores a 1,0 mm, e, ao contrário, decresce quando a profundidade se situa abaixo de 1,0 mm. Sandor et al.(2010) estudaram a propagação de trinca em aços com carbono entre 0,2 e 1,0% cementados temperados e revenidos em temperaturas de revenimento entre 200 e 600 °C (Figura 21).

Figura 21 Curvas da/dN em função de ΔK para aços ABNT 4320 a ABNT 43100 revenidos em(a) 200 °C, (b) 400 °C e (c) 600 °C

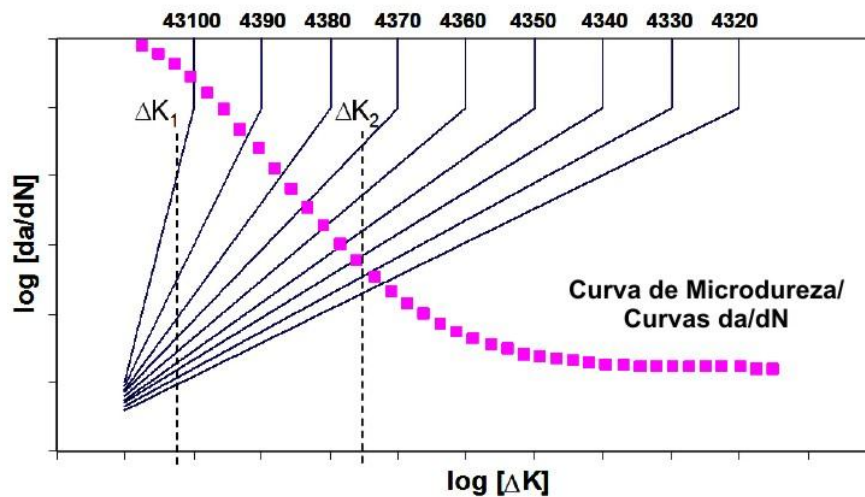




Fonte: Sandor et al., 2010

Concluíram que trincas que se iniciaram na superfície foram bloqueadas pelo núcleo mais tenaz, mesmo que essas trincas se apresentassem longas (Figura 22).

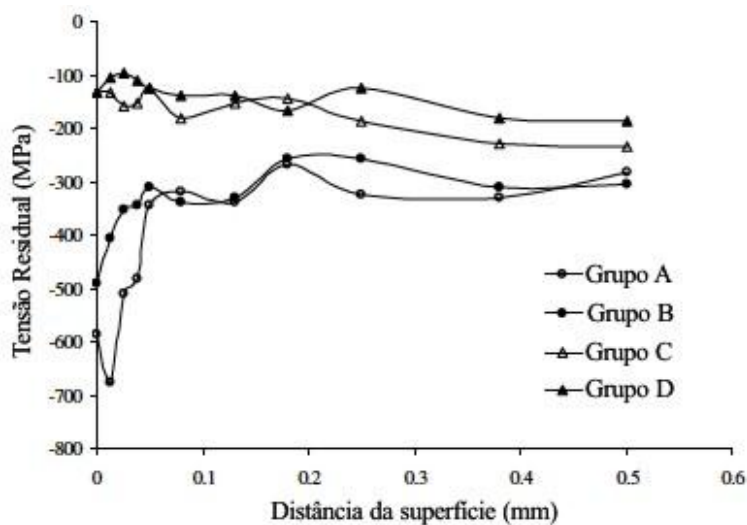
Figura 22 Curva de microdureza após cementação e têmpera superposta às curvas da/dN



Fonte: Sandor et al., 2010

O perfil de tensão residual para o aço ABNT 8620 cementado a 940°C por 3 horas ocorreu, conforme mostrado na Figura 23 (BELASSEL, OHAMMED, 2009). Verificou-se que as tensões residuais são compressivas e maiores tempos e temperaturas têm a tendência de diminuir as tensões residuais compressivas próximas à superfície o que pode ser justificado pela maior profundidade de camada efetiva e profundidade de oxidação.

Figura 23 Perfil de tensão residual para o aço ABNT 8620 cementado por 3 horas



Fonte: Belassel et al., 2009

Widmark e Melander (1999) mostraram que os aços cementados, temperados e revenidos exibiram vida à fadiga mais longa que aços tratados por indução, porém, no entanto, apresentaram a mesma vida em fadiga de contato.

A atmosfera de gás cementante consiste de gás endotérmico com 33% H_2 , 28% CO , 0,8% CH_4 enriquecida em propano C_3H_8 . Aços cementados são expostos à atmosfera que contém pressão parcial de O_2 dos gases CO , CO_2 e H_2O e, assim, estão sujeitos à oxidação. A oxidação por difusão de O_2 pode expandir para tempos e temperaturas crescentes de cementação. Esses óxidos podem formar nos contornos ou no interior dos grãos de austenita e afetar negativamente a vida à fadiga com iniciação de trinca (PRESTON, 1993).

2.8 Processo de “Shot Peening”

“Shot peening” é um método de elevar as tensões residuais na superfície do metal por impacto de esferas na superfície do mesmo metal processado. Esse processo deforma plasticamente a superfície do material e, assim, muda o estado de tensão na superfície para uma situação mais compressiva ou trativa. 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, mais importante devido às leis que objetivam a redução de impactos ambientais dos processos industriais. Propriedades dos materiais tais como fadiga, corrosão e desgaste são diretamente relacionadas com as tensões residuais introduzidas por “shot peening”.

Os tratamentos superficiais tais como cementação ou carbonitreção podem ser executados para diferenciar a resposta da superfície e núcleo a carregamento externo pela introdução apropriada de distribuição de tensões residuais. A fim de melhorar seu comportamento à fadiga e desgaste entre os diferentes tratamentos que podem ser conduzidos para melhorar a resposta do material e modificar o campo de tensões, uma combinação de profundidade de endurecimento seguido de “*shot peening*” parece dar resultados interessantes. Tensões residuais devido à profundidade endurecida resultam de uma combinação de fatores tais como, o resfriamento diferencial entre a superfície e núcleo, o início de transformação martensítica, e as diferentes propriedades entre a superfície e núcleo devido à diferença no teor de carbono. Em particular, na camada enriquecida em carbono devido a baixa temperatura M_s , a transformação martensítica acontece na superfície após inversão de tensão determinada pelo resfriamento diferencial entre o núcleo e centro. Isso induz tensões compressivas na camada superficial como consequência da restrição colocada na dilatação volumétrica durante a transformação martensítica exercida pelo material do núcleo.

A redução da austenita residual pode ser feita através da têmpera simples, dupla têmpera e tratamento subzero o que pode contribuir para elevar a resistência à fadiga. Contudo, os altos custos desse segundo tratamento leva ao desenvolvimento de etapa especial de processamento tal como “*shot peening*”. “*Shot peening*” após endurecimento superficial contribui para melhorar a microestrutura e a distribuição de tensões residuais. Usualmente, tensões residuais são introduzidas por “*shot peening*” devido à intensa deformação plástica na região superficial (BENEDETTI; FONTANARI; HOHN; OSTER; TOBIE, 2002).

Kobayashi, Matsui e Murakami (1998) distinguiram entre deformação plástica induzida por pressão Hertziana responsável por pico subsuperficial, e deformação plástica devido ao martelamento que tende a localizar o pico na superfície. Para aços endurecidos, um terceiro processo relacionado ao teor de austenita retida deve ser considerado como predominante para explicar a tensão residual resultante, isto é, a intensidade do campo de tensão local induzido devido ao impacto de esferas que pode induzir transformação martensítica. A restrição à dilatação de volume exercida pelo material circundante leva a um posterior aprofundamento dos valores compressivos de tensão residual e move o pico abaixo da superfície na região onde a pressão máxima Hertziana é alcançada durante o impacto.

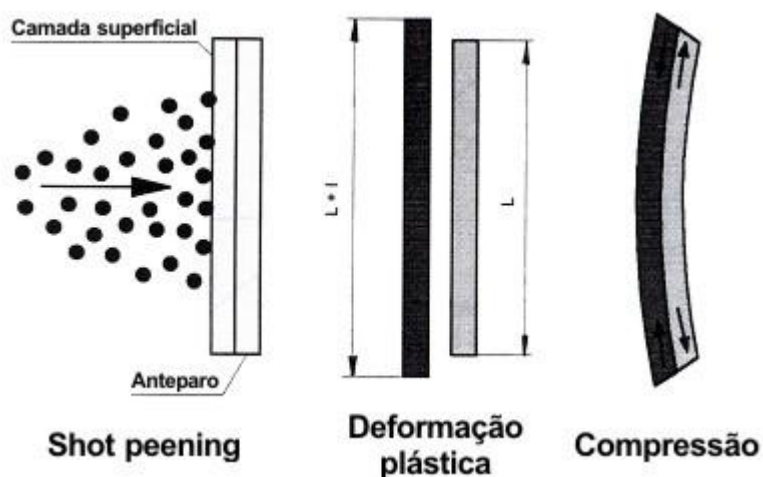
2.8.1 Técnicas de medida

A seguir serão apresentadas as técnicas de medidas para o processo de “*shot peening*”.

2.8.1.1 Intensidade Almen

A intensidade de “*shot peening*” é expressa em graus Almen e não permite uma relação direta com a faixa de tensão residual, que produz mudanças no desempenho mecânico das peças após tratamento. Intensidade Almen é um método indireto de monitoramento de transferência de energia ou tensão compressiva residual à peça. O método emprega um tira de aço para mola ABNT1070 com dureza entre 44-50 HRC. A tira é montada ao bloco teste Almen e exposto ao impacto de modo idêntico a área crítica da peça e com os mesmos parâmetros (Figura 24).

Figura 24 Efeito do “*shot peening*” na superfície de um componente

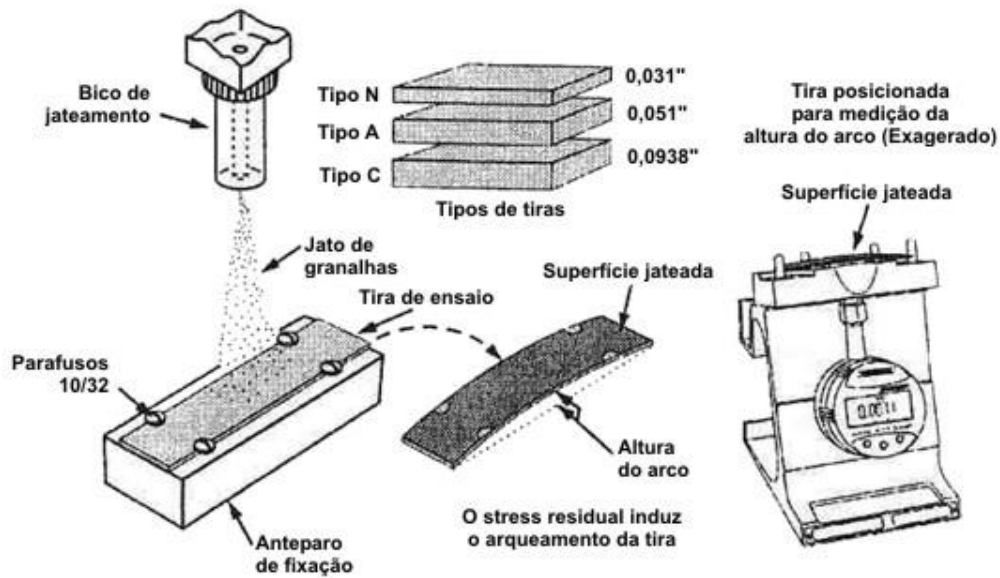


Fonte: Serra (1995)

As tiras possuem o formato de um paralelepípedo com comprimento($3'' \pm 0,001''$), largura($0,745'' \pm 0,005''$) e espessuras tipo N: $0,031'' \pm 0,001''$, tipo A: $0,051'' \pm 0,001''$ e tipo C: $0,0938'' \pm 0,001''$ com tolerância de planicidade de $\pm 0,0015''$.

Após impacto, a tira Almen é removida do bloco e mede-se a quantidade de desvio máximo da parte plana. Essa medida se chama altura do arco Almen em saturação (Figura 25).

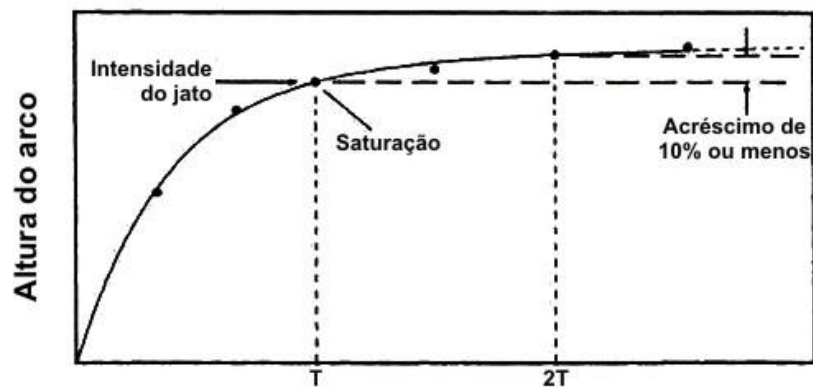
Figura 25 Procedimento de medida da intensidade Almen



Fonte: PANGBORN EUROPE SPA

Coloca-se, posteriormente, em gráfico a altura do arco em função do tempo de exposição ao impacto. A saturação Almen se define como a altura de arco mínima onde se dobrando o tempo de exposição ao impacto resulta em menos que 10% de acréscimo na altura do arco (Figura 26).

Figura 26 Curva de saturação com indicação do ponto de saturação



Fonte: Serra (1995)

É medido em “intensidade Almen”, cuja escala é dividida em fraco (caracterizada pela letra N), médio (caracterizada pela letra A) e forte (caracterizada pela letra C). A partir da intensidade desejada na peça, determina-se os parâmetros, e, então, utiliza-se a curva de saturação para estabelecer o tempo necessário de exposição e de processo.

2.8.1.2 Difração de Raios X

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.

Segundo Gurova (2009), os princípios da tensiometria por raios-X se baseiam, por um lado, na teoria de difração de raios-X para materiais cristalinos, e, também, em mecânica dos materiais e, em particular, na teoria da elasticidade do corpo sólido. Os valores das tensões são definidos a partir das deformações da estrutura cristalina causada pela ação das cargas de impacto. As deformações são medidas utilizando-se a lei de Bragg (Equação (23)):

$$2d \sin \theta = n * \lambda \quad (23)$$

através do deslocamento da linha de difração.

Os princípios de técnica de dupla exposição baseiam-se em determinação de duas componentes de deformação: $\varepsilon_{\varphi,\psi_1}$ e $\varepsilon_{\varphi,\psi_2}$ determinadas pela equação (24).

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \left(\frac{1 + \nu}{E}\right) * \sigma_{\psi} * \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} * (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (24)$$

onde E e ν são constantes elásticas do material, ψ e φ são os ângulos polar e azimutal, σ_{ψ} a componente medida da tensão e σ_1 e σ_2 são as tensões principais.

A diferença entre as duas componentes da deformação é igual à equação (25).

$$\varepsilon_{\varphi,\psi_2} - \varepsilon_{\varphi,\psi_1} = \left(\frac{1 + \nu}{E}\right) * \sigma_{\varphi} * (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1) \quad (25)$$

Da equação (25), a componente σ_φ pode ser reescrita como a equação (26).

$$\sigma_\varphi = \left(\frac{E}{1 + \nu} \right) * \left(\frac{\varepsilon_{\varphi, \psi_2} - \varepsilon_{\varphi, \psi_1}}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \right) \quad (26)$$

A deformação expressa pelos termos de difração dada pela equação (27).

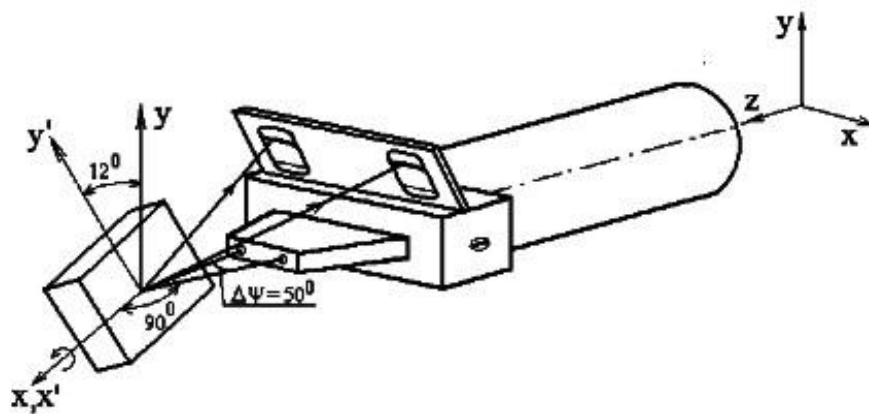
$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{d_{\varphi, \psi} - d_0}{d_0} = -ctg\theta_0(\theta_{\varphi, \psi} - \theta_0) \quad (27)$$

onde $d_{\varphi, \psi}$, d_0 , $\theta_{\varphi, \psi}$ e θ_0 são as distâncias interplanares e os ângulos de difração para materiais com e sem tensão, respectivamente. Usando as equações (26) e (27), tem-se a equação (28).

$$\sigma_\varphi = \left(\frac{E}{1 + \nu} \right) * \left(\frac{ctg\theta_0(\theta_{\varphi, \psi} - \theta_0)}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \right) \quad (28)$$

Desta maneira, para determinar qualquer componente da tensão é necessário medir os ângulos de difração correspondentes à reflexão de plano do reticulado com normais caracterizadas pelos ângulos ψ_1 e ψ_2 . Monine, Teodósio e Gurova (2001) mostram a projeção estereográfica para medida de tensões e o esquema de medição de tensões (Figura 27).

Figura 27 Esquema de medição de tensões com o equipamento portátil



Fonte: Adaptado de Monine, Teodósio e Gurova(2001)

A diferença dos ângulos $\Delta\theta = (\theta_{\varphi_2} - \theta_{\varphi_1})$ pode ser expressa pela equação (29):

$$\Delta\theta = k * (L_{50} - L_0) \quad (29)$$

onde L_{50} e L_0 são as distâncias das linhas de difração para a marca de referência e k é o coeficiente de escala e de transferência de unidades lineares a unidades angulares.

Substituindo a expressão (29) em (28) leva a fórmula para cálculo da tensão (Equação (30)):

$$\sigma = A * (L_{50} - L_0) \quad (30)$$

onde A é uma constante que engloba todas constantes da equação (28) e os ângulos usados no equipamento são $\psi_1=0$ e $\psi_2=50^\circ$ para se medir as tensões. É usada geometria de “ ψ - goniômetro” e a precisão da medição do valor absoluto da tensão por equipamento utilizado neste trabalho é de ± 10 MPa.

Monine, Teodósio e Gurova (2001) mostraram que a distribuição de tensões em engrenagens cementada e temperada segue um perfil parabólico, enquanto que após “*shot peening*” caracteriza-se por um máximo de tensão compressiva após remoção de camada superficial. Torres e Voorwald (2002) observaram que durante o ensaio de fadiga, ocorre relaxação de tensões compressivas produzidas através de “*Shot peening*” o que dificulta o acompanhamento e o estudo da influência dos diversos parâmetros de processo.

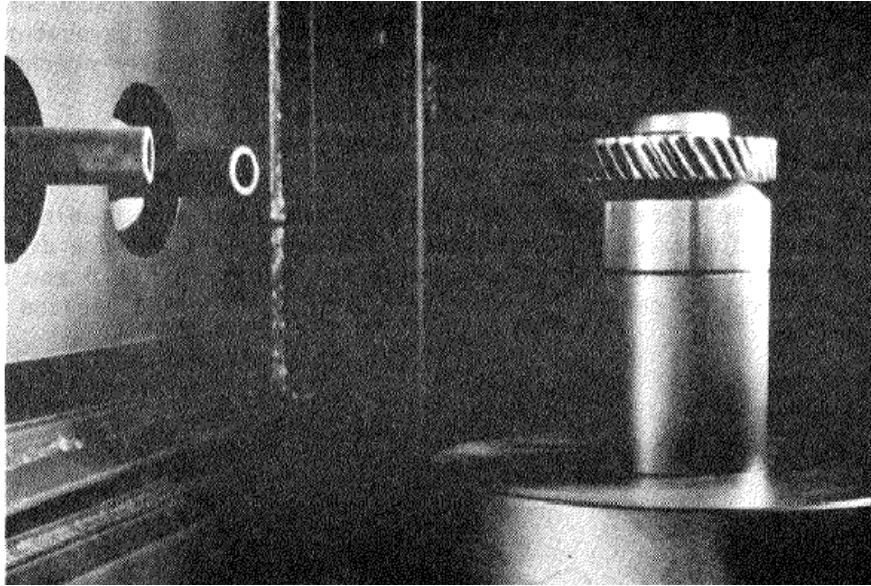
2.8.2 Tipos de Shot Peening

Serão apresentados os tipos de processos de “*shot peening*”.

2.8.2.1 Ar comprimido

O processo de “*shot peening*” pode ser realizado através de jatos de ar comprimido ou por turbinas. O processo por jato utiliza o ar comprimido como propulsor, a fim de garantir à granalha a energia cinética necessária, para que esta se choque contra o componente a ser tratado com a força necessária para se obter o impacto desejado. A Figura 28 mostra a área de trabalho de um equipamento a ar comprimido:

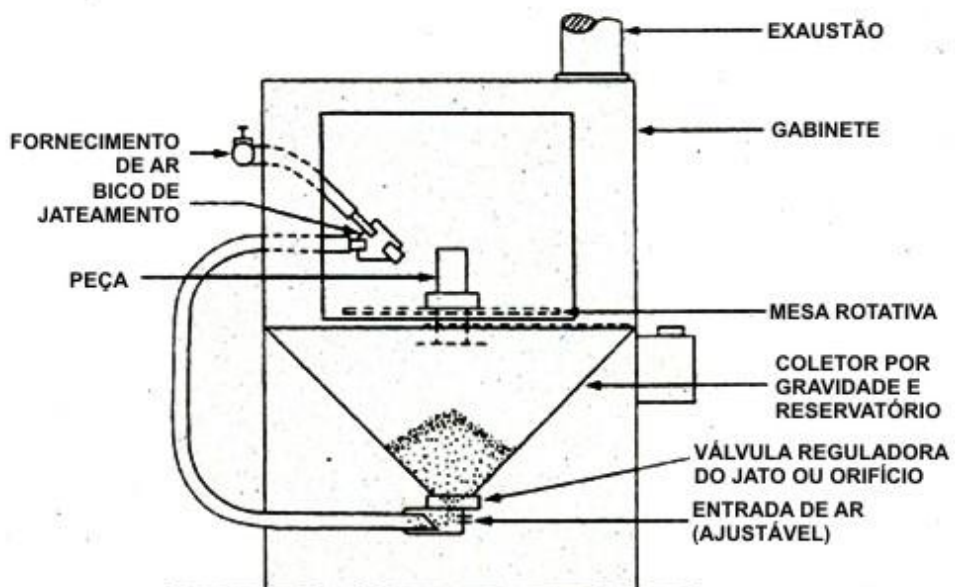
Figura 28 Cabine de jateamento por bicos de jato de ar comprimido



Fonte: Fiat Automóveis

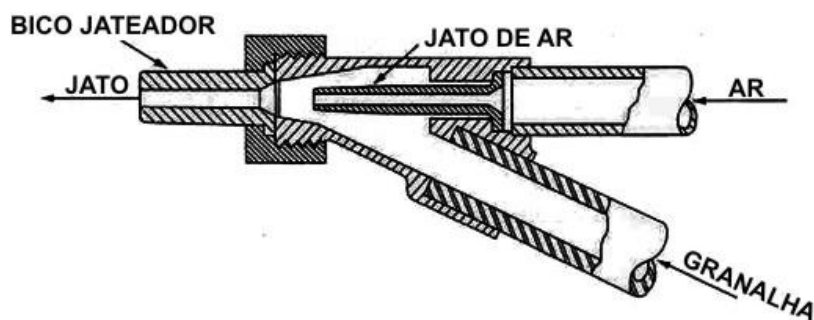
Neste processo de jateamento por aspiração, o ar comprimido que passa pela mangueira que conecta ao reservatório de granalha, gera uma depressão nesta mangueira, aspirando a granalha, que acaba se misturando ao fluxo de ar e sendo expelida pelo bico de jateamento (Figura 29 e Figura 30).

Figura 29 Equipamento de jateamento por aspiração



Fonte: PANGBORN EUROPE SPA

Figura 30 Bico de jateamento



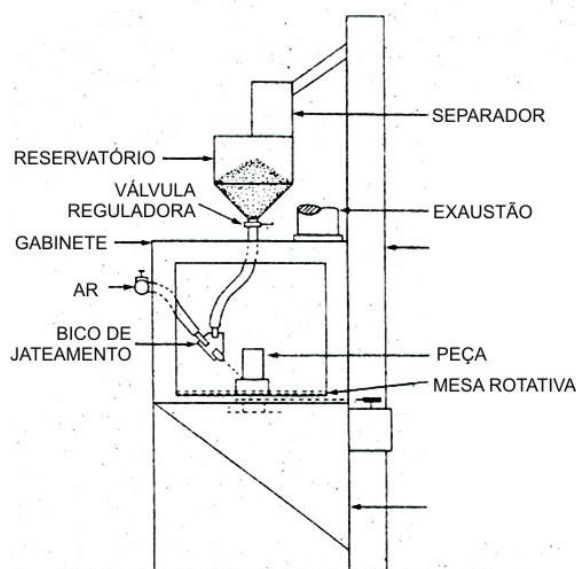
Fonte: PANGBORN EUROPE SPA

Este tipo de processo é simples e utilizado para elevadas produções e componentes que demandam uma intensidade elevada de impacto, uma vez que parte da pressão do ar é direcionada para região específica.

2.8.2.2 Jateamento por gravidade com ar comprimido

Neste processo o tipo de bico utilizado é o mesmo do processo por aspiração, porém a granalha é inserida no bico por gravidade. Este tipo de equipamento, geralmente é utilizado para processos onde os bicos se mantêm em posições fixas (Figura 31).

Figura 31 Equipamento de jateamento por gravidade



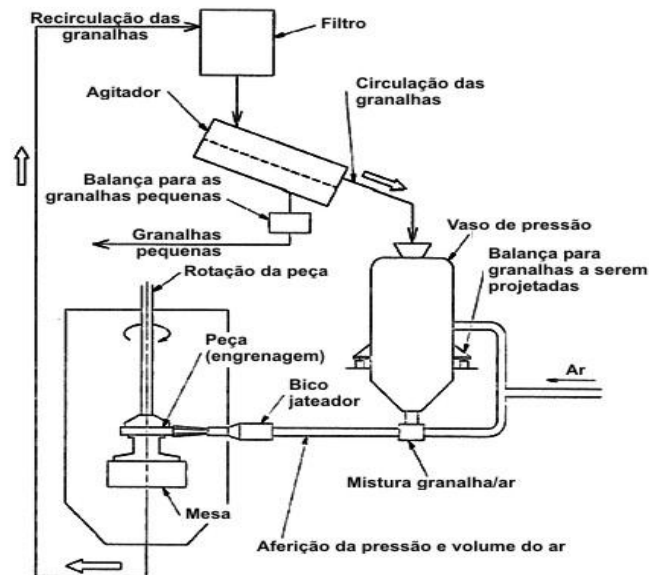
Fonte: PANGBORN EUROPE SPA

2.8.2.2.1 Jateamento através de pressão direta

Neste processo, a granalha entra por gravidade em uma pré-câmara onde é pressurizada, para se misturar a granalha restante, também, sob pressão. Essas granalhas serão

jateadas através dos bicos de jateamento. Através deste processo, o tanque de armazenamento de granalha pode se situar em qualquer posição em relação ao equipamento com os bicos de jateamento móveis o que possibilita maior diversidade dos componentes (Figura 32).

Figura 32 Equipamento de jateamento por pressão direta



Fonte: PANGBORN EUROPE SPA

É o processo mais utilizado por possuir maior velocidade de fluxo e maior intensidade de jateamento. O processo de jateamento por ar comprimido requer uma qualidade do ar, sendo este limpo e seco, sem a presença de umidade. Consequentemente, são instalados equipamentos de filtragem e condensação na entrada do equipamento, para purificar o ar proveniente da rede. A pressão do ar comprimido utilizado varia entre 0,5 e 8,0 bar, e, para engrenagens de câmbio, situa entre 5 e 6 bar.

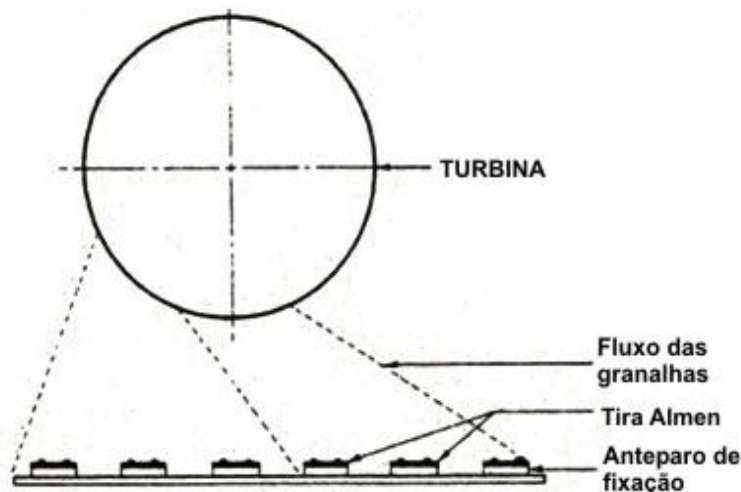
O jateamento por ar comprimido produz um feixe de granalha de forma circular com pequeno diâmetro, consome menor quantidade de granalha e se aplica para componentes menores com melhor cobertura e intensidade no jateamento. Este tipo de equipamento tem um custo elevado, necessita de manipuladores para os bicos e consome elevadas quantidades de ar comprimido.

2.8.2.3 Jateamento por turbina

Neste tipo de processo, a granalha é içada por elevadores que transportam até unidades de separação. A granalha é direcionada para os bocais das turbinas centrífugas compostas por palhetas para então serem reprojctadas contra os componentes a serem tratados. As turbinas

que rotacionam a granalha em seu interior em altas velocidades angulares, proporcionam elevada energia cinética. A direção do jato é feita através da regulação do ângulo de saída da turbina (Figura 33).

Figura 33 Projeção de granalha por turbina



Fonte: PANGBORN EUROPE SPA

O jateamento por turbina é utilizado para componentes de grandes dimensões, elevada produção e consumo de granalha com desgaste das partes internas do equipamento.

A Tabela 4 mostra uma comparação entre as duas alternativas de processo.

Tabela 4 Comparativo entre custos de processo

	TURBINA	AR COMPRIMIDO
Consumo de granalha	Superior	Inferior
Desgaste dos anteparos	Superior	Inferior
Desgaste do sistema de jateamento	Superior(paletas)	Inferior(bicos)
Manutenção(horas de mão de obra)	Superior	Inferior
Homogeneidade dos resultados	Inferior	Superior
Custo de investimento	Inferior	Superior

Fonte: Elaborado pelo autor

2.8.3 Parâmetros de controle no processo de “shot peening”

O objetivo do “shot peening” é induzir tensão compressiva residual por deformação plástica através do impacto mecânico de partículas duras esféricas ou “meio”. O meio de impacto é acelerado com uma energia cinética pela máquina propulsora e afeta o resultado do processo em razão da dimensão, dureza e geometria. A eficiência do processo pode ser alterada através do duplo “shot peening”, utilizando meios de maior dimensão na primeira etapa, porém com perda de produtividade (REGO; GOMES; BARROS, 2013).

Microdureza , EBSD e difração de raios-X podem ser utilizadas como técnicas para cálculo do perfil de deformação plástica resultante de “*shot peening*” (SOADY; MELLOR; WEST; HARRISON; MORRIS; REED, 2013). Child et al.(2011) mostraram que impacto em maior intensidade resultou em elevada deformação plástica superficial estendendo a maior profundidade. O perfil de deformação plástica não é dependente somente da intensidade, mas, também, do tamanho e da velocidade da esfera.

Ciclo é o tempo necessário para se obter as tensões residuais requeridas a projeto sob determinadas condições de intensidade. Este é o parâmetro mais importante do ponto de vista da produtividade, uma vez que impacta diretamente no investimento inicial de um projeto. O tempo de máquina consiste no tempo total empregado para executar a operação como posicionamento da peça na área de carga da máquina, entrada da(s) peça(s) na zona de operação, tratamento da(s) peça(s), saída da carga versus área de descarga e descarga da máquina.

O ângulo no qual as esferas impactam na superfície do material varia geralmente de 45 a 90°, uma vez que a intensidade varia com o seno do ângulo de incidência. Para ângulos próximos a 90°, o “*shot peening*” pode não ser eficaz em razão de choques de esferas projetadas e em movimento contrário, causando distúrbio no fluxo. A utilização de ângulos de incidência entre 70° a 80° maximiza a intensidade do impacto. Ângulos inferiores a 30° provocam um efeito abrasivo de contato entre as esferas e a superfície do material, podendo assim, danificar o material.

A velocidade das esferas é controlada pela variação da rotação da turbina ou pressão do ar comprimido. Este parâmetro influencia diretamente na energia fornecida para as esferas, e, portanto, na intensidade de impacto das mesmas.

O fluxo de esferas depende das dimensões do componente e do grau de cobertura da superfície, e não deve ultrapassar a quantidade necessária para se atingir as características desejadas, caso contrário, deixa o fluxo turbulento.

A dimensão da granalha utilizada no processo de “*shot peening*” possui uma faixa de variação limitada. Esferas pequenas não possuem massa suficiente para atingir a energia cinética requerida para o impacto. Esferas de diâmetro médio a elevado, podem causar danos na superfície e/ou ficarem incrustadas em determinadas regiões do componente, dependendo da sua forma. O diâmetro médio utilizado varia entre 0,2 a 1,0 mm com uniformidade dimensional.

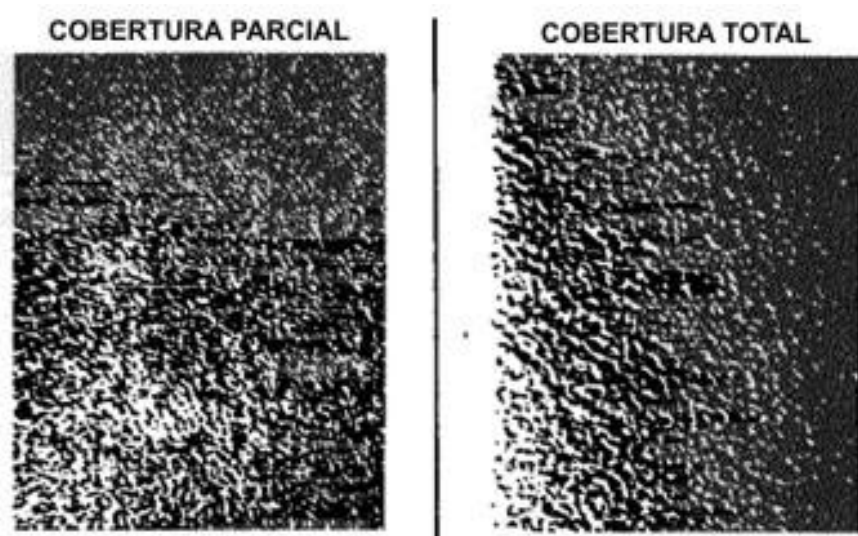
Em linhas gerais, utilizando granalha de aço, se obtém uma maior energia de deformação, comparado a material cerâmico ou de vidro nas mesmas condições de velocidade

e vazão. Por isto, a granalha de maior emprego na indústria é fabricada em aço e ferros fundidos. A granalha pode ser de aço carbono comum ou liga, com dureza de 30 a 58 HRC. Uma vantagem deste tipo de granalha é a resistência ao desgaste que apresenta e, portanto, maior durabilidade. A norma AMS (“*Aerospace Materials Specification*”) 2431 caracteriza o tipo de granalha em duas classes:

- a) REGULAR (45 a 52 HRC), ideal para materiais com dureza superficial inferior a 52 HRC;
- b) “*HARD*” (55 a 62 HRC), ideal para materiais com dureza superficial superior a 55 HRC (geralmente materiais cementados).

O acréscimo no diâmetro do meio eleva a intensidade e profundidade do pico de tensão residual. A explicação se baseia no acréscimo de energia cinética pontual e na região deformada plasticamente. Foi proposta uma mistura com 70% de massa S230 e 30% S170 com distribuição bimodal que produziu um pico de tensão residual 30,9% maior que o processo de referência com qualidade superficial similar e ganho na resistência à fadiga (REGO; GOMES; BARROS, 2013). O grau de cobertura é definido como o grau de uniformidade da camada comprimida, obtida por meio do “*shot peening*” identificada pelas marcas efetuadas pelas esferas que se chocaram contra a superfície do material (Figura 34).

Figura 34 Comparativo entre os graus de cobertura da superfície no processo de “*shot peening*”



Fonte: PANGBORN EUROPE SPA

O grau de cobertura é grau 1 (ou 100%) quando pelo menos 98% da superfície original é atingida pelas esferas. Uma cobertura com grau superior a 1, é mensurada em termos de

tempo de exposição sob efeito do jateamento. Entre a cobertura e o tempo de exposição, existe uma fórmula dada pela equação (31):

$$c_2 = 1 - (1 - c_1)^n \quad (31)$$

onde:

c_2 = cobertura percentual em décimos após n ciclos;

c_1 = cobertura percentual em décimos após 1 ciclo;

n = número de ciclos efetuados.

Este parâmetro é obtido regulando o tempo de exposição que depende da velocidade da granalha e do ângulo de incidência. No caso específico do tratamento dos eixos e engrenagens que compõem o câmbio, leva-se em consideração a intensidade, grau de cobertura, diâmetro e a dureza da granalha.

Em equipamentos tipo turbina ou ar comprimido como propulsão da granalha, a peça a ser tratada é posicionada em um dispositivo porta peças, que gira com uma velocidade de rotação. Esta velocidade não deve atingir um valor elevado, a fim de garantir um fluxo homogêneo de granalha sobre toda a peça, principalmente, na base do dente. A velocidade de rotação deve ser otimizada, a fim de se obter uma relação entre qualidade de processo e tempo ciclo ideal.

A distância entre a peça e o ponto de saída do fluxo da granalha deve ser estabelecido empiricamente e com o auxílio dos testes de medida da intensidade. Os parâmetros de processo devem ser mantidos sob controle, a fim de se obter um processo de qualidade e homogêneo. Fica evidente, assim, a contribuição de todos os parâmetros na determinação da qualidade e tempo ciclo de um processo de tratamento de “*shot peening*”.

2.9 Propriedades mecânicas afetadas pelo “*shot peening*”

O limite de resistência à fadiga de engrenagens cementadas pode ser melhorado através do acréscimo de tensões residuais compressivas na superfície, refino de grão austenítico e minização de oxidação intergranular.

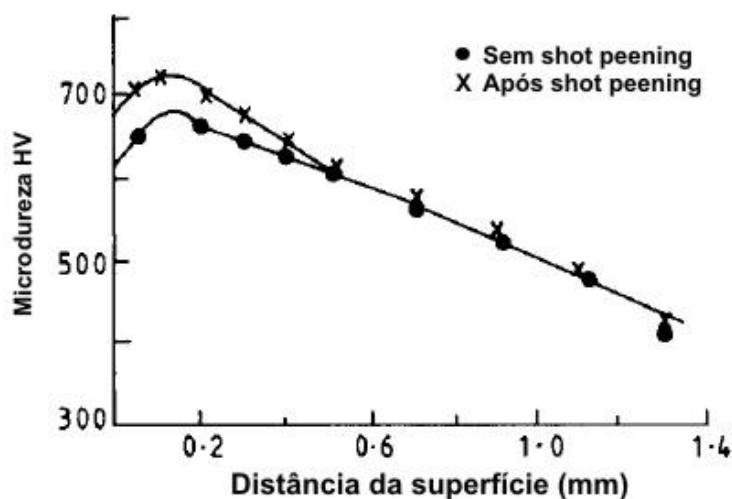
O processo de “*shot peening*” tem como principal finalidade, o aumento da resistência à fadiga, porém, outros resultados podem ser alcançados tais como redução de fratura por “*pitting*”, contribuição para a lubrificação, prevenção de trincas produzidas por corrosão sob fadiga, melhoria das características geométricas, correção de defeitos gerados pelo processo

de retífica e fechamento de porosidade derivada da evaporação de hidrogênio durante o tratamento térmico através da deformação plástica (SERRA, 1995).

A resistência à fadiga acrescida, comparando-se a elementos que não passam pelo processo de “*shot peening*”, permite a redução do dimensional das peças que passam por este processo, tendo em vista uma mesma carga aplicada e, simultaneamente, redução de custos sobre o material além de possibilitar o projeto de sistemas menores e mais resistentes evitando reprojeto (TOKAJI; KOHYAMA; AKITA, 2004).

As distribuições de dureza em profundidade antes e após “*shot peening*” mostram-se na Figura 35.

Figura 35 Distribuição de microdureza antes e após “*Shot peening*” precedidos de têmpera e revenimento

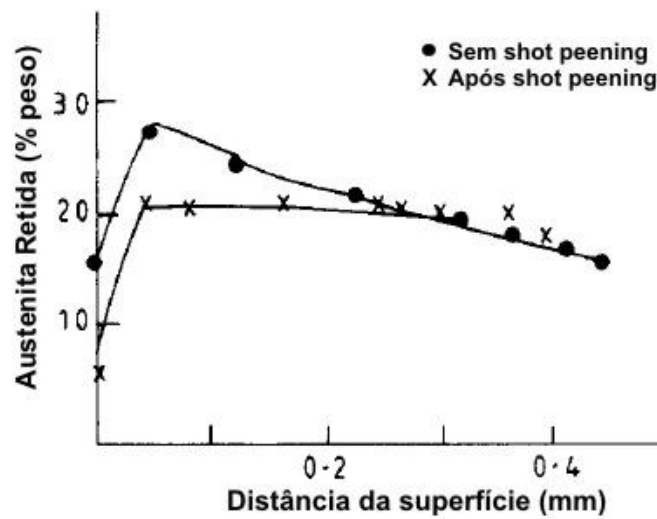


Fonte: Tokaji, Kohyama e Akita, 2004

Observa-se que a profundidade do encruamento da camada induzida por “*shot peening*” é cerca de 0,4 mm com aumento de 50 a 80 HV ou mais (HONGBIN; QING; ERYU; DENGZHEN; ZHAOHONG; ZHENGLI, 1991).

Esse acréscimo na microdureza na camada superficial resulta da ação combinada de encruamento, tensão residual, e mudança na microestrutura. Observou-se, também, que a redução na austenita retida induzida por “*shot peening*” foi de 20% em uma profundidade de 0,3 mm e 62,24 % na superfície (Figura 36).

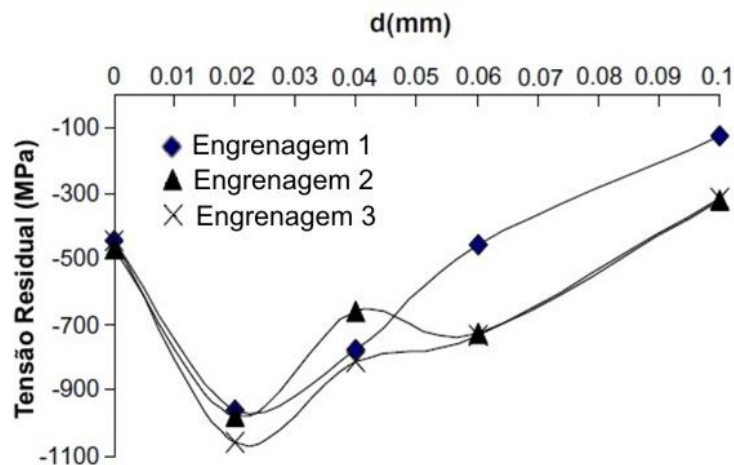
Figura 36 Distribuição da austenita retida X distância da superfície antes e após “*shot peening*”



Fonte: Hongbin, Qing, Eryu, Dengzhen, Zhaohongb e Zhengle, 1991

Pariente e Guagliano (2009) avaliaram a distribuição de tensões compressivas em profundidade antes, durante e após o trabalho de três engrenagens. A Figura 37 mostra a distribuição dessas tensões com a profundidade que relaxam em serviço.

Figura 37 Distribuição de tensões compressivas com a profundidade que relaxam em serviço



Fonte: Pariente e Guagliano, 2009

“*Shot peening*” aumenta a resistência à fadiga de contato. Engrenagens que sofreram “*shot peening*” apresentam riscos de usinagem devido a baixa intensidade de “*shot peening*” e indentações esféricas criadas durante o impacto com os dentes. Guagliano, Riva e Guidetti (2002) estudaram a área de dano de engrenagens após “*shot peening*” e utilização, verificando que o dano ocorre quando o dente se submete a laminação e deslizamento nas direções opostas. Nesse caso, microtrincas originam na superfície, propagam-se superficialmente e

retornam à superfície, causando o destacamento do material e subsequente dano ao flanco. Provou-se que o dano é causado por “pitting” e não nucleação subsuperficial e na interface entre camada superficial cementada e núcleo. Torna-se necessário então, para se prevenir a fratura, o conhecimento não somente da tensão máxima superficial de compressão, mas também, a sua posição.

Recentemente, estudos de “*shot peening*” têm sido feitos utilizando a técnica de elementos finitos (KIM; LEE; HYUN; JUNG, 2013), mas, ainda, sem quantificar e correlacionar parâmetros de processo com o nível e distribuição de tensão em distintas geometrias de componentes.

2.10 “*Shot peening*”/Nitretação

A nitretação é um tratamento termoquímico para melhorar resistência à fadiga, ao desgaste e à corrosão de componentes mecânicos. A profundidade de camada comercial é de 0,2 mm em média, e essa camada pode causar “*spall*” da matriz devido às cargas elevadas ou gradientes de tensão na camada superficial. “*Shot peening*” com intensidade apropriada prolongou a vida do componente submetido à fadiga de contato e tornou o “*spalling*” menor (GAO, 2008).

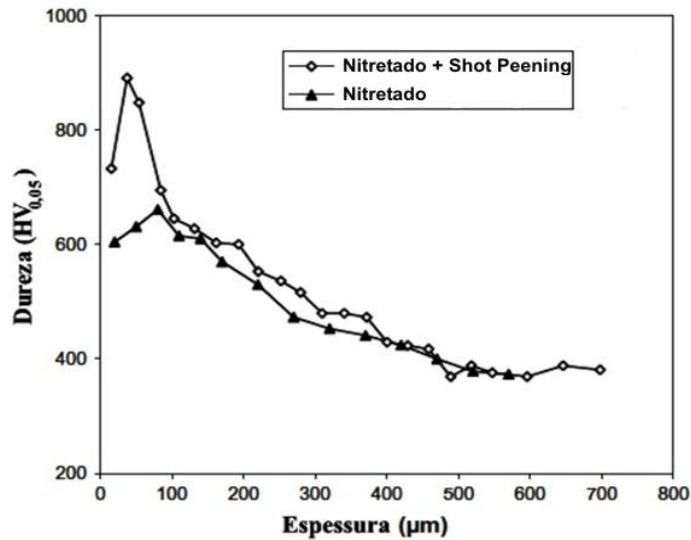
A nitretação é um processo difusional controlado pelo tempo e temperatura e, usualmente, apresenta duas camadas distintas. A camada externa é chamada camada de compostos e sua espessura se situa entre 5 e 25 μm , e abaixo desta, há a zona de difusão.

O “*shot peening*” é usado para melhorar a resistência à fadiga de aço cementado e menos empregado para aço nitretado. A dureza da camada de compostos é maior que a dureza das esferas o que provoca quebra em maior número dessas esferas (TERRES; HABIB SIDHOM, 2012). O “*shot peening*” é benéfico por gerar tensões compressivas residuais e a nitretação por aumentar a dureza. Um efeito sinérgico pode ser antecipado se esses dois processos são combinados, pelo acréscimo da área de contorno de grão e densidade de deslocamentos. Neste caso, o acréscimo da difusão pode ser esperado em grãos ultrafinos e na camada superficial nanoestruturada.

O “*shot peening*” pode ser vantajoso se desempenhado com parâmetros mais severos em relação ao convencional com maior deformação plástica (HASSANI-GANGARAJ; MORIDI; GUAGLIANO; GHIDINI; BONIARDI, 2013).

O perfil de microdureza Vickers da superfície ao centro do aço DIN 42CrMo4 temperado, revenido e nitretado e “*shot peening*” mostra-se na Figura 38, onde se observa dureza maior da amostra com “*shot peening*”.

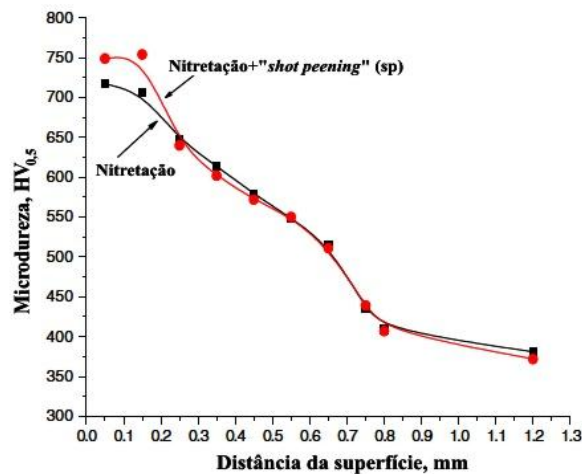
Figura 38 O perfil de microdureza Vickers da superfície ao centro do aço Din 42CrMo4 temperado, revenido e nitretado e “*shot peening*”



Fonte: Terres, Habib e Sidhom, 2012

Em profundidades maiores de nitretação (0,75 mm de camada efetiva), a microdureza da camada nitretada seguida de “*shot peening*” é maior que a amostra nitretada da superfície até 0,20mm (Figura 39).

Figura 39 Distribuição da microdureza ao longo da distância da superfície



Fonte: Gao, 2007

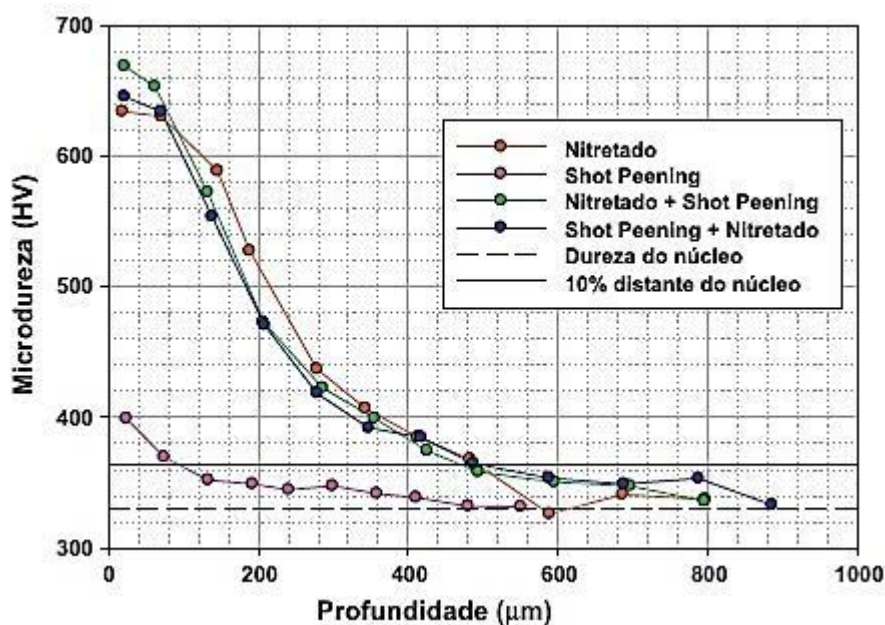
A Tabela 5 mostra as características mecânicas das camadas de compostos e de difusão.

Tabela 5 Rugosidade para todos

Tratamento	Ra(μm)	Rq(μm)	Rz(μm)	Rt(μm)
Como recebido	0,07	0,10	0,62	0,82
Nitretado	0,59	0,76	4,37	5,04
“Shot peening” severo	4,93	6,02	23,82	32,96
Nitretado + “Shot peening” severo	1,49	1,87	7,05	9,88
“Shot peening” severo + Nitretado	5,23	6,5	25,49	33,22

Fonte: Gao, 2007

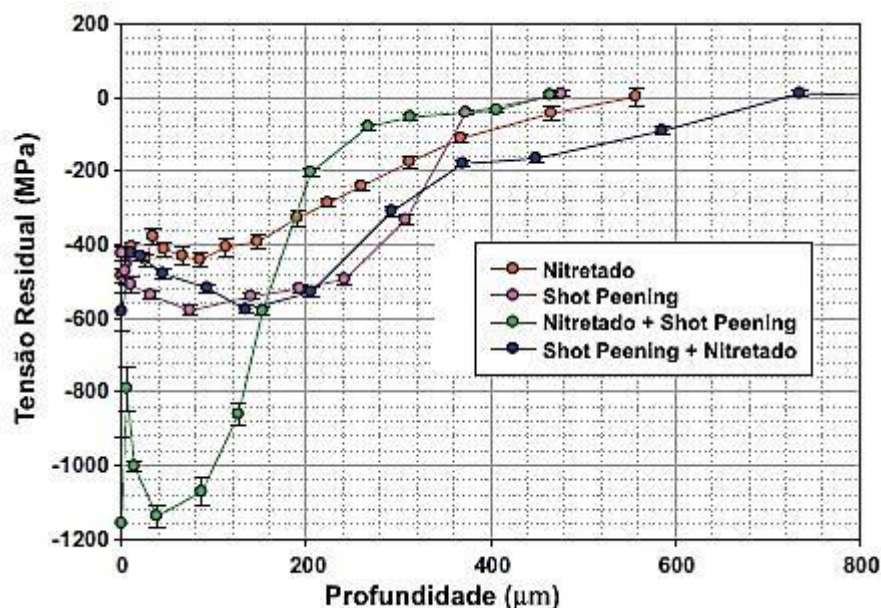
Hassani-Gangaraj et al.(2013) não verificaram variação na profundidade da camada nitretada com “shot peening” aplicado antes ou após nitretação (Figura 40).

Figura 40 Perfis das curvas de microdureza versus profundidade para diversos tratamentos

Fonte: Hassani-Gangaraj et al., 2013

A nitretação contribui para o aumento de dureza, enquanto que o “shot peening” gera tensões residuais compressivas (Figura 41).

Figura 41 Distribuição das tensões residuais pela profundidade para diversos tratamentos



Fonte: Hassani-Gangaraj et al., 2013

Fadiga de contato pode afetar a vida de rolamentos e engrenagens. Se as peças trabalham sob elevadas cargas de contato, processos de degradação da superfície, isto é, “*pitting*” ou “*spalling*” se observam. Diversos parâmetros devem ser considerados no estudo do fenômeno desde características do material até condições ambientais. Entre esses fatores incluem-se tensões de contato, espessura e tipo de filme de lubrificação, topografia superficial, e as interações entre asperezas, tensões residuais e descontinuidades superficiais (BATISTA; DIAS; LEBRUN; LE FLOUR; INGLEBERT, 2000).

Resistência à fadiga é afetada por processos de fabricação e tratamentos superficiais que podem modificar as características mecânicas, geométricas e metalúrgicas nas camadas próximas à superfície e introduzir gradiente de tensões residuais entre a superfície e o núcleo do componente. Atenção deve ser dada não somente às tensões residuais superficiais, mas também, aos valores de tensão residual superficial e o gradiente de forma nas camadas internas. Assim, tensões de fadiga de contato máximas estão, às vezes, localizadas abaixo da superfície que podem induzir nucleação e iniciação de trinca.

2.11 Transformação da austenita induzida por deformação

Atualmente, aços que sofrem transformação induzida por deformação tais como aços TRIP, têm interesse na indústria automobilística em razão das propriedades, quais sejam, resistência mecânica e ductilidade. A transformação de fase no estado sólido da austenita CFC

em martensita CCC/TCC origina o fenômeno o que aumenta a taxa de encruamento e atrasa o início da estricção durante a deformação, melhorando a ductilidade (AHN; KIM; BEI; HAN, 2010).

A dureza superior da martensita em aços pode ser atribuída a sua complexa microestrutura que varia com a composição, especialmente teor de carbono. A dureza da martensita se relaciona à microestrutura que depende da temperatura M_s , energia livre de Gibbs, expansão relativa de volume, e resistência da martensita e austenita (BORGENTAM; HEDSTROM; STORMVINTER, 2013). Para ligas Fe-C, martensita ripa forma na faixa de composição entre 0-0,6%C, enquanto martensita placa torna a morfologia dominante com %C>1,0. Uma ripa pode ser descrita como uma unidade de martensita como agulha com uns poucos microns de comprimento e espessura menor que 1micron.

Durante a transformação em martensita, há uma relação de orientação entre reagente (austenita) e produto. A relação de orientação Kurdjumow & Sachs prediz que 24 variantes cristalográficas de martensita podem desenvolver da austenita quando se desconsidera maclas de recozimento. Para martensita ripa, essas 24 variantes podem ser divididas em 4 grupos, que consistem de 6 variantes com uma relação paralela dos planos de maior densidade atômica. Esses quatro grupos se chama “pacotes” e as variantes de martensita no interior do pacote têm o mesmo plano de hábito. Os quatro pacotes são constituídos dos seguintes grupos variantes V1-V6; V7-V12; V13-18 e V19-V24. Cada pacote pode ser subdividido em três blocos, onde cada bloco consiste de duas variantes de martensita com baixa desorientação, por exemplo, três blocos do pacote V1-V6 são V1-V4, V2-V5 e V3-V6. V1 se chama “subbloco” e onde se encontram as unidades morfológicas que contêm diversas ripas individuais. A morfologia da ripa pode ser considerada como estrutura hierárquica: grão de austenita - pacote-bloco-subbloco-ripa individual, onde a ripa individual pode ser considerada como um bloco construtor básico da microestrutura.

A martensita placa encontrada em aço de alto carbono com baixa temperatura M_s aparece como unidade individual de vários tamanhos limitada pelo tamanho de grão da austenita e por outras placas vizinhas. Algumas características da martensita placa são “midrib”, maclas de transformação, maclas de deformação, arranjos de deslocamentos e trincas transversais (STORMVINTER; MIYAMOTO; FURUHARA; HEDSTROM; BORGENTAM, 2012).

Jang, et al. (1995) reportaram a ocorrência de três tipos de transformação martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon$; $\gamma \rightarrow \alpha_{ccc}$ e $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha_{ccc}$, sendo que duas ocorrem simultaneamente. Os produtos de

transformação são afetados pela composição e deformação aplicada, e, simultaneamente, desenvolveram um método de ataque para revelar as diferentes fases martensíticas.

Sabe-se que falhas de empilhamento e maclas desempenham papel importante na formação de martensita em aços cuja plasticidade é induzida por maclação (TWIP). A transformação de fase $\gamma_{CFC} \rightarrow \varepsilon_{hcp}$ se realiza através da introdução de falhas de empilhamento em camadas alternadas dos planos $\{111\}$ da austenita CFC. Martensita α_{ccc} se forma nas interseções das diferentes ε_{hcp} ou diretamente da fase austenita. As falhas de empilhamento e maclas atuam como sítios de nucleação para formação de martensita α_{ccc} (DINI; NAJAFIZADEH; MONIR-VAGHEFI; UEJI, 2010). O efeito do tamanho de grão da austenita na temperatura de início de transformação em martensita (M_s) foi estudado pelos pesquisadores (JIANG; QE; ZHOU; HSU, 1996; JUN; CHOI, 1998; HAMADA; SAHU; CHOWDHURY; KARJALAINEN; LEVOSKA; OITTINEN, 2008). Contornos de grão estabilizam e endurecem a austenita e, conseqüentemente, M_s decresce com o decréscimo do tamanho de grão austenítico.

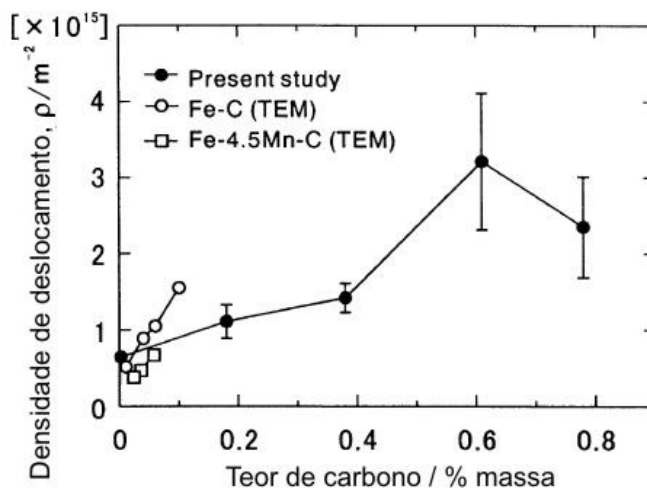
Transformação martensítica entende-se como fenômeno que inicia na temperatura M_s , quando o corpo de prova é resfriado da região austenítica. Há correlação entre o comportamento magnético das ligas de ferro e a transformação de fase austenita (fase mãe) e martensita. Apesar da natureza paramagnética da austenita nessas ligas, martensita exibe caráter magnético. Formações isotérmica e atérmicas podem ocorrer nessas ligas (AYDIN; GULER; AKTAS; GUNGUNES, 2002).

Deformação plástica da fase austenita pode também causar transformação martensítica como aquelas induzidas termicamente em ligas ferrosas. A diferença principal entre as martensitas induzidas por deformação e termicamente deve-se à morfologia e cristalografia da martensita existente. Em ligas ferrosas, cinco tipos de martensita α' (CCC) podem ocorrer durante as transformações de austenita (CFC) a martensita CCC. As relações de orientações cristalográficas que ocorrem são Kurdjumov-Sachs (K-S), Nishiyama (N) ou Greninger-Troiano (G-T). Contudo, em transformações CFC a HC, morfologia de martensita ε pode ocorrer em bandas paralelas com orientação do tipo Shoji-Nishiyama (S-N) (GULER; KIRINDI; AKTAS, 2007), e, também, transformações induzidas $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ por tensão com aumento no número de discordâncias (LEE; BAIK; KIM; CHOI, 2003).

Martensita ripa tem importância industrial em aços comerciais tratados comercialmente, e densidade de discordâncias é um dos fatores principais da elevada resistência da martensita ripa. A densidade de discordância é da ordem de 10^{14} a 10^{15} m^{-2} .

A Figura 42 mostra a mudança na densidade de discordância com o teor de carbono em ligas Fe-C o que evidencia o acréscimo na densidade de discordância com o teor de carbono.

Figura 42 Variação de discordância em martensita ripa em função do teor de carbono



Fonte: Morito; Nishikawa; Maki(2003)

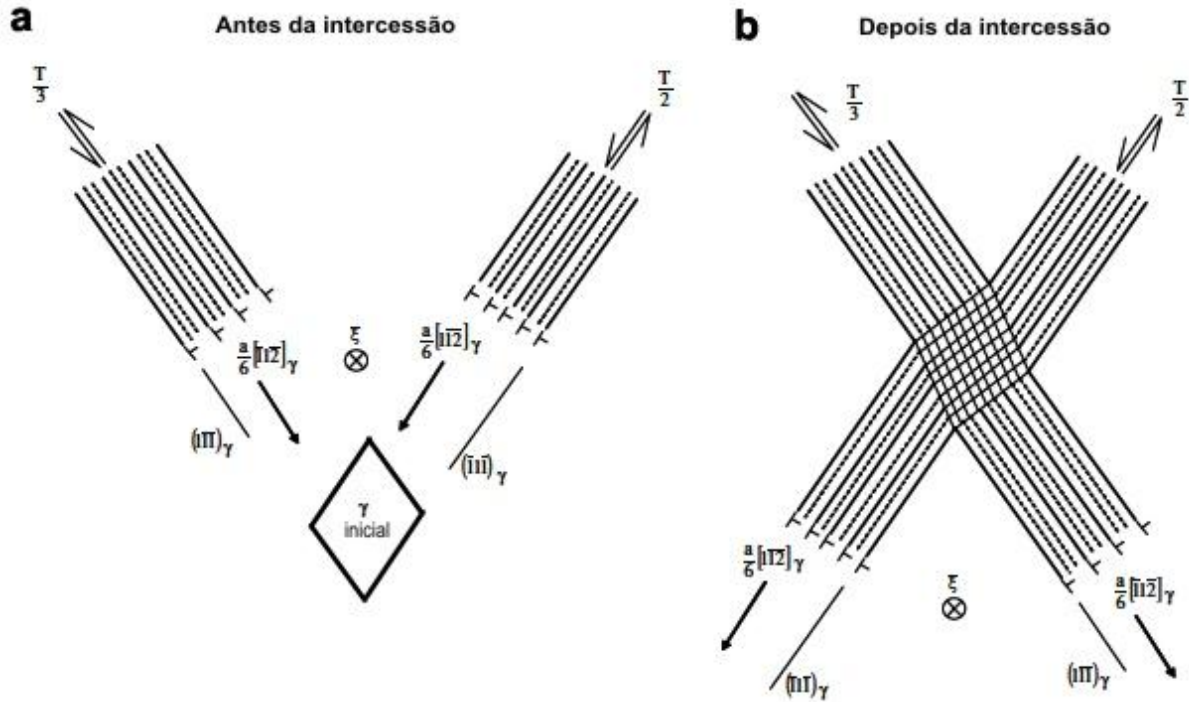
Observa-se, também, que a quantidade de deslocações decresce levemente quando o teor de carbono aumenta de 0,61 para 0,78%. Ripas nessas ligas continham maclas de transformação em adição às deslocações, sendo que a liga com 0,78%C continha uma maior quantidade de maclas. Houve correlação entre mudança de volume da martensita e densidade de deslocações na martensita ripa, enquanto a temperatura M_s não afetou a densidade de deslocações significativamente (MORITO; NISHIKAWA; MAKI, 2003).

Após deformação compressiva, encontrou-se martensita quebrada e dobrada e a alteração da morfologia atribuiu-se à distorção da matriz austenítica. A deformação por tração, ocorreram transições de “*butterfly*” a ripa; lenticular para “*butterfly*” e, também, lenticular para “*butterfly*” (LI; ZHANG; GAUTIER; ZHANG, 1998).

Pesquisas indicam que dois mecanismos de transformação martensítica, isto é, transformação assistida por tensão ou deformação desempenham papel importante em ligas ferrosas.

O primeiro mecanismo descreve a formação direta de martensita α' da austenita, enquanto que o segundo envolve reação em duas etapas, nas quais a fase α' se forma de uma fase intermediária ϵ com estrutura hexagonal compacta. O mecanismo é apresentado na Figura 43.

Figura 43 Modelo geométrico proposto por Olson e Cohen para nucleação da martensita α' antes(a) e depois(b) da intercessão das bandas de deslizamento



Fonte: Bracke; Kestens; Penning (2007)

Os mecanismos de deformação e propriedades mecânicas de metais CFC se relacionam com a energia de falha de empilhamento(SFE) que é o parâmetro chave determinante se maclação, transformação martensítica, ou escorregamento por deslocamento dominará o processo de deformação do material. Maclação ocorre em SFE na faixa de 18-45 mJ/m^2 e escorregamento de deslocação quando $\text{SFE} > 45 \text{ mJ/m}^2$ (SHEN; LI; SUN; WANG; ZUO, 2012). Contudo, concluiu-se, também, alterações nesses valores da energia de falha de empilhamento, isto é, (i) escorregamento e transformação martensítica ($\leq 18 \text{ mJ/m}^2$), (ii) maclação mecânica e escorregamento com deslocações parciais ($18-60 \text{ mJ/m}^2$) e (iii) escorregamento em deslocações perfeitas ($60-85 \text{ mJ/m}^2$) (IMANDOUST; HANZAKI-ZAREI; SABET; ABEDI, 2012)

A mudança na morfologia e subestrutura de martensita α' com a mudança de volume que acompanha a transformação austenita a martensita em ligas Fe-C foi estudada e mostrou correlação, isto é, contração ($\frac{\Delta V}{V}$) decresce com o decréscimo na densidade de deslocações na martensita e na interface martensita- austenita (SHIBATA; YONEZAWA; YABUUCHI; MORITO; FURUHARA; MAKI, 2006).

As características básicas entre martensita induzida por deformação e a induzida termicamente tais como mudança de forma dos volumes de austenita transformados, planos de hábito definidos e relação de orientação entre as duas estruturas cristalinas se preservam, no

entanto o mecanismo de formação, morfologia e subestrutura são diferentes. As relações de orientação entre as fases são descritas para liga Fe-Ni (DURLU, 1996).

Em geral, microestruturas deformadas de materiais irradiados caracterizam-se por “*pile-up*” de deslocações para metais CFC com elevada energia de falha de empilhamento tais como Al (200-250mJ /m²), Cu (40-90mJ/m²) e metais CCC tais como Nb, Mo. Para metais com baixa energia de falha de empilhamento tais como aço inoxidável austenítico (<10mJ/m²), bandas de maclas e martensita lamelar ocorrem em temperatura ambiente até 450 °C (LEE; BYUN; HUNN; YOO; FARRELL; MANSUR, 2001).

2.11.1 Relaxação de Tensão Residual

Relaxação de tensão pode ocorrer quando os componentes se submetem a carga mecânica e térmica. Ela depende do material e do tipo do tratamento superficial que gera as tensões residuais. A relaxação de tensões residuais causadas por tratamento superficial mecânico é basicamente condicionada pelo movimento de deslocações convertendo as deformações residuais elásticas associadas às tensões residuais em deformações microplásticas. Para tensões residuais produzidas por tratamentos térmicos ou termomecânicos, a relaxação de tensão é uma função da possibilidade de movimento de deslocações e da estabilidade da estrutura metalúrgica. Qualquer modificação da microestrutura leva a alteração da distribuição de tensões residuais que deveria ser levada em conta na análise de vida à fadiga (BATISTA; DIAS; LEBRUN; LE FLOUR; INGLEBERT, 2000).

Resistência à fadiga de engrenagem deve ser elevada em razão da falha que ocorre por fadiga por flexão na raiz do dente ou fadiga de contato na área do diâmetro primitivo(LIU; WANG; SHI; HUI; FAN; DONG, 2009). O objetivo de um análise de falha é a seleção e a descrição daqueles fatores que causam a falha da engrenagem da transmissão. Embora uma análise metalúrgica forneça informação vantajosa, a fim de determinar fatores que conduzem a rupturas , uma análise estendida deve ser feita a fim de identificar a causa raiz da falha. Fatores relacionados a projeto mecânico, processo de fabricação, avaliação de produto e aplicação são fundamentais, contudo padrões e regulações análise de tensões, efeitos ambientais e fatores humanos devem ser considerados. Atenção a todos esse fatores, pode, muitas vezes, levar a sucesso levando a mudanças em projeto, tratamentos térmicos ou em material utilizado. Há diferentes modos de falha em engrenagem que pode ser ruptura por

fadiga na raiz do dente causada por flexão; dano superficial e subsuperficial e desgaste por abrasão (BONIARDI; D'ERRICO; TAGLIABUE; CHIARA, 2006).

Tensões residuais de compressão podem elevar a vida de componentes retardando a iniciação e propagação de trincas. Deve-se conhecer não somente as tensões residuais superficiais, mas, também, os valores de tensões residuais e a forma do gradiente nas camadas internas, uma vez que as tensões máximas de fadiga se localizam abaixo da superfície (BATISTA; DIAS; LEBRUN; LE FLOUR; INGLEBERT, 2000).

3 METODOLOGIA

3.1 Análise Química e Metalográfica do Material

A análise química foi feita em corpos de prova retirados de amostras das peças em estudo com dimensões 50x50x19 mm em espectrômetro ótico de emissão. Os elementos químicos carbono e enxofre foram analisados no equipamento marca Leco a partir de limalhas obtidas desses corpos de prova com brocas de 3/16".

As amostras para análise metalográfica foram cortadas na direção normal ao forjamento. Essas amostras foram fresadas e, posteriormente, preparadas em lixas com granulometrias de 180, 240, 320, 400, 500, 600 e 1200 mesh. Em seguida, foi feito polimento de acabamento em feltro impregnado com pasta de diamante com dimensões 9, 3 e 1 μm . Para análise da microestrutura, estas amostras foram atacadas com nital 5%, e, posteriormente, analisadas em microscópio ótico marca Zeiss, com aumento máximo de 1000X.

A medição do tamanho de grão do aço DIN 17NiCrMo7 foi feita utilizando o método do intercepto linear médio (método de Hilliard). As amostras foram austenitizadas em temperaturas de 870, 890 e 930°C durante o mesmo ciclo de cementação de fabricação das peças originais e, em seguida, resfriadas até 840°C para resfriamento em óleo. Após a preparação convencional em lixas, as amostras foram polidas em feltro impregnado com pasta de diamante de 9, 3 e 1 μm . O ataque para revelar contorno de grão foi feito em solução de 100ml de água destilada, 0,5g de ácido pícrico e 5ml de detergente cujo nome comercial é teepol. O ensaio de microdureza foi feito utilizando microdurômetro Vickers , marca Wolpert, carga 1kg, em distâncias de 0,1mm a partir da superfície. A profundidade efetiva foi determinada para a microdureza de 550HV_{1kgf}.

3.2 Análise do gás no forno de tratamento termoquímico

A análise do gás endotérmico no forno contínuo de tratamento termoquímico foi feita em cromatógrafo, marca Finning 9001, anteriormente calibrado , conforme procedimento Fiat QLB-24 (Figura 44) .

Figura 44 Cromatógrafo Finnigan 9001 utilizado para análise de amostras de gás do forno contínuo



Fonte: Elaborado pelo autor

A amostra da atmosfera é coletada na 2ª zona do forno contínuo na mesma tubulação utilizada para análise de rotina da atmosfera para controle do processo. Para coleta da amostra de gás endotérmico, utilizou o sistema de coleta de gás em baixa pressão (Figura 45).

Figura 45 Conjunto de baixa pressão para coleta de gás no forno



Fonte: Elaborado pelo autor

Conectou-se a mangueira no tubo de coleta de gás no forno, abriu-se a válvula de entrada de gás e posicionou-se um dos vidros em desnível em relação ao vidro com a válvula de fechamento onde o gás foi colhido. O líquido fluiu por gravidade para o vidro em desnível, provocando sucção do gás.

Posteriormente, abriu-se a válvula de purga acima do vidro que contém o gás, elevou-se o vidro que estava em desnível para uma posição mais alta, provocando o retorno do líquido para o vidro que contém o gás, fazendo a expulsão do gás colhido por entender que ele pode conter oxigênio que estava na mangueira que foi conectada ao forno.

Repetiu-se esta operação por pelo menos quatro vezes, assegurando que todo oxigênio contido na mangueira ou no recipiente de vidro fora expulso, obtendo uma amostra íntegra para análise (Figura 46).

Figura 46 Conjunto sendo utilizado para coleta de gás no forno contínuo onde vai ser utilizado

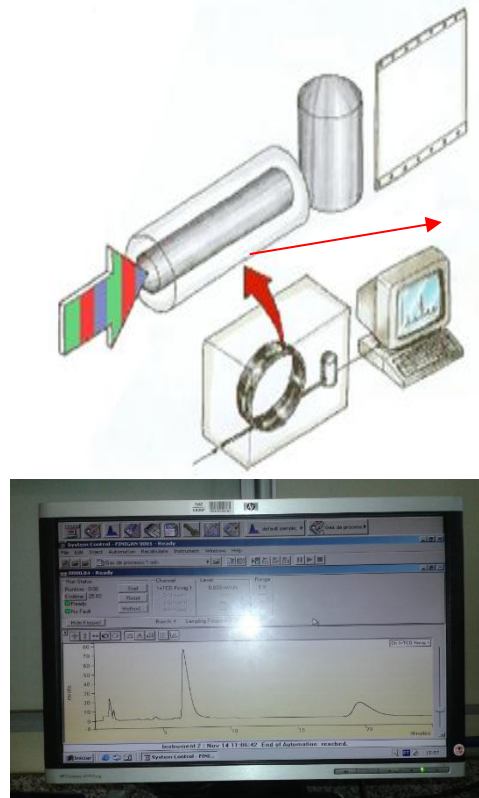


Fonte: Elaborado pelo autor

A amostra de gás coletada no conjunto de linha de baixa pressão foi injetada no cromatógrafo Finnigan 9001 e arrastado pela fase móvel (gás arrastador) através da coluna que contém a fase estacionária (coluna CG aquecida), onde ocorre a separação da mistura.

As substâncias separadas saem da coluna dissolvidas na fase móvel e passam por eletrodos que ionizam os gases com o objetivo de potencializar a leitura no detector que gera um sinal elétrico proporcional à quantidade de material separado (Figura 47).

Figura 47 Esquema de funcionamento do cromatograma para análise do gás



Fonte: Elaborado pelo autor

3.3 Adaptação do gerador de endogás utilizando gás natural

Duas baterias foram disponibilizadas pela Gasmig com cilindros de gás natural para substituição ao gás propano. A Figura 48 mostra o conjunto de cilindros de gás natural adequado às condições de pressão e vazão da rede de propano pela utilização de uma válvula redutora de pressão.

Figura 48 Bateria com cilindros de gás natural



Fonte: Elaborado pelo autor

O desequilíbrio na proporção ar / gás durante a geração do endogás pode ocasionar variações na atmosfera impactando no processo de cementação . A proporção gás /ar para o gás natural em volume na mistura para a geração de atmosfera endogás é de 1/5 o que resultou após o processo de geração em uma vazão de 70 m³/h com os elementos, CO₂ (0,18 a 0,23%) e CO (18 a 23%) em massa.

Para o gás natural, foram necessários testes para adequar a mistura gás/ar, uma vez que a composição química do gás natural (metano – CH₄) apresenta percentual de carbono menor que o propano (C₃H₈). A Figura 49 mostra a parte externa do gerador de endogás evidenciando os trocadores de calor e as tubulações de alimentação do gás natural/propano.

Figura 49 Gerador de Endogás



Fonte: Elaborado pelo autor

A Tabela 6 mostra as proporções de gás/ar e as diferentes vazões utilizadas para o gás natural e ar no sentido de se atingir a mesma composição da atmosfera do gás propano.

Tabela 6 Geração de endogás

Geração de endogás		
Proporção gás X ar	Gás Natural (m ³ /h)	Ar (m ³ /h)
1/5	7	40
1/4	10	40
1/3	13	40
1/2,6	15	40
1/2,7	18	50

Fonte: Elaborado pelo autor

Foram utilizadas as proporções de gás/ar 1/5; 1/4 ; 1/3; 1/2,6 e 1/2,7 com vazão de ar de 40m³/h . A atmosfera de endogás foi analisada e enviada ao forno nas zonas 1 , 2 e 3 . Os

valores de temperatura e vazão de gás no gerador para o forno mantiveram-se constantes comparativamente ao processo com propano. Para a realização do processo de cementação os percentuais de CH_4 , CO , CO_2 e H_2 na composição devem ser controlados, pois afetarão na camada de cementação e dureza do produto.

A Tabela 7 mostra os dados de vazão, tempo e correção da atmosfera verificados para se atingir a atmosfera padrão de processo, considerando inicialmente somente propano.

Tabela 7 Comparativo entre propano e gás natural na geração de endogás

Comparativo entre propano e gás natural na geração de endogás		
Vazão	Propano	Gás natural
	70 m ³ /h	70 m ³ /h
Tempo para atingir % CO_2 0,18 a 0,23%	8 a 10 horas	10 a 14 horas
Correção da atmosfera do forno com propano	240 nl/h	360 nl/h

Fonte: Elaborado pelo autor

A atmosfera endogás gerada com gás natural necessitou da injeção do gás propano na zona 2 do forno na vazão de 360 nl/h para atingir os valores de 0,18 a 0,23 % em massa em condições de tempo de carregamento e temperatura similares às utilizadas com a geração de endogás com propano.

Para garantir o processo de cementação, a ISO/TS 16949 preconiza o controle dos parâmetros do processo o que evita a perda de eficiência. Considerando a particularidade do equipamento a ser utilizado, pode-se ter uma composição média, conforme mostrado na tabela abaixo, do meio gasoso nos fornos e geradores de endogás.

Tabela 8 Composição média do meio gasoso em massa

GERADOR	H_2	≥0,24%	FORNOS	H_2	≥ 0,24%
	CO	19 a 26%		CO	19 a 26%
	CO_2	0,18 a 0,23 %		CO_2	0,18 a 0,23 %
	CH_4	0		O_2	0
	N_2	Restante		CH_4	Restante

Fonte: Elaborado pelo autor

A análise dinâmica do CO_2 da atmosfera foi feita utilizando um analisador de gás, marca Horiba, que capta o gás do forno e, internamente, faz a análise utilizando um sistema de automático através de infravermelho.

De posse da análise CO_2 da atmosfera, pode-se calcular a constante Q através da Equação (32):

$$Q = \frac{(\%CO)^2}{(\%CO_2) \times 100} \quad (32)$$

onde:

Q – Fator obtido a partir da equação acima.

$\%CO_2$ – Valor obtido através do analisador de atmosfera

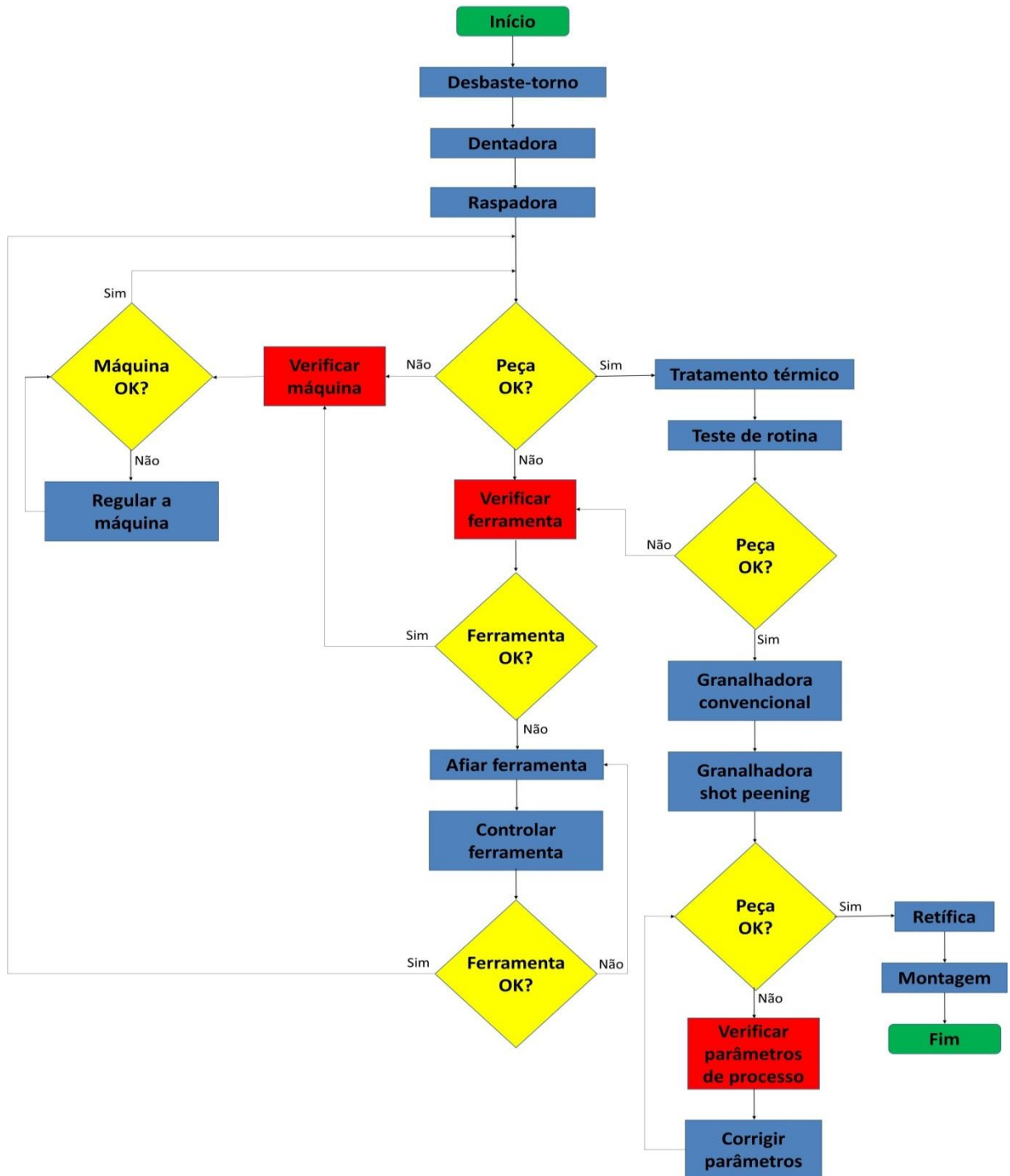
$\%CO$ – em função de testes realizados e sucessivas análises junto ao laboratório químico/metalúrgico definiu-se valor de 24,5% para condição usando propano (conforme tabela 20, onde a faixa azul representa a condição ideal de trabalho, a faixa amarela representa a condição crítica (produtos conforme e não conforme) e a faixa vermelha representa produtos não conforme).

De posse do valor de Q , busca-se no diagrama proposto por Silva 1989 o potencial de carbono da mistura gasosa. Como o tratamento térmico se realizou na temperatura de 890°C, obtém-se no mesmo diagrama o potencial de carbono para essa temperatura. Esses valores do potencial de carbono foram obtidos no gráfico e dispostos na Tabela 20. Simultaneamente, amostras da carga correspondentes aos valores da atmosfera analisada através do ($\%CO_2$) foram cortadas e analisadas sob o ponto de vista metalográfico e de propriedades mecânicas (microdureza para determinação da camada efetiva). Esses valores constituíram um banco de dados no sentido de determinação das condições operacionais otimizadas.

3.4 Etapas de produção

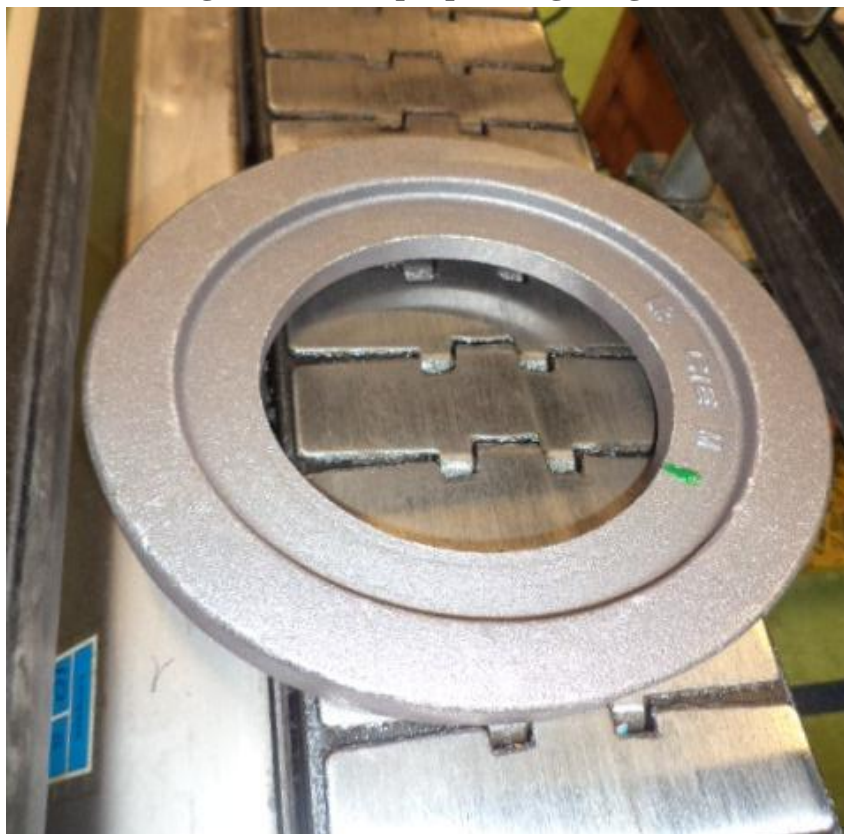
A Figura 50 mostra o fluxo de produção tanto para o eixo quanto para a coroa.

Figura 50 Fluxo de produção tanto para o eixo quanto para a coroa



Fonte: Elaborado pelo autor

Os corpos de prova do aço DIN 17NiCrMo7 foram cortados a partir de blanques para engrenagens (Figura 51) e eixo pré usinado (Figura 52). O corte foi feito em serra de fita, marca Franho, com lâmina de vídea.

Figura 51 Blanque para engrenagem

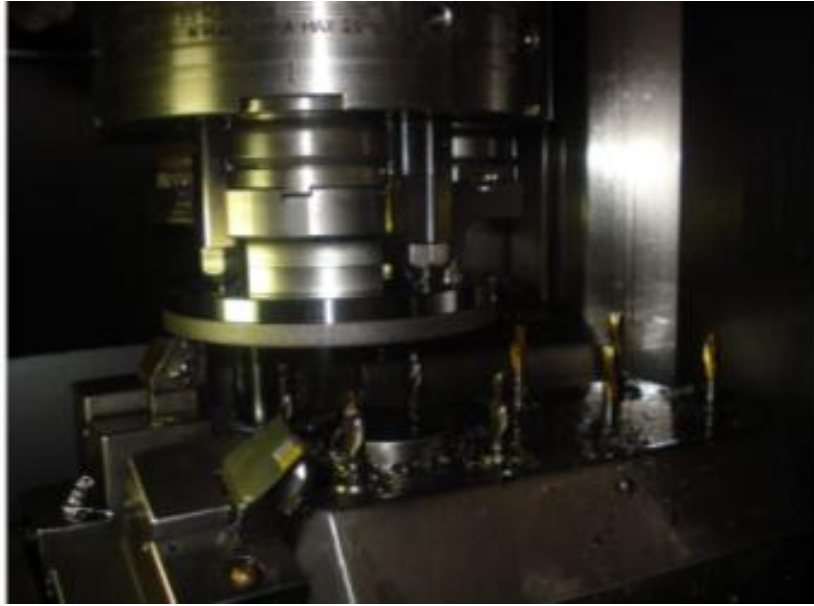
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 52 Eixo pré usinado

Fonte: Elaborado pelo autor

A coroa cilíndrica foi usinada em máquina marca Famar, modelo Tandem 260 para o desbaste com velocidade de corte de 325m/min e avanço 0,5mm/rot. Após o processo de usinagem, na mesma máquina é executada a furação e abertura de rosca M11/1.25 e M10/1.25 para fixação da coroa no diferencial (Figura 53).

Figura 53 Processo de usinagem e abertura de rosca



Fonte: Elaborado pelo autor

Em seguida, foi realizado o fresamento com utilização de ferramenta do tipo caracol construída de metal duro revestido de TiNAl (Figura 54) em fresa marca Mitisubshi, modelo CD30CNC.

Figura 54 Conformação dos dentes



Fonte: Elaborado pelo autor

A rotação da fresa caracol foi de 530 rpm, avanço axial inicial de 10,000 mm/rot, avanço axial nominal de 2,000 mm/rot, ângulo de hélice de 7,0833° e ângulo de orientação de

-25,9000°. Posteriormente, realizou-se o processo de raspagem do dentado em máquina, marca Wurth, modelo ZS 150P (Figura 55). Neste processo, utilizou-se faca “*shaving*” com cobertura de TiNAl.

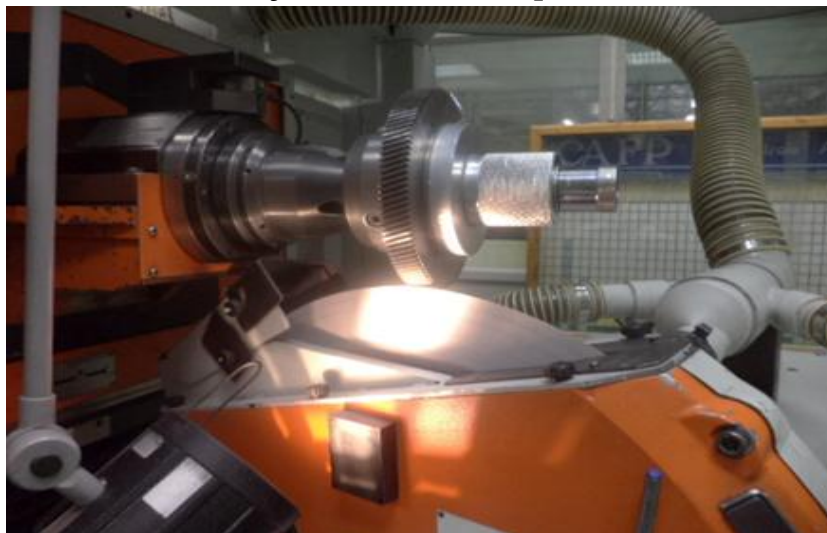
Figura 55 Raspadora para ajuste do perfil de evolvente.



Fonte: Elaborado pelo autor

A superfície deixada no fresamento necessita de acabamento para atender as solicitações mecânicas e qualidade no que refere a ruído. O processo de raspagem corrige o acabamento superficial, melhorando-o, e reduz o erro de forma na engrenagem final procedendo a usinagem com sobremetal ajustado à distorção do tratamento térmico posterior. As características da evolvente e das deformações previstas/conhecidas no tratamento térmico são transferidas no processo de afiação à ferramenta (Figura 56).

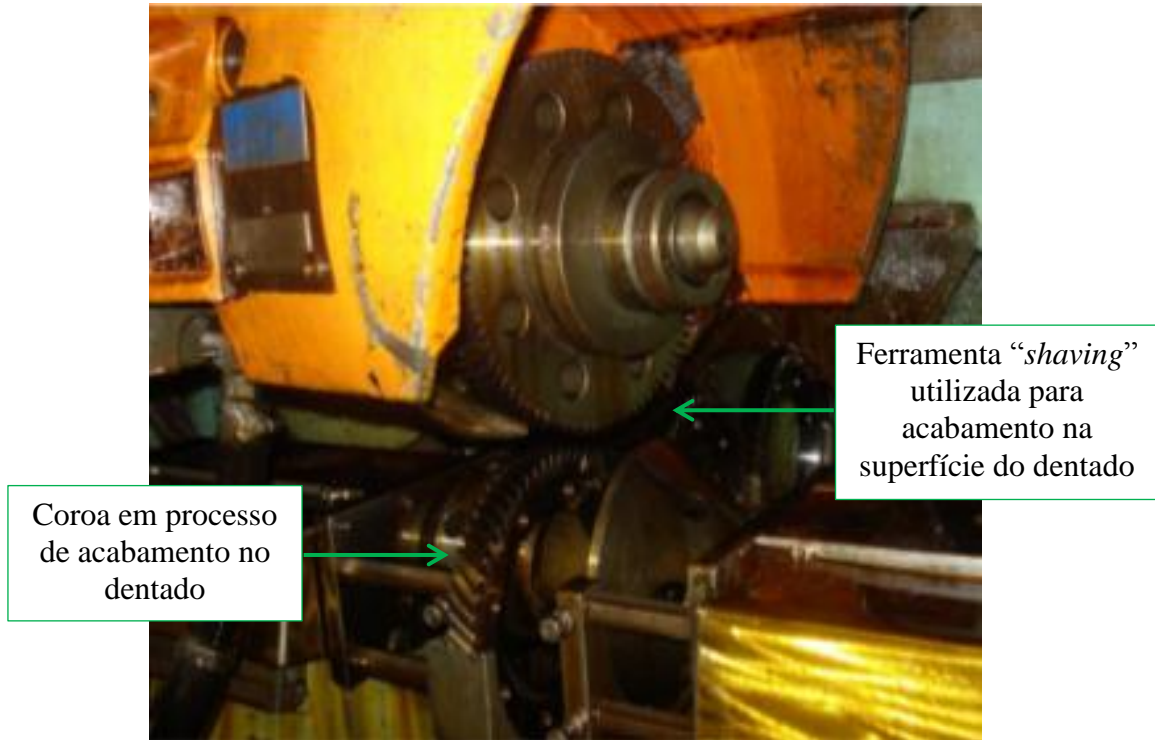
Figura 56 Processo de afiação da ferramenta que define a forma do dentado



Fonte: Elaborado pelo autor

Utilizou ferramenta do tipo faca “*shaving*” que, através de pressão de usinagem com alta precisão, efetuou a operação deixando o perfil otimizado para aplicação após tratamento térmico (Figura 57).

Figura 57 Processo de acabamento do dentado – Raspadora



Fonte: Elaborado pelo autor

No processo de usinagem de acabamento (raspagem) , a ferramenta inicia seu movimento (Figura 58 – ponto 0) deslocando em alta velocidade (Figura 58 – ponto 1) até acontecer o contato entre a ferramenta e o dentado da peça. Neste momento, é realizado o movimento de sincronismo (Figura 58 – ponto 2) entre a ferramenta e a face do dentado onde vai acontecer o acabamento final. Este sincronismo é um movimento vertical da ferramenta para encaixar os dentes da ferramenta com o dentado da peça, e uma vez sincronizado inicia o processo de giro da ferramenta (rotação) para preparar o início da raspagem.

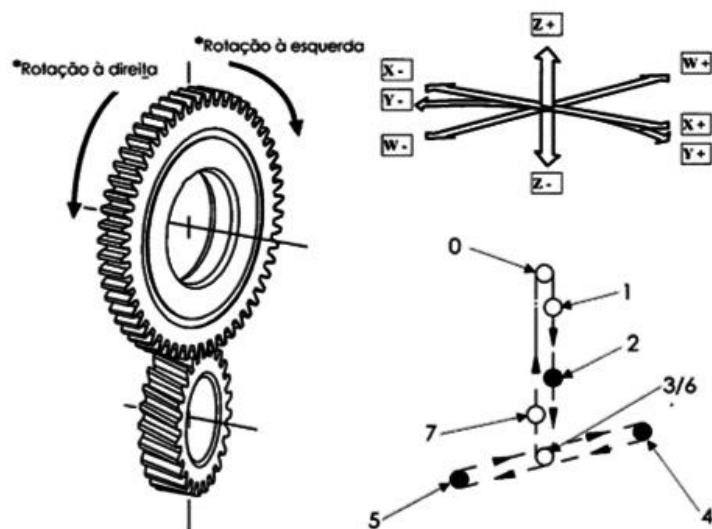
Com a ferramenta já posicionada no dentado da engrenagem , inicia-se o movimento de rotação com aproximação vertical da ferramenta para retirada de material (Figura 58 – ponto 3) na superfície do dentado. Este movimento se desenvolve até atingir o ponto máximo do avanço de modo a obter a medida da peça.

Durante o processo de raspagem e com a ferramenta já havendo atingido o ponto máximo de “mergulho”, acontece a inversão do sentido de rotação da ferramenta (Figura 58 – pontos 4 e 5) concluindo a medida acabada do dentado. As variáveis de “mergulho” e rotação

(Figura 58 – pontos 3, 4 e 5) são determinadas pelos parâmetros específicos de processo inseridos no programa da máquina.

Terminado o tempo de processo a ferramenta retorna a condição neutra entre contato peça / ferramenta (Figura 58 – ponto 6) e retorna em alta velocidade (Figura 58 – ponto 7) para a condição inicial (Figura 58 – ponto 0).

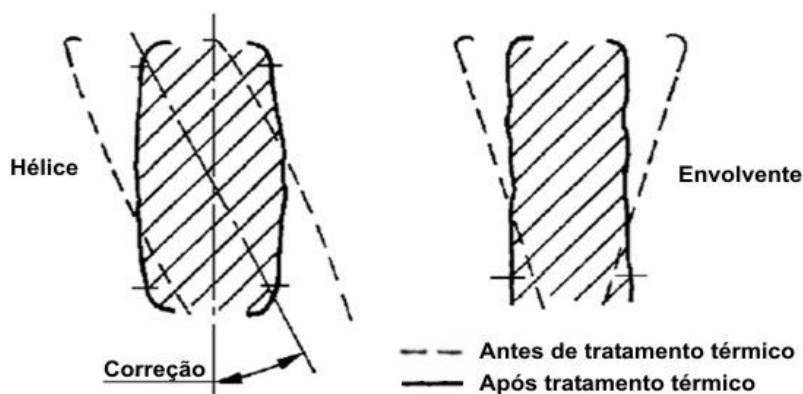
Figura 58 Funcionamento do sistema Plund



Fonte: Elaborado pelo autor

O processo de afiação da ferramenta deve estar alinhado com as condições do tratamento térmico. Como não se tem operação de retífica após tratamento térmico, deve-se eliminar essas deformações, utilizando na raspadora nos dentes helicoidais um ângulo de hélice com deficiência, e com o conseqüente aumento do ângulo de pressão (Figura 59).

Figura 59 Representação da correção necessária para deformação após tratamento térmico



Fonte: Elaborado pelo autor

Para garantir a uniformidade da superfície acabada do dentado após o processo de tratamento térmico, foi adotado uma rotina de controle de processo, onde a cada início de turno foram separadas duas peças que fazem par entre si, por máquina e de cada relação da qual está sendo produzida naquele momento.

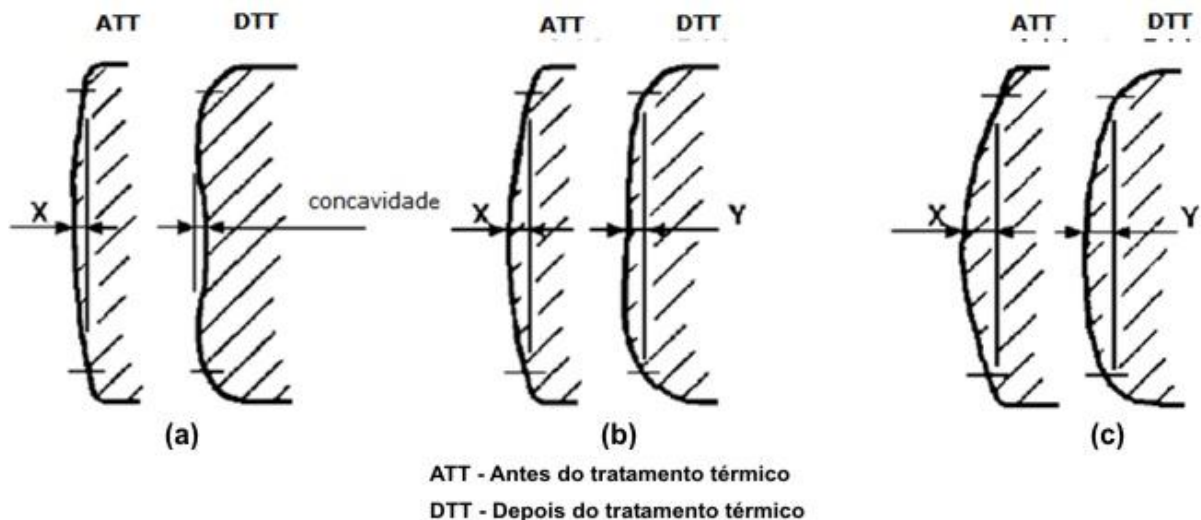
Estas peças foram enviadas para a sala de afiação onde realizou o controle dimensional do dentado no aparelho envolventímetro que gera um gráfico para análise da condição dimensional do dentado antes e após o processo de tratamento térmico.

Realizado a identificação e controle das peças, estas são posicionadas nos “pallets” específicos de aço inoxidável para alimentação do forno de tratamento térmico. Concluído o processo, as peças identificadas retornam à sala de afiação onde realizou um teste dinâmico girando as peças pares entre si em um banco denominado de engrenófono, para constatação de possíveis anomalias e verificar o nível de ruído. Em seguida, realizou-se um novo controle dimensional para acompanhamento da tendência de distorção do dentado.

Através desta análise periódica, consegue-se perceber antecipadamente variações no processo que vão desde necessidade de afiação de ferramenta, parâmetros do processo de usinagem ou tratamento térmico que podem estar influenciando no dimensional da peça, podendo assim intervir no processo e garantir a estabilidade dimensional do dentado.

Mostram-se alterações dimensionais das amostras do dentado após a raspadora e tratamento térmico (Figura 60).

Figura 60 Condições do dentado após a raspadora e o que como pode comportar o acabamento das peças raspadas após o processo de tratamento térmico.



Fonte: Manual do fornecedor: Gleason - Hurt

Após essas operações, as engrenagens foram conduzidas a sala de instrumento para controle de ângulo de hélice e perfil de evolvente. Utilizou nessa avaliação o envolventímetro, marca WENZEL, modelo WGT 350 (Figura 61).

Figura 61 Máquina utilizada para controle de engrenagens e eixos



Fonte: Elaborado pelo autor

As máquinas de medição de forma utilizam os métodos analíticos de controle de engrenagens, consistindo na medição do desvio existente entre o valor real do parâmetro e o teórico especificado em projeto.

Esse método permite que os parâmetros característicos da peça sejam medidos separadamente, possibilitando identificar as origens dos erros geométricos, e realizar uma realimentação do processo de fabricação com melhor exatidão, maior velocidade de medição, e facilitando intervenções rápidas no processo de fabricação. O funcionamento da máquina se baseia em dados específicos da peça como ângulo de pressão, diâmetro de base, ângulo de hélice e módulo. A partir dos dados obtidos, um “*software*” é capaz de traduzir essas medições em forma de perfis, linha de flanco, passos, ângulo de hélice e batimento de peças dentadas.

Essa técnica se aplica em medições de engrenagens cilíndricas de dentes retos, helicoidais, cônicas de dentes curvos, ferramentas (Hob), dentre outras. Os equipamentos utilizados para controle de engrenagens são dotados de comando numérico computadorizado (sistemas CNC), onde os sistemas de medições podem controlar todos os parâmetros

importantes da engrenagem de forma automatizada com integração da metrologia à produção. As máquinas são dotadas de dois ou três eixos lineares e um eixo de rotação (mesa de rotação). O alinhamento da engrenagem a inspecionar é obtido através de programa computacional com baixo nível de incerteza (Figura 62).

Figura 62 Controle de características dimensionais do dentado



Fonte: Elaborado pelo autor

Em seguida à inspeção, as peças foram colocadas em “*pallets*” e dispositivos de aço inoxidável para processo de limpeza na lavadora com banho desengraxante e ativador de superfície de fosfato de ferro. Em seguida, foram encaminhadas aos fornos de tratamento térmico através de rolos transportadores.

3.4.1 Tratamento termoquímico das engrenagens

A instalação de tratamento térmico recebeu o gás natural da Gasmig através de tubulações. A composição química do gás natural e seu poder calorífico foram controlados na instalação de recebimento de matérias primas da FIAT.

As peças permaneceram na 1ª e 2ª zonas durante 430 minutos nas temperaturas de austenitização de 870, 890 e 930 °C e, em seguida, deslocaram-se automaticamente até a 3ª

zona de difusão, onde permaneceram na temperatura de 840°C por 50 minutos com resfriamento em óleo posterior.

Após o tratamento térmico, foi feita a limpeza das peças através de jateamento de água aquecida a 50°C com desengraxante alcalino a 3%. Em seguida, as peças passaram pelo processo de revenimento na temperatura de 150 °C por 90 minutos. Alguns eixos primários não passaram pelo revenimento, e foram amostrados para medição de tensão residual no difratômetro. O intuito foi verificar o efeito do revenimento na distribuição de tensões superficiais no eixo. Foram retiradas amostras de engrenagens antes e após processo de “*shot peening*”.

Há máquinas tipo turbina e por jato de ar para o “*shot peening*”. As engrenagens após revenimento foram submetidas ao “*shot peening*” em máquina de turbina e a jato de ar.

O teste de Almen é o padrão primário de qualidade no controle do jateamento. No início da cada lote produzido, a máquina de “*shot peening*” é checada através da medição almen. Utilizou-se lâmina de 1 x 19 x 75 mm com os seguintes controles de processo: intensidade Almen de 18A, flecha de $0,45 \pm 0,1$ mm, tensão residual (tensão de compressão negativa) na superfície $< - 500\text{MPa}$ e tensão residual (tensão compressão negativa) a 0,03mm de profundidade $< - 800\text{MPa}$

Para 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 (Figura 63).

Figura 63 Posicionamento das coroas no “*shot peening*”



Fonte: Elaborado pelo autor

Os parâmetros utilizados no “*shot peening*” tipo jato de ar para a engrenagem foram eixo Y (posição de trabalho) de 11,00 mm, eixo Z (velocidade de jateamento) de

100 mm/min, eixo Z (posição inicial) de 244 mm, eixo Z (posição final) de 150 mm/min, tempo de jateamento de 30 s/peça e controle de fluxo da granalha de 34,1 kg/min. Os parâmetros para o eixo foram eixo Y (posição de trabalho) de 80,00 mm, eixo Z (velocidade de jateamento) de 100 mm/min, eixo Z (posição inicial) de 235 mm, eixo Z (posição final) de 195 mm/min, tempo de jateamento de 30 s/peça e controle de fluxo da granalha de 34,1 kg/min.

Já no processo tipo turbina, as pás são alimentadas por granalhas por gravidade e, em seguida, essas granalhas foram projetadas sobre as peças pelas palhetas da turbina. Neste processo, tanto as peças quanto a estrutura do equipamento foram impactadas pela projeção das granalhas. Consequentemente, tal equipamento ficou sujeito a um ciclo maior de manutenção, desgaste e fratura das granalhas.

Para o processo de “*shot peening*” tipo turbina, utilizou-se a máquina marca Presseng, modelo EP 1836 com os seguintes parâmetros: rotação do fuso porta peça de 10 rpm, rotação da turbina de 2430 rpm, tempo de jateamento de 0,50 min e tempo ciclo de 30s.

As especificações das granalhas para ambos os processos estão listadas na Tabela 9.

Tabela 9 Especificações das granalhas

Tipo de Granalha	Esférica
Diâmetro Nominal	0,6 mm
Código	S230
Dureza	60 ±2 HRC
Microestrutura	Martensítica com Carbetos de Cromo
Composição Química	
C	1,95 – 2,20
Cr	27,00 – 30,00
Ni	0,00 – 0,50
Si	1,80 – 2,20
Mn	0,70 – 1,20

Fonte: Elaborado pelo autor

3.4.2 Medições do teor de carbono na superfície após cementação

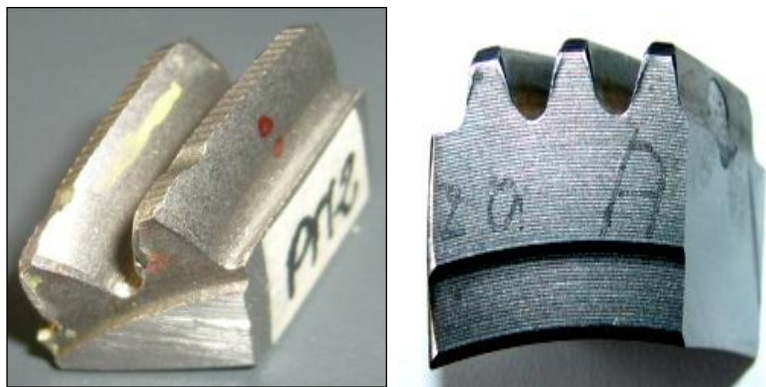
Corpos de prova na forma de cilindros com diâmetro de 50mm e comprimento de 120mm foram colocados juntamente com as cargas no tratamento termoquímico de cementação em temperaturas de 870, 890 e 930°C. Após o resfriamento em óleo, as amostras foram cortadas em discotom 6, marca Struers, velocidade de 0,3mm/s utilizando água como refrigerante. As limalhas para análise de carbono foram obtidas através de usinagem em torno, marca Metalworker, pastilha de aço rápido revestida com TiN. Utilizou-se micrômetro e relógio comparador para medida do diâmetro e retirada de limalha de 0,1mm no

diâmetro. Essas limalhas foram pesadas em balança BG200, marca Gehaka, antes da adição ao fundente Lecocel, marca Leco, com granulometria entre -20 a 40 mesh. Antes da análise de carbono das limalhas, verificou-se o equipamento de análise através do padrão de calibração cujo teor de carbono foi de $0,814 \pm 0,009$.

3.4.3 Medições de tensões residuais nas engrenagens

Para medição de tensões residuais, as engrenagens com e sem “*shot peening*” foram cortadas como na Figura 64:

Figura 64 Padrão de corte para coroas



Fonte: Elaborado pelo autor

Após o corte, inicia-se a corrosão superficial. A composição química da solução utilizada para o ataque foi 10 % H_2SO_4 + 10 % HF + 10% H_2O + 70% H_2O_2 . A velocidade de corrosão média foi de 6 s/ μm . Ao término de 60s de ataque, trocou-se a solução. Após o ataque, fez-se a limpeza com a solução de 85% H_2O_2 + 10% H_2O + 5% HF. Verificou-se a profundidade de ataque através da utilização de um perfilômetro, marca Mahr GmbH, modelo MarSurfXC (Figura 65).

Figura 65 Perfilômetro para medida da espessura corroída.



Fonte: Elaborado pelo autor

Mediu-se as tensões a 0, 15, 30, 45 e 60 μ m de profundidades. As tolerâncias para essas profundidades são no máximo $\pm 5 \mu$ m. Após a preparação, as amostras foram enviadas para empresa GURTEC para medição de tensões residuais. Para estudar o estado de tensões residuais e obter uma distribuição mais precisa de endurecimento, análise de raios-X da camada superficial nas espécies tratadas foi desempenhada, utilizando um difratômetro portátil RAYSTRESS, com método de dupla exposição e radiação Cr K α (Figura 66).

Figura 66 Equipamento portátil de raios-X para medição de tensões mecânicas



Fonte: GURTEQ

Os componentes deste equipamento são a unidade de controle com fonte de alta tensão que permite monitoramento e o ajuste do nível de potência de alimentação do tubo de raios-X, fonte de alta tensão e tubo de raios-X. Uma das qualidades do equipamento é o tubo de raios-X acoplado à fonte de alta tensão. A tensão e a corrente de trabalho da fonte de raios-X são de

25 kV e 1,5 mA, respectivamente. O tubo de raios-X possui dois anodos de cromo com resfriamento ao ar, e produz dois feixes convergentes de raios-X para realizar a técnica de duas exposições de medição de tensões. O ângulo de convergência dos feixes de raios-X é de 50° e o suporte magnético permite instalar o equipamento diretamente na peça analisada e ajustar o equipamento na posição de exposição. O colimador com cassete para filme de raios-X e duas janelas no cassete permitem captar partes das linhas difratadas no intervalo angular de 2θ de 148 a 164°.

Um feixe de raios-X foi enviado ao material e o feixe refletido foi capturado determinando a posição de pico e ângulo 2θ. Os dados refletidos foram analisados utilizando a lei de Bragg, a fim de obter o parâmetro do reticulado na superfície da amostra. Pela inclinação das amostras, o parâmetro do reticulado foi determinado em uma faixa de ângulos perpendicular à superfície.

Os parâmetros de difração utilizados estão mostrados na Tabela 10:

Tabela 10 Parâmetros de difração utilizados

Radiação	Cr-K α
Filtro	V
Detector	SCINTILLATION
Faixa de inclinação(ângulo em relação à normal)	-60 a +60°C
Goniômetro	Gurteq
Plano de difração	(211)
Modulo de Young	210000MPa
Relação de Poisson	0,30
Método de avaliação	Sin2

Fonte: GURTEQ

Valores de tensão foram determinados pela comparação dos dados resultantes do material tratado e em estado livre de tensão e não distorcido. A tensão necessária para distorcer o reticulado em relação ao estado medido é assim calculado dessa comparação.

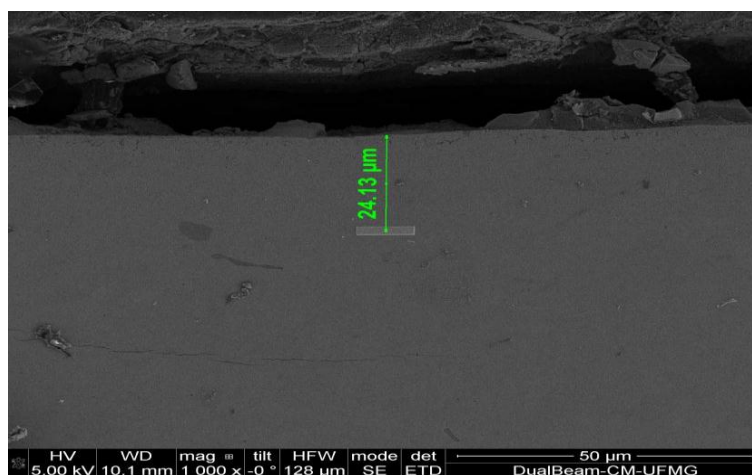
Amostras para análise quantitativa de fases foram submetidas a ensaio de difração de raios-X em um difratômetro operando com radiação Cu K α . Foi utilizado um passo de varredura de 0,02° a uma velocidade de 2°/min.

3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura

As amostras foram preparadas utilizando microscópio eletrônico de varredura com feixe de íons – "*Focus Ion Beam (FIB)*", modelo Quanta 200 3D (FEIAs amostras sem "shot peening" foram retiradas de áreas diferentes, sendo uma delas, a base do dente da engrenagem, denominada SP Base e a outra raio primitivo do dente, denominado SP

Primitivo. É importante ressaltar que ambas as amostras foram retiradas do mesmo dente. Portanto, nas amostras com “shot peening”, seguiu-se o mesmo procedimento anterior, retirando duas amostras, sendo uma da base e outra do raio primitivo, ambas do mesmo dente, denominadas CP Base e CP Primitivo, respectivamente. A região de extração da amostra em todos os corpos de prova foi de 30 μm a partir da borda, seja base ou raio primitivo, conforme Figura 67.

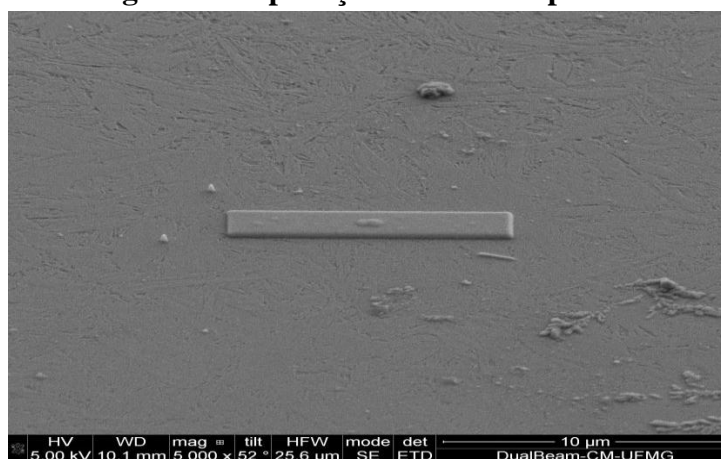
Figura 67 Medição da distância da borda na base do dente até região de aplicação do filme



Fonte: Elaborado pelo autor

A preparação das amostras iniciou na aplicação de um filme de platina ou carbono na superfície do material a ser estudado, com aproximadamente 10 μm de comprimento, 2 μm de largura e 2 μm de altura, posicionado para possibilitar o corte da trincheira ao seu redor, conforme Figura 68.

Figura 68 Aplicação do filme de platina

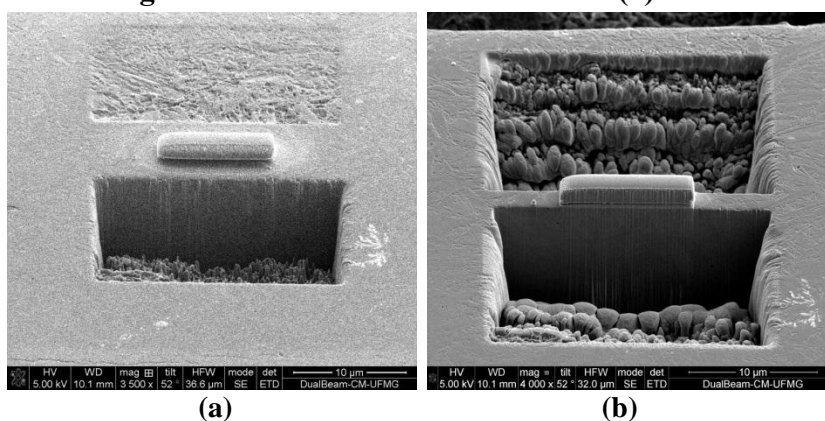


Fonte: Elaborado pelo autor

Posteriormente, realizou-se a calibração da taxa de sputtering. Nesse processo é avaliado a relação de átomos removidos da superfície da amostra por emissão de feixe de íons, otimizando o processo de corte. A taxa de sputtering obtida é a mesma para o silício, de $0,2203 \mu\text{m}^3/\text{nC}$.

Posteriormente à aplicação do filme de platina, faz-se a trincheira em torno da amostra, regular “*cross-section*”, cujo objetivo é remover material no seu entorno para possibilitar o corte da amostra. O regular “*cross-section*” é feito utilizando uma corrente de 15 nA e uma tensão de 30 kV, até que se atinja uma profundidade de $5 \mu\text{m}$, conforme Figura 69 (a) e Figura 69 (b).

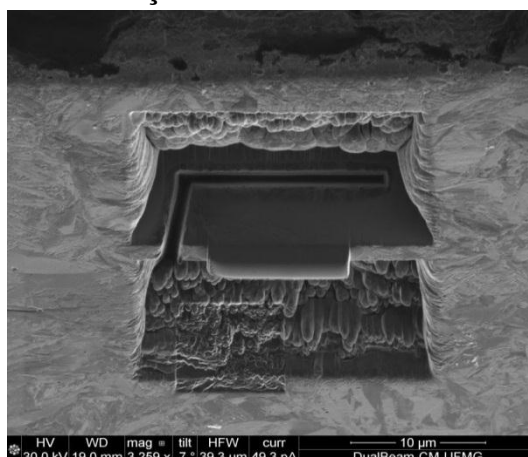
Figura 69 Regular “*cross-section*” na fase inicial(a) e na fase final(b)



Fonte: Elaborado pelo autor

Posteriormente ao processo de “*cross-section*”, fez-se o primeiro polimento, “*clean cross-section*”, com corrente entre 1 a 3 nA e tensão de 30 kV. Posteriormente, foram feitos dois cortes para iniciar o processo de remoção da amostra do restante do corpo de prova, utilizando uma corrente de 30 nA e uma tensão de 30 kV (Figura 70).

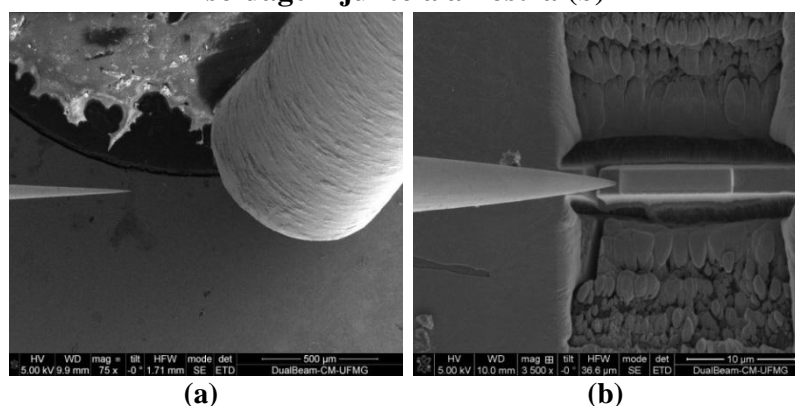
Figura 70 Presença da trincheira e corte lateral em L



Fonte: Elaborado pelo autor

A amostra então foi soldada com platina na agulha OMNIPROBE. Nesse processo de soldagem, o gás $(\text{CH}_3)_3\text{Pt}(\text{CpCH}_3)$ é liberado dentro da câmara onde encontrou a amostra. Na região onde há incidência de elétrons, anteriormente indicada pelo programa de computador, ocorre a reação química entre os elétrons e o gás $(\text{CH}_3)_3\text{Pt}(\text{CpCH}_3)$. A molécula do gás $(\text{CH}_3)_3\text{Pt}(\text{CpCH}_3)$ é dissociada para possibilitar a deposição da platina sobre o material a ser microsoldado. A Figura 71 (a) e Figura 71 (b) mostram o canhão de liberação do gás e a aproximação da agulha OMNIPROBE para a soldagem na amostra.

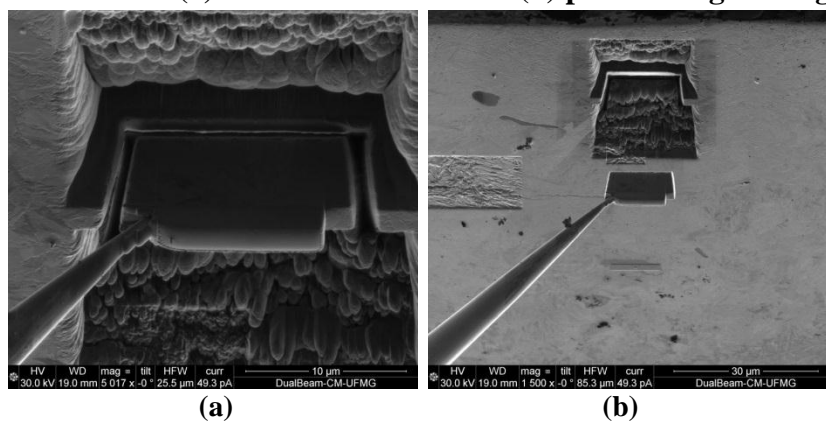
Figura 71 Canhão e agulha OMNIPROBE (a). Agulha antes do processo de microsoldagem junto à amostra (b)



Fonte: Elaborado pelo autor

A soldagem e a deposição do filme na superfície podem ser feitas com a aplicação de carbono, utilizando o gás C_{10}H_8 com incidência de íons ou elétrons. Após o corte do restante da amostra recolheu a agulha com a amostra solidária para a soldagem na grade (Figura 72 (a) e (b)).

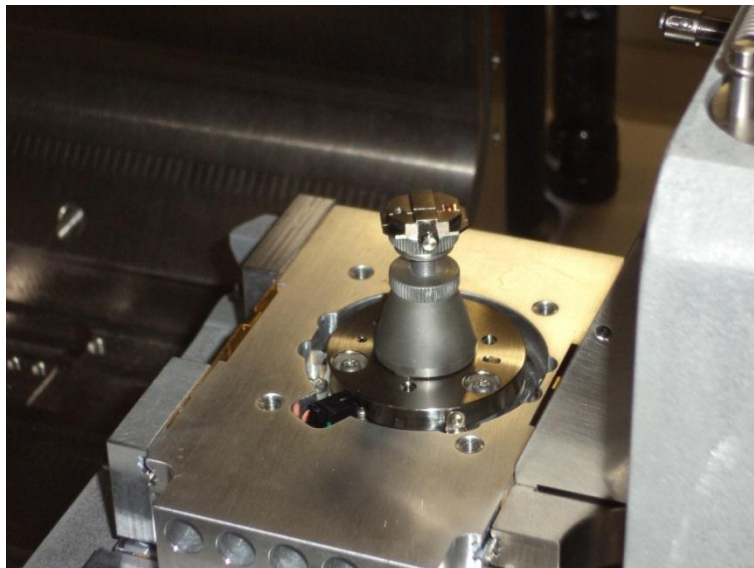
Figura 72 Corte(a) e retirada da amostra(b) para soldagem na grade



Fonte: Elaborado pelo autor

Em seguida, à soldagem na grade, foi feito o polimento das amostras para análise no microscópio de transmissão. A Figura 66 mostra o suporte da grade, dentro da câmara do FIB, onde a amostra foi soldada para análise.

Figura 73 Suporte da grade dentro da câmara do FIB



Fonte: Elaborado pelo autor

3.6 Microscopia Eletrônica de Transmissão

As análises por microscopia eletrônica de transmissão (MET) foram feitas no Centro de Microscopia da UFMG (CM-UFMG) utilizando microscópio modelo Tecnai G2-20 (FEI), com filamento de LaB₆, operado a 200kV, equipado com detector de EDS Si(Li), janela de 30mm². As amostras preparadas por FIB analisadas no MET utilizando-se difração de elétrons de feixe convergente (CBED) e nanodifração de elétrons (NBD). As análises de padrões de difração de elétrons de feixe convergente (CBED), obtidos por MET, foram realizadas nas amostras sem e com “shot peening” para determinar a rede de Bravais da fase martensítica presente, seguindo metodologia descrita por Morniroli e Steeds (1992), Morniroli e Jacob (2012) e Jacob e Morniroli (2012). O refinamento dos parâmetros de rede foi feito utilizando os padrões de nanodifração de elétrons (NBD), seguindo um método recentemente desenvolvido (SAITOH; NAKAHARA; TANAKA, 2013), descrito nos parágrafos seguintes

As posições das reflexões observadas nos padrões de NBD apresentam um deslocamento em relação à sua posição teórica devido à distorção produzida pelas aberrações do sistema de projeção de lentes no MET. O método proposto por Saitoh, Nakahara, e Tanaka (2013) consiste em calcular os coeficientes de distorção dos sistema de lentes do microscópio

e, então, utilizá-los para calcular os deslocamentos (x, y) das reflexões observadas no padrão de NBD. Tais deslocamentos são proporcionais às posições dos “spots” e aos coeficientes de distorção (C_{radial} , C_{spiral} , $C_{elíptico}$), como segue a Equação (33):

$$\begin{cases} \Delta x = C_{radial} \cdot r^3 \cdot \cos \phi - C_{spiral} \cdot r^3 \cdot \text{sen} \phi + C_{elíptico} \cdot r \cdot \cos(\phi - 2\phi_{ell}) \\ \Delta y = C_{radial} \cdot r^3 \cdot \text{sen} \phi - C_{spiral} \cdot r^3 \cdot \cos \phi + C_{elíptico} \cdot r \cdot \text{sen}(\phi - 2\phi_{ell}) \end{cases} \quad (33)$$

onde r e ϕ são as coordenadas radiais dos spots hkl com suas origens no eixo ótico do microscópio (x_{opt}, y_{opt}), e ϕ_{ell} é o ângulo entre o eixo principal da distorção elíptica e o eixo eixo horizontal (x) na câmera de projeção CCD. Esses coeficientes são determinados pelo ajuste das posições reflexões entre os padrões de NBD experimentais e simulados de uma amostra conhecida, a fim de obter o valor mínimo do qui-quadrado como segue a Equação (34):

$$\chi^2 = \sum_{i=1}^N \left\{ \left(\frac{x_i^{exp} - x_i^{sim}}{\sigma_{xi}} \right)^2 + \left(\frac{y_i^{exp} - y_i^{sim}}{\sigma_{yi}} \right)^2 \right\}, \quad (34)$$

onde (x_i^{exp}, y_i^{exp}) e (x_i^{sim}, y_i^{sim}) são as coordenadas em pixels das posições dos spots nos padrões de nanodifração experimentais e simulados respectivamente. Os valores σ_{xi} e σ_{yi} são os erros nas medidas das coordenadas x e y de cada i-ésimo spot.

Os coeficientes de distorção foram determinados utilizando-se padrões de NBD de uma amostra conhecida de silício (Si) ($Fm-3m$; $a=0,54309\text{nm}$). Para tal, foram ajustadas as posições de 32 reflexões entre os padrões de NBD de difração experimentais e simulados de uma amostra padrão de Si, alinhada ao longo do eixo de zona $\langle 001 \rangle$, utilizando-se comprimento de câmera de 150mm e tensão de 200kV. Os coeficientes C_{radial} , C_{spiral} , e $C_{elíptico}$ foram estimados em 10^{-8} , 10^{-8} e 10^{-2} , respectivamente.

A precisão no refinamento dos parâmetros de rede foi calculada pela diferenciação da lei de Bragg (35):

$$\frac{\Delta d}{d} = - \frac{\Delta \theta_B}{\tan \theta_B} \quad (35)$$

onde d e θ_B indicam o espaçamento do reticulado e o ângulo de Bragg.

Os padrões de nanodifração das amostras com e sem shot peening foram obtidos utilizando-se as mesmas condições de aquisição dos padrões de nanodifração experimentais. A indexação dos padrões de NBD foi feita utilizando-se o software JEMS (Stadelmann, 1987).

Para o refinamento dos parâmetros de rede, foram consideradas 60 reflexões observadas em cada um dos padrões de difração. As coordenadas (x_i^{exp}, y_i^{exp}) , em unidades de pixel, de cada i -ésima reflexão observada nos padrões de nanodifração experimentais foram obtidas utilizando-se o software ImageJ (<http://imagej.nih.gov/ij>), por meio da função Find Maxima, que permitiu a localização automática das coordenadas da posição de cada ponto de maior intensidade na imagem. O erro na medida de cada reflexão foi estimado em 1 pixel. As coordenadas (x_i^{sim}, y_i^{sim}) , em unidades de pixel, dos padrões de nanodifração simulados foram medidas utilizando o mesmo procedimento com o software ImageJ. O tamanho das imagens dos padrões de nanodifração simulados e experimentais foi mantido constante em 629x650 pixels.

4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1 Análise química

A composição química do material utilizado, em percentual de peso, é apresentada na Tabela 11.

Tabela 11 Análise química do aço utilizado nos experimentos

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
Especificação – 17NiCrMo7(%)	0,150	0,15	0,45	≤ 0,035	0,020	1,65	0,40	0,20	≤ 0,30	0,020
	-	-	-		-	-	-	-		-
	0,20	0,35	0,65		0,040	2,0	0,60	0,30		0,050
Coroa cilíndrica	0,20	0,20	0,56	0,013	0,021	1,67	0,53	0,24	0,18	0,02
Eixo secundário	0,20	0,20	0,57	0,014	0,026	1,71	0,53	0,24	0,18	0,02

Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se que o aço é de baixa liga e baixo carbono que garante tenacidade do núcleo após têmpera do núcleo. Nota-se, também, que o refinador de grão é o alumínio juntamente com nitrogênio, cuja temperatura de solubilização se coloca na faixa de temperatura utilizada na cementação o que pode ocasionar crescimento de grão austenítico.

4.2 Proporção gás /ar na mistura do endogás

Para o gás natural foram necessários testes para adequar a mistura, pois a composição química do gás natural (metano – CH_4) apresenta percentual de carbono menor do que a de gás propano (C_3H_8). Esta diferença influenciou na composição da atmosfera onde o percentual de CO_2 , quando gerado com o gás propano, é de 0,18 a 0,23%, sendo este o parâmetro que atende as especificações de dureza e camada do produto.

As Tabela 12 e Tabela 13 mostram os valores da proporção de gás natural para ar que proporcionaram valores na composição semelhantes ao gás propano. Os valores de temperatura e vazão de gás no gerador para o forno mantiveram-se os mesmos. Para a realização do processo de cementação os percentuais de CH_4 , CO , CO_2 e H_2 na composição devem ser controlados, pois afetarão na camada de cementação e dureza do produto.

Tabela 12 Geração de endogás

Geração de endogás		
Proporção gás X ar	Gás Natural (m ³ /h)	Ar (m ³ /h)
1/5	7	40
1/4	10	40
1/3	13	40
1/2,6	15	40
1/2,7	18	50

Fonte: Elaborado pelo autor

Tabela 13 Elementos constituintes do endogás enviados ao forno

Elementos Constituintes do Endogás Enviado ao Forno					
%CO ₂	%C	%CO	%CH ₄	%H ₂	Vazão de endogás
0,26	1,32	58	0	16	70m ³ /h
0,24	1,48	59,5	0	16	70m ³ /h
0,21	1,5	60,4	0	16,3	70m ³ /h
0,2	1,5	60,4	0	16,4	70m ³ /h
0,18	1,5	60,4	0	16,7	75m ³ /h

Fonte: Elaborado pelo autor

A atmosfera de endogás foi analisada e enviada ao forno nas zonas 1, 2 e 3.

Definido a situação para saturação do forno utilizando endogás com gás natural, iniciou-se o carregamento de peças no forno, adotando os parâmetros utilizados para o gás propano (0,18 a 0,23 % de CO₂) e controlando a atmosfera do gerador e forno nas mesmas condições de controle estatístico de processo de utilização com gás propano.

Ao se injetar o endogás no forno, verificou-se que a atmosfera apresentou os percentuais de CO e CO₂ inadequados quando comparados aos resultados propiciados pela atmosfera do forno com endogás de propano. Este tipo de situação não foi decorrente do endogás gerado com gás natural, uma vez que as condições estavam ideais com proporção de 1:3 (40m³ de ar para 13m³ de gás natural), vazão de 70m³/h de endogás e temperatura do gerador de 1020°C. Foi necessário, então, atuar na correção da atmosfera do forno adicionando propano na vazão de 360nl/h até a estabilização dos percentuais adequados de CO e CO₂. Este ajuste na vazão do gás propano para correção da atmosfera com endogás gerado com gás natural, após o enforamento de 04 cargas no total de 08, pois começou a gerar oscilações no controle da atmosfera do forno, fazendo com que o percentual de CO₂ ficasse acima do limite de 0,23%, sendo necessário injeção de propano para correção.

Nesta primeira etapa, observou-se que mesmo com o parâmetro de CO₂ dentro do especificado, o percentual de carbono da atmosfera do forno com endogás gerado com gás natural, estava baixo em relação ao do endogás gerado com gás propano conforme mostrado na Tabela 14.

Tabela 14 Valores analisados pelo controlador de atmosfera

Comparativo de valores da atmosfera do forno analisados pelo cromatógrafo em volume		
Elementos	Atmosfera gerada com gás propano	Atmosfera gerada com gás natural
%C	1,00	0,96
%CO	24,00	20,30
%CO ₂	0,18 - 0,23	0,18 - 0,23
%H ₂	14,00	16,10
%CH ₄	1,00	0,80

Fonte: Elaborado pelo autor

Esta condição de processo propiciou resultados de dureza e profundidade específica, conforme mostrado na Tabela 15.

Tabela 15 Resultado de ensaios metalográficos

Condições da atmosfera com endogás gerado com gás natural			Peças	Valores encontrados				
%CO ₂		Q (Gradiente de carbono na atmosfera do forno)		Dureza (HRC)	Camada cementação		R.N. (kg/mm ²)	Estrutura
Gerador	Forno				dente	corpo		
0,21	0,20	0,95	Eixo secundário	59	0,56	0,51	118	martensita fina + traços de austenita retida
			Eng. Planetária	61	0,57	0,54	139	martensita fina + traços de austenita retida
			Eng.3 ^a Vel.	60	0,60	0,58	126	martensita fina
			Eng.5 ^a Vel.	60	0,55	0,59	127	martensita fina + traços de austenita retida

Fonte: Elaborado pelo autor

Foi necessária outra sequência de testes para analisar a situação da atmosfera com relação à correção com gás propano na atmosfera do forno e o comportamento do processo com o forno a plena carga.

Definido o carregamento do forno, foram mantidos os parâmetros de %CO₂ da atmosfera do forno e gerador, as temperaturas do forno e o tempo ciclo. Foi constatado que as primeiras cargas apresentavam variações na camada com peças abaixo do especificado, sendo necessário intervenções no processo, com o aumento de 10% no tempo de ciclo passando de 27 para 30 minutos. O resultado das primeiras cargas que apresentaram peça com a camada de cementação fora de especificação é mostrado na Tabela 16.

Tabela 16 Resultado das primeiras cargas

Condições da atmosfera com endogás gerado com gás natural			Peças	Valores encontrados - Forno em carga máxima				
%CO ₂		Gradiente de carbono na atmosfera do forno		Dureza (HRC)	Camada cementação (mm)		R.N. (kg/mm ²)	Estrutura
Gerador	Forno				dente	corpo		
0,20	0,21	0,9	Eng. Planetária	60,5	0,54	0,48	120	martensita fina + traços de austenita retida
Parâmetros do forno			Eng.2 ^a vel.	59	0,48	0,46	110	martensita fina + traços de austenita retida
Tempo de ciclo	Temperaturas		Eng.4 ^a des.	61	0,50	0,45	119	martensita fina + traços de austenita retida
	Cement.	Difusão	Eng.3 ^a vel	60,5	0,53	0,50	128	martensita fina
27 min.	880°C	840°C	Eng.3 ^a fixa	60	0,51	0,46	128	martensita fina + traços de austenita retida

Fonte: Elaborado pelo autor

Esta condição de ciclo com 30 minutos tornou o processo estável, atendendo as especificações de camada e dureza das peças.

Na Tabela 17, mostra-se os parâmetros do processo em carga máxima, utilizando o gás natural.

Tabela 17 Parâmetros do processo em carga máxima, utilizando gás natural

GERADOR	H ₂	≥ %51	FORNOS	H ₂	≥ %51
	CO	18 a 23%		CO	18 a 23%
	CO ₂	0,18 a 0,23 %		CO ₂	0,18 a 0,23 %
	CH ₄	0		O ₂	0
	N ₂	Restante		N ₂	Restante

Fonte: Elaborado pelo autor

Os valores de carbono na atmosfera gerada com endogás utilizando gás natural, não se mantiveram constante comparado ao endogás gerado com gás propano, mesmo mantendo os valores de CO₂. Esse menor valor do percentual de carbono, interferiu no potencial de carbono da atmosfera, impactando na especificação da camada de cementação e comprometendo a qualidade do produto. Com o aumento do tempo de ciclo de 27 para 30 minutos com manutenção dos outros parâmetros nas mesmas condições, atingiu-se a especificação do produto (Tabela 18).

Tabela 18 Resultado das primeiras cargas

Condições da atmosfera com endogás gerado com gás natural			Peças	Valores encontrados - Forno em carga máxima				Estrutura
%CO ₂		Gradiente de carbono na atmosfera do forno		Dureza (HRC)	Camada cementação (mm)		R.N. (kg/mm ²)	
Gerador	Forno				dente	corpo		
0,19	0,19	0,89	Eng. 4 ^a desl.	61	0,58	0,53	139	martensita fina + traços de austenita retida
Parâmetros do forno			Luva de enga. 1 ^a /2 ^a	62,5	0,56	0,51	148	martensita fina + traços de austenita retida
Tempo de ciclo	Temperaturas		Eng.3 ^a fixa	61	0,59	0,57	121	martensita fina
	Cement.	Difusão	Eng.3 ^a vel	60	0,62	0,58	125	martensita fina + traços de austenita retida
30 min.	880°C	840°C	Eixo Secundário	60	0,55	0,52	129	martensita fina + traços de austenita retida

Fonte: Elaborado pelo autor

O processo utilizando o gás natural foi realizado durante 48 horas contínuas, sendo processado um total de 96 cargas com peças distintas. Foi constatado que as peças tratadas atenderam a especificação de qualidade sem que houvesse necessidade de intervenções no gerador e no forno para manter a atmosfera dentro dos limites estabelecidos.

Tabela 19 Resultados das amostras retiradas durante o processo contínuo no período de 48 horas

Condições da atmosfera com endogás gerado com gás natural			Peças	Valores encontrados - Forno em carga máxima				
%CO ₂		Gradiente de carbono na atmosfera do forno		Dureza (HRC)	Camada cementação (mm)		R.N. (kg/mm ²)	Estrutura
Gerador	Forno				dente	corpo		
0,19-0,23	0,18-0,22	0,85-0,93	Eng. 1 ^a desl.	60	0,57	0,54	128	martensita fina + traços de austenita retida
Parâmetros do forno			Eixo Secundário	59	0,55	0,52	116	martensita fina + traços de austenita retida
Tempo de ciclo	Temperaturas		Planetária	61	0,61	0,58	136	martensita fina + traços de austenita retida+traços de oxidação intergranular
	Cement.	Difusão	coroa	62	0,57	0,59	131	martensita fina + traços de austenita retida
30 min.	880°C	840°C	Eng. 4 ^a fixa.	60	0,66	0,59	146	martensita fina + traços de austenita retida
			Eng. 5 ^a desl.	61	0,62	0,58	137	martensita fina
			Eng. 4 ^a desl.	60	0,65	0,59	139	martensita fina + traços de austenita retida+traços de oxidação intergranular
			Eng. 3 ^a fixa.	63	0,60	0,56	141	martensita fina + traços de austenita retida

Fonte: Elaborado pelo autor

A seguir, então, foi necessário a realização de provas práticas de funcionamento dos componentes em veículos o que propiciaram resultados satisfatórios. Elaborou-se a documentação para padronização e viabilizar a utilização de gás natural para geração do endogás a ser utilizado na atmosfera dos fornos para processo de tratamento termoquímico.

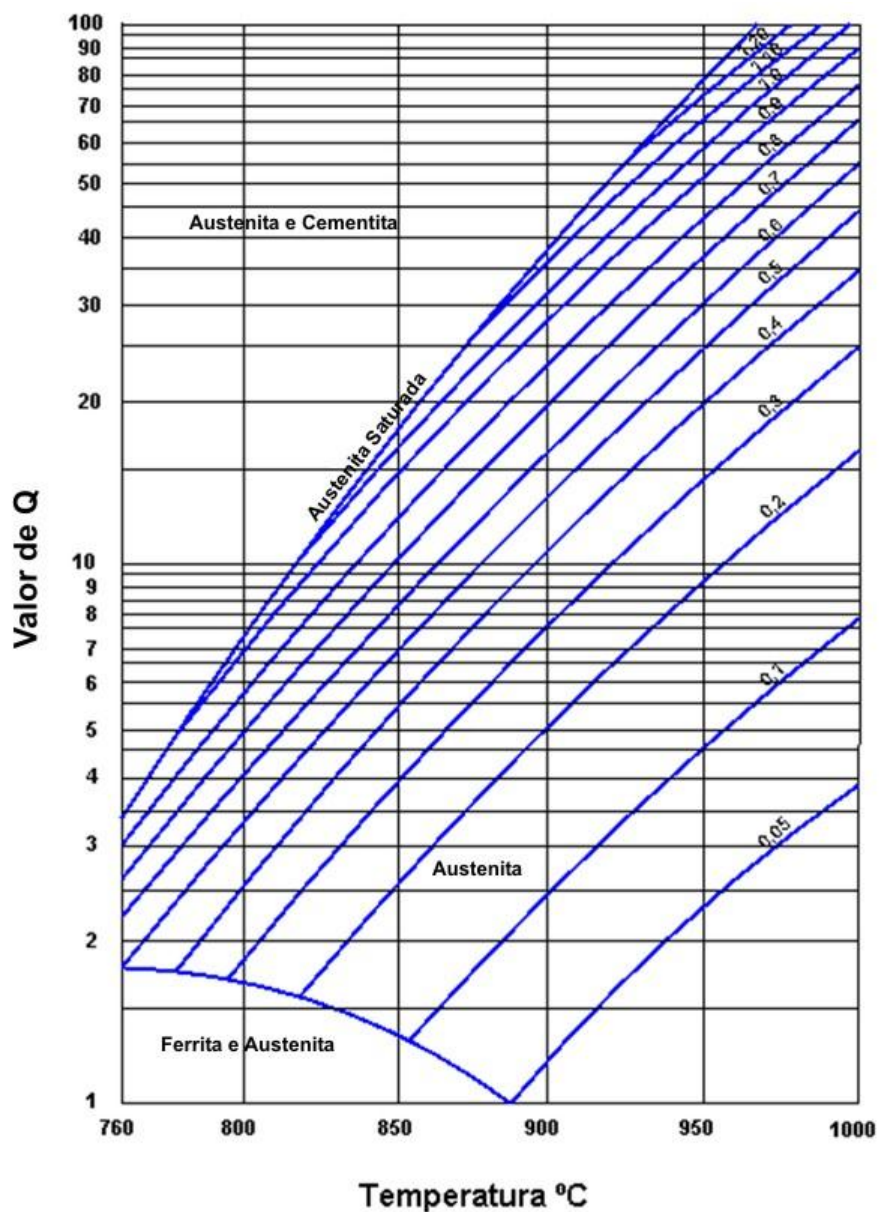
Os novos parâmetros para o processo utilizando o gás natural foram descritos em instruções de trabalho, e o método de controle estatístico do processo para atmosfera dos fornos contínuos foi reavaliado. Considerando o valor de carbono como uma constante a partir de levantamentos durante o processo, verificou-se que a faixa do percentual de carbono (C) que melhor atende as especificações do produto é 0,85 a 1,05%. Definiu-se, portanto, que

a faixa de trabalho do percentual de carbono presente na atmosfera dos fornos contínuos tem a seguinte variação percentual de carbono (C) = $0,95 \pm 0,1$, sendo que, em função deste valor, traçou-se os limites de controle para as cartas de C.E.P.

Os resultados apresentados dos testes realizados deixaram claro a viabilidade do uso deste vetor energético.

Todos os experimentos foram planejados a partir da relação $Q = \frac{(\%CO)^2}{(\%CO_2) \times 100}$ e da Figura 74, aliado a avaliações de dureza e profundidade de camada (Tabela 20 e Tabela 21).

Figura 74 Gráfico de conversão gradiente e carbono



Fonte: Adaptado de (SILVA, 1989).

Tabela 20 Condições analisadas durante o processo

$(\%CO_2)^2$	%CO	Q	%C	CAMADA CEMENTADA (mm)	DUREZA (HRC)
600,25	0,264	20,00	0,80	0,30/0,33	56/57
600,25	0,260	20,30	0,81	0,31/0,36	56/57
600,25	0,256	20,60	0,82	0,37/0,39	56/57
600,25	0,251	21,00	0,83	0,38/0,40	56/57
600,25	0,247	21,40	0,84	0,39/0,42	56/57
600,25	0,243	21,70	0,85	0,40/0,42	57/58
600,25	0,239	22,00	0,86	0,42/0,44	57/59
600,25	0,235	22,50	0,90	0,44/0,46	58/59
600,25	0,231	22,90	0,90	0,47/0,49	59/60
600,25	0,229	23,00	0,91	0,52/0,54	60/61
600,25	0,225	23,50	0,91	0,53/0,56	60/62
600,25	0,221	23,90	0,92	0,57/0,59	60/61
600,25	0,217	24,00	0,92	0,51/0,53	61/62
600,25	0,213	24,80	0,93	0,52/0,53	61/63
600,25	0,209	25,00	0,93	0,52/0,54	62/63
600,25	0,205	25,80	0,94	0,53/0,54	62/63
600,25	0,201	26,30	0,95	0,53/0,55	62/64
600,25	0,197	26,80	0,95	0,55/0,57	62/64
600,25	0,193	27,40	0,96	0,58/0,62	62/64
600,25	0,189	27,90	0,97	0,59/0,62	62/64
600,25	0,186	28,40	0,98	0,61/0,63	62/64
600,25	0,183	28,90	0,99	0,64/0,66	63/64
600,25	0,180	29,30	1,00	0,69/0,70	63/64
600,25	0,177	29,80	1,00	0,71/0,74	63/64
600,25	0,174	30,40	1,01	0,72/0,75	63/64
600,25	0,171	30,90	1,02	0,73/0,78	63/64
600,25	0,168	31,40	1,03	0,73/0,76	63/64
600,25	0,165	32,00	1,04	0,74/0,79	64/65
600,25	0,161	32,80	1,05	0,76/0,79	64/65
600,25	0,158	33,50	1,06	0,78/0,82	65/66
600,25	0,155	34,00	1,07	0,81/0,84	65/66
600,25	0,152	34,80	1,08	0,85/0,88	65/66
600,25	0,149	35,50	1,09	0,91/0,97	65/66
600,25	0,146	36,20	1,10	0,96/1,08	65/66

Fonte: Elaborado pelo autor

Tabela 21 Novos parâmetros para o processo utilizando o gás natural

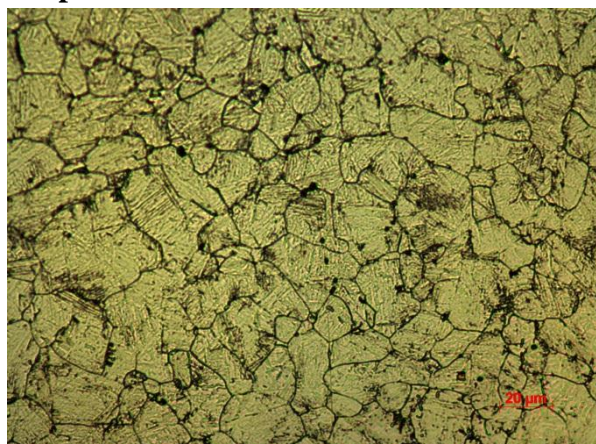
$(\%CO_2)^2$	$\%CO$	Q	$\%C$	CAMADA CEMENTADA (mm)	DUREZA (HRC)
529	0,271	19,52	0,74	0,28/0,32	52/55
529	0,269	19,66	0,75	0,29/0,34	52/56
529	0,261	20,26	0,76	0,32/0,36	55/57
529	0,258	20,56	0,78	0,39/0,41	55/57
529	0,252	21,00	0,80	0,38/0,42	56/57
529	0,246	21,50	0,81	0,41/0,45	57/58
529	0,240	22,04	0,83	0,43/0,46	57/59
529	0,237	22,32	0,84	0,44/0,48	58/59
529	0,234	22,60	0,86	0,47/0,50	59/60
529	0,228	23,20	0,85	0,49/0,53	59/62
529	0,224	23,61	0,86	0,51/0,55	60/63
529	0,218	24,26	0,87	0,53/0,56	62/62
529	0,214	27,71	0,88	0,52/0,53	61/62
529	0,211	25,07	0,89	0,51/0,53	61/63
529	0,208	25,43	0,90	0,52/0,55	62/63
529	0,204	25,93	0,90	0,53/0,56	62/63
529	0,200	26,45	0,91	0,54/0,57	62/64
529	0,197	26,85	0,91	0,55/0,57	62/64
529	0,194	27,26	0,92	0,56/0,59	63/65
529	0,187	28,28	0,93	0,58/0,61	62/65
529	0,185	28,59	0,94	0,60/0,63	62/64
529	0,183	29,90	0,95	0,63/0,68	63/64
529	0,181	29,22	0,96	0,64/0,65	64/65
529	0,180	29,38	0,97	0,64/0,68	63/64
529	0,178	29,71	0,99	0,67/0,70	63/64
529	0,176	30,00	1,00	0,70/0,74	63/64
529	0,174	30,40	1,01	0,73/0,74	63/64
529	0,171	30,93	1,02	0,73/0,76	64/65
529	0,169	31,30	1,03	0,75/0,79	64/65
529	0,167	31,67	1,04	0,74/0,78	65/66
529	0,165	32,06	1,05	0,76/0,79	65/66
529	0,163	32,45	1,06	0,78/0,81	65/66
529	0,161	32,85	1,07	0,83/0,85	65/66
529	0,160	33,06	1,08	0,86/0,89	65/66

Fonte: Elaborado pelo autor

4.3 Cálculo do tamanho de grão

A Figura 75 mostra a microestrutura do aço DIN 17NiCrMo5 após austenitização em temperaturas de 890 °C e resfriamento em óleo (CATALÃO, 2014).

Figura 75 Contornos de grão austeníticos revelados por ataque após cementação nas temperaturas de 890°C e resfriado em óleo.



Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se os contornos de grão austeníticos revelados pelo ataque químico. Utilizando o método de Hilliard foi obtido o tamanho de grão médio, respectivamente, $12 \pm 1 \mu\text{m}$. A redução desse tamanho de grão pode ser obtida com a adição de nióbio na faixa de 0,04 a 0,08% ou através de dupla têmpera (MA; WANG; SHI; HUI; DONG, 2008; KIM, HYUNG-JUN; KWEON, YOUNG-GAK, 1996).

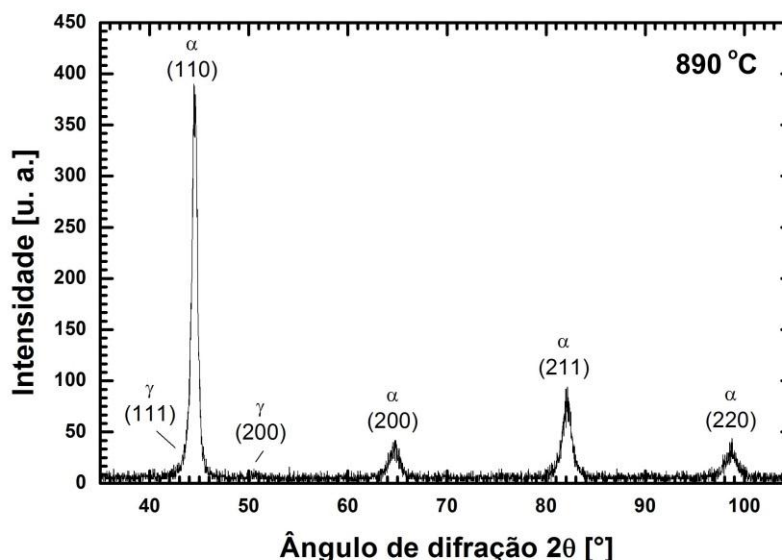
4.4 Resultados de Difração de Raios-X

A estabilidade da austenita nos aços é importante, porque pode definir as propriedades finais do produto. A transformação da austenita em martensita depende da composição química, temperatura, tamanho de grão e deformação produzida ao aço. A formação de martensita pode ser induzida termicamente ou através de deformação. O tamanho de grão de austenita influencia a temperatura de formação de martensita M_s . O acréscimo na formação de martensita α com o tamanho de grão se associa com o aumento em M_s , como também à maior área disponível para transformação de austenita à martensita.

As frações volumétricas de austenita retida e martensita α podem ser quantificadas por difração XRD com radiação $K\alpha$ do cobre através do método de comparação direta (SUGIMOTO; USUI; KOBAYASHI; HASHIMOTO, 1992). Esse método utiliza a integração dos picos de difração mais intensivos dos planos da austenita caracterizados por (111), (200), (220) e, também, da martensita α caracterizados por (110), (200), (211) e (220). Nesse trabalho, a fração relativa de cada fase presente foi determinada pelo método Rietveld, no software MAUD versão 2.26 (LUTTEROTTI; MATTHIES; WENK, 1999). A fração das

fases (em % peso) medidas para as peças cementadas a 890 °C foram de 96,1% de martensita e 3,9% de austenita com erro de 0,32% (Figura 76).

Figura 76 DRX para peça cementada a 890 °C



Fonte: Elaborado pelo autor

A fração das fases (% em volume) medidas para as peças cementadas a 890 °C foram de 77,5% de martensita e 22,5% de austenita com erro de 0,90% (VILELA, 2015)

A Tabela 22 mostra a fração volumétrica de fases medidas por difração de raios-X em função da temperatura de austenização obtidos pelos dois autores (CATALAO,2014; VILELA,2015).

Tabela 22 Fração volumétrica de fases medidas por difração de raios-X em função da temperatura de austenização.

Temperatura de Austenitização(°C)	Fração Volumétrica(%)	
	austenita	martensita α
870	18	82
890	3,9	96,1
930	22,5	77,5

Fonte: Elaborado pelo autor

Os valores do teor de carbono obtidos através da técnica de difração foram de 0,87%C. Com esse teor de carbono na superfície C_L , foi possível calcular o potencial de carbono da atmosfera através da Equação (36) (Tothen)

$$\log\left(\frac{C_p}{C_L}\right) = 0,055(\%Si) + 0,014 * (\%Ni) - 0,013 * (\%Mn) - 0,040 * \%Cr - 0,013 * \%Mo \quad (36)$$

No cálculo do valor do potencial de carbono necessário de uma atmosfera cementante, a influência dos elementos de liga na atividade de carbono é levada em consideração por meio do fator liga $f = \left(\frac{C_L}{C_p}\right)$ para o aço especificado. Esse potencial de carbono se relaciona com a atividade de carbono através da expressão:

$$\log(a_c) = \frac{2300}{T} - 2,21 + 0,15 * C_p + \log(C_p) \quad (37)$$

Na cementação industrial, o potencial de carbono se controla por utilizar a equação de Boudouard:



monitorando o teor de CO₂.

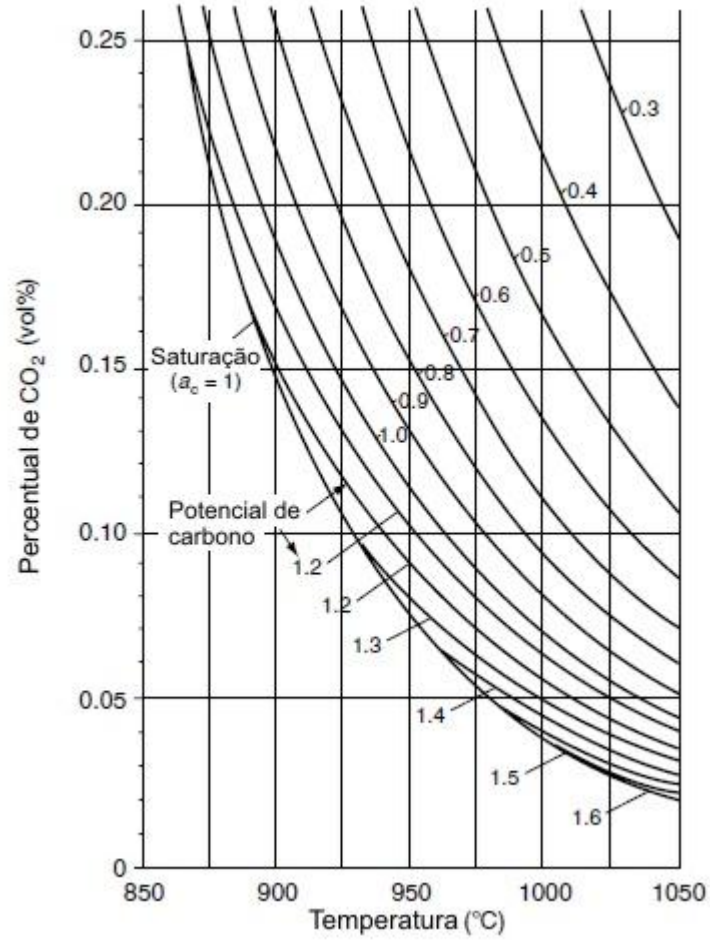
A interrelação entre teor de CO₂, potencial de carbono e temperatura pode ser dada pela Equação (39):

$$\log(p_{CO_2}) = \frac{6552}{T} - 6,841 - 0,15 * C_p + \log \left[\frac{p_{CO}^2}{C_p} (0,785 * C_p + 21,5) \right] \quad (39)$$

contém teor de CO que é geralmente mantido constante por meio de uma adequada composição de gás para evitar efeitos indesejáveis.

A Figura 77 mostra uma avaliação dessa equação acima para uma atmosfera de gás condutor gerado de propano ou propano como gás enriquecedor.

Figura 77 - Percentual de carbono



Fonte: (Tothen) $P_{H_2} + P_{N_2} + P_{CO_2} + P_{CO} = xP$ (40)

$$\eta = \frac{P_{H_2} + P_{N_2}}{P_{H_2} + P_{N_2} + P_{CO_2} + P_{CO}} \quad (41)$$

$$\eta \times (P_{H_2} + P_{N_2} + P_{CO_2} + P_{CO}) = P_{H_2} + P_{N_2} \quad (42)$$

$$\eta \times xP = P_{H_2} + P_{N_2} \quad (43)$$

$$P_{CO} + P_{CO_2} = 1 - \eta \quad (44)$$



$$\Delta G^0 = 159000 - 169T \quad (46)$$

$$k = \frac{P_{CO}^2}{P_{CO_2} \times a_c} \quad (47)$$

$$\ln\left(\frac{P_{CO}^2}{P_{CO_2} \times a_c}\right) = -\frac{\Delta G^0}{RT} \quad (48)$$

$$\ln\left(\frac{P_{CO}^2}{P_{CO_2}}\right) = -\frac{159000}{8,31T} + \frac{169}{8,31} + \ln(a_c) \quad (49)$$

$$\ln(k') = -\frac{159000}{8,31T} + \frac{169}{8,31} + \ln(a_c) \quad (50)$$

$$k' = \exp\left(-\frac{159000}{8,31T} + \frac{169}{8,31} + \ln(a_c)\right) \quad (51)$$

$$k' = \frac{P_{CO}^2}{xP \times (1 - \eta) - P_{CO}} \quad (52)$$

$$P_{CO}^2 + k' \times P_{CO} - k' xP(1 - \eta) = 0 \quad (53)$$

$$\left(\frac{P_{CO}}{P_{CO} + P_{CO_2}}\right)^2 + \frac{k'}{xP(1-\eta)} \times \frac{P_{CO}}{P_{CO} + P_{CO_2}} - \frac{k'}{xP(1-\eta)} = 0 \quad (54)$$

Segundo a lei de Dalton, a pressão parcial de CO será:

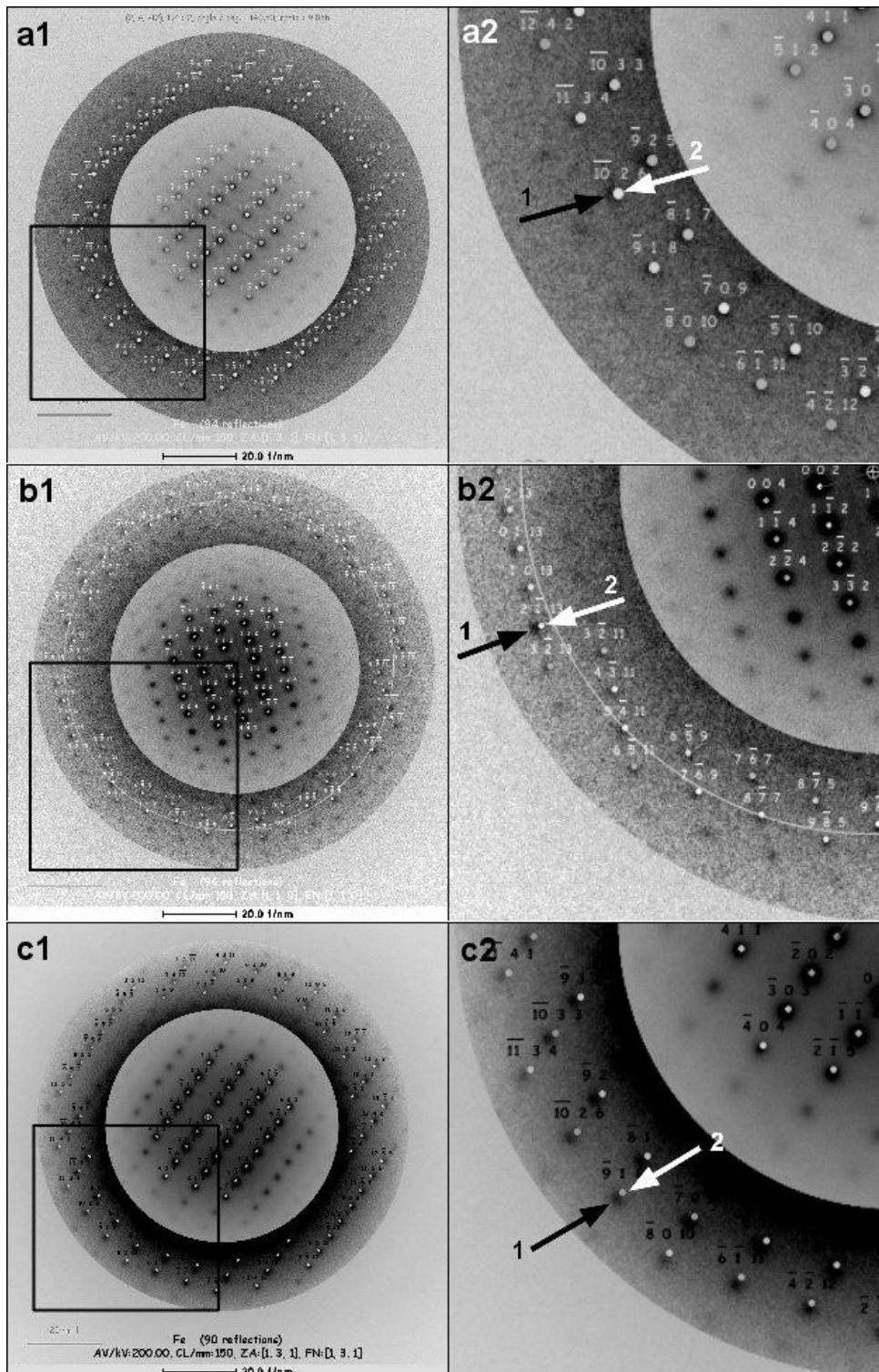
$$P_{CO} = P \frac{n_{CO}}{n_{Tot}} = P \times C_{CO} \quad (55)$$

Onde C_{CO} é fração em volume de CO , P a pressão total, n_{CO} o número de moles de CO e n_{Tot} o número de moles totais.

4.4.1 Nanodifração de elétrons

A Figura 78 mostra os padrões de difração experimentais indexados como Fe CCC (grupo de espaço Im-3m), nos quais se observa os deslocamentos das posições das reflexões nos padrões experimentais em relação aos padrões simulados. Esses deslocamentos são mais evidentes nas reflexões observadas na FOLZ, como indicado pelas setas 1 e 2 nas figuras x(a2, b2 e c2).

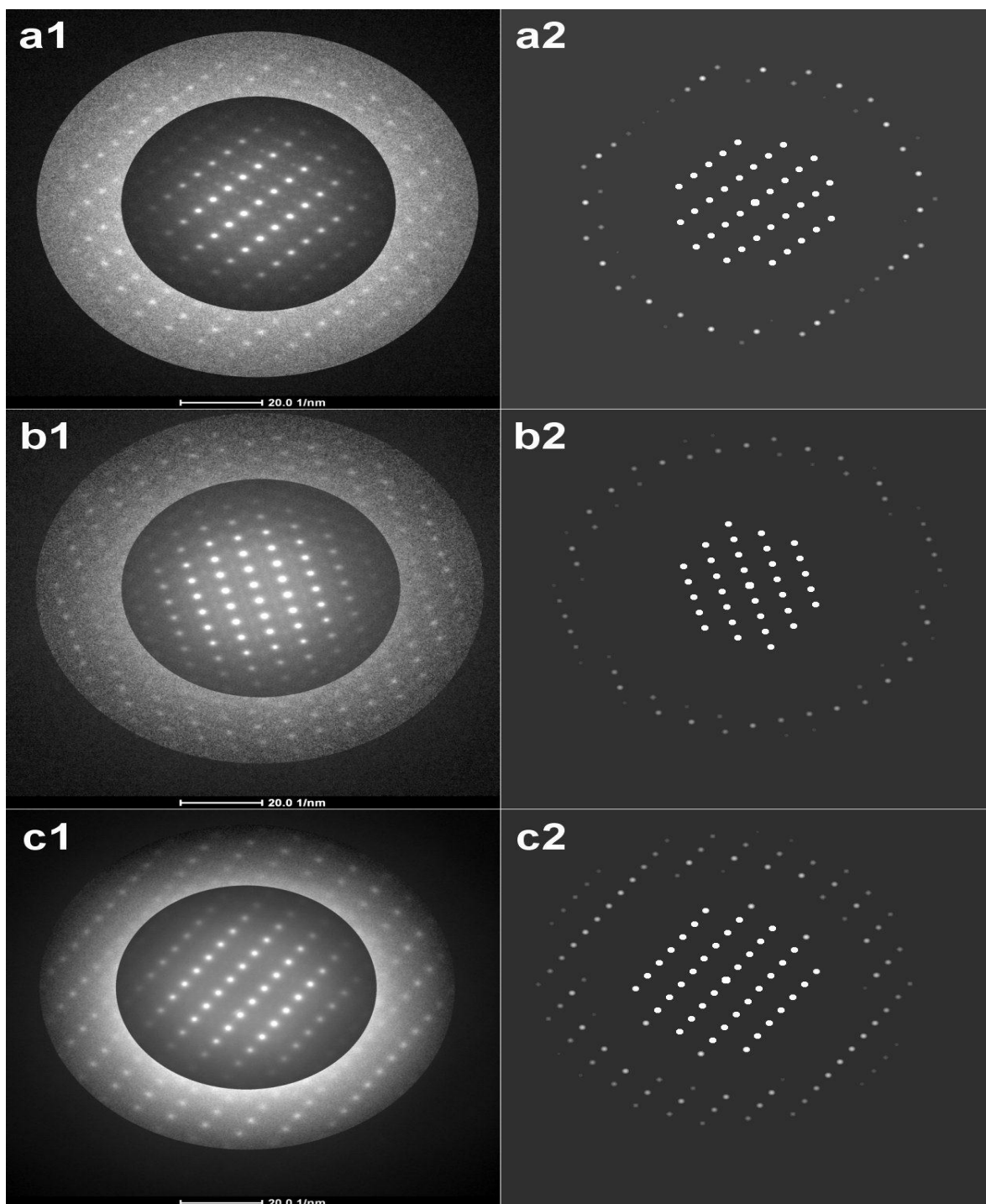
Figura 78 Padrões de nanodifração de elétrons (NBD) experimentais indexados. (a1) NBD da amostra SP Prim ao longo do eixo de zona [131]. (b1) NBD da amostra CSP Prim ao longo do eixo de zona [110]. (c1) NBD da amostra CSP Base ao longo do eixo de zona [131]. As imagens a2, b2, e c2 são as imagens ampliadas das regiões delimitadas pelos quadrados mostrados nas imagens a1, b1, e c1, respectivamente, nas quais se observa deslocamentos das posições das reflexões dos padrões experimentais em relação aos padrões simulados



Fonte: Elaborado pelo autor

Para o refinamento dos parâmetros de rede, foram consideradas 60 reflexões observadas em cada um dos padrões de difração (11 reflexões da ZOLZ, e 49 reflexões na FOLZ). As coordenadas (x_i^{exp}, y_i^{exp}) , em unidades de pixel, de cada i -ésima reflexão observada nos padrões de nanodifração experimentais foram obtidas utilizando-se o *software ImageJ* (<http://imagej.nih.gov/ij>), por meio da função *Find Maxima*, que localizou automaticamente as coordenadas da posição de cada ponto de maior intensidade na imagem. O erro na medida de cada reflexão foi estimado em 1 pixel. As coordenadas (x_i^{sim}, y_i^{sim}) , em unidades de pixel, dos padrões de nanodifração simulados foram medidas utilizando o mesmo procedimento com o *software ImageJ*. O tamanho das imagens dos padrões de nanodifração simulados e experimentais foi mantido constante em 629x650 pixels. A Figura 79 mostra os padrões de nanodifração de elétrons experimentais e simulados, a partir dos quais as coordenadas das posições das reflexões foram medidas.

Figura 79 padrões de nanodifração de elétrons (NBD) experimentais (a1, b1, e c1) simulados (a2, b2, e c2). (a1) Padrão de NBD da amostra SP Prim do eixo de zona [131]; (b1) Padrão de NBD da amostra CSP Prim do eixo de zona [110]; (c1) Padrão de NBD da amostra CSP Base do eixo de zona [131]. O brilho e contraste das imagens dos padrões de NBD experimentais foram ajustados internamente aos círculos, utilizando-se o software ImageJ, mostrados de modo evidenciar as reflexões observada na FOLZ



Fonte: Elaborado pelo autor

A medida do parâmetro de rede para cada amostra foi realizada considerando-se as posições corrigidas de 60 reflexões observadas em cada um dos padrões de nanodifração de elétrons. A precisão das medidas, seguindo critério de Saitoh et al. (2013), foi de 0,4% em erro. Os valores obtidos para os parâmetros “a” de rede das amostras SP Prim, CSP Prim, e CPS Base foram , respectivamente, $a_{SP \text{ Prim}}=0,2869(12)\text{nm}$, $a_{CSP \text{ Prim}}=0,2825(11)\text{nm}$ e $a_{CSP \text{ Base}}=0,2832(12)\text{nm}$. Os parâmetros do reticulado da austenita e martensita foram, respectivamente, $0,3648\text{nm} \pm 0,001$ e $a=0,2465\text{nm}$, $c=0,405\text{nm}$ (martensita ϵ).

4.4.2 Difração de elétrons de feixe convergente (CBED)

Para que fosse possível determinar o sistema cristalino, a amostra foi inclinada até que se observasse o padrão de difração do eixo de zona de maior simetria (Figura 80 (a)). Levando-se em conta as posições dos spots da Figura 80 (a), verificou-se que a simetria na ZOLZ é 6mm, ou seja, 6 rotações de 30° e seis espelhos (m_1, m_2, \dots, m_6). Não se observou reflexões na FOLZ no padrão de difração mostrado na Figura 80 (a). Portanto, sem alterar o eixo de zona, inclinou-se o feixe de elétrons incidente na direção do espelho m_3 até se observar os spots na SOLZ, mostrados na Figura 80 (b), de modo a identificar o sistema cristalino e a rede de Bravais sem ambiguidades. Comparando-se a simetria obtida da análise do eixo de zona medido (Figura 80 (a)) com as simetrias descritas na Tabela 10, os eixos de zona possíveis poderiam ser $[0001]$ dos sistemas cristalinos hexagonal ou trigonal, ou ainda $\langle 111 \rangle$ do sistema cristalino cúbico.

Para reduzir ambiguidades na identificação do sistema cristalino inclinou-se a amostra de modo a se obter um segundo eixo de zona de alta simetria. O segundo eixo de maior simetria obtido, é mostrado na Figura 80 (c), no qual se verificou simetria 4mm (4 rotações de 45° e 4 espelhos m_1, m_2, \dots, m_4), levando-se em conta as posições dos spots observados na ZOLZ. Comparações da simetria obtida do segundo eixo de zona medido (Figura 80 (c)) com a Tabela 10, permitiram identificar esse eixo como sendo o $\langle 001 \rangle$ do sistema cristalino cúbico. Embora o segundo eixo de zona medido (Figura 80 (c)), apresente a mesma simetria do eixo $\langle 001 \rangle$ do sistema cristalino tetragonal, não há dúvidas que o sistema cristalino seja cúbico, pois foi identificado o eixo de zona $\langle 111 \rangle$, o que elimina qualquer possibilidade de se tratar de um sistema tetragonal. A identificação do segundo eixo de zona $\langle 001 \rangle$ também elimina qualquer possibilidade de se tratar de sistema trigonal ou hexagonal. Para determinar a rede de Bravais, mediu-se também o eixo de zona $\langle 110 \rangle$. A amostra foi então inclinada até se obter o eixo de zona mostrado na Figura 80 (d), cuja simetria identificada é 2mm na ZOLZ

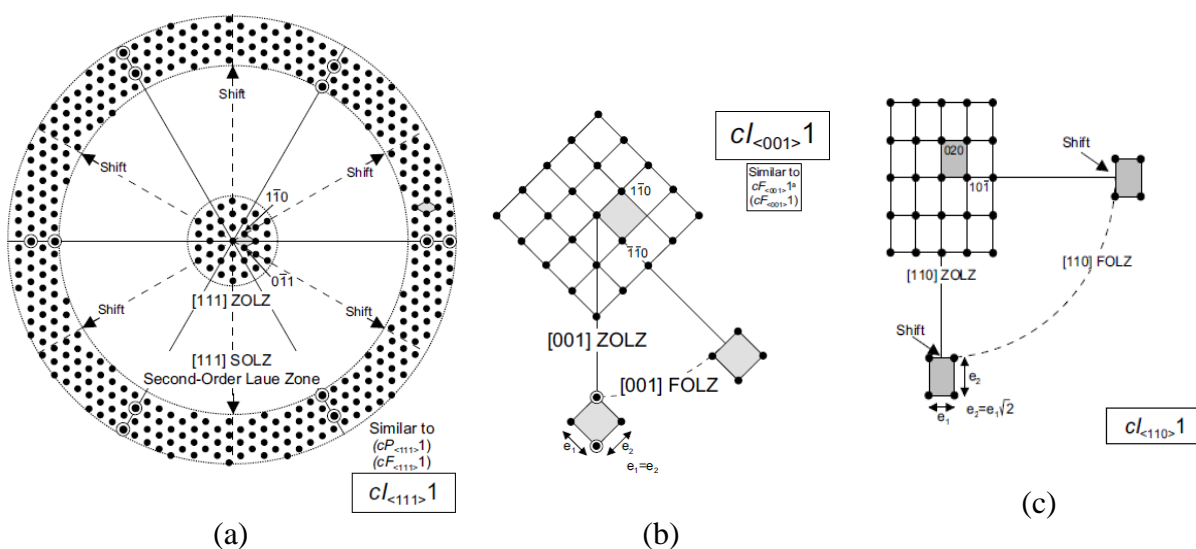
e 2mm em todo o padrão, ou seja, 2 rotações e 2 espelhos, m1 e m2. Esse terceiro eixo de zona foi identificado como $\langle 110 \rangle$, comparando-se com as simetrias mostradas na Tabela 10 para o sistema cúbico.

Obtendo-se a estrutura básica através das imagens analisadas, o segundo passo foi determinar se a estrutura cúbica era primitiva; de corpo centrado ou de face centrada. Para isso, foram feitas comparações dos padrões de difração experimentais com os padrões típicos dos eixos de zona do sistema cúbico do “*Atlas of Electron Diffraction Zone Axis Pattern*” (Morniroli, 2013). A partir de observações dos spots mostrados no padrão de difração do eixo de zona $\langle 111 \rangle$ (**Erro! Fonte de referência não encontrada.** b), verificou-se que não há diferença de periodicidade entre os spots na ZOLZ e FOLZ, mas há shift entre os spots da ZOLZ e FOLZ ao longo do espelho m2. Comparações do padrão de difração experimental do eixo de zona $\langle 111 \rangle$ com os padrões típicos do eixo de zona $\langle 111 \rangle$ permitiram sua identificação como um dos seguintes eixos de zona típicos $cP\langle 111 \rangle$, $cI\langle 111 \rangle$, $cF\langle 111 \rangle$ (Morniroli, 2013). Entretanto, a distinção entre as redes de Bravais cúbica primitiva, cúbica de corpo centrado ou cúbica de face centrada, requer análises dos eixos de zona $\langle 001 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$.

A observação dos spots mostrados no padrão de difração do eixo de zona $\langle 001 \rangle$ (Figura 80 (c)), permitiram identificar que não há diferença de periodicidade entre os spots na ZOLZ e FOLZ, mas há shift entre os spots da ZOLZ e FOLZ ao longo dos espelhos m1 e m2. Comparações desse eixo, com os eixos $\langle 001 \rangle$ típicos para o sistema cúbico (Morniroli, 2013), permitiram identificar esse eixo de zona como o $cI\langle 111 \rangle$ ou $cF\langle 111 \rangle$ (Morniroli, 2013), o que elimina a possibilidade de uma estrutura cúbica primitiva, pois os eixos de zona $\langle 001 \rangle$ do sistema cúbico primitivo não apresentam shift entre os spots da ZOLZ e FOLZ ao longo dos espelhos m1 e m4, como mostrado na Figura 80 (c). A análise no eixo de zona $\langle 001 \rangle$ foi determinante para eliminar a ambiguidade entre os sistemas cúbicos de corpo centrado e de face centrada. Observações do padrão de difração do eixo de zona $\langle 110 \rangle$ (Figura 80 d) permitiram identificar que não há diferença de periodicidade entre os spots da ZOLZ e FOLZ, mas há shift entre esses spots ao longo de ambos os espelhos m1 e m2. Comparações desse terceiro eixo de zona com os eixos de zona $\langle 110 \rangle$ típicos do sistema cúbico (Morniroli, 2013) permitiram certificar-se de que a fase analisada – martensita – é cúbica de corpo centrado, pois apenas no sistema cúbico de corpo centrado se observa shift entre as reflexões da ZOLZ e FOLZ ao longo dos eixos de simetria m1 e m2, como mostrado na Figura 80 (d) e Figura 81 (c). Comparando-se os padrões de difração experimentais dos eixos de zona $\langle 111 \rangle$, $\langle 001 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$ (Figura 43) com os eixos de zona típicos do sistema cúbico de corpo centrado $cI\langle 111 \rangle$, $cI\langle 001 \rangle$, $cI\langle 110 \rangle$ (Figura 44), verifica-se que os eixos medidos e aqueles descritos

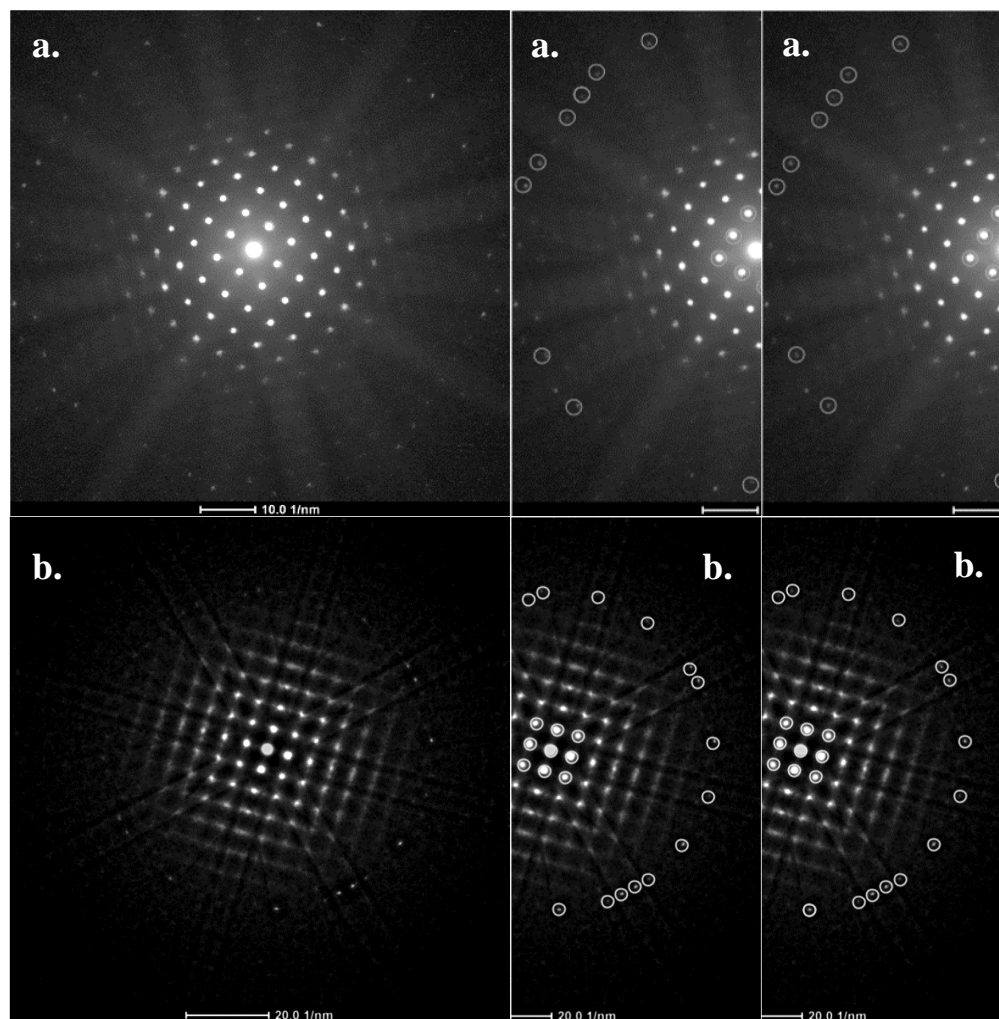
no “Atlas of Electron Diffraction Zone Axis Pattern” (Morniroli, 2013) estão de acordo. Com base nos padrões de difração medidos, pode-se ainda afirmar, de acordo com Morniroli (2013), que a fase martensítica analisada tem um dos seguintes grupos de espaço I23 (197), I213 (199), Im-3 (204), I432 (211), I-43m (217), ou Im-3m (229). Medidas dos padrões de CBED, utilizando-se maior semi-ângulo de convergência, poderiam ser realizadas de modo a se obter o grupo de ponto e eliminar ambiguidades na identificação do grupo de espaço, mas a espessura da amostra não permitiu uma identificação clara e precisa de simetrias levando-se em conta as figuras dentro dos discos de difração.

Figura 80 – Análise por CBED através das ZOLZ e FOLZ de spots obtidos. Em (a) eixo de zona $\langle 111 \rangle$, (b) eixo de zona $\langle 001 \rangle$ e (c) eixo de zona $\langle 110 \rangle$ (MORNIROLI, 2013).



Fonte: MORNIROLI, 2013.

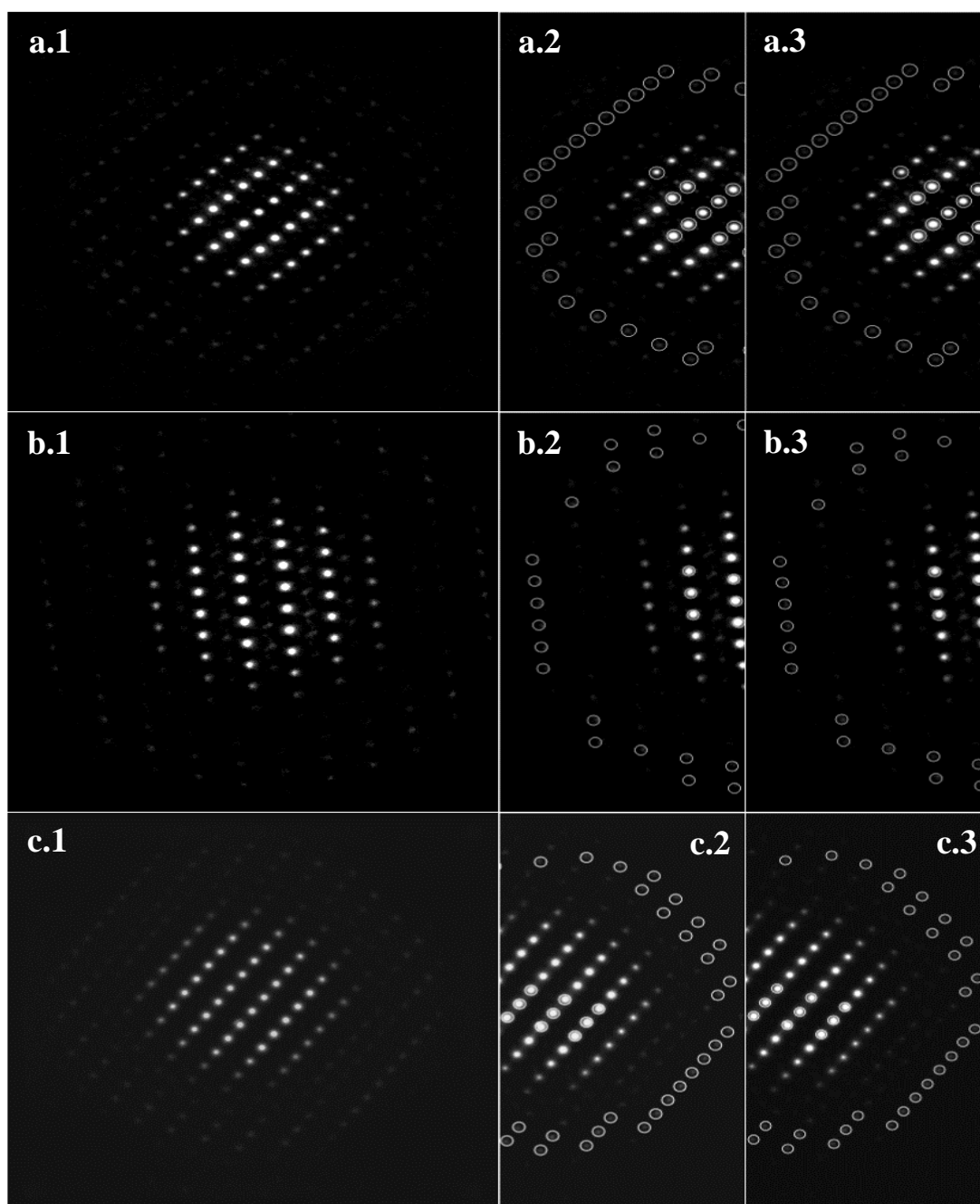
Figura 81 mostra os modelos NBD das amostras de Si. Modelos NBD para eixo de zona $\langle 001 \rangle$ do Si, com câmera de comprimento de 150 mm(b); imagens de 1 e 2 mostram algumas posições de pontos sobrepostos com e sem correção de distorção, respectivamente.



Fonte: Elaborado pelo autor

Depois que os coeficientes foram determinados para cada comprimento de câmera, a equação de qui-quadrado foi utilizada para ajuste de 48 posições de ponto entre os modelos experimentais e simulados de cada amostra SP, CSP Base, e CSP Prim. O comprimento de câmera utilizado nos modelos NBD para ambas as amostras CSP foram 200 mm, e 150 mm para amostra. A Figure 82 mostra os modelos NBD dessas amostras.

Figura 82 $\langle 131 \rangle$ Padrões de amostra zona do eixo NBD, com câmera de comprimento de 150 mm(a), e amostras CSP Prim(b), e CSP Base(c), ambos com câmera de comprimento de 200mm; imagens de 1 e 2 mostram algumas posições de pontos sobrepostos com e sem correção de distorção, respectivamente.



Fonte: Elaborado pelo autor

A análise de difração de elétrons identificou a martensita como estrutura CCC para todas as amostras. Essa análise do refino dos parâmetros do reticulado mostra um decréscimo na distância entre os planos (101), resumido na Tabela 23, que evidencia uma compressão na estrutura do cristal das amostras CSP. No refino dos parâmetros do reticulado alcançou-se uma precisão de 0,97%, 0,57%, e 0,48% em erro nos parâmetros do reticulado das amostras SP, CSP Base, e CSP Prim, respectivamente, que foram estimados pela relação $\Delta d_{hkl}/d_{hkl}$ (ZUO; KIM; HOLMESTAD; 1998).

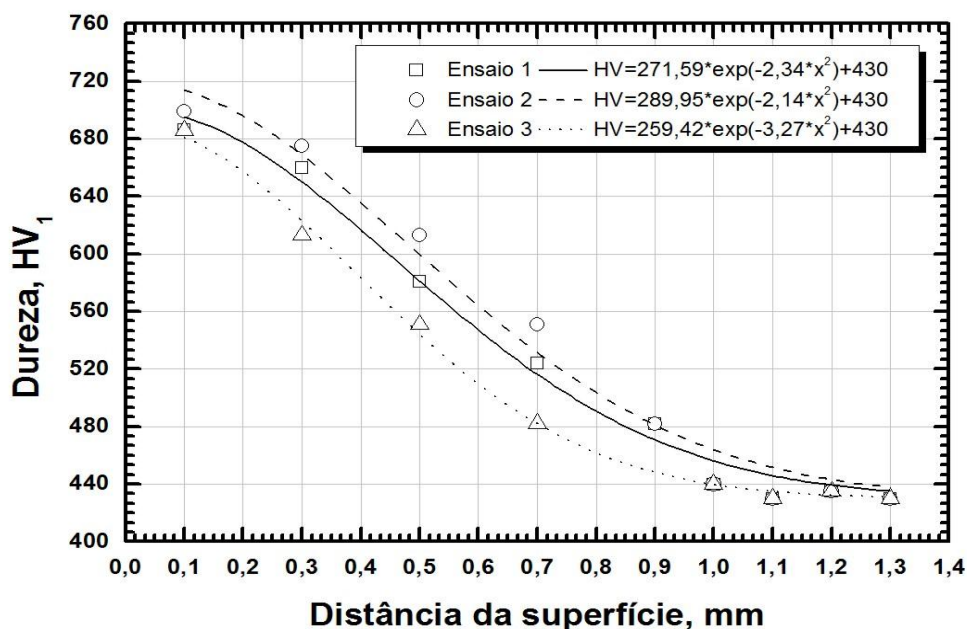
Tabela 23 Valores das distâncias entre os planos(101) para as amostras sem “*shot peening*” e com “*shot peening*” base e no diâmetro primitivo

Amostra	$d_{101}^{\text{experimental}} / \text{nm}$	$d_{101}^{\text{standard}} / \text{nm}$
SP	0,203	0,202
CSP Base	0,199	
CSP Prim	0,202	

Fonte: Elaborado pelo autor

A evolução da microdureza Vickers ($HV_{1\text{kgf}}$) com a profundidade ocorreu , conforme mostrado na Figura 83.

Figura 82 Evolução dos valores de microdureza Vickers($HV_{1\text{kg}}$) em função da profundidade para a temperatura de austenitização de 930°C



Fonte: Elaborado pelo autor

A profundidade efetiva de camada para microdureza de 550HV foi de $0,6 \pm 0,05\text{mm}$ o que atende a especificação de projeto do componente. Comprova-se a possibilidade de se

trabalhar com as temperaturas de austenitização de 870, 890 e 930°C dependendo da necessidade de produção. Temperatura de austenitização mais elevada (superior a 980°C) eleva o desgaste das peças e exige mais do sistema de potência do forno o que não é conveniente para a vida do forno, proporciona maior distorção dos componentes e dificulta o controle da atmosfera adequadamente (ASI; CAN; PINEAULT; BELASSEL, 2009).

Genel e Demirkol mostraram que a profundidade efetiva pode ser dada pela Equação (56):

$$ECD = 0,41 \times \sqrt{t}, mm \quad (56)$$

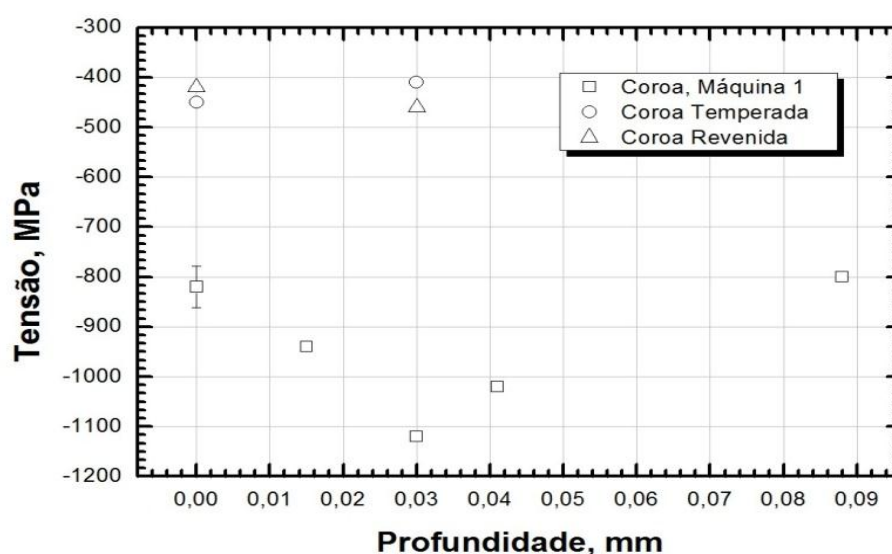
onde t é o tempo em horas. Essa expressão em razão do processo difusional pode ser substituída pela Equação (56)

$$ECD = \alpha \times \sqrt{D \times t}, mm \quad (56)$$

Para a profundidade efetiva de 0,60±0,05mm, chega-se a um valor de $\alpha = 2,53 \pm 0,32$.

A Figura 84 mostra a distribuição de tensões residuais próximo à superfície após cementação/ têmpera/revenimento e “shot peening”. As tensões residuais são compressivas e situaram na faixa de valores encontrados na literatura (KIM; KWEON, 1995).

Figura 83 Evolução do nível de tensão com a profundidade para a coroa da caixa de transmissão após têmpera , revenimento e “shot-peening” em máquina tipo turbina



Fonte: Elaborado pelo autor

O nível de tensões após revenimento não foi alterado em comparação aos resultados após têmpera diferentemente do efeito provocado pelo “*shot peening*”. Na profundidade de 0,030mm, verificou-se o maior valor de tensão compressiva atingindo -1200MPa. A partir dessa distância, as tensões tornam-se menos compressivas. Pode-se, então, verificar o efeito de duplo “*shot peening*” no sentido de elevar essa profundidade, aumentando, assim, a vida à fadiga.

Como essas tensões e deformações podem provocar variação microestrutural incluindo transformação de fase ou modificação do parâmetro de rede, comparou-se os resultados obtidos da distância interatômica dos planos (101) em nanodifração de elétrons e de raios-X. Não se observou variação microestrutural na difração de elétrons nessa profundidade de 30 μ m para as duas técnicas de caracterização o que contrariou os resultados obtidos por Lakhwinder Singh et al. 2010, quando executou “*shot peening*” em aço inoxidável austenítico RS561 com alto nitrogênio . Deve-se considerar, também, o fato da amplitude dessas duas técnicas, isto é, nanodifração de elétrons e raios-X.

Os efeitos do “*shot peening*” na resistência à fadiga de engrenagens cementadas/temperadas e revenidas é o atraso na formação de “*pitting*” e a supressão na abertura de trinca devido a oxidação intergranular abaixo da pressão de contato de Hertz o que melhora a resistência à fadiga (KOBAYASHI; HASEGAWA, 2000). A partir das avaliações microestruturais, constatou-se que a adição de etanol contribui para melhoria de propriedades mecânicas e resistência à fadiga.

5 CONCLUSÕES

- A utilização do gás natural na formação de atmosfera protetiva evidenciou que as características de camada cementada e dureza superficial das peças testadas no processo de tratamento térmico gasoso de cementação foram semelhantes à utilização do propano com custo reduzido.

- Constatou-se experimentalmente que o percentual de CO_2 entre 0,18 a 0,23% para trabalho nos fornos e geradores de endogás se mostrou adequado para atingir a especificação do produto.

- Confirmou que a martensita obtida na camada cementada após têmpera apresenta estrutura CCC através da técnica de raios X e nanodifração de elétrons.

- Não se percebeu níveis de tensão distintos entre amostras após “shot peening” obtidas por máquina tipo turbina e jato de ar comprimido.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO

- Modelar o efeito da composição química no coeficiente de difusão tanto no processo de cementação quanto na carbonitretação
- Modelar o processo de “shot peening” utilizando técnicas de elementos finitos
- Otimizar o processo de “shot peening” através de alteração de parâmetros tais como diâmetro e tipo de esferas de impacto.

REFERÊNCIAS

AHN, T.H.; OH, C.S.; KIM, D.H.; OH, K.H.; BEI, H.; GEORGE, E.P.; HAN, H.N. Investigation of strain-induced martensitic transformation in metastable austenite using nanoindentation **Scripta Materialia** v. 63, pp. 540-543, 2010.

AN, X.; CAWLEY, J.; RAINFORTH, W.M.; CHEN, L. A study of internal oxidation in carburized steels by glow discharge optical spectroscopy and scanning electron microscopy **Spectrochimica Acta Part B** v.58, pp. 689-698, 2003.

APPOLAIRE, B. ; GOUNÉ, M. Linear stability analysis of a γ' -Fe₄N nitride layer growing in pure iron **Computational Materials Science** v. 38, pp. 126-135, 2006

ASI, O.; CAN, A.C.; PINEAULT, J.; BELASSEL; M. The effect of high temperature gas carburizing on bending fatigue strength of SAE 8620 steel **Materials and Design** v.30, pp. 1792-1797, 2009.

ASI, O.; CAN, A.C.; PINEAULT, J.; BELASSEL; M. The relationship between case depth and bending fatigue strength of gas carburized SAE 8620 steel **Surface & Coatings Technology** v.201, pp. 5979-5987, 2007.

AYDIN, A.; GULER, E.; AKTAS, H.; GUNGUNES, H. Mössbauer studies on athermal martensite formation in an Fe-Ni-Mn **Bulletin Materials Science** v.25(5), pp.359-360, 2002.

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

BELASSEL, M. ; PINEAULT, J.; CAN, A.C.; CAN, A.C. The effect of high temperature gas carburizing on bending fatigue strength of SAE 8620 steel **Materials and Design** v. 30, pp.1792-1797, 2009.

BENEDETTI, M.; FONTANARI, V.; HOHN, B.R.; OSTER, P.; TOBIE, T. Influence of “shot peening” on bending tooth fatigue limit of case hardened gears **International Journal of Fatigue** v.24, pp. 1127-1136, 2002.

BONIARDI, MARCO; D’ERRICO, FABRIZIO; TAGLIABUE; CHIARA Influence of carburizing and nitriding on failure of gears – A case study **Engineering Failure Analysis** v.13; pp. 312-339, 2006.

BOOT, M.A. **La cementazione in bassa pressione applicata al nuovo cambio M20/32. Confronto con la cementazione-carbonitrurazione tradizionale.** Politecnico di Torino, 2003.

BORGENSTAM, A.; HEDSTROM, P.; STORMVINTER, A. A transmission electron microscopy study of plate martensite formation in high-carbon low alloy steels **Materials Science and Technology** v. 29(4), pp. 373-379, 2013.

BRACKE, L.; KESTENS, L.; PENNING, J. Transformation mechanism of α' -martensite in an austenitic Fe-Mn-C-N alloy **Scripta Materialia** v.57, pp. 385-388, 2007.

BRISOLLA, A. Corte e Conformação metálica. **O mundo da usinagem** São Paulo, pp.10, out 2010.

CALLISTER, William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos pp. 589, 2002.

CAVALIERE, P.; ZAVARISE, G.;PERILLO, M. Modeling of the carburizing and nitriding processes **Computational Materials Science** v.46, pp. 26-35, 2009

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.

COPPA, P.(Centro Ricerche Fiat), GOLA M.(Politecnico di Torino), "**Tensioni residue superficiali e diffrattometria a raggi Roentgen: rassegna sul metodo**", 1985.

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 artigo a ser impresso,2014.

DA SILVA , V.F. **Influência da austenita retida no crescimento de trincas superficiais por fadiga em camada cementada de aço SAE 8620** 1997. Dissertação(Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) Universidade de São Paulo, São Carlos.

DINI, G.; NAJAFIZADEH, A.; MONIR-VAGHEFI, S.M.; UEJI, R. Grain size effect on the martensite formation in a high-manganese TWIP steel by the Rietveld Method **Journal Material Science Technology** v. 26, pp. 181-186, 2010.

DOYLE, L.E. **Processos de fabricação e materiais para engenheiros**. São Paulo: Edgard Blucher pp. 639, 1962.

DROZDA, T. J., WICK, C., VEILLEUX, R. F. **Tool and Manufacturing Engineers Handbook** Society of Manufacturing Engineers, 1985.

DURLU , T.N. New observations on the formation of strain-induced martensite in an Fe-29,6%Ni alloy **Journals of Materials Science** v.31, pp.2585-2589,1996.

FARFAN, S., RUBIO-GONZALEZ, C.; CERVANTES-HERNANDEZ, T.; MESMACQUE, G. High cycle fatigue, low cycle fatigue and failures modes of a carburized steel **International Journal of Fatigue** v. 26, pp. 673-678,2004.

GAO, YU-KUI Influence of deep-nitriding and *Shot peening* on rolling contact fatigue performance of 32Cr3MoV steel **Journal of Materials Engineering and Performance** v.17(4),pp.455-459, 2008.

GARIBAY, R.P.; CHANG, N.S. Improved Fatigue life of a carburized gear by *Shot peening* parameter optimization **Advanced Material Process Corporation**, Wayne , Michigan , pp. 283-289,1990.

GEMAQUE, M.J.A. Abordagem para solução de um problema metrológico na indústria MEDIÇÃO DE ENGRENAGENS Manual do fornecedor: Wenzel

GENEL, K.; DEMIRKOL, M. Effect of case depth on fatigue performance of AISI 8620 carburized steel **International Journal of Fatigue** v.21,pp. 207-212,1999.

GOROCKIEWICZ, R.; LAPINSKI, A. Structure of the carbon layer deposited on the steel surface after low pressure carburizing **Vacuum** v.85, pp. 429-433, 2010.

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

GULER, E.; KIRINDI, T.; AKTAS, H. Comparison of thermally induced and deformation induced martensite in Fe-29%Ni-2% Mn alloy **Journals of Alloys and Compounds** v.440, pp. 168-172, 2007.

GUROVA, T., ESTEFEN, S. F., LEONTIEV, A. **Efeito de “shot peening em peças com tensões pré-existent de compressão** In: Congresso Nacional de Ensaio Não Destrutivos e Inspeção, 30, 2012. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2012.

GUROVA, T., LEONTIEV, A. **COTEQ – 120 NOVA TÉCNICA DE MAPEAMENTO DAS TENSÕES MECÂNICAS**, 10ª COTEQ – Conferência sobre tecnologias de equipamentos, 2009.

HAMADA, A.S; SAHU, P.; CHOWDHURY, S.G.; KARJALAINEN,L.P.; LEVOSKA, J.; OITTINEN, T. Kinetics of the α' martensitic transformation in fine-grained Fe-26Mn-0,14C austenitic steel **Metallurgical and Materials Transactions A** v.39,pp. 462-465, 2008.

HASSANI-GANGARAJ, S.M.; MORIDI, A.; GUAGLIANO, M.; GHIDINI, A.; BONIARDI, M. The effect of nitriding, severe *Shot peening* and their combination on the fatigue behavior and micro-structure of a low-alloy steel **International Journal of Fatigue**, 2013, Article in press.

HONGBIN, X.; QING, C.; ERYU, H. ; DENGZHEN, W.; ZHAOHONG, C.; ZHENGLE, W. The effect of *Shot peening* on rolling contact fatigue behaviour and its crack initiation and propagation in carburized steel **Wear** v. 151, pp. 77-86, 1991.

HU, Z.Z.; MA, M.L.; LIU, J.H. The effect of austenite on low cycle fatigue in three-phase steel **International Journal of Fatigue** v.19, pp.641,1997.

IMANDOUST , A.; HANZAKI-ZAREI, A.; SABET, M.; ABEDI, H.R. An analysis of the deformation characteristics of a dual phase twinning-induced plasticity steel in warm working temperature regime **Materials and Design** v.40, pp.556-561, 2012.

JACQUET, P.; ROUSSE, D.R.; BERNARD, G.; LAMBERTIN, M. A novel technique to monitor carburizing processes **Materials Chemistry and Physics** v.77, pp. 542-551, 2002.

JANG, W.Y.; GU, Q.; VAN HUMBEECK, J.; DELAEY, L. Microscopic observation of γ -phase and ε – and α' –martensite in Fe-Mn-Si-based shape memory alloys **Materials Characterization** v.34, pp.67-72, 1995.

JEDDI, D.; LIEURADE, P. Effect of retained austenite on high cycle fatigue behavior of carburized 14NiCr11 steel **Procedia Engineering** v.2, pp. 1917-1936, 2010.

JIANG, B.H.; QE, X.; ZHOU, W.; HSU, T.Y. Comment on “Influence of austenite grain size on $\gamma \rightarrow \varepsilon$ martensitic transformation temperature in Fe-Mn-Si-Cr alloys” **Scripta Materialia** v. 34, pp.771, 1996.

JUN, J.H.; CHOI, C.S. Variation of stacking fault energy with austenite grain size and its effect on the M_s temperature of $\gamma \rightarrow \varepsilon$ martensitic transformation in Fe – Mn alloy **Materials Science Engineer A** v. 257, pp. 353, 1998.

KEDDAM, M.; DJEGHAL, M.E.; BARRALLIER, E.; SALSHI, E. Computer simulation of nitrated layers growth for pure iron **Computational Materials Science** v.29, pp. 43-48, 2004.

KIM, HYUNG-JUN; KWEON, YOUNG-GAK High cycle fatigue behavior of gas-carburized medium carbon Cr-Mo steel **Metallurgical and Materials Transactions** v.27A, pp. 2557-2564, 1995.

KIM, TAEHYUNG; LEE, HYUNGYIL; HYUN, HONG CHUL; JUNG, SUNGHWAN Effects of Rayleigh damping, friction and rate-dependency on 3D residual stress simulation of angled *Shot peening* **Materials and Design** v.46, pp. 26-37, 2013.

KOBAYASHI, M.; MATSUI, T.; MURAKAMI, Y. Mechanism of creation of compressive residual stress by *Shot peening* **International Journal of Fatigue** v.20, pp.351-357, 1998.

KRAUSS, GEORGE Metals Handbook Heat Treatment , ASM INTERNATIONAL v.4, pp. 363, 1991.

LEE, E.H.; BYUN, T.S.; HUNN, J.D.; YOO, M.H.; FARRELL, K. ;MANSUR, L.K. On the origin of deformation microstructures in austenitic stainless steel : Part I – Microstructures **Acta Materialia** v.49, pp. 3269-3276, 2001.

LEE, Y.K; BAIK, S.H.; KIM. J.C.; CHOI, C.S. Effect of amount of martensite , carbon content and cold working on damping capacity of an Fe-17%Mn alloy martensitic **Journals of Alloys and Compounds** v.355, pp.10-16, 2003.

LI, D.F.; ZHANG, X.M.; GAUTIER, E.; ZHANG, J.S. Morphology transitions of deformation induced thin –plate martensite in Fe-Ni-C alloys **Acta Metallurgica** v.46, n° 13, pp.4827-4834, 1998.

LIANG, X.; WANG, X.; ZUROB, H.S. Microstructural characterization of transformable Fe-Mn alloys at different length scales **Materials Characterization** v.60, pp. 1224-1231, 2009.

LIU, Y.; WANG, M.; SHI, J.; HUI, W.; FAN, G.; DONG, H.. Fatigue properties of two case hardening steels after carburization **International Journal of Fatigue** v.31, pp.292-299, 2009.

LUTTEROTTI, L.; Matthies; S.; Wenk, H.R. MAUD(Material Analysis Using Diffraction): a user friendly Java program for Rietveld Texture Analysis and more, In: PROCEEDING OF THE TWELFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON TEXTURES OF MATERIALS, Ottawa v. 1, pp. 1599,1999.

MA, L.; WANG, M.Q.; SHI, J.; HUI, W.J.; DONG, H. Influence of niobium microalloying on rotating bending fatigue properties of case carburized steels **Materials Science and Engineering A** v. 498, pp. 258-265, 2008.

MATLOCK, D.K; ALOGAB, K.A.; RICHARDS, M.D.; SPEER, J.G. Surface processing to improve the fatigue resistance of advanced bar steels **Materials Research** v.8, pp.453-459, 2005.

MATSUI, K.; HIROHITO, E.; YUKITAKE, K.; MISAKA, Y.; ANDO, K. Increase in Fatigue limit of gears by compound surface refining using vacuum carburizing , contour induction hardening and double Shot peening **Japanese Society Mechanical Engineering Journal International serie A, Solid mechanics and material engineering** v.45, n. 2, pp. 290-297, 2002.

MENDONÇA, E. M. C., CARNEIRO, J. R. G., SILVA, W. E., CATALÃO, R. P. C., “**16-007 – Estudo comparativo entre cementação à vácuo(baixa pressão) e cementação tradicional**”, In: IV Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico, Atibaia, **Anais...** 2012.

MONINE VLADIMIR, TEODOSIO JOEL R., GUROVA TATIANA Analysis of residual stress state in speed gears for automotive vehicles **Advanced in X-ray Analysis** v.44, pp.187-94, 2001.

MORITO, S.; NISHIKAWA, J.; MAKI, T. Dislocation density within lath martensite in Fe-C and Fe-Ni alloys **International of Iron and Steel Institute of Japanese** v.43, pp.1475-1477,2003.

MORRIS JUNIOR, J.W.; GUO, Z.; KRENN, C.R.; KIM, Y.H. The limits of strength and toughness in steel **International of Iron and Steel Institute of Japanese** v.41,pp.599-611,2001.

MUKAI, R.; MATSUMOTO, T.; DONG-YING, JU; SUZUKI, T.; SAITO, H.; ITO, Y. Modeling of numerical simulation and experimental verification for carburizing-nitriding quenching process **Transaction of Nonferrous Metals Society of China** v16, pp. 566-571, 2006.

NASCIMENTO, M.P. ; VOORWALDA, H.J.C.; TORRES , M.A.S.; SOUZA , R.C. Efeito do tratamento de *Shot peening* no comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com cromo duro sobre níquel químico **IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga Jornadas SAM** , pp.711-718, 2000.

Norma interna Fiat(52421)

PACKOWSKI, P.; GIGLA, M.; KOSTKA, ; MORAWIEC, H. **Mater. Chem. Phys.** v. 81, n°. 2–3, pp. 233–236, 2003.

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.

PRESTON, S Fatigue crack initiation and growth from a gas carburized surface **Materials Transactions JIM** v.34, pp. 27-32, 1993.

QIN, M.; JU, D.Y.; OBA, R. Investigation of the influence of incidence angle on the process capability of water cavitation peening **Surface & Coating Technology** v.201, pp.1409-1413, 2006.

RATAJSKI, JERZY ; RATAJSKI, TOMAS Modelling of the nitriding process **Journal Materials Processing Technological**, v. 195, p. 212-217, 2008.

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.

ROBERTS, D. Global Transmission Technologies How ‘Green’ are they getting 4th CTI Symposium and Exhibition Automotive Transmission and Drive Trains **North America Ann Arbor USA** 2010.

ROZEVELD, S. J.; HOWE, J. M. **Ultramicroscopy** v. 50, n°1, pp. 41–56, 1993.

RUY, M.C.; TARPANI, J.R.; MILAN, M.T.; SPINELLI, D.; BOSE, W.W. The Effect of Warm *Shot peening* on the Fatigue Performance of a SAE 5160 Springs Steel In:

SAITOH, KOH.; NAKAHARA,HIROTAKA; TANAKA, NOBUO Improvement of the precision of lattice parameter determination by nano-beam electron diffraction **Microscopy** v. 62, n° 5, pp. 533–9, 2013.

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.

SANTOS, C. H., **Estudo do alívio das tensões residuais em peça estampada pela técnica de vibrações mecânicas** Guaratinguetá, 2011.

SANTOS, D.B.; SALEH, A.A.; GAZDER, A.A.; CARMAN, A.; DUARTE D.M.; RIBEIRO, E.A.S.; GONZALEZ, B.M.; PERELOMA, E.VOL. Effect of annealing on the microstructure and mechanical properties of cold rolled Fe 24Mn 3Al 2Si 1Ni 0.06C TWIP steel. **Materials Science Engineering. A**, Structural Materials: properties, microstructure and processing , v. A528(10-11), pp. 3545-3555, 2011.

SERRA, M. **Studio sperimentale di diversi processi di pallinatura degli ingranaggi di un cambio automobilistico**. Politecnico di Torino, 1995.

SHEN, Y.F.; LI, X.X; SUN, X.; WANG, Y.D.; ZUO, L. Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel **Materials Science and Engineering A** v. 552, pp. 514-522, 2012.

SHIBATA, A.; YONEZAWA, H.; YABUUCHI, K.; MORITO, S.; FURUHARA, T.; MAKI, T. Relation between martensite morphology and volume change accompanying fcc to bcc martensitic transformation in Fe-Ni-Co alloys **Materials Science and Engineering A** v.438-440, pp. 241-245, 2006.

SILVA , V.F.; CANALE, L.F.; CRANKOVIC, O.R. Influência da austenita nas propriedades de desgaste em peças cementadas Anais: **Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica COBEM** 1995.

SILVA , V.F.; CANALE, L.F.; SPINELLI, D.; BOSE-FILHO, W.W.; CRANKOVIC, O.R. Influence of retained austenite on short fatigue crack growth and wear resistance of case carburized steel **Journal of Materials Engineering Performance** v.8, pp.543-548, 1999.

SINGH, LAKHWINDER ; KHAN, R.A.; AGGARWAL, H.L. Effect of shot peening on hardening and surface roughness of nitrogen austenitic stainless steel **International Journal of Engineering Science and Technology** v.2, pp.818-826,2010.

SOADY, K.A; MELLOR, B.G.; WEST, G.D; HARRISON , G.; MORRIS, A.; REED, P.A.S. Evaluation surface deformation and near surface strain hardening resulting from *Shot peening* a tempered martensitic steel and application to low cycle fatigue **International Journal of Fatigue** v.54, pp.106-117,2013.

SONG , GUANG-SHENG; LIU, XIANG-HUA; GUO-DONG, WANG; XIANG-QIU, XU; Numerical simulation on carburizing and quenching of gear ring **Journal of Iron and Steel Research International** v.14(6),pp.47-52, 2007.

SOYAMA, H.; MACODIYO, D.O. Fatigue strength improvement of gears using cavitation shotless peening **Tribology Letters** v.18, pp181-184, 2005.

STADELTADELMAN; P. A. **Ultramicroscopy**, v. 21, n° 2, pp. 131–145,1987.

STORMVINTER , A.; MIYAMOTO, G.; FURUHARA, T.; HEDSTROM, P.; BORGESNSTAM, A. Effect of carbon content on variant pairing of martensite in Fe-C alloys **Acta Materialia** v. 60,pp. 7265-7274,2012.

SUGIMOTO K.; USUI, N.; KOBAYASHI, M.; HASHIMOTO, S. Effects of volume fraction and stability of retained austenite on ductility of TRIP –aided dual-phase steels **International**

of Iron and Steel Institute of Japanese v.32,pp.1311-1318, 1992.<http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.32.1311>.

TATSUO, INOUE; LIU, CHUNCHENG; JU, DONG-YING Numerical modeling and simulation of carburized and nitrided quenching process **Journal of Materials Processing Technology** v.143-144, pp. 880-885, 2003.

TERRES, MOHAMED ALI; HABIB SIDHOM, NABIL LAALAI. 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.

TOKAJI , KEIRO; KOHYAMA, KEI; AKITA, MASAYUKI Fatigue behaviour and fracture mechanism of a 316 stainless steel hardened by carburizing **International Journal of Fatigue** v.26, pp.543-551,2004.

TORRES, M.A.S. , VOORWALD , H.J.C. An evaluation of *Shot peening* , residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI4340 steel **International Journal of Fatigue** v. 24, pp. 877-886 , 2002.

WIDMARK, MATTIAS. ; MELANDER , ARNE Effect of material , heat treatment , grinding and *Shot peening* on contact fatigue life of carburized steels **International Journal of Fatigue** v.21, pp.309-327,1999.

WISE , J.P., KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K. Microstructure and fatigue resistance of carburized steels **20th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings ASM International Saint Louis MO** october, pp. 1152-1161, 2000.

YANG, Z.G.; YAO, G.; LI, G.Y.; LI, S.X.; CHU, Z.M.; HUI, W.J.; DONG, H.; WENG, Y.Q. The effect of inclusions on the fatigue behavior of fine-grained high strength 42CrMoVNb steel **International Journal of Fatigue** v.26, pp.959-966, 2004.

ZHANG, LIMIN; SUN, DONGBAI; YU, HONGYING Effect of niobium on the microstructure and wear resistance of iron-based alloy coating produced by plasma cladding **Materials Science and Engineering A** v.490, pp. 57-61, 2008.

ZUO, J. M.; KIM, M. ; HOLMESTAD, R. **Journal Electron Microsc.** v.47, n° 2, pp. 121–127, 1998.

ZUO, J.M. Automated lattice parameter measurement from HOLZ lines and their use for the measurement of oxygen content in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ from nanometer –sized region **Ultramicroscopy** v. 41, pp. 211–223, 1992.