

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS  
Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica  
Rogerio Pinto Coelho Catalão

**ESTUDO DA ADIÇÃO DE ETANOL AO GÁS NATURAL NA CEMENTAÇÃO DO  
AÇO DIN 17NiCrMo7 NA FABRICAÇÃO DE ENGRENAGENS**

Belo Horizonte  
2014

Rogério Pinto Coelho Catalão

**ESTUDO DA ADIÇÃO DE ETANOL AO GÁS NATURAL NA CEMENTAÇÃO DO  
AÇO DIN 17NiCrMo7 NA FABRICAÇÃO DE ENGRENAGENS**

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  
2014

## FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

C357e Catalão, Rogério Pinto Coelho  
Estudo da adição de etanol ao gás natural na cementação do aço DIN 17NiCrMo7 na fabricação de engrenagens / Rogério Pinto Coelho Catalão. Belo Horizonte, 2014.  
126f.: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. Álcool. 3. Gás natural. 4. Tensões residuais. 5. Engrenagens. I. Carneiro, José Rubens Gonçalves. II. Pontifícia Universidade Católica de Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

SIB PUC MINAS

CDU: 621.785.52

Rogério Pinto Coelho Catalão

**ESTUDO DA ADIÇÃO DE ETANOL AO GÁS NATURAL NA CEMENTAÇÃO DO  
AÇO DIN 17NiCrMo7 NA FABRICAÇÃO DE ENGRENAGENS**

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

---

William de Melo Silva – PUC Minas

---

Pedro Paiva Brito – PUC Minas

Belo Horizonte, 31 de Outubro de 2014.

## **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 etanol como agentes cementantes. A adição de etanol elevou o teor de CO na atmosfera do forno, e, simultaneamente, verificou-se que adição de 1,80l/h estabilizou o percentual de CO<sub>2</sub> em 0,02% com elevação do teor de CO para 28%, e possibilitou, também, maior flexibilidade no processo de resfriamento antes da têmpera com redução na oxidação intergranular. 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. Utilizaram-se as equações propostas por Fick na modelagem matemática do perfil de carbono o que se revelou satisfatório em razão do erro encontrado no coeficiente de difusão do carbono na austenita. Relacionou-se, também, esse coeficiente de difusão com a temperatura. Os valores de energia de ativação (Q) e do coeficiente de atividade (D<sub>0</sub>) estiveram de acordo com os valores mencionados da literatura e concordam com a difusão do carbono na austenita. 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 25µm da 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. 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.

Palavras-Chave: Cementação. Etanol. “*Shot Peening*”. Alívio de Tensões.

## 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 posteriormente , 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 CO<sub>2</sub> 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  $\mu\text{m}$ . 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 difraction technique .

Key Words: Shot peening. Stress Relief. Efficiency.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1	Corte de uma transmissão mecânica.....	29
Figura 2	Ciclo de processo de cementação em forno tradicional, com duração total de 11 horas .....	32
Figura 3	Ciclo de processo de cementação à vácuo, com duração total de 6 horas .....	35
Figura 4	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.....	35
Figura 5	Evolução da microdureza em função da distância da superfície para o processo de cementação em forno tradicional.....	36
Figura 6	Evolução da microdureza em função da distância da superfície para o processo de cementação em forno à vácuo .....	36
Figura 7	Código de elementos finitos a ser avaliado .....	40
Figura 8	Diagrama de equilíbrio Fe-N na região de temperatura do processo de nitretação .....	41
Figura 9	Efeito do acréscimo enxofre no aço .....	44
Figura 10	Efeito do teor de fósforo na curva S-N do aço ABNT 4320 cementado, temperado e revenido .....	44
Figura 11	Influência da profundidade de oxidação intergranular sobre o limite de resistência à fadiga de um aço 4320 cementado .....	45
Figura 12	Relação entre diâmetro das inclusões $\phi$ e D(distâncias das inclusões)( $N_f > 10^6$ ciclos) .....	46
Figura 13	Efeito do potencial de carbono no limite de resistência à fadiga.....	47
Figura 14	Relação monotônica entre resistência à fadiga e resistência à tração.....	48
Figura 15	Percentual de austenita retida em cementação a gás determinado por difração de raios-X .....	49
Figura 16	Distribuição da austenita retida nas proximidades da superfície após tratamento térmico .....	50
Figura 17	Curvas da/dN em função de $\Delta K$ para aços ABNT 4320 a ABNT 43100 revenidos em(a) 200 °C, (b) 400 °C e (c) 600 °C .....	51
Figura 18	Curva de microdureza após cementação e têmpera superposta às curvas da/dN .....	52
Figura 19	Perfil de tensão residual para o aço ABNT 8620 cementado por 3 horas .....	52

Figura 20	Curvas de equilíbrio para formação dos óxidos FeO/Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , quando o ferro é aquecido em uma atmosfera CO/CO <sub>2</sub> .....	54
Figura 21	Curvas de equilíbrio para formação dos óxidos FeO/Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> no aquecimento do ferro em atmosfera H <sub>2</sub> /H <sub>2</sub> O .....	55
Figura 22	Efeito do “ <i>shot peening</i> ” na superfície de um componente.....	58
Figura 23	Procedimento de medida da intensidade Almen.....	58
Figura 24	Curva de saturação com indicação do ponto de saturação.....	59
Figura 25	Esquema de medição de tensões com o equipamento portátil .....	61
Figura 26	Cabine de jateamento por bicos de jato de ar comprimido .....	62
Figura 27	Equipamento de jateamento por aspiração.....	63
Figura 28	Bico de jateamento.....	63
Figura 29	Equipamento de jateamento por gravidade.....	64
Figura 30	Equipamento de jateamento por pressão direta .....	64
Figura 31	Projeção de granalha por turbina.....	65
Figura 32	Comparativo entre os graus de cobertura da superfície no processo de “ <i>shot peening</i> ” .....	68
Figura 33	Distribuição de microdureza antes e após “ <i>Shot peening</i> ” precedidos de têmpera e revenimento .....	70
Figura 34	Distribuição da austenita retida X distância da superfície antes e após “ <i>shot peening</i> ” .....	70
Figura 35	Distribuição de tensões compressivas com a profundidade que relaxam em serviço .....	71
Figura 36	O perfil de microdureza Vickers da superfície ao centro do aço DIN 42CrMo4 temperado, revenido e nitretado e “ <i>shot peening</i> ” .....	73
Figura 37	Distribuição da microdureza ao longo da distância da superfície .....	73
Figura 38	Perfis das curvas de microdureza versus profundidade para diversos tratamentos.....	74
Figura 39	Distribuição das Tensões Residuais pela profundidade para diversos tratamentos.....	75
Figura 40	Variação de discordância em martensita ripa em função do teor de carbono .....	78
Figura 41	Modelo geométrico proposto por Olson e Cohen para nucleação da martensita $\alpha'$ antes(a) e depois(b) da intercessão das bandas de deslizamento .....	79

Figura 42	Fluxo de produção tanto para o eixo quanto para a coroa .....	83
Figura 43	Blanque para engrenagem .....	84
Figura 44	Eixo pré usinado .....	84
Figura 45	Processo de usinagem e abertura de rosca .....	85
Figura 46	Conformação dos dentes .....	85
Figura 47	Raspadora para ajuste do perfil de evolvente.....	86
Figura 48	Processo de afiação da ferramenta que define a forma do dentado .....	86
Figura 49	Processo de acabamento do dentado – Raspadora .....	87
Figura 50	Funcionamento do sistema Plund .....	88
Figura 51	Representação da correção necessária para deformação após tratamento térmico .....	88
Figura 52	Condições do dentado após a raspadora e o que como pode comportar o acabamento das peças raspadas após o processo de tratamento térmico.....	89
Figura 53	Máquina utilizada para controle de engrenagens e eixos .....	90
Figura 54	Controle de características dimensionais do dentado .....	91
Figura 55	Esquema da alimentação dos fornos .....	92
Figura 56	Posicionamento das coroas no “ <i>shot peening</i> ” .....	93
Figura 57	Padrão de corte para coroas .....	95
Figura 58	Perfilômetro para medida da espessura corroída.....	95
Figura 59	Equipamento portátil de raios-X para medição de tensões mecânicas.....	96
Figura 60	Medição da distância da borda na base do dente até região de aplicação do filme .....	98
Figura 61	Aplicação do filme de platina .....	98
Figura 62	Regular “ <i>cross-section</i> ” na fase inicial(a) e na fase final(b).....	99
Figura 63	Presença da trincheira e corte lateral em L .....	99
Figura 64	Canhão e agulha OMINIPROBE(a). Agulha antes do processo de micro-soldagem junto à amostra(b) .....	100
Figura 65	Corte(a) e retirada da amostra(b) para soldagem na grade .....	100
Figura 66	Suporte da grade dentro da câmara do FIB .....	101
Figura 67	%CO <sub>2</sub> e % CO em função da vazão de etanol .....	103
Figura 68	Contornos de grão austeníticos revelados por ataque após cementação nas temperaturas de (a) 870 ;(b) 890 e 930 °C e resfriado em óleo.....	104
Figura 69	Amostra observada em FEG evidenciando oxidação intergranular em intensidade reduzida.....	105

<b>Figura 70</b>	<b>DRX para peça cementada a 870 °C .....</b>	<b>106</b>
<b>Figura 71</b>	<b>DRX para peça cementada a 890 °C .....</b>	<b>107</b>
<b>Figura 72</b>	<b>DRX para peça cementada a 930 °C .....</b>	<b>107</b>
<b>Figura 73</b>	<b>Modelos NBD para eixo de zona &lt;001&gt; do Au, com câmara de 200 mm(a), e de Si, com câmara de comprimento de 150 mm(b); imagens de 1 e 2 mostram alguns posições de pontos superpostos com e sem filtro de distorção.....</b>	<b>108</b>
<b>Figura 74</b>	<b>Modelo NBD para eixo de zona &lt;131) para amostras SP, usando o comprimento de câmara de 150 mm (a), amostras CSP Prim (b) e CSP Base (c), ambas com comprimento de câmara de 200 mm; imagens de 1 e 2 mostram alguns posições de pontos superpostos com e sem filtro de distorção.....</b>	<b>109</b>
<b>Figura 75</b>	<b>Evolução do teor de carbono com a profundidade com temperatura de austenitização de 870°C.....</b>	<b>110</b>
<b>Figura 76</b>	<b>Evolução do teor de carbono com a profundidade com temperatura de austenitização de 890°C.....</b>	<b>111</b>
<b>Figura 77</b>	<b>Evolução do teor de carbono com a profundidade com temperatura de austenitização de 930°C.....</b>	<b>111</b>
<b>Figura 78</b>	<b>Cálculo da energia de ativação Q e do fator D<sub>0</sub> a partir da linearização <math>\ln(D)=\ln(D_0) -Q/RT</math> .....</b>	<b>112</b>
<b>Figura 79</b>	<b>Evolução do parâmetro M em função da temperatura.....</b>	<b>113</b>
<b>Figura 80</b>	<b>Evolução do teor de carbono com a profundidade para as temperaturas de austenitização de 870, 890 e 930°C após cementação em ambiente de gás natural e etanol.....</b>	<b>113</b>
<b>Figura 81</b>	<b>Evolução dos valores de microdureza Vickers(HV<sub>1kg</sub>) em função da profundidade para a temperatura de austenitização de 930°C.....</b>	<b>115</b>
<b>Figura 82</b>	<b>Evolução do nível de tensão com a profundidade para a coroa da caixa de transmissão após têmpera , revenimento e “<i>shot-peening</i>” em máquina tipo turbina.....</b>	<b>116</b>

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição química dos aços utilizados na fabricação de engrenagem, em percentagem em peso.....	30
Tabela 2	Consumo em cada tipo de processo.....	37
Tabela 3	Comparativo entre custos de processo.....	66
Tabela 4	Rugosidade para todos .....	74
Tabela 5	Especificações das granalhas .....	94
Tabela 6	Parâmetros de difração utilizados.....	97
Tabela 7	Análise química do aço utilizado nos experimentos .....	103
Tabela 8	Fração volumétrica de fases medidas por difração de raios-X em função da temperatura de austenização.....	108
Tabela 9	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 .....	110
Tabela 10	Teores de carbono experimentais , modelados e erros obtidos para as temperaturas de 870, 890 e 930°C .....	114

## SUMÁRIO

1	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	25
1.1	Justificativa .....	27
1.2	Objetivo geral.....	28
1.2.1	<i>Objetivos específicos</i> .....	28
2	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	29
2.1	Transmissão Mecânica .....	29
2.2	Processo de fabricação de uma engrenagem automotiva.....	30
2.3	Processo de Tratamento Térmico.....	30
2.3.1	<i>Os fornos tradicionais</i> .....	31
2.3.2	<i>Os fornos à vácuo</i> .....	33
2.4	Modelagem matemática .....	38
2.4.1	<i>Cementação</i> .....	38
2.4.2	<i>Nitretação</i> .....	40
2.5	Propriedades Mecânicas da Região Superficial.....	43
2.5.1	<i>Processo de Fabricação dos Aços para Cementação</i> .....	43
2.5.1.1	<b><u>Projeto de Processo</u></b> .....	46
2.5.2	<i>Austenita Residual</i> .....	48
2.5.3	<i>Profundidade Efetiva de Camada</i> .....	50
2.5.4	<i>Atmosfera do forno</i> .....	53
2.6	Processo de “Shot Peening” .....	56
2.6.1	<i>Técnicas de medida</i> .....	57
2.6.1.1	<b><u>Intensidade Almen</u></b> .....	57
2.6.1.2	<b><u>Difração de Raios X</u></b> .....	59
2.6.2	<i>Tipos de Shot Peening</i> .....	62
2.6.2.1	<b><u>Ar comprimido</u></b> .....	62
2.6.2.2	<b><u>Jateamento por gravidade com ar comprimido</u></b> .....	63
2.6.2.2.1	Jateamento através de pressão direta .....	64
2.6.2.3	<b><u>Jateamento por turbina</u></b> .....	65
2.6.3	<i>Parâmetros de controle no processo de shot peening</i> .....	66
2.7	Propriedades Mecânicas afetadas pelo “shot peening” .....	69
2.8	“Shot peening”/Nitretação.....	72
2.9	Transformação da austenita induzida por deformação .....	75
2.9.1	<i>Relaxação de Tensão Residual</i> .....	80
3	<b>METODOLOGIA</b> .....	82
3.1	Análise Química e Metalográfica do Material .....	82
3.2	Etapas de produção .....	82
3.2.1	<i>Tratamento termoquímico das engrenagens</i> .....	91
3.2.2	<i>Medições do teor de carbono na superfície após cementação</i> .....	94
3.2.3	<i>Medições de tensões residuais nas engrenagens</i> .....	94
3.3	Microscopia Eletrônica de Transmissão.....	97
4	<b>ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS</b> .....	103
4.1	Análise química.....	103
4.2	Medição da vazão de etanol.....	103
4.3	Cálculo do tamanho de grão .....	104
4.4	Resultados de Difração de Raios-X.....	106

<b>4.5</b>	<b>Cimentação .....</b>	<b>110</b>
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>118</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO: .....</b>	<b>118</b>
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>119</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A indústria automobilística passa por processo de mudança em decorrência da inovação tecnológica em seus processos e gestão. 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. A expectativa de vida de sistemas mecânicos depende dos componentes mais críticos desse sistema, que, no caso das transmissões, são as engrenagens. O projeto e fabricação dos componentes das transmissões requer estudo de materiais, revestimentos, tribologia, conformação, vibração, etc.

É necessário prorrogar a vida em serviço de componentes de máquina devido a razões econômicas e ambientais. O avanço no desenvolvimento de novos aços e técnicas de processamento elevou-se a vida à fadiga de componentes automotivos com redução no peso no sistema de transferência de potência (MATLOCK; ALOGAB; RICHARDS; SPEER, 2005). O desenvolvimento de relações estrutura-propriedade é um componente chave da engenharia e ciências dos materiais. Nesse sentido, técnicas de engenharia de superfície têm maior interesse de estudo, isto porque podem proporcionar propriedades superficiais adicionais tais como elevada resistência mecânica, à corrosão, ao desgaste e barreira térmica.

O aço é uma liga Fe-C contendo ainda outros elementos decorrentes do processo de fabricação. É utilizado em indústria automotiva, aeronáutica, aeroespacial, nuclear etc. Classifica-se em aço carbono, baixa e alta liga, e suas propriedades mecânicas podem ser modificadas através de tratamentos mecânicos, térmicos e termoquímicos. 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).

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) formadas durante a cementação e tensão residual de tração aparecerá na superfície o que reduz a resistência à fadiga.

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. Atualmente, foi substituída atmosfera do forno rica em propano  $C_3H_8$  por gás natural por questão de custo. Como o gás natural tem menor % de carbono, enriquece-se essa atmosfera em CO com adição de álcool etílico anidro ( $CH_3CH_2OH$ ). Atmosferas de base endotérmica são produzidas em geradores que utilizam ar e um hidrocarboneto como combustível. Quando a atmosfera de um forno contribui com elementos durante o tratamento térmico, as leis fundamentais dos gases tornam-se importantes, e, nesse caso, a adição de álcool anidro tende a modificar essa atmosfera. Há processos de cementação em atmosfera gasosa que monitora o potencial de carbono e, em baixas pressões, que ainda se encontra com instrumentos de controle em desenvolvimento o que prejudica seu desenvolvimento (JACQUET; ROUSSE; BERNARD; LAMBERTIN, 2002).

No tratamento térmico, especialmente na cementação e 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 em termos da 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. O enriquecimento da atmosfera do forno em CO com utilização de álcool etílico pode alterar a

cinética da introdução de carbono, modificar as propriedades mecânicas do componente e os tempos de processo em uma mesma temperatura, reduzindo custo de fabricação.

A importância desse estudo reside em razão da existência de lacuna no conhecimento dos efeitos da introdução desse combustível brasileiro em processo de tratamento termoquímico realizado em fornos convencionais e os efeitos nas propriedades superficiais dos componentes mecânicos.

## **1.2 Objetivo geral**

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

### **1.2.1 Objetivos específicos**

- a) Avaliar a tensão residual na superfície das peças após a operação de cementação /têmpera em óleo e revenimento;
- b) Modelar a evolução do percentual de carbono em função da profundidade utilizando a segunda lei de Fick;
- c) Comparar os resultados de propriedades mecânicas e metalográficas do processo de cementação sem e com adição de etanol ao gás natural.

## 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. Na seção 2.3, 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 aços forjados 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: Toten e Taylor, 2007

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 estão sendo forjadas diretamente, reduzindo as operações de usinagem.

## 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 a alta temperatura do carbono na superfície com concentração inicial entre 0,1-0,2% e atingindo aproximadamente de 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 e 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.

### **2.3.1 Os fornos tradicionais**

Os fornos tradicionais são geralmente divididos em zonas, sendo cada uma delas controlada separadamente com monitoramento da temperatura e atmosfera. No interior de cada zona, existe um ventilador que permite manter em constante agitação a atmosfera de gás, melhorando a homogeneidade da mistura de gás em todo o forno. Para isolar termicamente o interior do forno do ambiente externo, existe uma espessa camada de material refratário.

As cargas no interior do forno são empurradas sobre uma superfície construída de tijolos de material refratário especial, um material particularmente resistente ao calor e ao desgaste devido ao arrastamento dos dispositivos de carga.

A pré-câmara é um órgão fundamental permitindo a entrada das cargas no forno sem que haja contato da atmosfera controlada com o ar ambiente, a fim de evitar o contato desta com o oxigênio presente no ar. Tal contato acarretaria em combustão, com risco de explosão. Para evitar a combustão, a pré-câmara é dotada de duas portinholas, criando um compartimento intermediário entre a parte interna do forno e o exterior.

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 equipamento composto por um quadro de análises que monitora e gerencia os principais parâmetros de processo no interior do forno. Ele controla a temperatura através de termopares, aumentando ou diminuindo a quantidade de gás na mistura, a fim de manter estável a temperatura e a atmosfera no interior do forno.

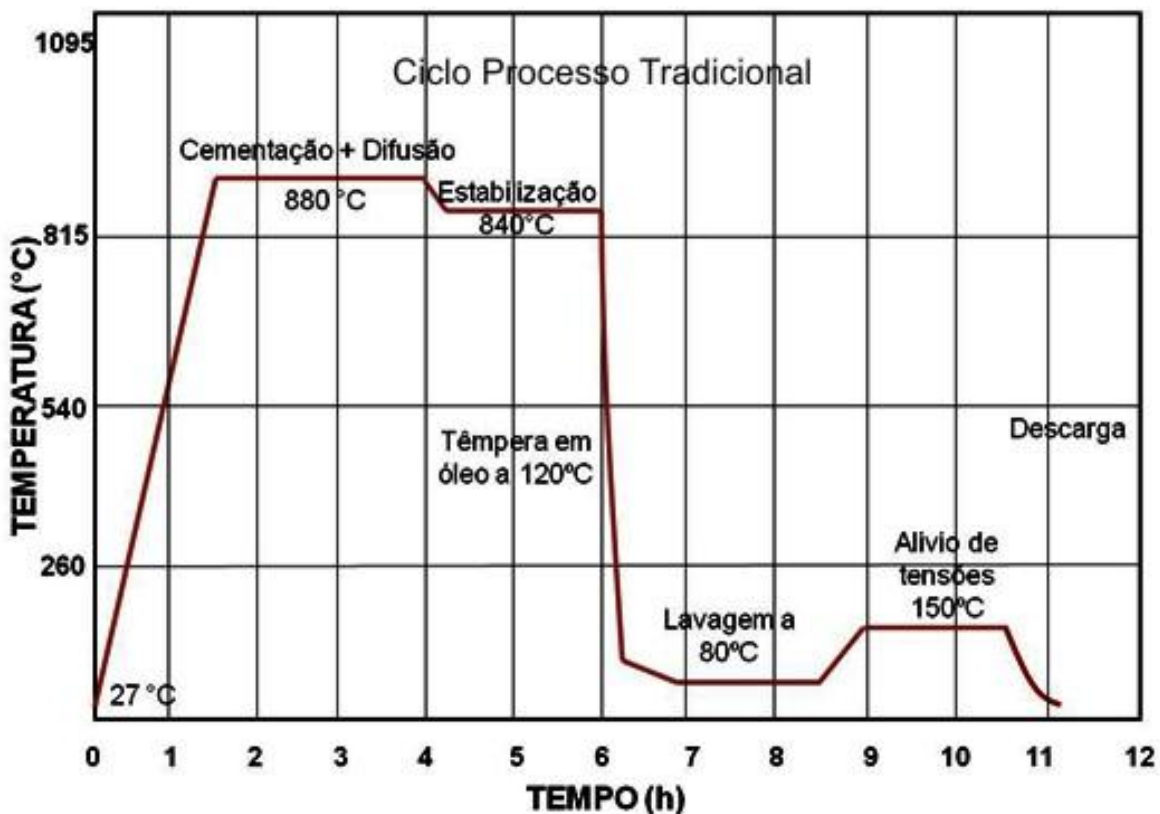
Os queimadores são posicionados nas laterais dos fornos, e controlam a mistura ar e gás otimizando a combustão. O gás já queimado circula através de tubos particulares chamados radiantes, com formato em U e atravessa o forno no sentido transversal. O ar pré-aquecido em um trocador de calor gás-ar é misturado ao gás cementante para queimar na

ponta do queimador. 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.

O processo de têmpera em óleo é um processo de resfriamento brusco e feito após a finalização do processo de cementação. Este tanque deve ser constantemente monitorado em relação ao nível de óleo e temperatura, visto que é inflamável e apresenta risco de incêndio. Além disso, o óleo deve ser trocado quando atinge a saturação de contaminantes e resíduos de carbono proveniente das cargas.

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. O ciclo de processo com as diferentes etapas para os sistema tradicional é mostrado na Figura 2.

**Figura 2** Ciclo de processo de cementação em forno tradicional, com duração total de 11 horas



Fonte: Elaborado pelo autor

A cementação a gás em temperaturas superiores a 980°C não são utilizadas 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.

### **2.3.2 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 à 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. A carga é introduzida na primeira zona e transportada por um tempo pré-estabelecido ao longo do forno. O forno de pré-aquecimento possui duas funções, eliminar resíduos de operações de lavagem precedente, a fim de evitar entupimento posterior das bombas de vácuo e reduzir o tempo de aquecimento nas câmaras de cementação, aumentando, portanto, a produtividade.

As câmaras de cementação são construídas em duas partes distintas, isto é, um corpo interno e uma carcaça externa. Para isolar o forno, são utilizados extratos de diversos materiais isolantes. Em contato com a atmosfera do forno, existe uma placa de grafite acompanhada por placas de feltro cerâmico. Na parte externa, existe outra placa de grafite, fechando o pacote. Este pacote é unido por uma espécie de rebite, mantendo-o firme junto à carcaça externa. Além disso, 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 de comando próprio, 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, posteriormente, na realização de ciclos de injeção de gás cementante e 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 produzem o vácuo nas câmaras. A pressão no interior é em torno de 0,008 bar. Este processo é realizado através de bombas especiais, geralmente dispostas em dois grupos,

para realizar a operação em 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.

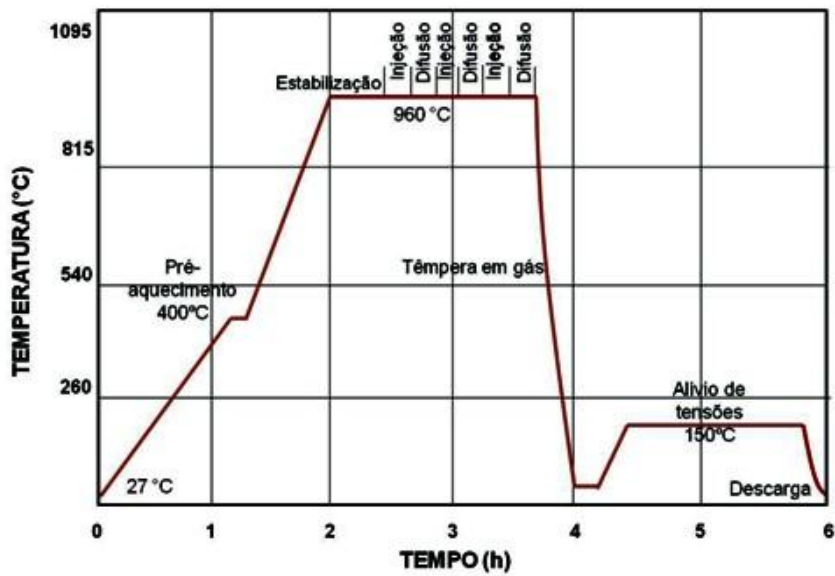
O processo de cementação na etapa inicial em fornos de baixa pressão é resultado de uma reação catalítica da atmosfera cementante com a superfície da carga que leva a liberação de carbono na forma atômica, a absorção desses átomos pela superfície e transporte difusivo para região mais interna. Na superfície 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.

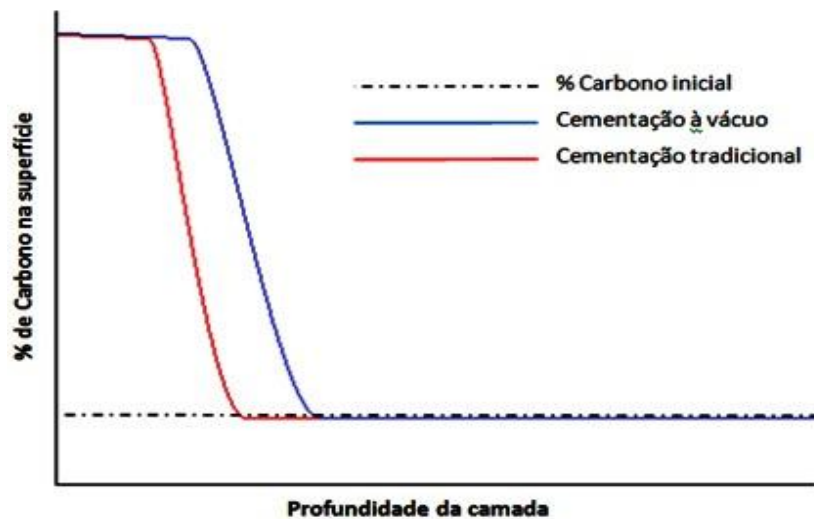
O ciclo de processo com as diferentes etapas para os sistemas a vácuo é mostrado na Figura 3.

**Figura 3** Ciclo de processo de cementação à vácuo, com duração total de 6 horas



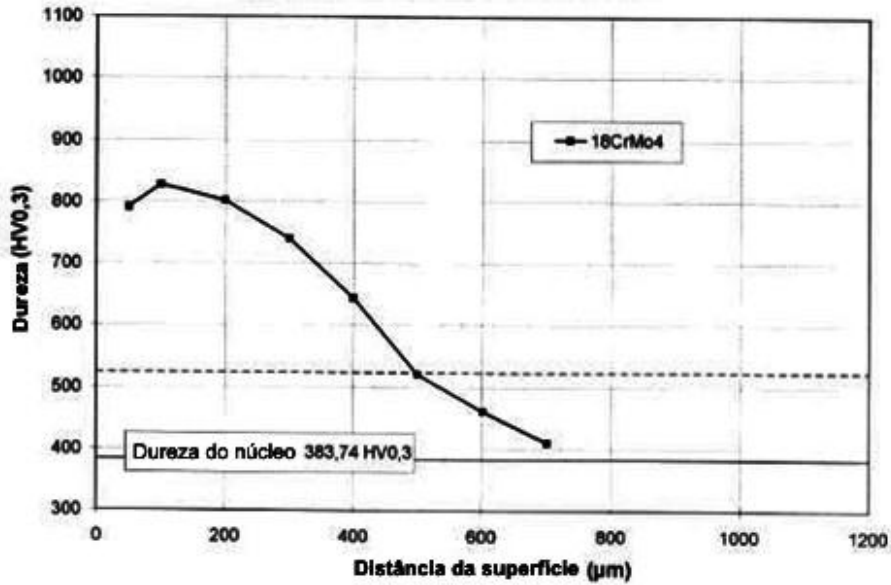
A Figura 4 mostra a evolução do teor de carbono em função da distância da superfície da peça com resultados semelhantes, porém para tempos de ciclo diferentes, sendo aproximadamente 6 horas para o processo a vácuo e 11 horas para o processo tradicional.

**Figura 4** 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



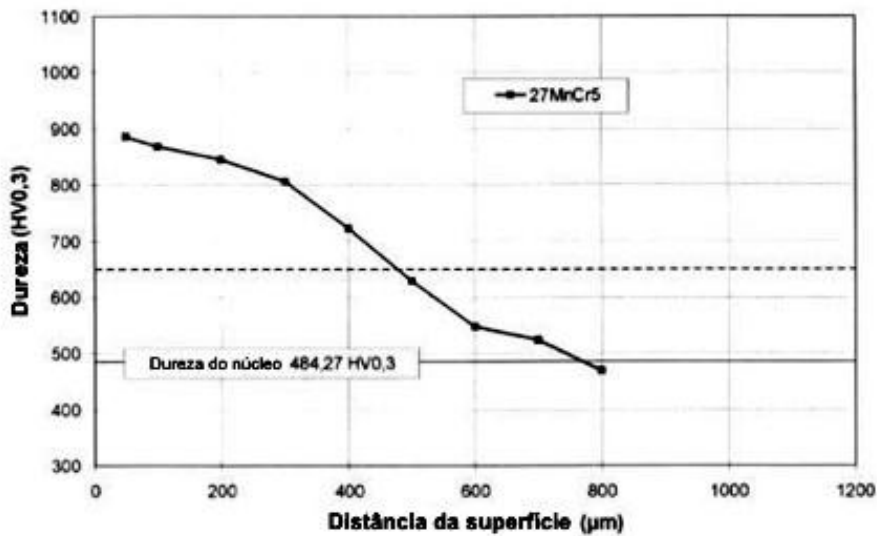
A Figura 5 e Figura 6 mostram, respectivamente, a evolução da microdureza Vickers ( $HV_{0,3 \text{ kgf}}$ ) em função da distância da superfície para aços DIN 18CrMo4 e DIN 27MnCr5 cementados, temperados e revenidos, conforme os processos tradicional e a vácuo.

**Figura 5** Evolução da microdureza em função da distância da superfície para o processo de cementação em forno tradicional



Fonte: Boot, 2003

**Figura 6** 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-se 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  $550\text{HV}_{(0,3\text{ kgf})}$ .

A Tabela 2 mostra o consumo de gás utilizado nos processos de cementação tradicional e a vácuo.

**Tabela 2 Consumo em cada tipo de processo**

Tipo de processo	Tradicional	A vácuo
Aquecimento	Gás metano	Elétrico
Processo	30 m <sup>3</sup> /h metano(endogás) 10 m <sup>3</sup> /h metano(manutenção da atmosfera)	500 l/h nitrogênio 0,7 m <sup>3</sup> /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	40m <sup>3</sup> /h metano	0,7m <sup>3</sup> /h propano
Consumo de gás por kg	40l 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.

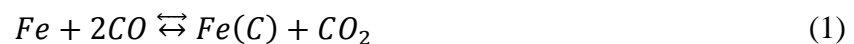
Outra técnica de cementação modificada aplicada em aço AISI 316 é citada também na literatura, mas sem aplicação industrial (TOKAJI; KOHYAMA; AKITA, 2004).

## 2.4 Modelagem matemática

A análise do processo de difusão na cementação e nitretação é baseada nas leis de Fick. Na carbonitretação, ocorrem interações entre a difusão de nitrogênio e carbono, e, portanto, essas interações devem ser conhecidas. 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.

### 2.4.1 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 é dada pela equação (1):



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, a temperatura do componente é constante durante o processo. O processo é governado pela equação (2):

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

$$D = 738 * 10^{-7} * \exp\left(-\frac{159000}{8,314 * T}\right), \frac{m^2}{s} \quad (3)$$

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 (4).

$$u = \frac{x}{2 * \sqrt{D * t}} \quad (4)$$

A solução da equação de Fick (Equação (5))

$$\frac{C_x - C_s}{C_0 - C_s} = erf(u) \quad (5)$$

onde (Equação (6)):

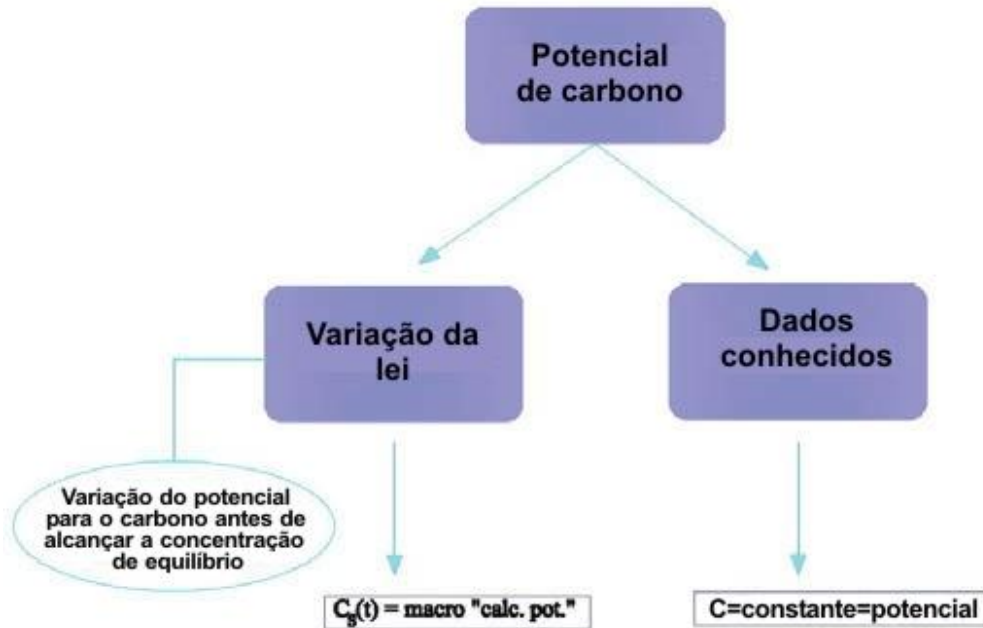
$$erf(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u e^{-u^2} du \quad (6)$$

A função erro de Gauss pode ser resolvida graficamente a partir dos valores de  $u$  obtidos em determinada temperatura, posição e tempo (Equação (7)).

$$C_x = C_s + (C_0 - C_s) * erf(u) \quad (7)$$

O potencial de carbono implementado em código de elementos finitos pode ser avaliado como segue na Figura 7.

**Figura 7** Código de elementos finitos a ser avaliado



Fonte: Cavaliere, Zvarise e Perillo, 2009

A modelagem da cementação, também, pode ser feita utilizando outra função que, também, soluciona a equação de Fick (Equação (8)) preservando as condições de contorno anteriores citadas.

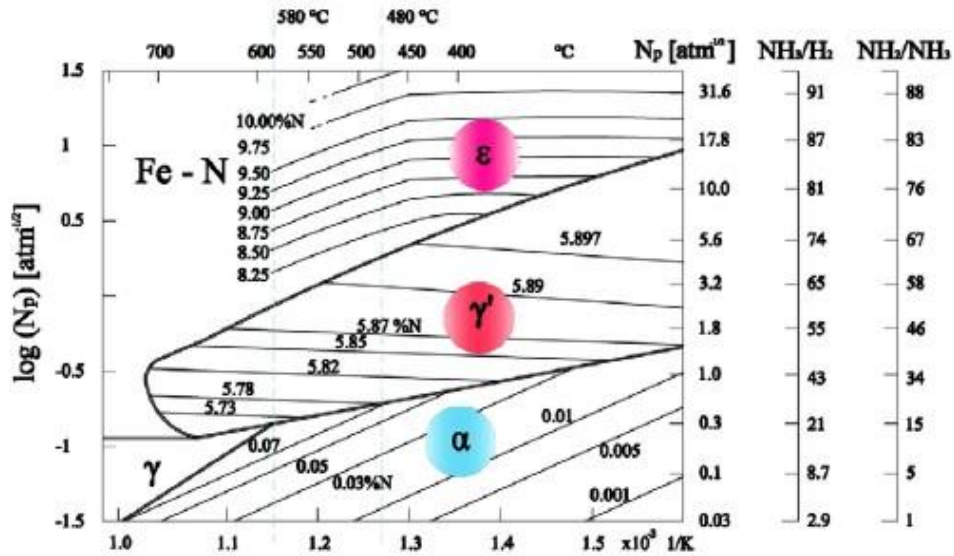
$$C_x = \left\{ \frac{M}{2 * \sqrt{\pi * D * t}} \right\} * \exp \left( - \frac{x^2}{4 * D * t} \right) \quad (8)$$

### 2.4.2 Nitretação

Nitretação é um processo importante tanto quanto cementação entre os tratamentos superficiais na prática de engenharia. A tecnologia é aplicada em peças de máquinas tais como engrenagens, eixos, pinos e buchas devido aos efeitos benéficos na resistência à fadiga, propriedades tribológicas e anticorrosão. A camada nitretada apresenta a zona de compostos com finos nitretos e carbonetos de elementos de liga e tensões residuais e a zona de difusão.

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** representa o diagrama de equilíbrio e-N na região de temperatura do processo de nitretação. As fases principais são ferrita  $\alpha$ ,  $\epsilon$  e  $\gamma'$  e, nesse caso, a difusão deve ser modelada para todas as fases e as respectivas interfaces.

**Figura 8** Diagrama de equilíbrio Fe-N na região de temperatura do processo de nitretação



Fonte: Cavaliere, Zvarise e Perillo, 2009

O diagrama de Lehrer relaciona as diferentes fases e valores do potencial de nitrogênio como função da temperatura e concentração de nitrogênio da atmosfera. As camadas nitretadas desejadas (composição e fases) são função do potencial de nitrogênio dependendo do teor de amônia e pressão parcial de hidrogênio. Pela composição das isotermas de difusão do nitrogênio com a composição das fases e as suas interfaces, é possível calcular todo o comportamento termodinâmico do sistema e as propriedades mecânicas subsequentes.

Como resultado da transferência de massa da atmosfera à superfície do aço, um gradiente de nitrogênio é produzido e representa a força impulsora para a difusão do nitrogênio na ferrita. A solução da equação de Fick para difusão do nitrogênio é:

$$N_{i(x,t)} = A_i + B_i * \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2 * \sqrt{D * t}} \right) \quad (9)$$

A zona de difusão é uma solução sólida de nitrogênio na ferrita, enquanto a zona de compostos consiste de diferentes fases dependendo da temperatura e do teor de nitrogênio da superfície. As condições de contorno para cálculo de  $A_i$  e  $B_i$  na equação prévia são:

- $t = 0, x > 0, N_{(x,0)} = N_0 = 0;$
- os coeficientes de difusão do nitrogênio em  $\epsilon$  e  $\gamma'$  são constantes e independem da concentração;

- c) há um equilíbrio local entre as interfaces  $\varepsilon\gamma'$  e  $\gamma'\varepsilon$  para  $t > 0$  e  $x = \lambda_\varepsilon$   
 $\rightarrow N_\varepsilon(\lambda_\varepsilon, t) = N_{1\varepsilon\gamma'}$  e  $N_{\gamma'}(\lambda_\varepsilon, t) = N_{2\varepsilon\gamma'}$ , interface  $\gamma'/\varepsilon$ : para  $t > 0$  e  $x = \lambda_{\varepsilon\gamma'}$   
 $\rightarrow N_{\gamma'}(\lambda_{\varepsilon\gamma'}, t) = N_{1\gamma'\alpha}$  e  $N_\alpha(\lambda_{\varepsilon\gamma'}, t) = N_{2\gamma'\alpha}$ ;
- d) a concentração de nitrogênio na superfície é constante para  $t = 0$ ,  $x = 0$  e  
 $N_\varepsilon(x, t) = N_N^\delta$ ;
- e) as camadas  $\varepsilon$  e  $\gamma'$  crescem proporcionalmente à  $\sqrt{t}$ .

Camada $\varepsilon$	$\lambda_\varepsilon = b_\varepsilon\sqrt{t}$	$0 \leq x \leq \lambda_\varepsilon$
Camada $\varepsilon+\gamma'$	$\lambda_{\varepsilon\gamma'} = b_{\varepsilon\gamma'}\sqrt{t}$	$0 \leq x \leq \lambda_{\varepsilon\gamma'}$
Camada $\gamma'$	$\lambda_{\gamma'} = b_{\gamma'}\sqrt{t} = (b_{\varepsilon\gamma'} - b_\varepsilon)\sqrt{t} = \lambda_{\varepsilon\gamma'} - \lambda_\varepsilon$	

As soluções para a concentração como função do tempo e posição pode ser dada pelas equações (10), (11) e (12).

$$N_\varepsilon(x, t) = N_N^\delta + (N_{1\gamma'} - N_N^\delta) * \frac{\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2 * \sqrt{D_N^\varepsilon * t}}\right)}{\operatorname{erf}\left(\frac{b_\varepsilon}{2 * \sqrt{D_N^\varepsilon}}\right)} \quad (10)$$

para  $0 \leq x \leq \lambda_\varepsilon$  e

$$N_{\gamma'}(x, t) = N_{2\gamma'} * \left\{ \frac{\operatorname{erf}\left(\frac{b_{\varepsilon\gamma'}}{2 * \sqrt{D_N^{\gamma'}}}\right) - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2 * \sqrt{D_N^{\gamma'} * t}}\right)}{\operatorname{erf}\left(\frac{b_{\varepsilon\gamma'}}{2 * \sqrt{D_N^{\gamma'}}}\right) - \operatorname{erf}\left(\frac{b_\varepsilon}{2 * \sqrt{D_N^{\gamma'}}}\right)} \right\} \quad (11)$$

$$-N_{1\gamma'} * \left\{ \frac{\operatorname{erf}\left(\frac{b_\varepsilon}{2 * \sqrt{D_N^{\gamma'}}}\right) - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2 * \sqrt{D_N^{\gamma'} * t}}\right)}{\operatorname{erf}\left(\frac{b_{\varepsilon\gamma'}}{2 * \sqrt{D_N^{\gamma'}}}\right) - \operatorname{erf}\left(\frac{b_\varepsilon}{2 * \sqrt{D_N^{\gamma'}}}\right)} \right\}$$

para  $\lambda_\varepsilon \leq x \leq \lambda_{\varepsilon\gamma'}$

E finalmente,

$$N_{\alpha}(x, t) = N_{2\gamma'\alpha} * \left\{ \frac{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2 * \sqrt{D_N^{\alpha} * t}}\right)}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{b_{\varepsilon\gamma'}}{2 * \sqrt{D_N^{\alpha}}}\right)} \right\} \quad (12)$$

para  $\lambda_{\varepsilon\gamma'} \leq x \leq \infty$ .

Se a temperatura de tratamento e o potencial de nitrogênio não levam a formação da fase  $\varepsilon$ , o procedimento deve ser modificado (CAVALIERE; ZAVARISE; PERILLO, 2009).

Simulação numérica por elementos finitos em razão de seu efeito benéfico na redução do consumo de tempo nos experimentos de “tentativa e erro” está sendo, também, implementado. Contudo, os programas comerciais (HEARTS; ABAQUS; SYSWELD; DEFORM-HT) não podem resolver alguns problemas como difusão simultânea de carbono e nitrogênio (MUKAI; MATSUMOTO; DONG-YING; SUZUKI; SAITO; ITO, 2006). A finalidade da modelagem é calcular não somente a difusão dos elementos, mas, também, a evolução da microestrutura, tensão e distorção e transformação de fase o que traz vantagem em relação à modelagem física dos perfis de elementos (TATSUO; LIU; JU, 2003).

## 2.5 Propriedades Mecânicas da Região Superficial

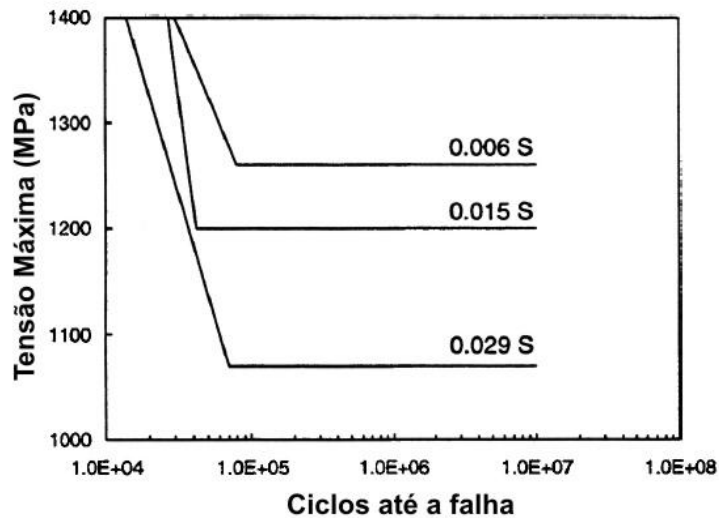
Alguns fatores afetam a resistência à fadiga e ao desgaste de componentes de aços cementados temperados e revenidos. Esses fatores incluem dureza, profundidade efetiva de camada, tensão residual, acabamento superficial, microestrutura, tamanho de grão, carbonetos em rede ou globulares, microtrinca e a presença de austenita retida. Para elevar o limite de resistência à 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).

### 2.5.1 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. A otimização do desempenho é alcançado 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.

O enxofre existe no aço na condição de inclusões de MnS/FeS que melhoram a usinabilidade, mas atuam como nucleadores de fadiga. A Figura 9 mostra que o acréscimo de enxofre no intervalo de 0,006 a 0,029 resultou em queda do limite de fadiga de 1260 a 1070 MPa.

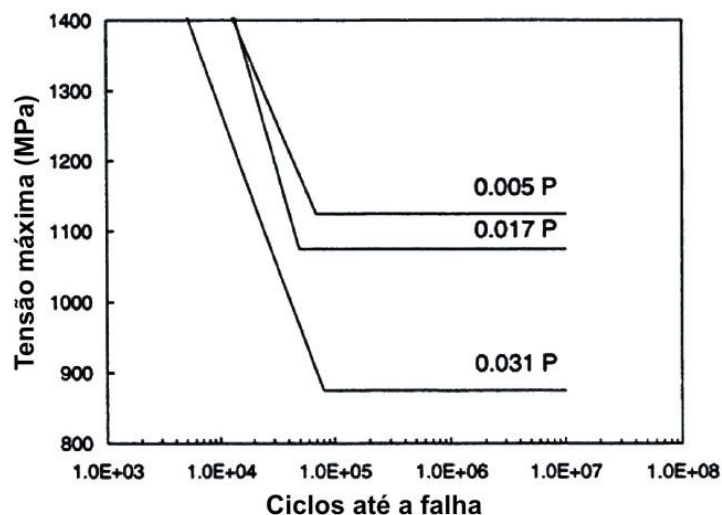
**Figura 9 Efeito do acréscimo enxofre no aço**



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 10 mostra que o teor de fósforo acima de 0,017% diminui o limite de resistência à fadiga de 1075 para 875MPa (WISE; KRAUSS; MATLOCK, 2000).

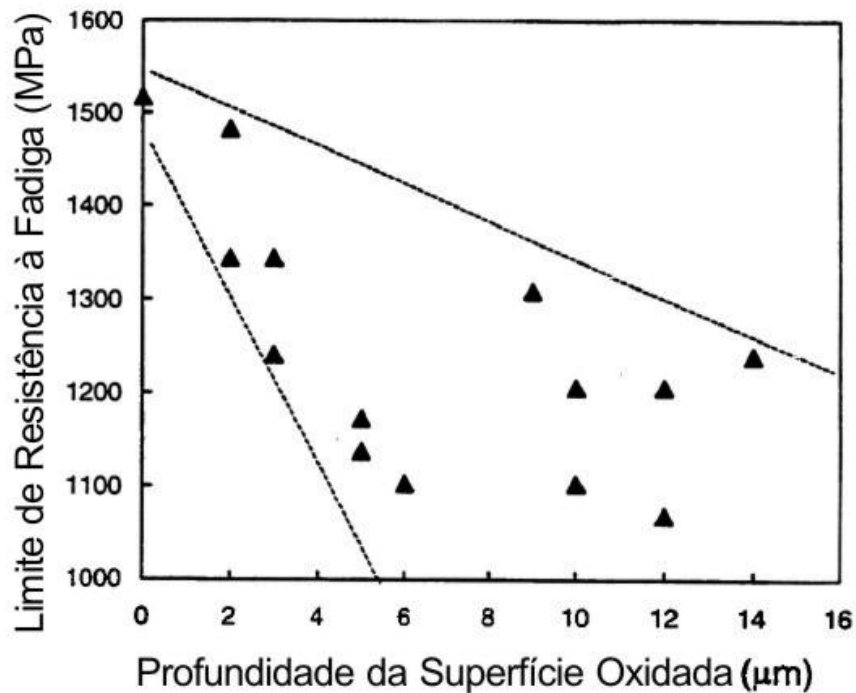
**Figura 10 Efeito do teor de fósforo na curva S-N do aço ABNT 4320 cementado, temperado e revenido**



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 $\mu\text{m}$  devido à facilidade de difusão do oxigênio ao longo desses caminhos. Essa oxidação remove-se o manganês e cromo da matriz, reduzindo a temperabilidade da matriz. O 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% eleva a resistência à fadiga em 100MPa. Verifica-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 11).

**Figura 11** Influência da profundidade de oxidação intergranular sobre o limite de resistência à fadiga de um aço 4320 cementado

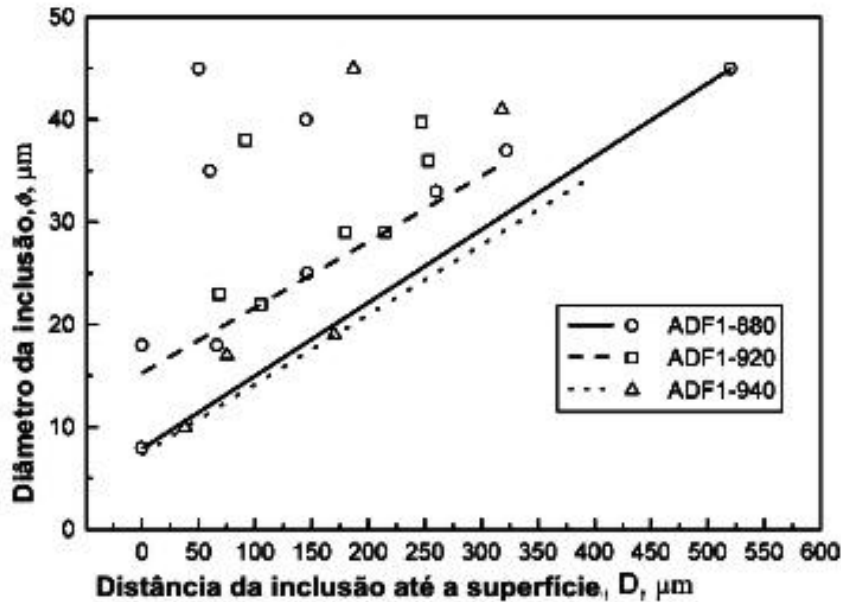


Fonte: Wise, Krauss e Matlock, 2000

Trincas de fadiga, também, podem se iniciar em inclusões internas ou superficiais ou na matriz. As inclusões de óxidos  $\text{CaO}$ ,  $\text{MgO}$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$  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 12) para vida à fadiga superior a  $10^6$  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 12** Relação entre diâmetro das inclusões  $\phi$  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  $\mu\text{m}$ ;(b)  $D = 100-300 \mu\text{m}$ , diâmetro 14-28  $\mu\text{m}$ ;(c)  $D > 300 \mu\text{m}$ , diâmetro = 30  $\mu\text{m}$ .(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).

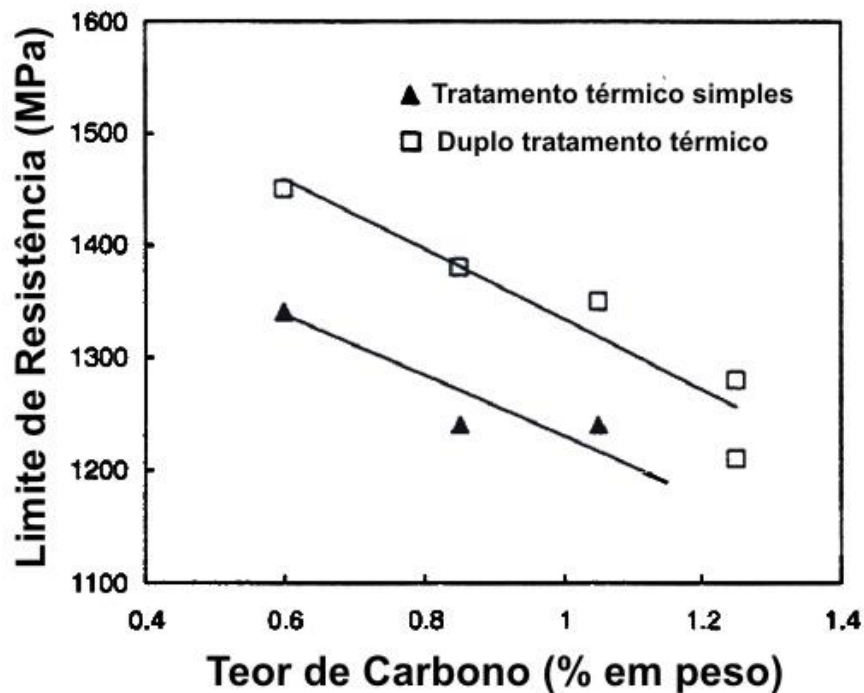
### 2.5.1.1 Projeto de Processo

Tratamentos de endurecimento superficial modificam as propriedades elastoplásticas 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 13).

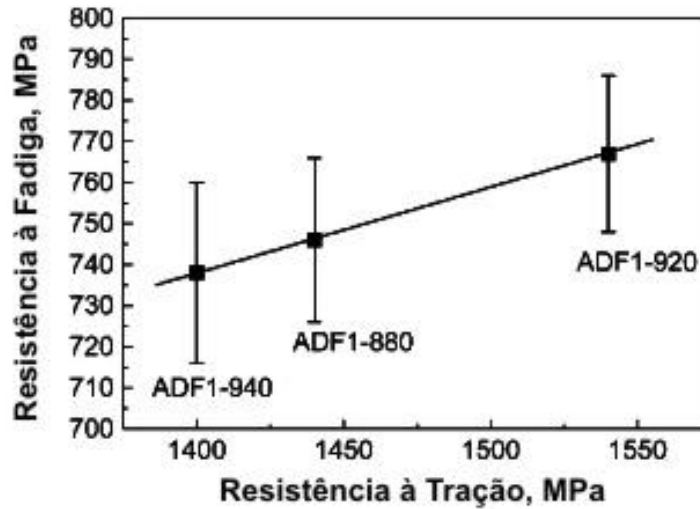
**Figura 13** Efeito do potencial de carbono no limite de resistência à fadiga



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 14) (YANG et al. 2004).

**Figura 14 Relação monotônica entre resistência à fadiga e resistência à tração**



Fonte: Yang et al.(2004)

### 2.5.2 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.

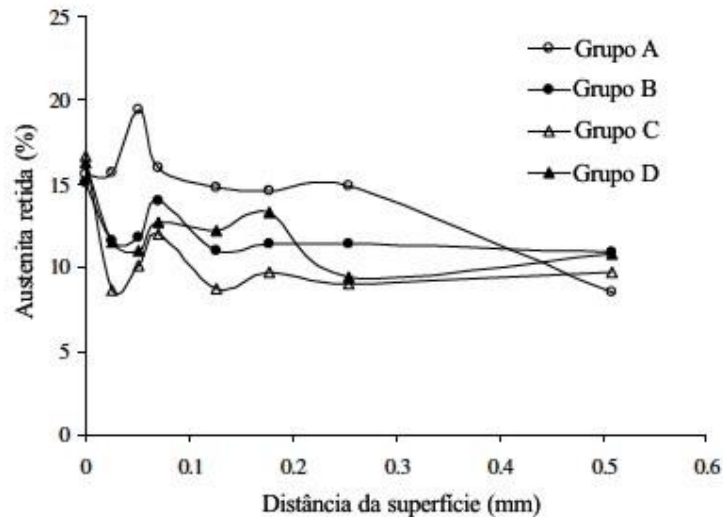
Austenita retida tem um papel importante na resistência à fadiga de aços cementados e temperados/revenidos que usualmente contêm uma quantidade de 20 a 30% em volume próximo à superfície dessas peças. Encontrou-se que menores quantidades de austenita retida são benéficas para resistência à fadiga de 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 (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 especimens cementadas decresce da superfície em direção ao núcleo. A Figura 15 mostra a distribuição da austenita retida como função da profundidade de camada e, também, evidencia que o maior percentual de austenita ocorre a 25  $\mu\text{m}$  da superfície no tratamento de cementação executado a  $940^\circ\text{C}$  e tempo de 3h (BELASSEL et al., 2009). Sendo o Grupo A, aço SAE 8620 cementado a  $940^\circ\text{C}$  por três horas, resfriado a  $850^\circ\text{C}$ , temperado em óleo e revenido a  $170^\circ\text{C}$  por uma hora. Grupo B, aço SAE 8620 cementado a  $940^\circ\text{C}$  por cinco horas, resfriado a  $850^\circ\text{C}$ , temperado em óleo e revenido a  $170^\circ\text{C}$  por uma hora. Grupo C, aço SAE 8620 cementado a  $980^\circ\text{C}$  por uma hora, resfriado a  $850^\circ\text{C}$ , temperado em óleo e revenido a  $170^\circ\text{C}$  por uma hora. Grupo D, aço SAE 8620 cementado a  $980^\circ\text{C}$  por duas horas, resfriado a  $850^\circ\text{C}$ , temperado em óleo e revenido a  $170^\circ\text{C}$  por uma hora.

**Figura 15 Percentual de austenita retida em cementação a gás determinado por difração de raios-X**

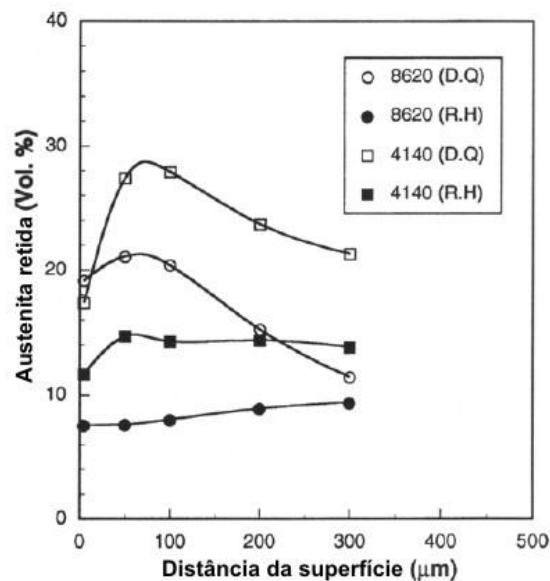


Fonte: Belassel et al., 2009

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 16 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  $\mu\text{m}$  abaixo da superfície em razão da

descarbonetação, oxidação interna e ou precipitação de carbonetos (KIM; KWEON, 1995). Sendo DQ: Cementação por 4 horas a 830 °C, têmpera direta e revenimento a 150 °C por duas horas. RH: Cementação por 4 horas a 925 °C, resfriamento no forno até 500 °C, reaustenização a 820 °C seguido de têmpera em óleo e revenimento a 150 °C por duas horas.

**Figura 16 Distribuição da austenita retida nas proximidades da superfície após tratamento térmico**



Fonte: Kim e Kweon(1995)

### 2.5.3 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 afetam, 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 (13)).

$$ECD = 0,41 * \sqrt{t} \quad (13)$$

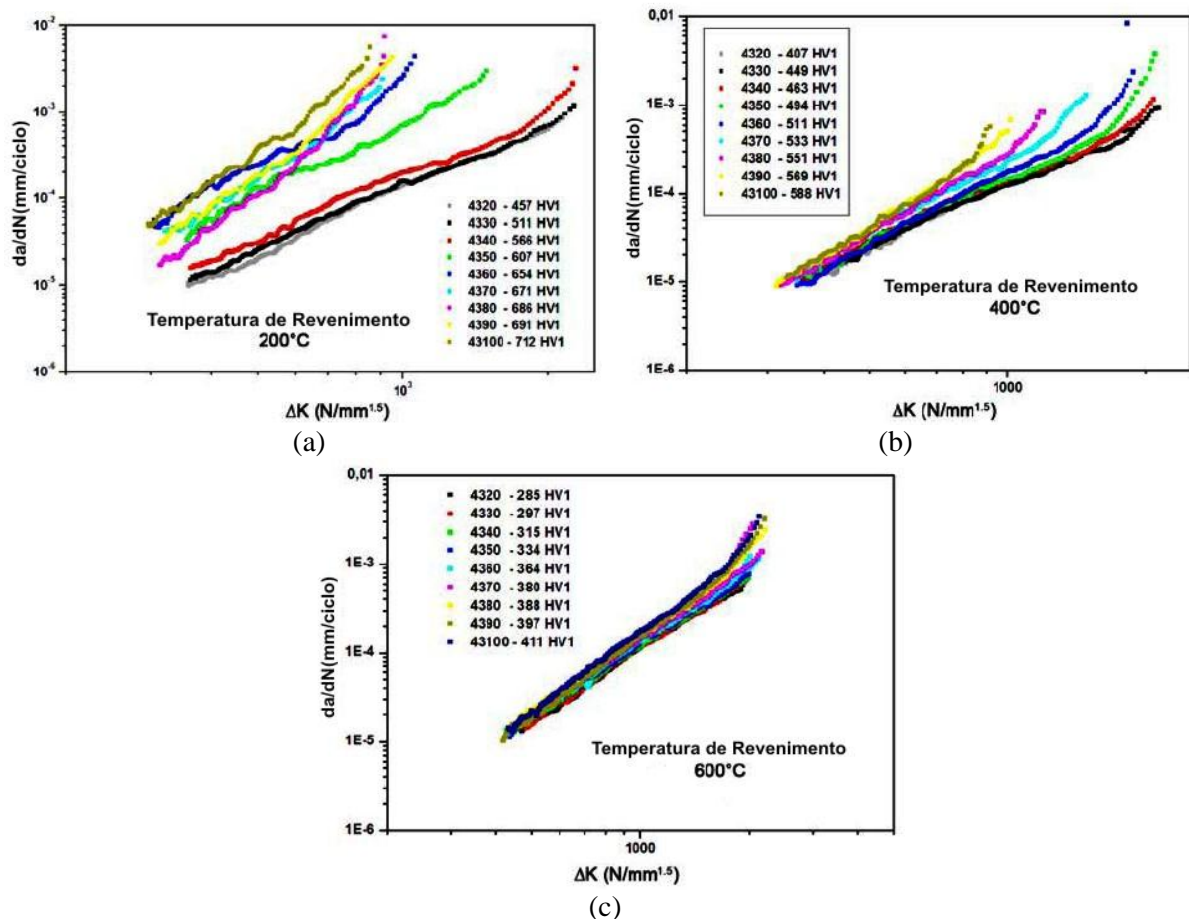
onde  $ECD$  é a profundidade efetiva de camada e  $t$  é o tempo em horas.

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 e 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 17).

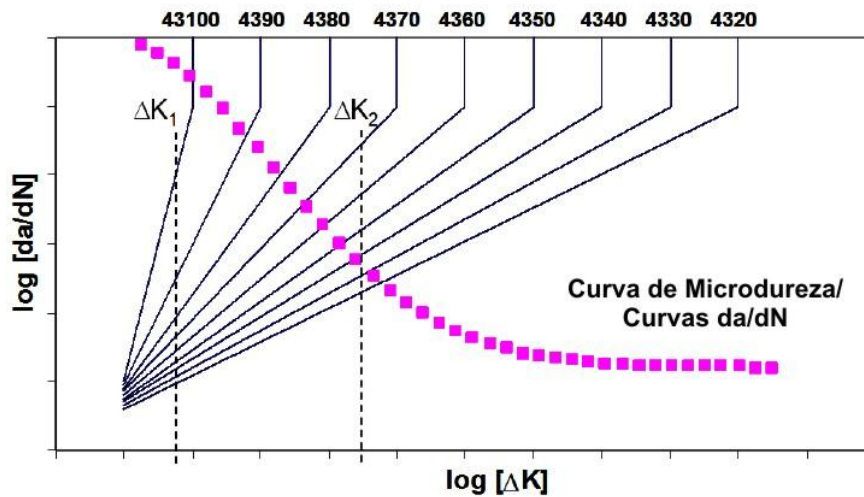
**Figura 17** Curvas da/dN em função de  $\Delta K$  para aços ABNT 4320 a ABNT 43100 revenidos em (a) 200 °C, (b) 400 °C e (c) 600 °C



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 18).

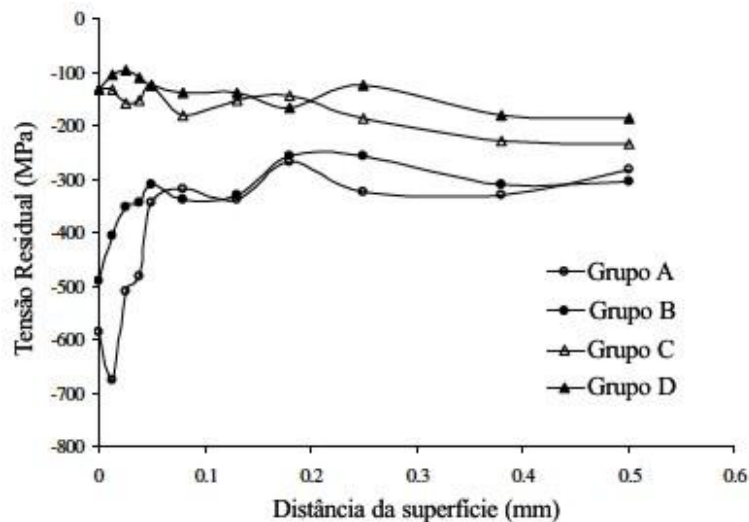
**Figura 18** Curva de microdureza após cementação e têmpera superposta às curvas da/dN



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 19 (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 próxima à superfície o que pode ser justificado pela maior profundidade de camada efetiva e profundidade de oxidação efetiva.

**Figura 19** 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, apresentaram a mesma vida em fadiga de contato.

A atmosfera de gás cementante consiste de gás endotérmico com 33% H<sub>2</sub>, 28% CO, 0,8% CH<sub>4</sub> enriquecida em propano C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>. Aços cementados são expostos à atmosferas que contêm pressão parcial de O<sub>2</sub> dos gases CO, CO<sub>2</sub> e H<sub>2</sub>O e, assim, estão sujeitos à oxidação. A oxidação por difusão de O<sub>2</sub> 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).

#### 2.5.4 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. O ar é um gás importante na atmosfera dos fornos, estando presente em fornos que não utilizam atmosferas protetoras e, também, é 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 descarbonetação. 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 CO<sub>2</sub> e CO são gases importantes no processamento de aço. Em temperaturas de austenitização, o CO<sub>2</sub> reage com C e produz CO como produto.

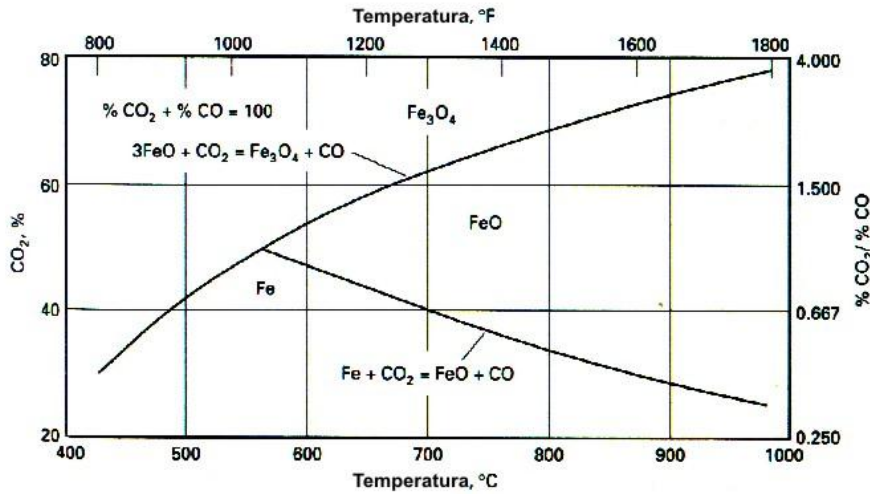


Se existir CO<sub>2</sub> em excesso, ferro e wustita oxidarão segundo as reações:



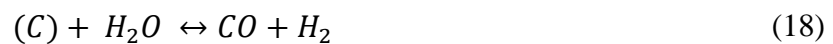
A wustita e magnetita são estáveis e se formam, respectivamente, abaixo e acima de 555 °C (Figura 20).

**Figura 20** Curvas de equilíbrio para formação dos óxidos FeO/Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, quando o ferro é aquecido em uma atmosfera CO/CO<sub>2</sub>



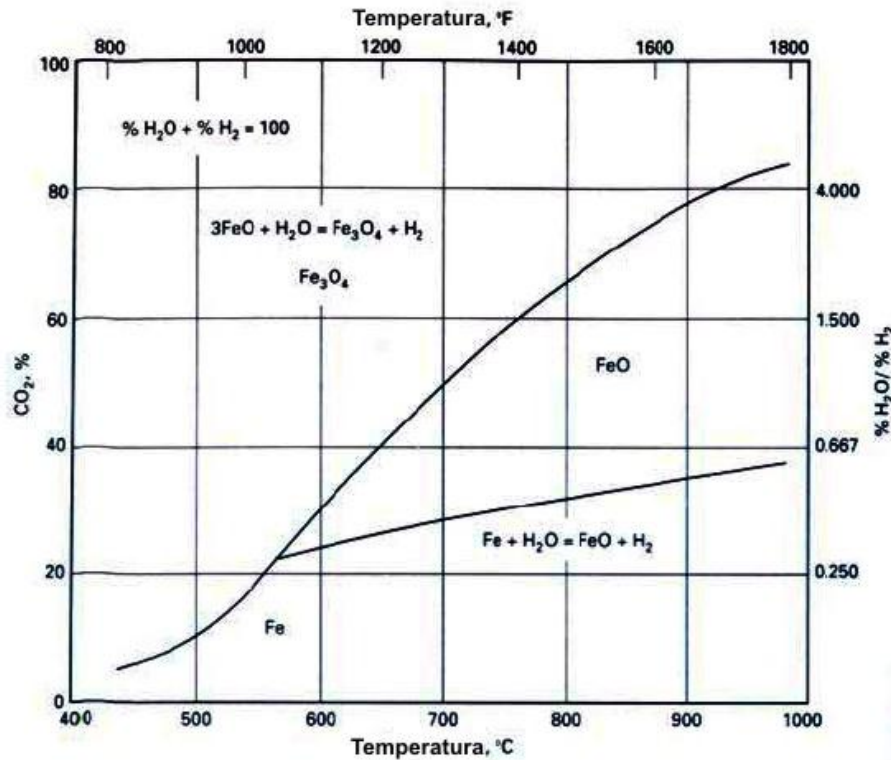
Fonte: Santos, 2002

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. É oxidante para o ferro através da reação (Equações (17) e (18)):



O efeito do vapor d'água na oxidação do ferro em várias temperaturas está indicado no diagrama da Figura 21.

Figura 21 Curvas de equilíbrio para formação dos óxidos FeO/Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> no aquecimento do ferro em atmosfera H<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>O



Fonte: Santos, 2002

Os gases hidrocarbonetos adicionados em atmosferas de fornos são metano ( $\text{CH}_4$ ), etano ( $\text{C}_2\text{H}_6$ ), propano ( $\text{C}_3\text{H}_8$ ) e butano ( $\text{C}_4\text{H}_{10}$ ). Os gases presentes em fornos  $\text{H}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$  são produtos de combustão dos hidrocarbonetos. Excesso de ar na combustão minimiza o monóxido de carbono  $\text{CO}$  e hidrogênio  $\text{H}_2$  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 controlado. Após a queima, deve-se ter temperatura superior a  $980^\circ\text{C}$  para se atingir o equilíbrio. Esses gases produtos da combustão são comprimidos e passam por uma câmara com catalisador aquecida a  $1040^\circ\text{C}$ , e, posteriormente, resfriados rapidamente em trocadores de calor. Gases endotérmicos produzidos pela queima do metano têm a seguinte composição química 40,4%  $\text{H}_2$ , 39%  $\text{N}_2$ , 19,8%  $\text{CO}$ , 0,5%  $\text{CH}_4$  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 (19) a (21):



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 tanto a atmosfera cementante quanto ao choque térmico.

## 2.6 Processo de “Shot Peening”

“Shot peening” é um método de elevar as tensões residuais na superfície do metal por impacto de esferas velozes 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, fratura, corrosão e desgaste são diretamente relacionadas com as tensões residuais introduzidas por “shot peening”.

Os tratamentos superficiais tais como cementação ou carbonitreção podem ser ajudados 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: 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.

## **2.6.1 Técnicas de medida**

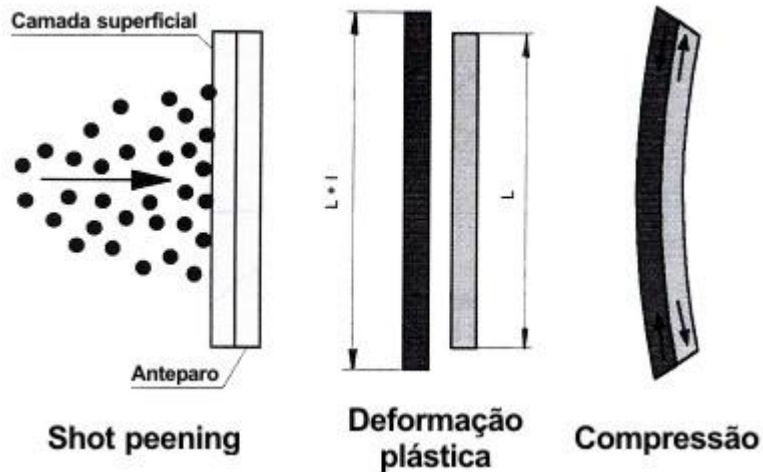
A seguir serão apresentadas as técnicas de medidas para o processo de “*shot peening*”.

### **2.6.1.1 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 22).

**Figura 22** Efeito do “shot peening” na superfície de um componente

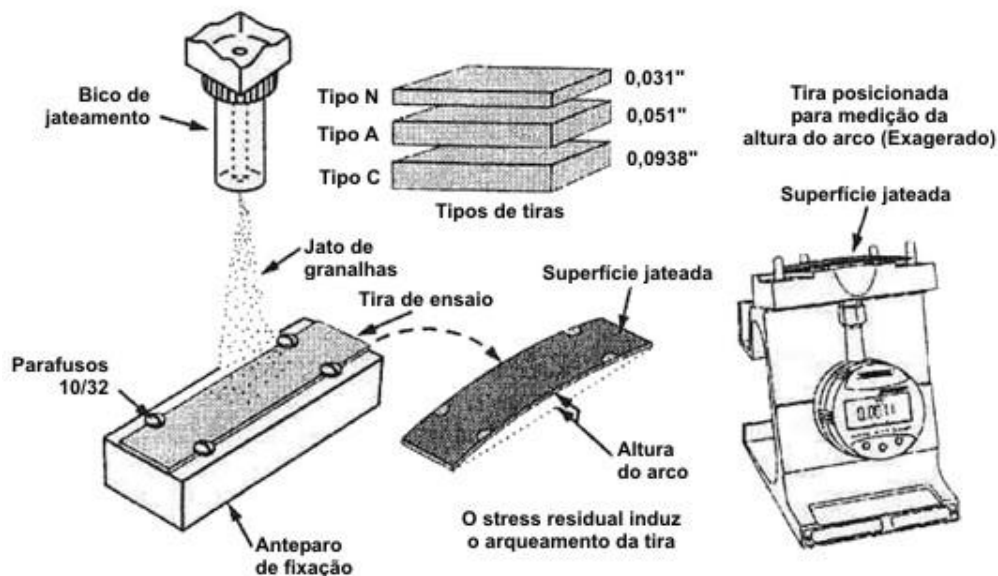


Fonte: Serra (1995)

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 23).

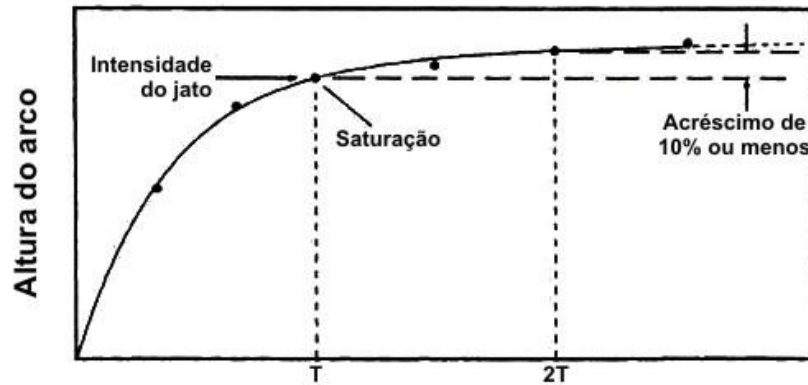
**Figura 23** Procedimento de medida da intensidade Almen



Fonte: Elaborado pelo autor

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 24).

**Figura 24 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.

### **2.6.1.2 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 (22)):

$$2d \sin \theta = n * \lambda \quad (22)$$

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 (23).

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \left( \frac{1 + \nu}{E} \right) * \sigma_{\psi} * \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} * (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (23)$$

onde  $E$  e  $\nu$  são constantes elásticas do material,  $\psi$  e  $\varphi$  são os ângulos polar e azimutal,  $\sigma_{\psi}$  a componente medida da tensão e  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  são as tensões principais.

A diferença entre as duas componentes da deformação é igual à equação (24).

$$\varepsilon_{\varphi,\psi_2} - \varepsilon_{\varphi,\psi_1} = \left( \frac{1 + \nu}{E} \right) * \sigma_{\varphi} * (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1) \quad (24)$$

Da equação (24), a componente  $\sigma_{\varphi}$  pode ser reescrita como a equação (25).

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

A deformação expressa pelos termos de difração dada pela equação (26).

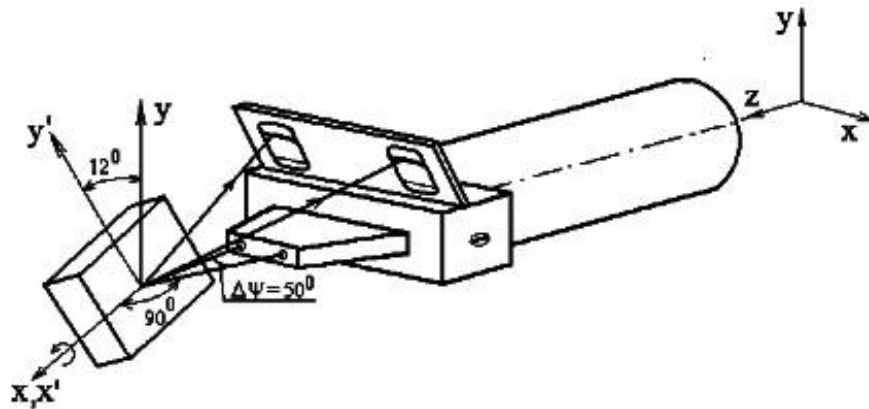
$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{d_{\varphi,\psi} - d_0}{d_0} = -ctg \theta_0 (\theta_{\varphi,\psi} - \theta_0) \quad (26)$$

onde  $d_{\varphi,\psi}$ ,  $d_0$ ,  $\theta_{\varphi,\psi}$  e  $\theta_0$  são as distâncias interplanares e os ângulos de difração para materiais com e sem tensão, respectivamente. Usando as equações (25) e (26), tem-se a equação (27).

$$\sigma_{\varphi} = \left( \frac{E}{1 + \nu} \right) * \left( \frac{ctg \theta_0 (\theta_{\varphi,\psi} - \theta_0)}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \right) \quad (27)$$

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  $\psi_1$  e  $\psi_2$ . Monine, Teodósio e Gurova (2001) mostram a projeção estereográfica para medida de tensões e o esquema de medição de tensões (Figura 25).

**Figura 25** 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 (28):

$$\Delta\theta = k * (L_{50} - L_0) \quad (28)$$

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 (28) em (27) leva a fórmula para cálculo da tensão (Equação (29)):

$$\sigma = A * (L_{50} - L_0) \quad (29)$$

onde  $A$  é uma constante que engloba todas constantes da equação (27) e os ângulos usados no equipamento são  $\psi_1=0^\circ$  e  $\psi_2=50^\circ$  para se medir as tensões. É usada geometria de “ $\psi$  - goniômetro” e a precisão da medição do valor absoluto da tensão por equipamento utilizado neste trabalho é de  $\pm 10\text{MPa}$ .

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.

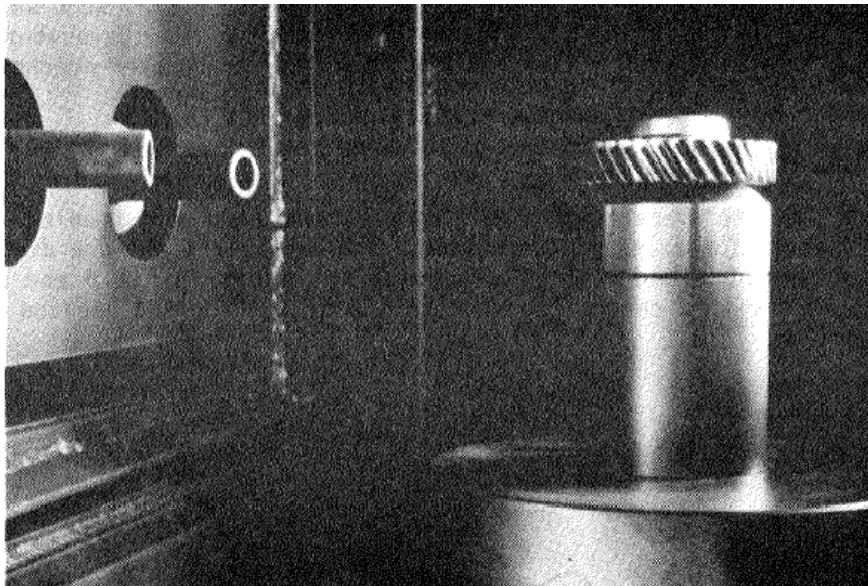
## 2.6.2 Tipos de *Shot Peening*

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

### 2.6.2.1 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 26 mostra a área de trabalho de um equipamento a ar comprimido:

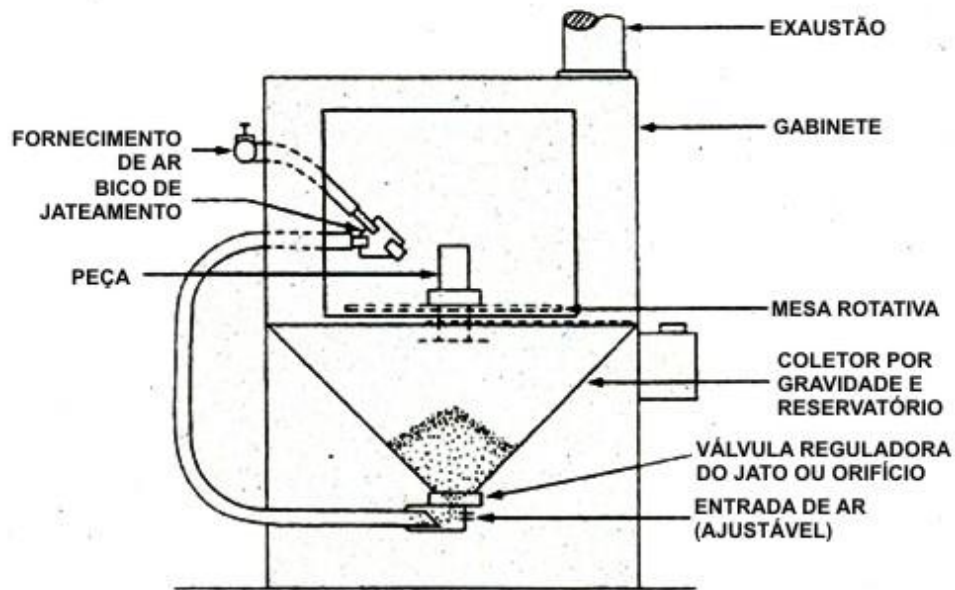
**Figura 26** Cabine de jateamento por bicos de jato de ar comprimido



**Fonte:** Elaborado pelo autor

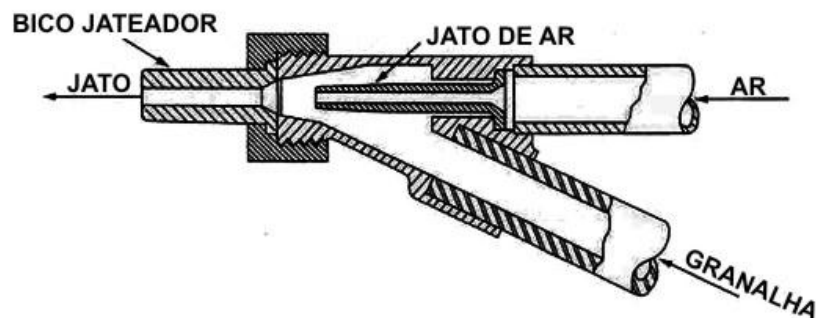
Neste processo de jateamento por aspiração, o ar comprimido que passa pela mangueira que conecta ao reservatório de granalha, gera uma depressão nesta mangueira, aspirando a granalha, que acaba se misturando ao fluxo de ar e sendo expelida pelo bico de jateamento (Figura 27 e Figura 28).

**Figura 27 Equipamento de jateamento por aspiração**



Fonte: Elaborado pelo autor

**Figura 28 Bico de jateamento**



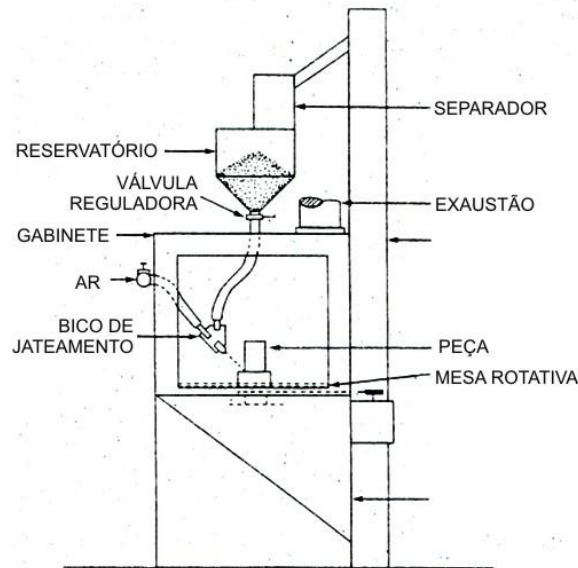
Fonte: Elaborado pelo autor

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.

### **2.6.2.2 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 29).

**Figura 29 Equipamento de jateamento por gravidade**

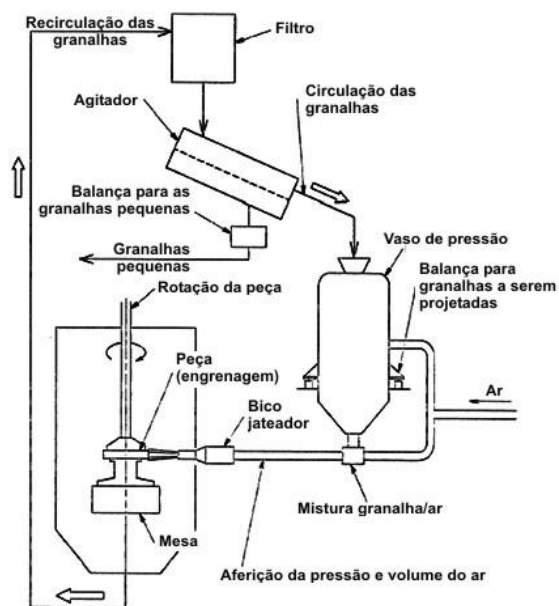


Fonte: Fonte elaborado pelo autor

### 2.6.2.2.1 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 30).

**Figura 30 Equipamento de jateamento por pressão direta**



Fonte: Elaborado pelo autor

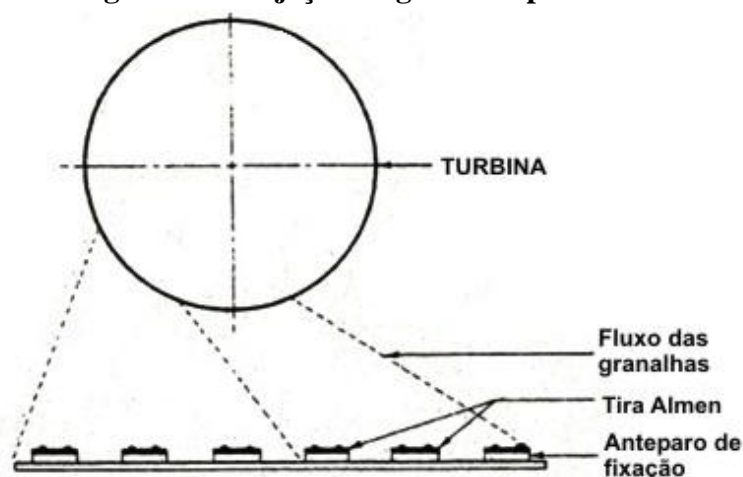
É o processo mais utilizado por possuir maior velocidade de fluxo e maior intensidade de jateamento. O processo de jateamento por ar comprimido requer uma qualidade do ar, sendo este limpo e seco, sem a presença de umidade. Consequentemente, são instalados equipamentos de filtragem e condensação na entrada 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 pequeno 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.

### 2.6.2.3 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 31).

**Figura 31** Projeção de granalha por turbina



Fonte: Elaborado pelo autor

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 3 mostra uma comparação entre as duas alternativas de processo.

**Tabela 3 Comparativo entre custos de processo**

	TURBINA	AR COMPRIMIDO
Consumo de gralha	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

### 2.6.3 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 à 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, ou de cilindros de aço mola cortados a partir de um fio (“*cut wire*”).

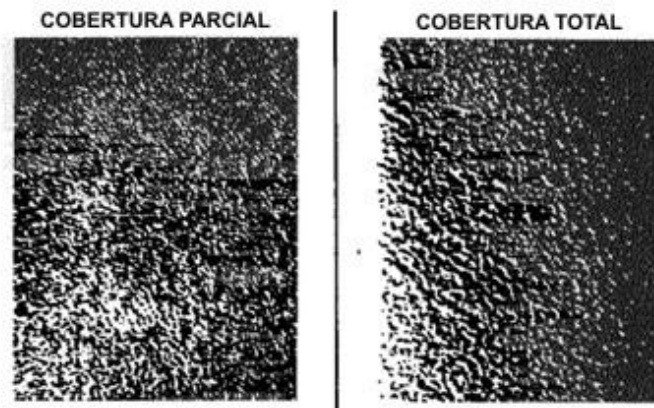
A granalha de aço pode ser de aço carbono comum ou aço liga, com dureza de 30 a 58 HRC. Uma vantagem deste tipo de granalha é a resistência ao desgaste que apresenta e, portanto, maior durabilidade. A norma AMS (Aerospace Materials Specification) 2431 caracteriza o tipo de granalha em duas classes:

- 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 aos 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 32).

**Figura 32 Comparativo entre os graus de cobertura da superfície no processo de “*shot peening*”**



Fonte: Elaborado pelo autor

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 (30):

$$c_2 = 1 - (1 - c_1)^n \quad (30)$$

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*”.

## **2.7 Propriedades Mecânicas afetadas pelo “*shot peening*”**

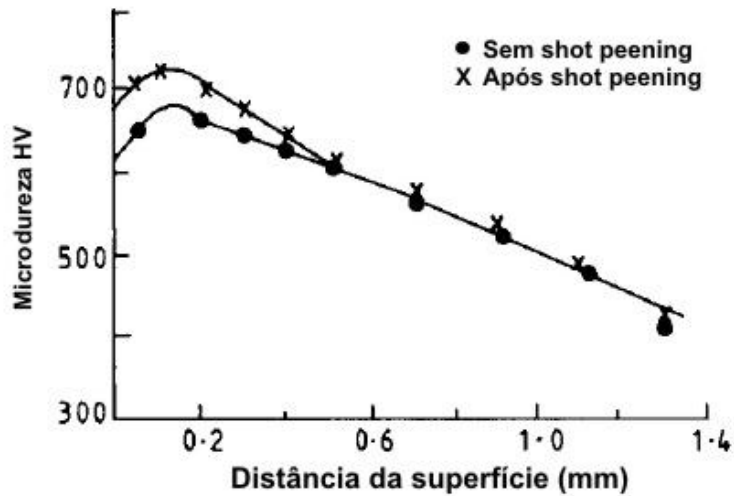
O limite de resistência à fadiga de engrenagens cementadas pode ser melhorado através do acréscimo de tensões residuais compressivas na superfície, refino de grão austenítico e minização de oxidação intergranular.

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 reprojeção (TOKAJI; KOHYAMA; AKITA, 2004).

As distribuições de dureza em profundidade antes e após “*shot peening*” mostram-se na Figura 33.

**Figura 33** Distribuição de microdureza antes e após “*Shot peening*” precedidos de têmpera e revenimento

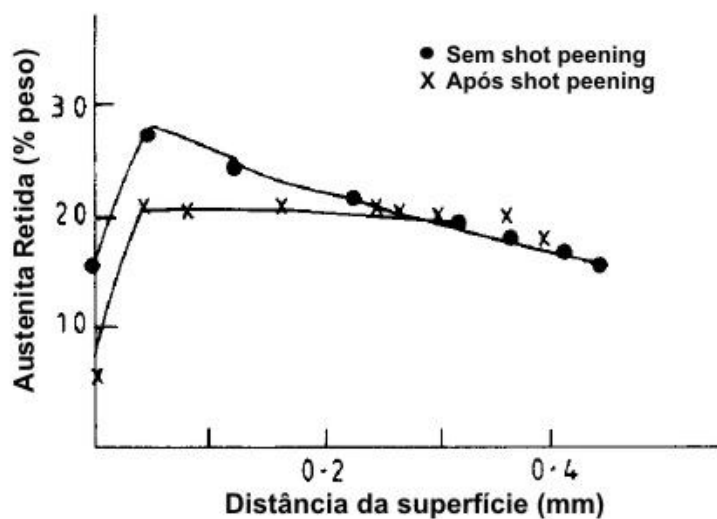


Fonte: Tokaji; Kohyama; Akita, 2004

Observa-se que a profundidade do encruamento da camada induzida por “*shot peening*” é aproximadamente 0,4 mm com aumento de 50 a 80 HV ou mais (HONGBIN; QING; ERYU; DENGZHEN; ZHAOHONG; ZHENGL, 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 34).

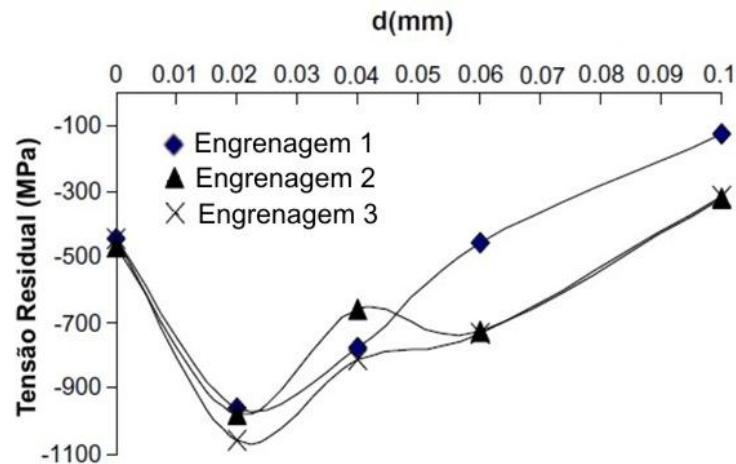
**Figura 34** Distribuição da austenita retida X distância da superfície antes e após “*shot peening*”



Fonte: Hongbin, Qing, Eryu, Dengzhen, Zhaohong 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 35 mostra a distribuição dessas tensões com a profundidade que relaxam em serviço.

**Figura 35** 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.

## 2.8 “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).

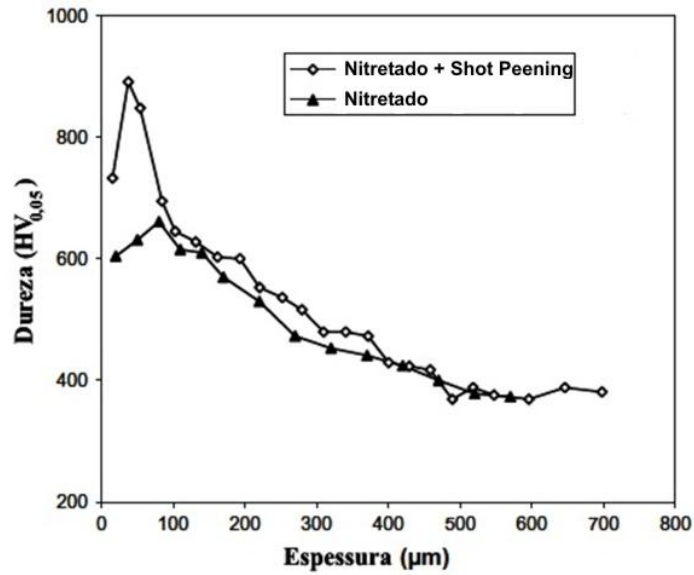
A nitretação é um processo difusional controlado pelo tempo e temperatura e, usualmente, apresenta duas camadas distintas. A camada externa é chamada camada de compostos e sua espessura se situa entre 5 e 25  $\mu\text{m}$ , e abaixo desta, há a zona de difusão.

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 36, onde se observa dureza maior da amostra com “*shot peening*”.

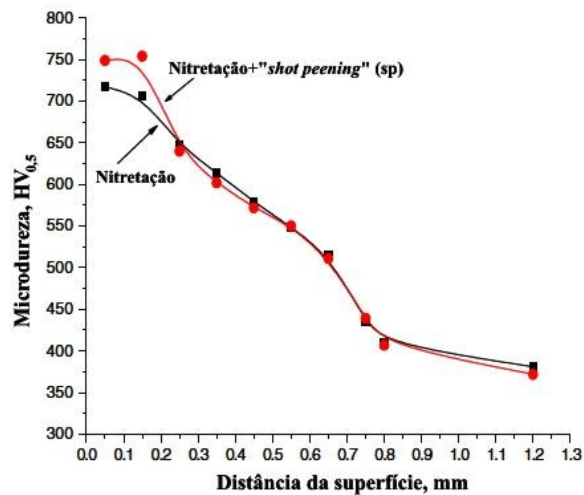
**Figura 36** O perfil de microdureza Vickers da superfície ao centro do aço DIN 42CrMo4 temperado, revenido e nitretado e “shot peening”



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 37).

**Figura 37** Distribuição da microdureza ao longo da distância da superfície



Fonte: Gao, 2007

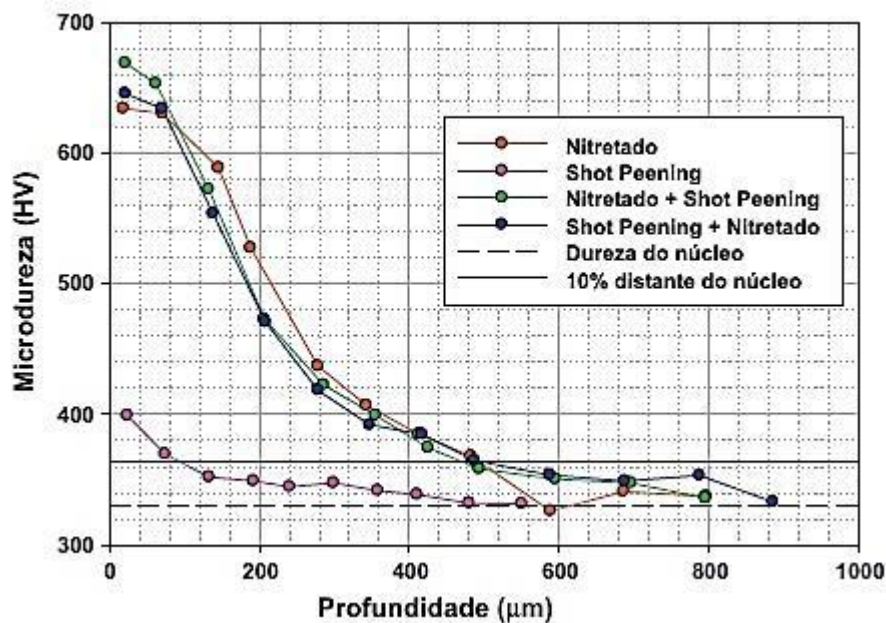
A Tabela 4 mostra as características mecânicas das camadas de compostos e de difusão.

**Tabela 4 Rugosidade para todos os compostos**

Tratamento	Ra( $\mu\text{m}$ )	Rq( $\mu\text{m}$ )	Rz( $\mu\text{m}$ )	Rt( $\mu\text{m}$ )
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

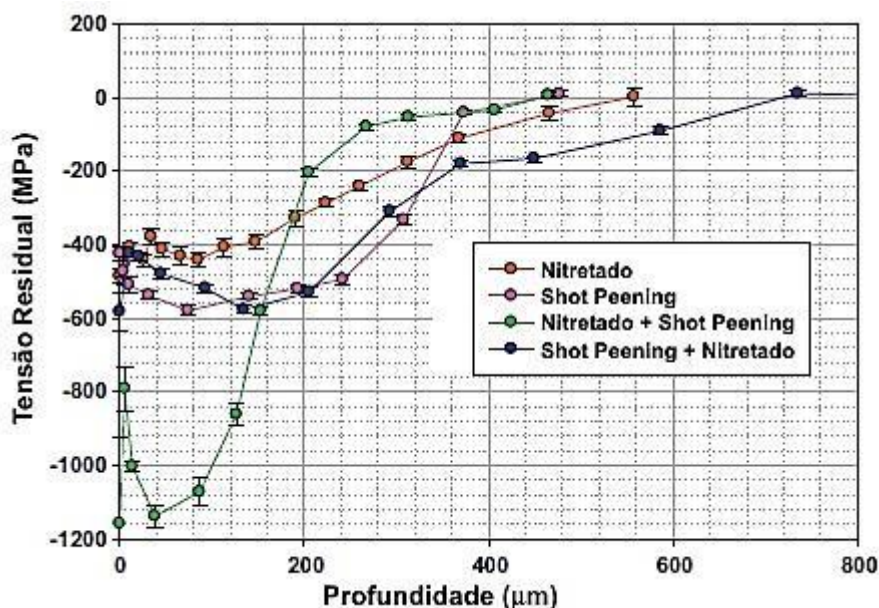
Fonte: Hassani-Gangaraj et al., 2013

Hassani-Gangaraj et al. (2013) não verificaram variação na profundidade da camada nitretada com “shot peening” aplicado antes ou após nitretação (Figura 38). A nitretação contribui para o aumento de dureza, enquanto que o “shot peening” gera tensão residuais compressivas (Figura 39).

**Figura 38 Perfis das curvas de microdureza versus profundidade para diversos tratamentos**

Fonte: Hassani-Gangaraj et al., 2013

**Figura 39 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, um processo de degradação da superfície, isto é, “*pitting*” ou “*spalling*” são observados. 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.

## 2.9 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 chamam “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  $\alpha_{ccc}$  se forma nas interseções das diferentes  $\varepsilon_{hcp}$  ou diretamente da fase austenita. As falhas de empilhamento e maclas atuam como sítios de nucleação para formação de martensita  $\alpha_{ccc}$  (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.

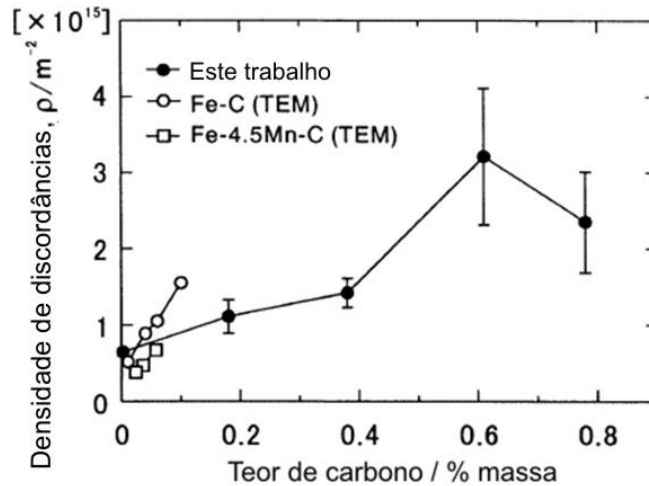
Transformação martensítica entende-se como fenômeno que inicia na temperatura  $M_s$ , quando o corpo de prova é resfriado da região austenítica. Há correlação entre o comportamento magnético das ligas de ferro e a transformação de fase austenita (fase mãe) e martensita. Apesar da natureza paramagnética da austenita nessas ligas, a martensita exibe um caráter magnético. Formações isotérmicas 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  $\alpha'$  (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  $\varepsilon$  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  $10^{15} \text{ m}^{-2}$ .

A Figura 40 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 40** Variação de discordância em martensita ripa em função do teor de carbono



Fonte: Morito; Nishikawa; Maki(2003)

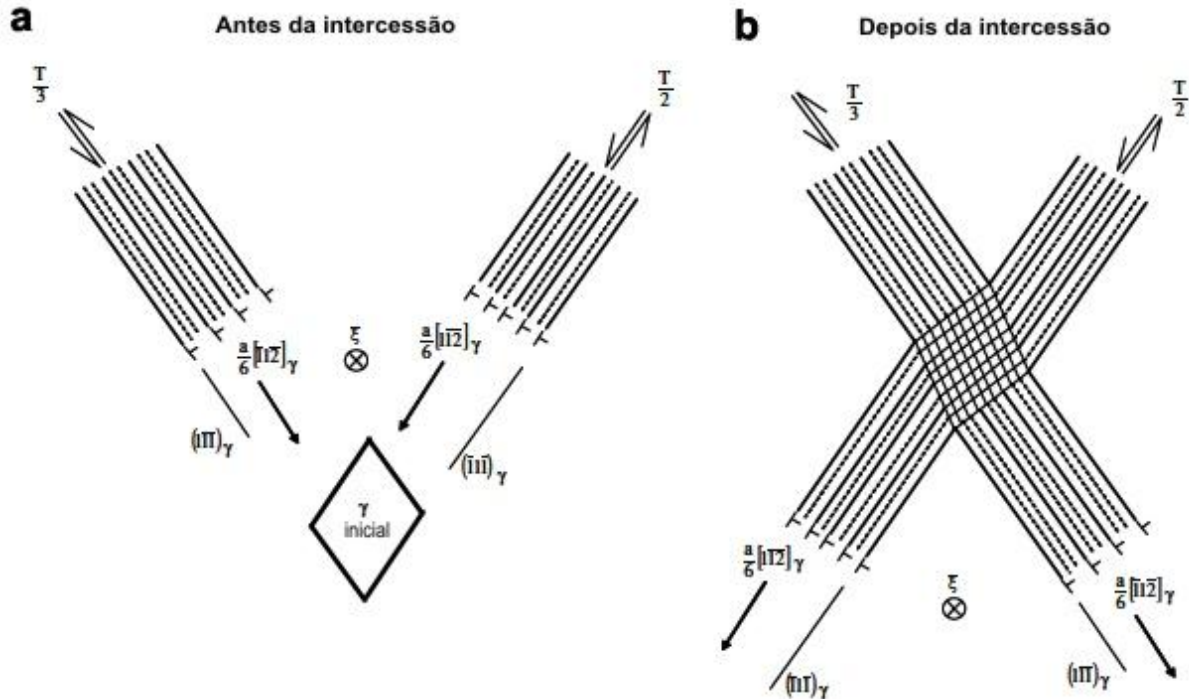
Observa-se, também, que a quantidade de deslocamentos decresce levemente quando o teor de carbono aumenta de 0,61 para 0,78%. Ripas nessas ligas continham maclas de transformação em adição às deslocamentos, sendo que a liga com 0,78%C continha uma maior quantidade de maclas. Houve correlação entre mudança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

Após a deformação compressiva, encontrou-se martensita quebrada e dobrada e a alteração da morfologia atribuiu-se à distorção da matriz austenítica. Na 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 desempenha papel importante em ligas ferrosas.

O primeiro mecanismo descreve a formação direta de martensita  $\alpha'$  da austenita, enquanto que o segundo envolve reação em duas etapas, nas quais a fase  $\alpha'$  se forma de uma fase intermediária  $\varepsilon$  com estrutura hexagonal compacta. O mecanismo é apresentado na Figura 41.

**Figura 41** Modelo geométrico proposto por Olson e Cohen para nucleação da martensita  $\alpha'$  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  $\text{mJ/m}^2$  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 ( $18\text{-}60 \text{ mJ/m}^2$ ) e (iii) escorregamento em deslocações perfeitas ( $60\text{-}85 \text{ mJ/m}^2$ ) (IMANDOUST; HANZAKI-ZAREI; SABET; ABEDI, 2012)

A mudança na morfologia e subestrutura de martensita  $\alpha'$  com a mudança de volume que acompanha a transformação austenita a martensita em ligas Fe-C foi estudada e mostrou correlação, isto é, contração  $\left(\frac{\Delta V}{V}\right)$  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 (200-250 mJ/m<sup>2</sup>), Cu (40-90 mJ/m<sup>2</sup>) e metais CCC tais como Nb, Mo. Para metais com baixa energia de falha de empilhamento tais como aço inoxidável austenítico (<10 mJ/m<sup>2</sup>), bandas de maclas e martensita lamelar ocorrem em temperatura ambiente até 450 °C (LEE; BYUN; HUNN; YOO; FARRELL; MANSUR, 2001).

### **2.9.1 Relaxação de Tensão Residual**

A 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 da análise de falha é a seleção e a descrição daqueles fatores que causam a falha da engrenagem da transmissão. Embora a 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

A seguir os materiais e métodos utilizados no trabalho.

#### 3.1 Análise Química e Metalográfica do Material

A análise química foi feita em corpos-de-prova de 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".

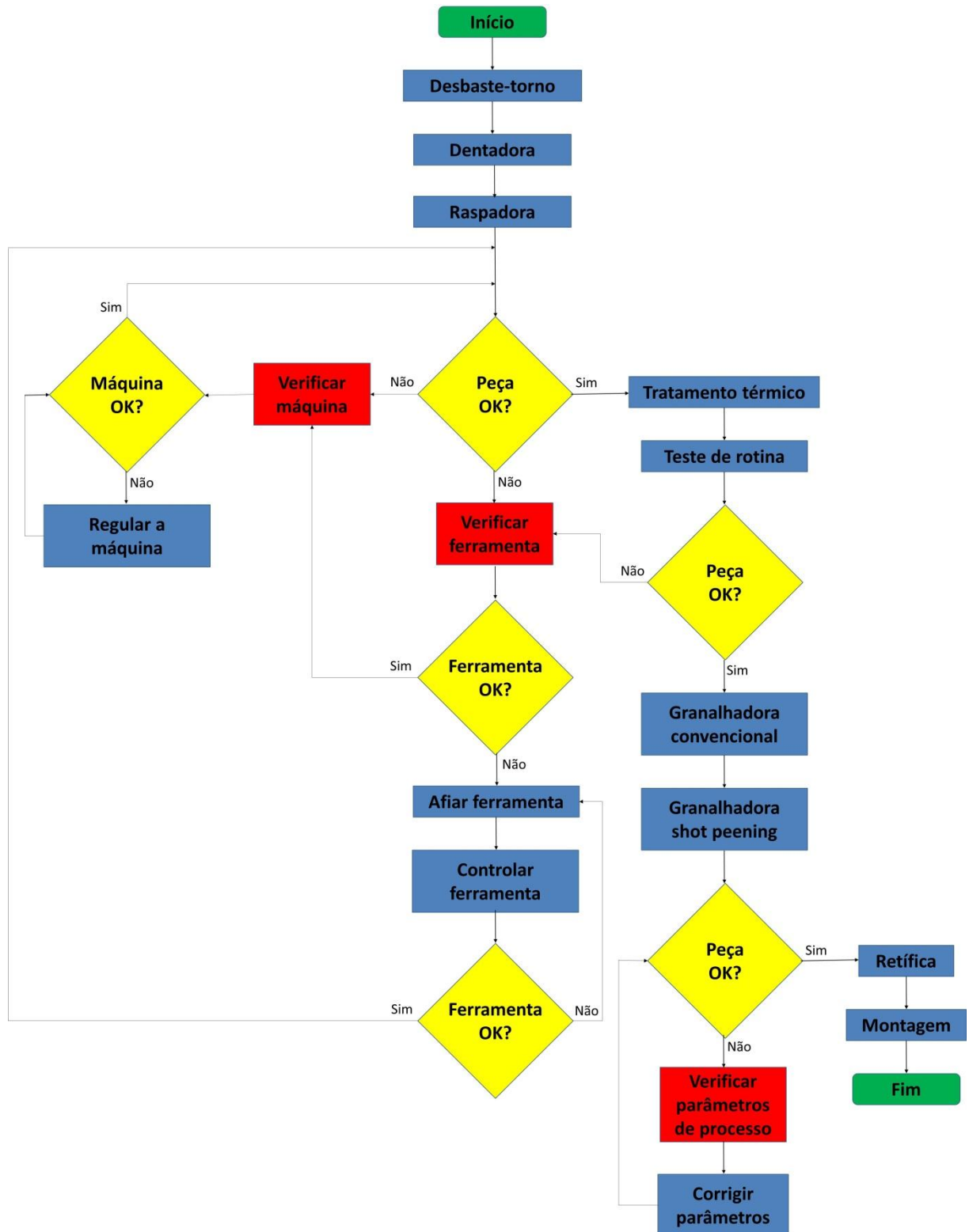
As amostras para análise metalográfica foram cortadas na direção normal ao forjamento. Essas amostras foram fresadas e, posteriormente, preparadas em lixas com granulometrias de 180, 240, 320, 400, 500, 600 e 1200 mesh. Em seguida, foi feito polimento de acabamento em feltro impregnado com pasta de diamante com dimensões 9, 3 e 1  $\mu\text{m}$ . Para análise da microestrutura, estas amostras foram atacadas com nital 5%, e, posteriormente, analisadas em microscópio ótico marca Zeiss, modelo AXIO Scope.A1, 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  $\mu\text{m}$ . O ataque para revelar contorno de grão foi feito em solução de 100 ml de água destilada, 0,5g de ácido pícrico e 5 ml de detergente cujo nome comercial é teepol. O ensaio de microdureza foi feito utilizando microdurômetro Vickers, marca Wolpert, carga 1 kg, em distâncias de 0,1mm a partir da superfície. A profundidade efetiva foi determinada para a microdureza de 550HV<sub>1kgf</sub>.

#### 3.2 Etapas de produção

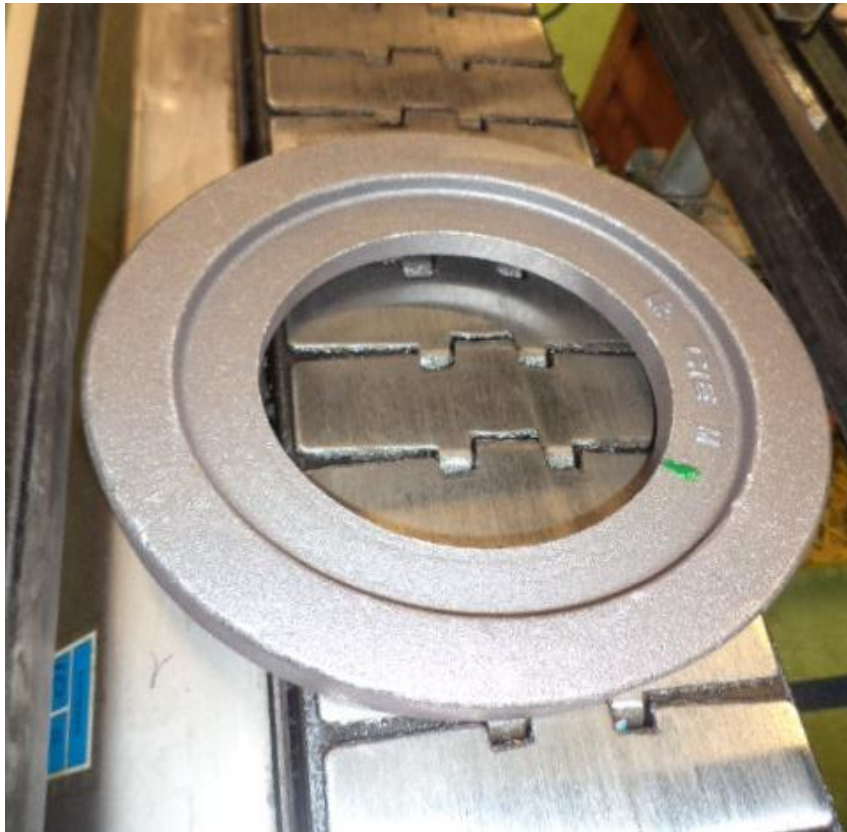
O eixo e blanke da coroa foram adquiridos na condição de forjado a quente. A Figura 42 mostra o fluxo de produção tanto para o eixo quanto para a coroa.

**Figura 42 Fluxo de produção tanto para o eixo quanto para a coroa**

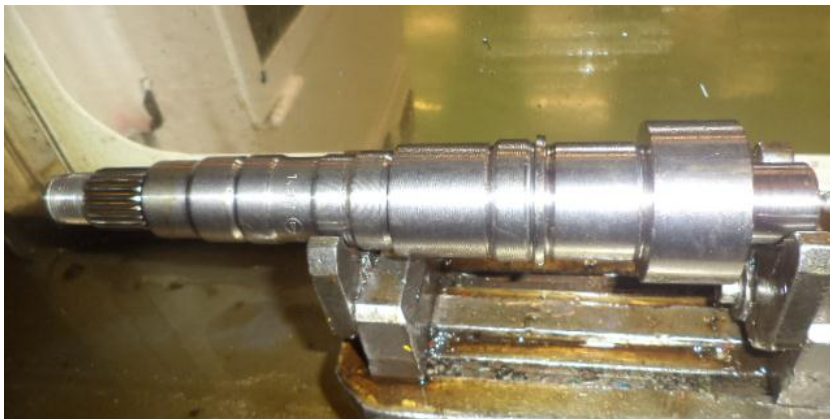


Fonte: Elaborado pelo autor

Os corpos de prova do aço DIN 17NiCrMo7 foram cortados a partir de blanques para engrenagens (Figura 43) e eixo pré usinado (Figura 44). O corte foi feito em serra de fita, marca Franho, com lâmina de vídea.

**Figura 43 Blanque para engrenagem**

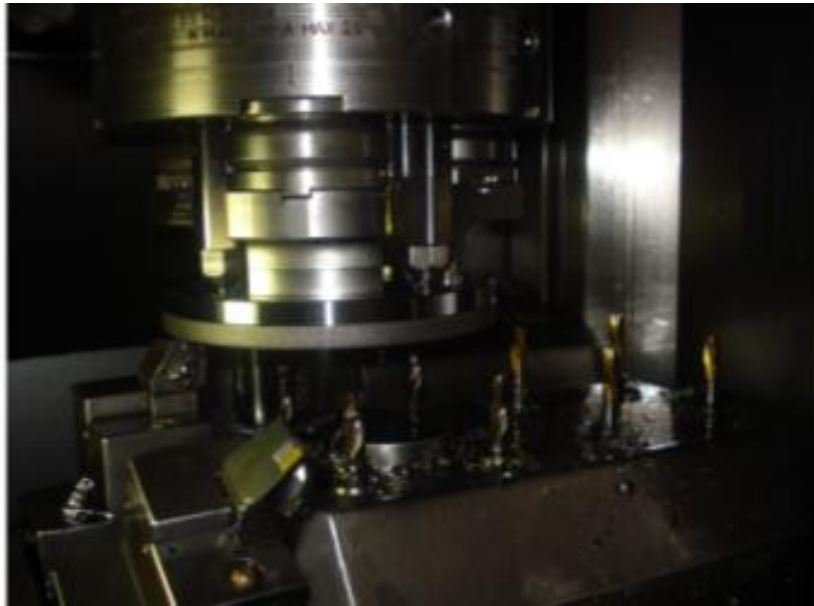
Fonte: Elaborado pelo autor

**Figura 44 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 45).

**Figura 45** Processo de usinagem e abertura de rosca



Fonte: Elaborado pelo autor

Em seguida, foi feito o fresamento com utilização de ferramenta do tipo caracol feito de metal duro revestido de TiNAl (Figura 46) em fresa marca Mitisubshi, modelo CD30CNC.

**Figura 46** 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 47). Neste processo, utiliza-se faca “*shaving*” com cobertura de TiNAl.

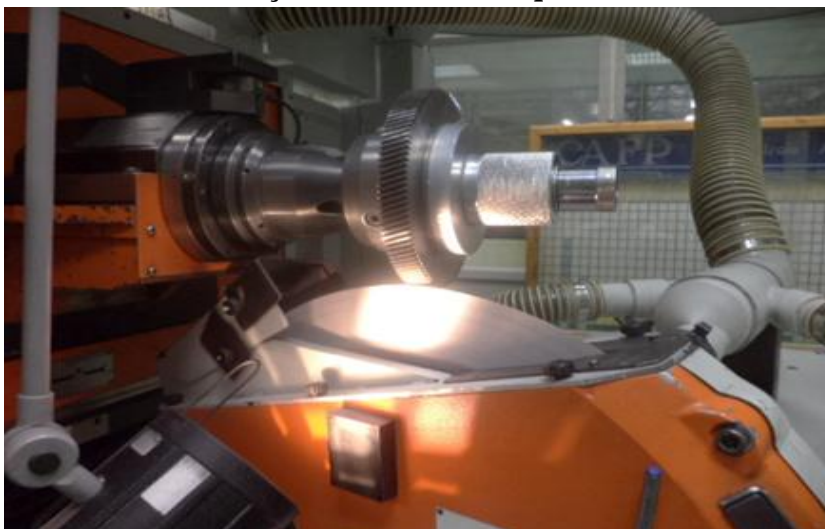
**Figura 47 Raspadora para ajuste do perfil de evolvente.**



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 48).

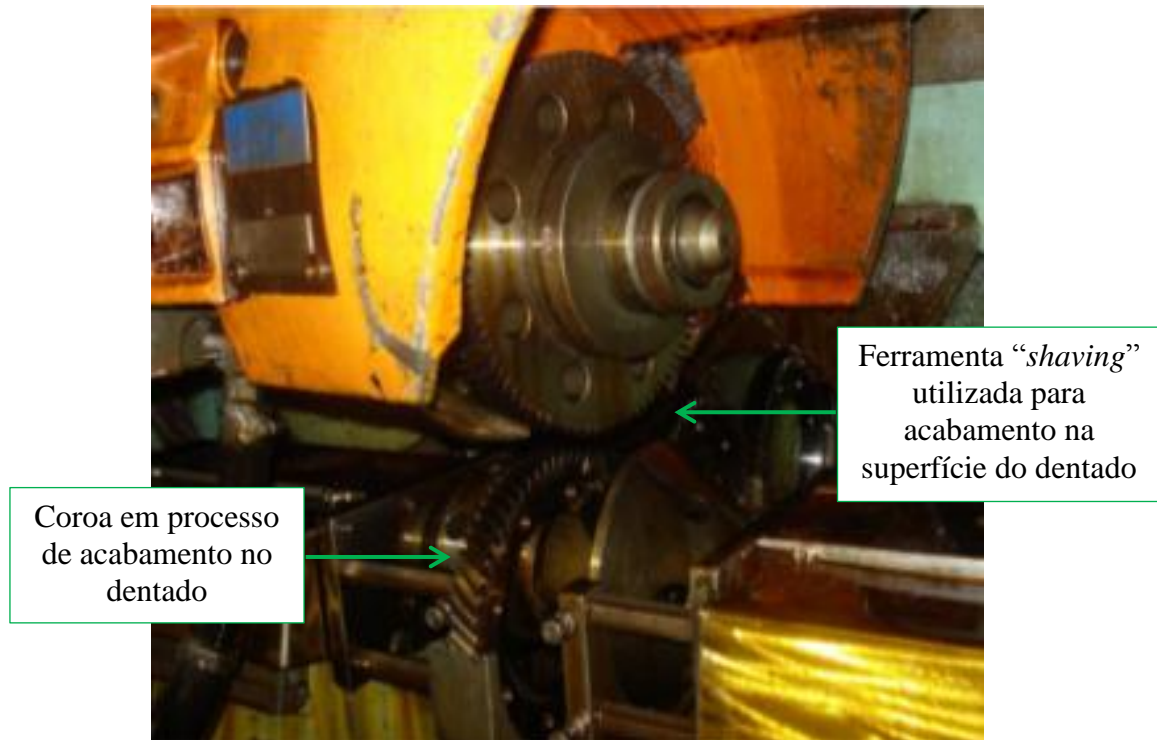
**Figura 48 Processo de afiação da ferramenta que define a forma do dentado**



Fonte: Elaborado pelo autor

Utiliza-se ferramenta do tipo faca “*shaving*” que, através de pressão de usinagem com alta precisão, efetua a operação deixando o perfil otimizado para aplicação após tratamento térmico (Figura 49).

**Figura 49 Processo de acabamento do dentado – Raspadora**



Fonte: Elaborado pelo autor

No processo de usinagem de acabamento (raspagem), a ferramenta inicia seu movimento (Figura 50 – ponto 0) deslocando em alta velocidade (Figura 50 – ponto 1) até acontecer o contato entre a ferramenta e o dentado da peça. Neste momento, é realizado o movimento de sincronismo (Figura 50 – 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.

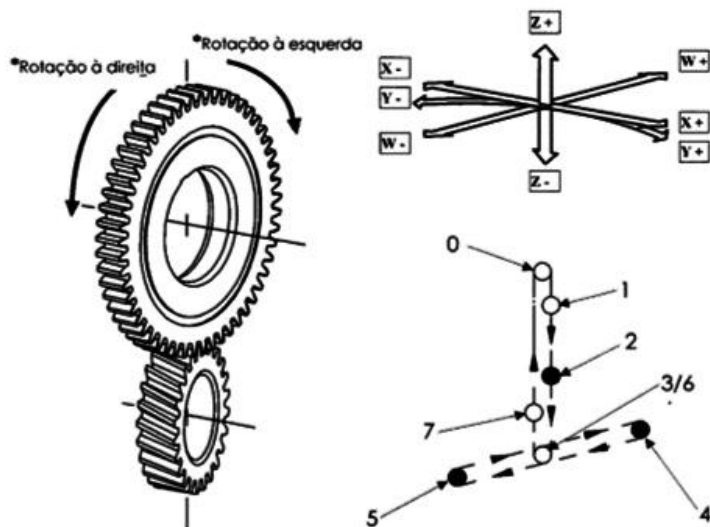
Com a ferramenta já posicionada no dentado da engrenagem, inicia-se o movimento de rotação com aproximação vertical da ferramenta para retirada de material (Figura 50 – ponto 3) na superfície do dentado. Este movimento se desenvolve até atingir o ponto máximo do avanço de modo a obter a medida da peça.

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 50 – pontos 4 e 5) concluindo a medida acabada do dentado. As variáveis de “mergulho” e rotação

(Figura 50 – 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 50 – ponto 6) e retorna em alta velocidade (Figura 50 – ponto 7) para a condição inicial (Figura 50 – ponto 0).

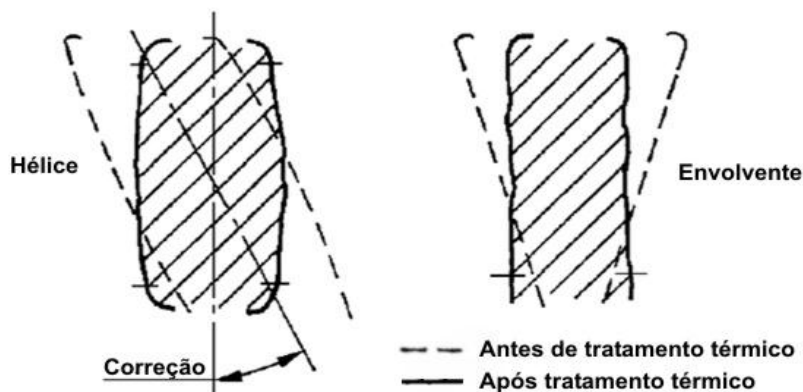
**Figura 50 Funcionamento do sistema Plund**



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 51).

**Figura 51 Representação da correção necessária para deformação após tratamento térmico**



Fonte: Elaborado pelo autor

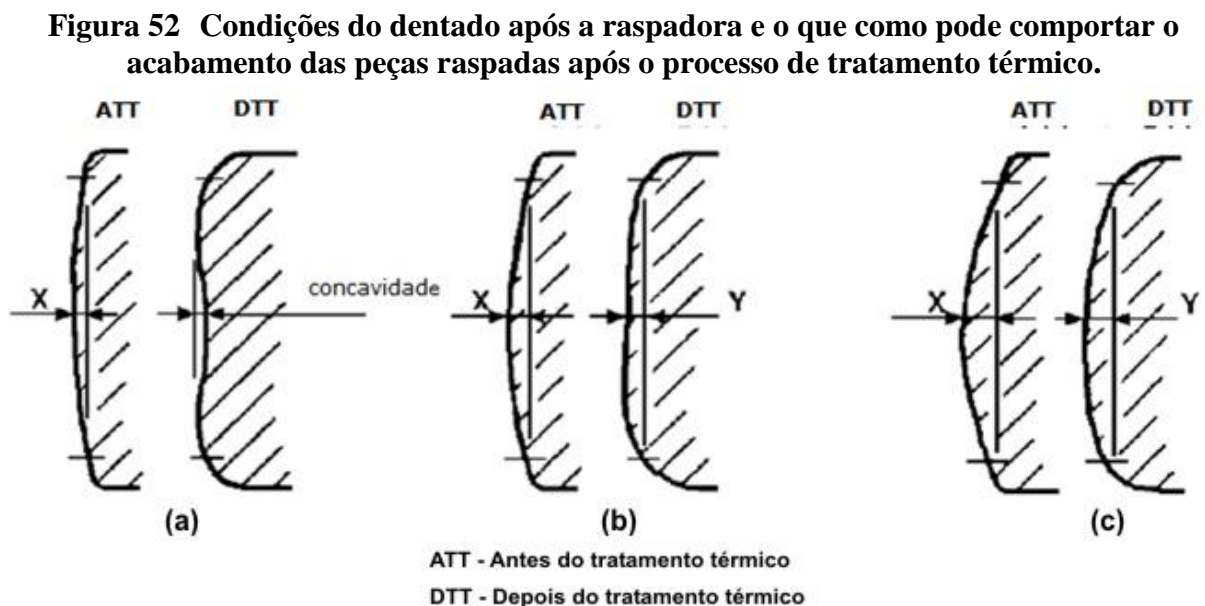
Para garantir a uniformidade da superfície acabada do dentado após o processo de tratamento térmico, deve-se adotar uma rotina de controle de processo no sentido de eliminar erros dimensionais no dentado que venham a contribuir com o ruído durante o funcionamento. Este controle de processo denomina como teste de rotina, onde a cada início de turno são 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 é realizado 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 é realizado 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 52).



Fonte: Manual do fornecedor: Gleason - Hurt

Após essas operações, as engrenagens foram conduzidas à sala de instrumento para controle de ângulo de hélice e perfil de evolvente. Utilizou nessa avaliação o envolventímetro, marca WENZEL, modelo WGT 350 (Figura 53).

**Figura 53 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 54).

**Figura 54 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.

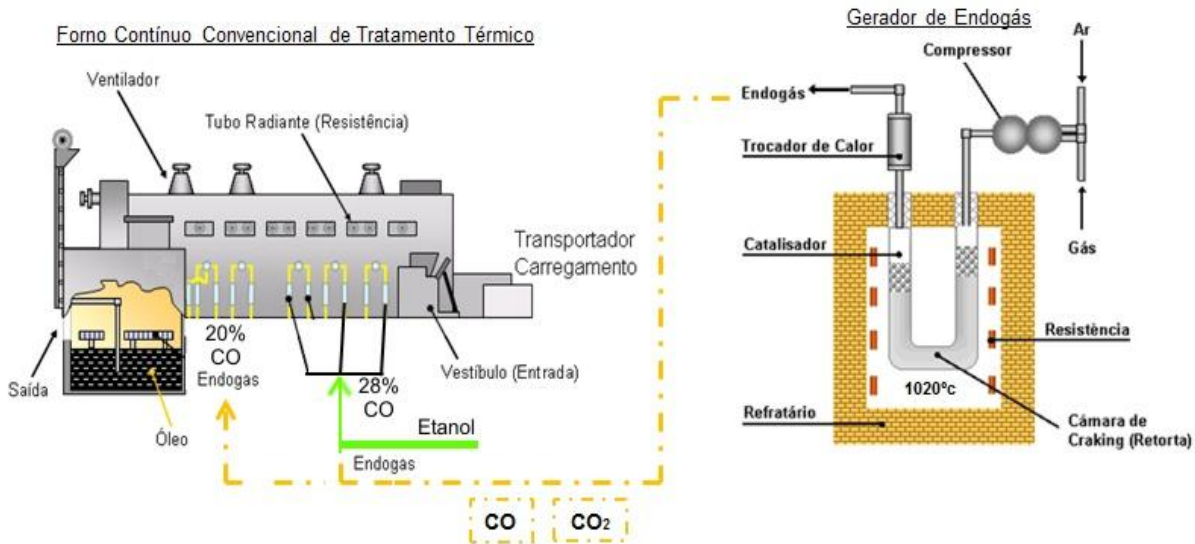
### 3.2.1 Tratamento termoquímico das engrenagens

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

Esse gás natural é recebido no gerador endotérmico através de tubulações e é misturado em proporção volumétrica de gás/ar de 1 para 3. A mistura foi comprimida antes da passagem pelo catalisador. Obtém-se a mistura que alimentará a retorta de catalisador de NiO

aquecida com resistência elétrica na temperatura de 1020 °C com pressão de 650 mbar. Essa mistura na temperatura de 1020 °C é decomposta em C, O<sub>2</sub>, e H<sub>2</sub>. Essa mistura de gases é resfriada no trocador de calor, promovendo a formação de CO e CO<sub>2</sub> (Figura 55).

**Figura 55** Esquema da alimentação dos fornos



Fonte: Elaborado pelo autor

A adição de etanol foi feita na tubulação da primeira e segunda zonas do forno, isto é, zonas de pré-aquecimento e de cementação o que eleva o potencial de carbono. Essa adição de etanol eliminou o oxigênio residual que penetrou no forno através da porta de alimentação no carregamento. O volume de etanol adicionado variou entre 1,2 a 1,8 l/h nessas câmaras. As peças permaneceram na 1ª e 2ª zonas durante 140 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 830°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 56).

**Figura 56** 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 são impactadas pela projeção das

granalhas. Consequentemente, tal equipamento é 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 5.

**Tabela 5 Especificações das granalhas**

Tipo de Granalha	Esférica
Diâmetro Nominal	0,6 mm
Código	S230
Dureza	60 $\pm$ 2 HRC
Microestrutura	Martensítica com Carbeto 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

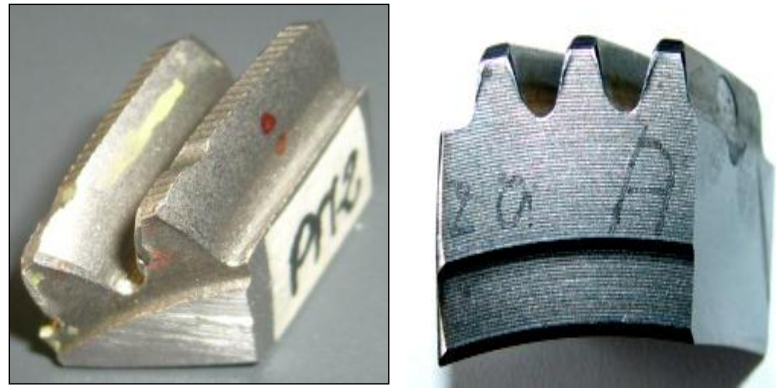
### 3.2.2 Medições do teor de carbono na superfície após cementação

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 com 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  $0,814 \pm 0,009$ .

### 3.2.3 Medições de tensões residuais nas engrenagens

Para medição de tensões residuais, as engrenagens com e sem “*shot peening*” foram cortadas como na Figura 57:

**Figura 57 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/ $\mu m$ . 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 58).

**Figura 58 Perfilômetro para medida da espessura corroída.**



Fonte: Elaborado pelo autor

Mediram-se as tensões a 0, 15, 30, 45 e 60 $\mu m$  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  $Cr K\alpha$  (Figura 59).

**Figura 59 Equipamento portátil de raios-X para medição de tensões mecânicas**



**Fonte: Elaborado pelo autor**

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 é 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  $50^\circ$  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  $2\theta$  de  $148$  a  $164^\circ$ .

Um feixe de raios-X foi enviado ao material e o feixe refletido foi capturado determinando a posição de pico e ângulo  $2\theta$ . 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 6:

**Tabela 6 Parâmetros de difração utilizados**

Radiação	Cr-K $\alpha$
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: Elaborado pelo autor

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 a partir 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 $\alpha$ . Foi utilizado um passo de varredura de 0,02° a uma velocidade de 2°/min.

### 3.3 Microscopia Eletrônica de Transmissão

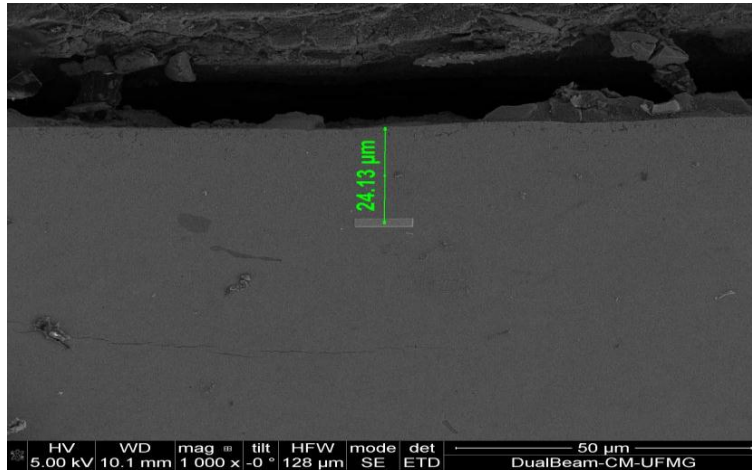
As análises por microscópio eletrônico de transmissão (TEM ) foram feitas no Centro de Microscopia da UFMG (CM-UFMG) utilizando microscópio marca Tecnai G2-20 (FEI), modelo LaB<sub>6</sub>, operado a 200kV, equipado com detector Si (Li) EDS com janela de 30mm<sup>2</sup>. As amostras foram preparadas utilizando "*Focus Ion Beam (FIB)*" e analisadas em microscópio (Quanta 200 3D, FEI) e a técnica de difração de elétron por nanofeixe no TEM. Os padrões de difração foram obtidos orientando as amostras segundo eixo de zona. O padrão de difração foi simulado e indexado pela utilização do software JEMS (STADELMANN, 1987).

As amostras para a análise em microscópio de transmissão foram primeiramente preparadas utilizando-se a técnica "*Focused Ion Beam*", ou FIB, que utiliza um feixe de íons focalizado para realizar nano ou micro-usinagem e micro-soldagem. Quatro amostras foram preparadas utilizando-se essa técnica, sendo que, em duas amostras, a engrenagem não havia passado pelo processo de "*shot peening*".

As 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 é de 30  $\mu\text{m}$  a partir da borda, seja base ou raio primitivo, conforme Figura 60.

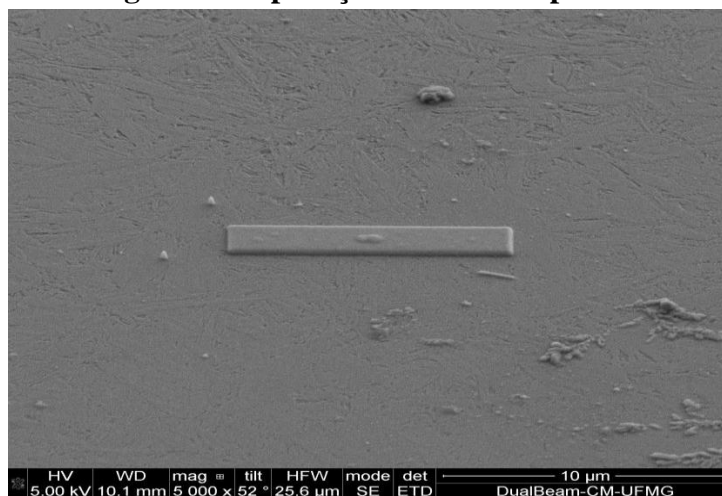
**Figura 60** Medição da distância da borda na base do dente até região de aplicação do filme



Fonte: Elaborado pelo autor

A preparação das amostras inicia-se na aplicação de um filme de platina ou carbono na superfície do material a ser estudado, com aproximadamente 10  $\mu\text{m}$  de comprimento, 2  $\mu\text{m}$  de largura e 2  $\mu\text{m}$  de altura, posicionado para possibilitar o corte da trincheira ao seu redor, conforme Figura 61.

**Figura 61** Aplicação do filme de platina

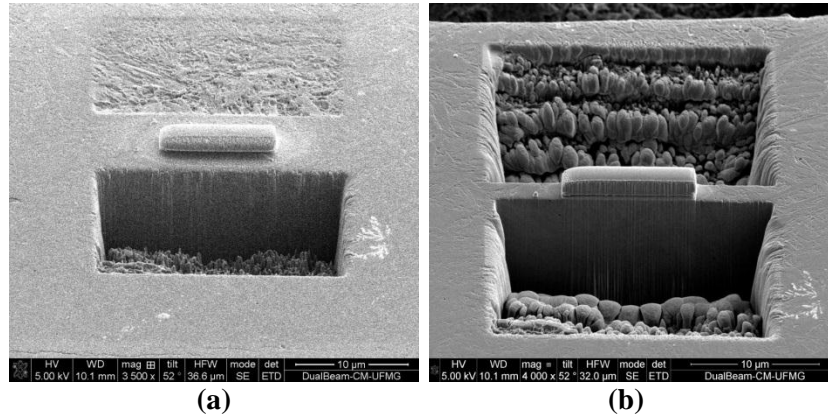


Fonte: Elaborado pelo autor

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 62 (a) e Figura 62 (b).

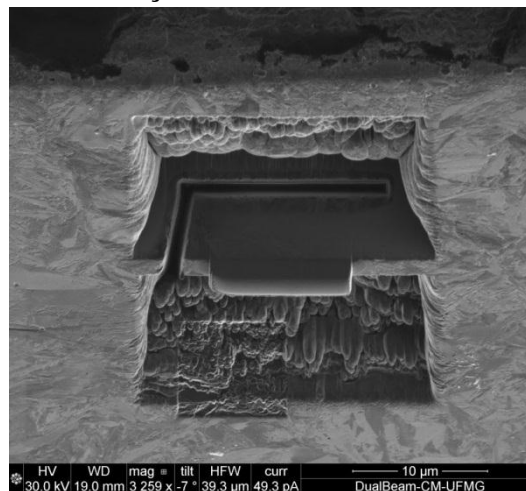
**Figura 62 Regular “*cross-section*” na fase inicial(a) e na fase final(b)**



Fonte: Elaborado pelo autor

Posteriormente ao processo de “*cross-section*”, faz-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-se uma corrente de 30 nA e uma tensão de 30 kV, Figura 63.

**Figura 63 Presença da trincheira e corte lateral em L**

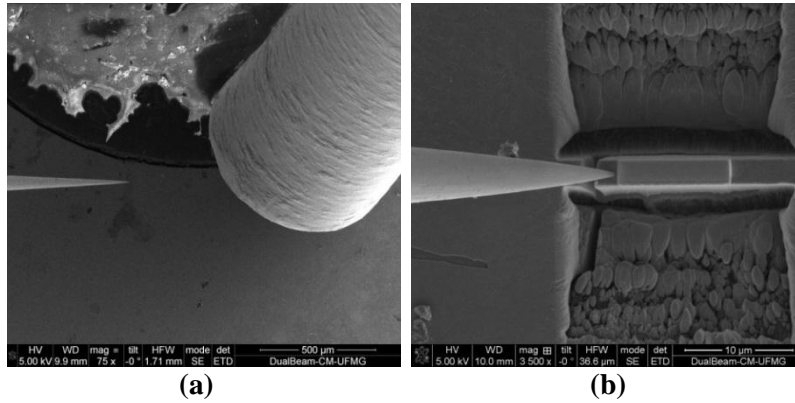


Fonte: Elaborado pelo autor

A amostra então foi soldada com platina na agulha OMNIPROBE. Nesse processo de soldagem, o gás  $(\text{CH}_3)_3\text{Pt}(\text{C}_p\text{CH}_3)$  é liberado dentro da câmara onde encontra-se 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  $(\text{CH}_3)_3\text{Pt}(\text{C}_p\text{CH}_3)$ . A molécula do gás  $(\text{CH}_3)_3\text{Pt}(\text{C}_p\text{CH}_3)$  é dissociada para possibilitar a deposição da platina sobre o material a ser

micro-soldado. A Figura 64 (a) e Figura 64 (b) mostram o canhão de liberação do gás e a aproximação da agulha OMNIPROBE para a soldagem na amostra.

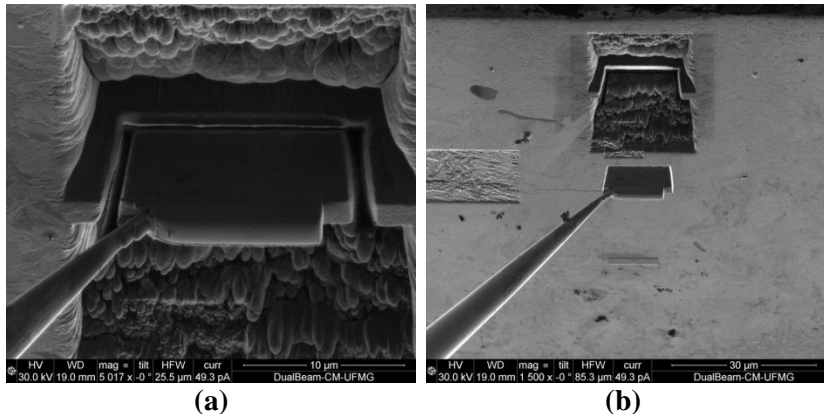
**Figura 64** Canhão e agulha OMNIPROBE(a). Agulha antes do processo de micro-soldagem junto à amostra(b)



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 recolhe-se a agulha com a amostra solidária para a soldagem na grade (Figura 65 (a) e (b)).

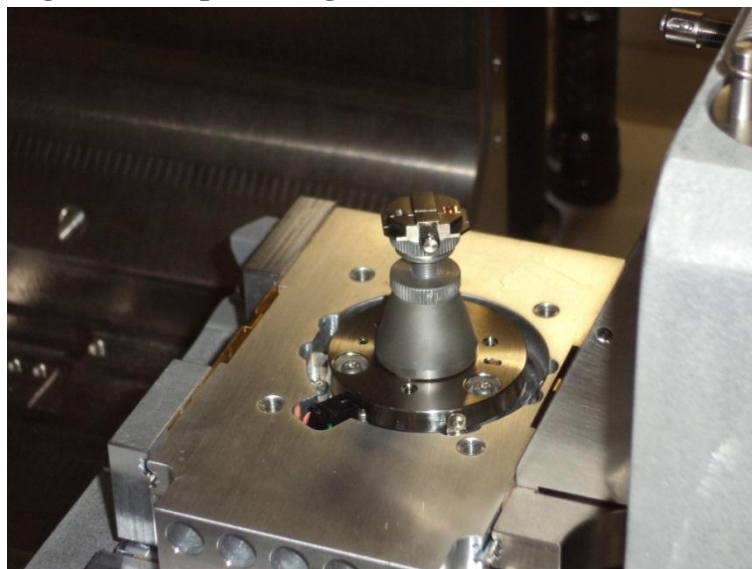
**Figura 65** Corte(a) e retirada da amostra(b) para soldagem na grade



Fonte: Elaborado pelo autor

Em seguida, à soldagem na grade, faz-se 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 66 Suporte da grade dentro da câmara do FIB**



Fonte: Elaborado pelo autor

Difração de elétron de feixe convergente é um método poderoso de determinação dos parâmetros de reticulado com erro de 0,01% com deformação do reticulado não-uniforme cujo campo de deslocamento varia ao longo da direção de propagação do feixe de elétron. O refino dos parâmetros do reticulado foi feito utilizando as zonas de Laue de primeira e segunda ordem de reflexão (HOLZ/FOLZ) observadas no modelo de difração, seguindo um novo método recentemente desenvolvido (SAITOH; NAKAHARA; TANAKA, 2013).

A difração de elétrons de feixe convergente (CBED) é usada na determinação do parâmetro do reticulado com boa exatidão pela utilização das linhas de reflexão de HOLZ (ZUO, 1992; ROZEVELD; HOWE, 1993; ZUO; KIM, HOLMESTAD, 1998; PACZKOWSKI; GIGLA; KOSTKA; MORAWIEC, 2003). A precisão na determinação dos parâmetros do reticulado é dada pela diferenciação da lei de Bragg (31):

$$\frac{\Delta d}{d} = - \frac{\Delta \theta_B}{\tan \theta_B} \quad (31)$$

onde  $d$  e  $\theta_B$  indicam o espaçamento do reticulado e o ângulo de Bragg, respectivamente.

Os pontos de HOLZ observados no modelo de nanodifração não foram utilizados até então devido ao deslocamento nas posições de reflexão de HOLZ devido à distorção produzida pelas aberrações do sistema de projeção de lentes no TEM. Contudo, tais deslocamentos ( $\Delta x$  and  $\Delta y$ ) são proporcionais às posições dos “spots” e aos coeficientes de distorção ( $C_{radial}$ ,  $C_{spiral}$ ,  $C_{elíptico}$ ), como segue a Equação (32):

$$\begin{cases} \Delta x = C_{radial} \cdot r^3 \cdot \cos \phi - C_{spiral} \cdot r^3 \cdot \text{sen} \phi + C_{elíptico} \cdot r \cdot \cos(\phi - 2\phi_{ell}) \\ \Delta y = C_{radial} \cdot r^3 \cdot \text{sen} \phi - C_{spiral} \cdot r^3 \cdot \cos \phi + C_{elíptico} \cdot r \cdot \text{sen}(\phi - 2\phi_{ell}) \end{cases} \quad (32)$$

onde  $r$  e  $\phi$  são as coordenadas radiais dos pontos  $hkl$  com suas origens no eixo ótico do microscópio ( $x_{opt}, y_{opt}$ ), e  $\phi_{ell}$  é o ângulo entre o eixo principal da distorção elíptica e o eixo eixo horizontal ( $x$ ). Esses coeficientes são determinados pelo ajuste das posições dos pontos ZOLZ/HOLZ entre os modelos de difração experimentais e simulados de uma amostra conhecida, a fim de obter o valor mínimo do qui-quadrado como segue a Equação (33):

$$\chi^2 = \sum_{i=1}^N \left\{ \left( \frac{x_i^{exp} - x_i^{sim}}{\sigma_{xi}} \right)^2 + \left( \frac{y_i^{exp} - y_i^{sim}}{\sigma_{yi}} \right)^2 \right\}, \quad (33)$$

onde  $(x_i^{exp}, y_i^{exp})$  e  $(x_i^{sim}, y_i^{sim})$  são as coordenadas em pixels das posições dos pontos nos modelos de nanodifração experimentais e simulados respectivamente. Os valores  $\sigma_{xi}$  e  $\sigma_{yi}$  são os erros nas medidas das coordenadas  $x$  e  $y$  do ponto  $i$ th.

Os coeficientes de distorção foram determinados por ajustar as posições de 30 pontos entre os modelos de difração experimentais e simulados de uma amostra padrão de Au ( $a=0,4070\text{nm}$ ), alinhada ao longo do eixo da zona  $\langle 001 \rangle$ , utilizando um comprimento de câmera de 200 mm. Os coeficientes de distorção foram, também, determinados para um comprimento de câmera de 150mm por ajustar 32 posições de pontos entre os modelos de difração experimental e simulados para o eixo de zona  $\langle 001 \rangle$  de uma amostra de Si ( $a=0,3570\text{nm}$ ). Os coeficientes  $C_{radial}$ ,  $C_{spiral}$ , e  $C_{elíptico}$  foram estimados em  $10^{-9}$ ,  $10^{-18}$  e  $10^{-2}$ , respectivamente. Para as câmeras de comprimento 200 e 150 mm, os coeficientes foram estimados, respectivamente, em  $10^{-8}$ ,  $10^{-8}$  e  $10^{-2}$ .

## 4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

### 4.1 Análise química

A composição química do material utilizado, em percentual de peso, é apresentada na Tabela 7.

**Tabela 7 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	

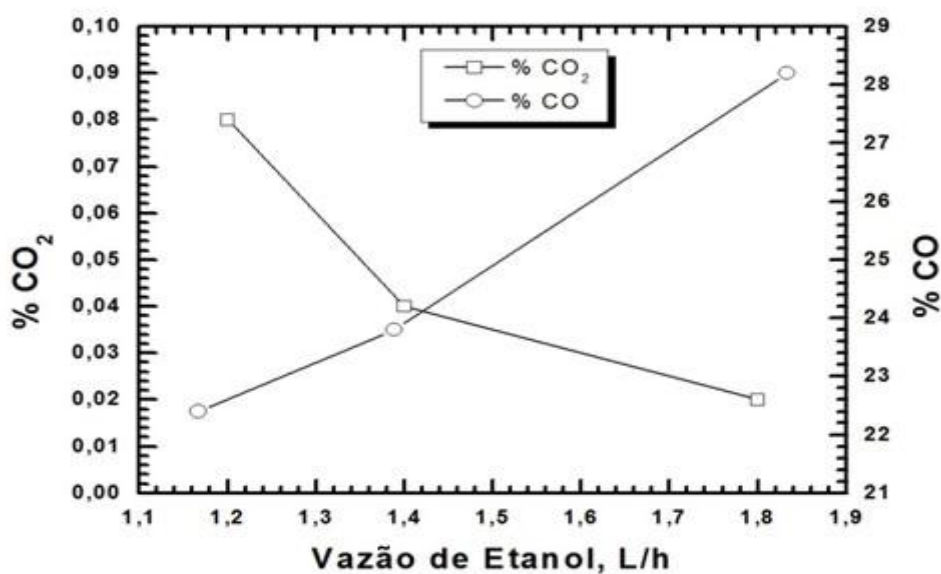
Fonte: Elaborado pelo autor

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 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 Medição da medição da vazão de etanol

Foi medido o percentual de CO<sub>2</sub> e CO em função da vazão de etanol (Figura 67).

**Figura 67 %CO<sub>2</sub> e % CO em função da vazão de etanol**



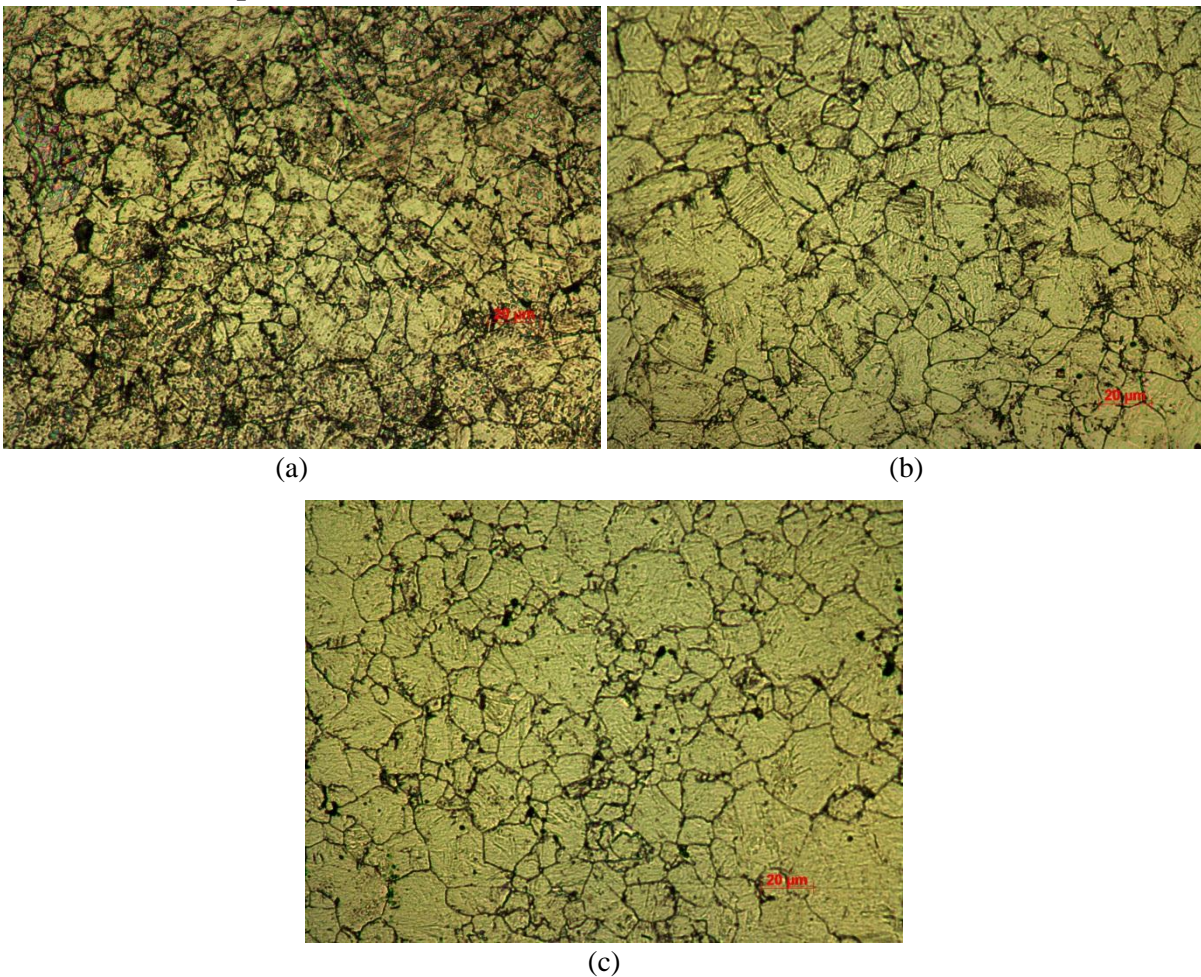
Fonte: Elaborado pelo autor

Há três modos mais efetivos para melhorar a resistência à fadiga de engrenagens cementadas quais sejam acréscimo nas tensões compressivas superficiais, refinamento do tamanho de grão austenítico e minimização da oxidação intergranular nos contornos de grão austeníticos durante a cementação (LIU; WANG; SHI; HUI; FAN; DONG, 2009). Morris et al. (2001) mostraram que, no caso de aços martensíticos, deve-se conhecer o tamanho dos blocos ou pacotes cristalograficamente coerentes como os parâmetros que afetam a resistência. O refino de grão austenítico reduz o comprimento as ripas, então o tamanho dos blocos reduz (MORRIS JUNIOR; GUO; KRENN; KIM 2001).

### 4.3 Cálculo do tamanho de grão

A Figura 68 mostra as microestruturas do aço DIN 17NiCrMo5 após austenitização em temperaturas de 870, 890 e 930°C e resfriamento em óleo.

**Figura 68 Contornos de grão austeníticos revelados por ataque após cementação nas temperaturas de (a) 870 ;(b) 890 e 930 °C e resfriado em óleo.**

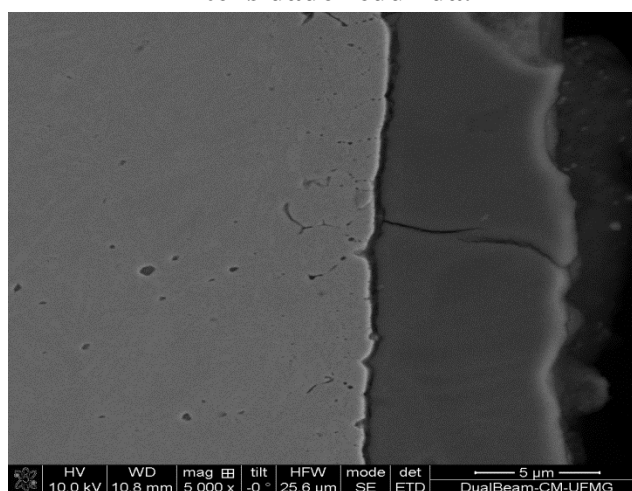


Fonte: Elaborado pelo autor

Observam-se os contornos de grão austeníticos revelados pelo ataque químico. Utilizando o método de Hilliard foi obtido o tamanho de grão médio, respectivamente,  $20 \pm 2 \mu\text{m}$ ;  $22 \pm 3 \mu\text{m}$  e  $38,5 \pm 4 \mu\text{m}$ . 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).

A Figura 69 mostra a superfície da engrenagem na região do diâmetro primitivo com a presença de oxidação intergranular.

**Figura 69** Amostra observada em FEG evidenciando oxidação intergranular em intensidade reduzida.



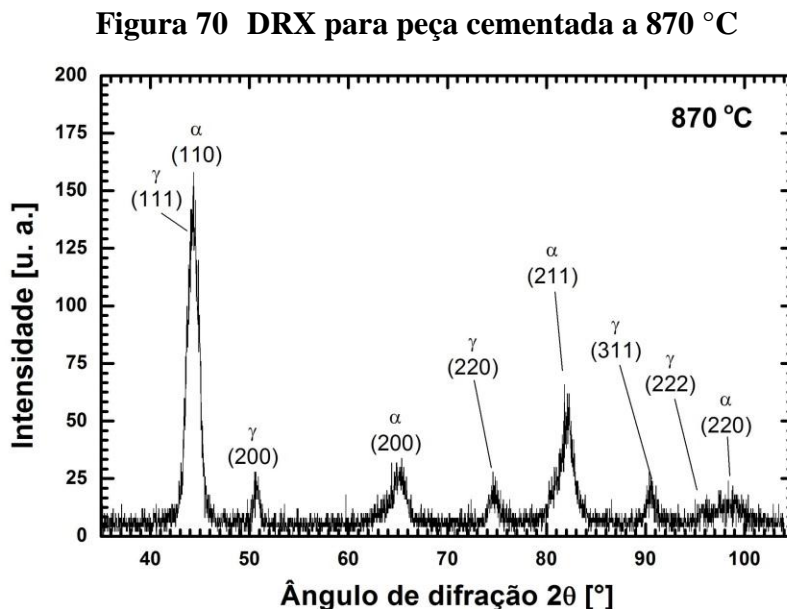
Fonte: Elaborado pelo autor

A redução da oxidação intergranular pode ser devida a queima do oxigênio pela maior presença de carbono ocasionada da decomposição do álcool. Essa vantagem na adição do álcool é importante, uma vez que a oxidação intergranular pode reduzir a resistência à fadiga do componente (SANTOS; SALEH; GAZDER; CARMAN; DUARTE; RIBEIRO; GONZALEZ; PERELOMA, 2011). An et al. (2003) utilizaram uma atmosfera cementante com gás endotérmico cuja composição foi de 17%CO, 33%H<sub>2</sub> e 50%N<sub>2</sub>. Eles evidenciaram e quantificaram a oxidação intergranular com auxílio de SEM, TEM e GDOES. A oxidação intergranular formou-se no início do processo e evoluiu em profundidade com o tempo de processo. Os óxidos formados foram de Cr, Si e Mn preferencialmente. É necessário, portanto, o controle da atmosfera do forno, utilizando medidores do potencial de carbono (JACQUET; ROUSSE; BERNARD; LAMBERTIN, 2002).

#### 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  $\alpha$  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.

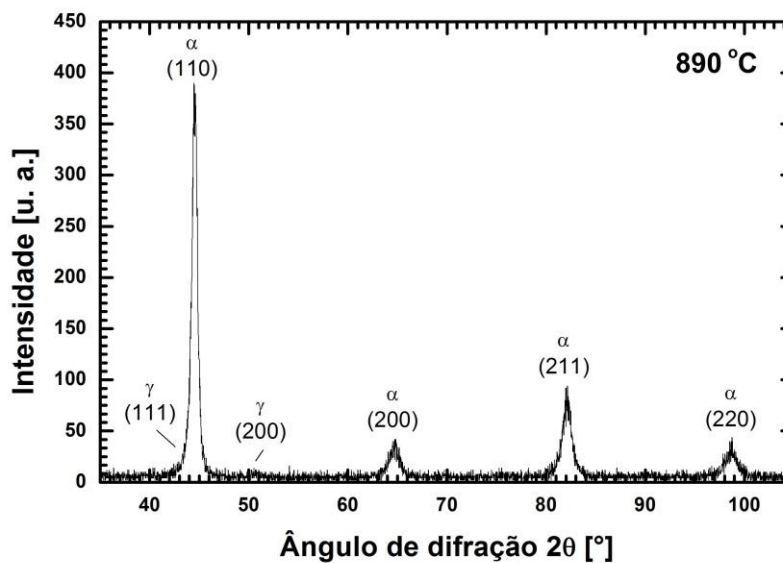
As frações volumétricas de austenita retida e martensita  $\alpha$  podem ser quantificadas por difração XRD com radiação  $K\alpha$  do cobre através do método de comparação direta (SUGIMOTO; USUI; KOBAYASHI; HASHIMOTO, 1992). Esse método utiliza a integração dos picos de difração mais intensivos dos planos da austenita caracterizados por (111), (200), (220) e, também, da martensita  $\alpha$  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 870 °C foram de 82,0% de martensita e 18,0% de austenita com erro de 0,86% (Figura 70).



Fonte: Elaborado pelo autor

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 71).

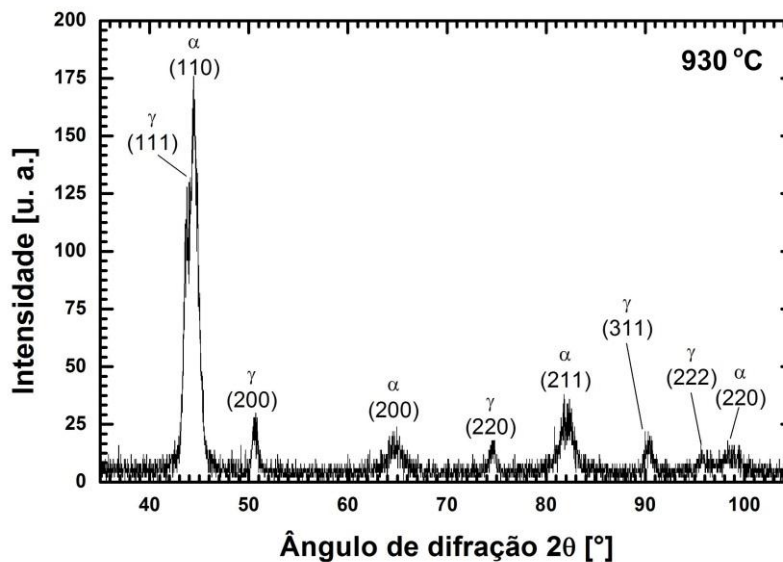
**Figura 71 DRX para peça cementada a 890 °C**



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% (Figura 72).

**Figura 72 DRX para peça cementada a 930 °C**



Fonte: Elaborado pelo autor

A Tabela 8 mostra a fração volumétrica de fases medidas por difração de raios-X em função da temperatura de austenização.

**Tabela 8 Fração volumétrica de fases medidas por difração de raios-X em função da temperatura de austenização**

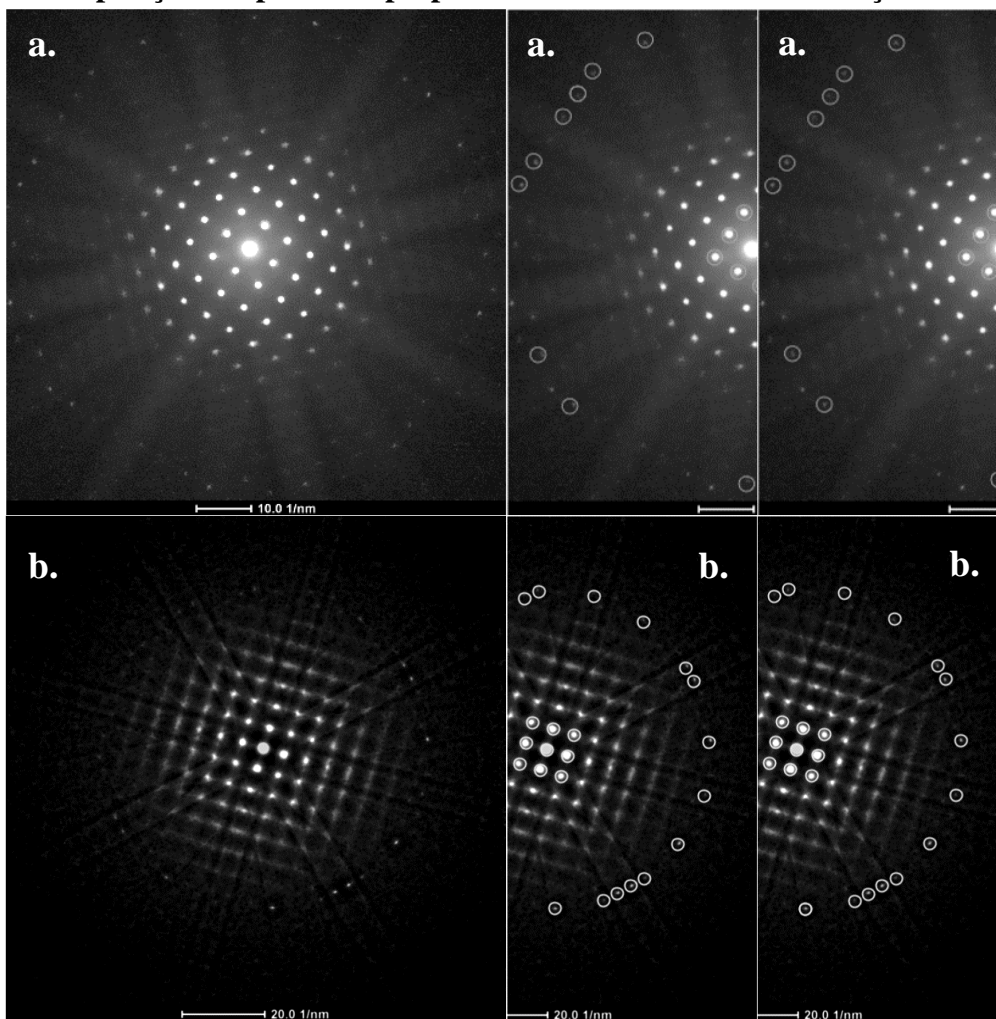
Temperatura de Austenitização(°C)	Fração Volumétrica(%)	
	austenita	martensita $\alpha$
870	18	82
890	3,9	96,1
930	22,5	77,5

Fonte: Elaborado pelo autor

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  $\epsilon$ ). A difração de raios-X fornece uma descrição global da evolução do percentual de fases e outros métodos de caracterização são necessários para determinar a distribuição e escala das fases formadas.

A Figura 73 mostra os modelos NBD das amostras de Au e Si.

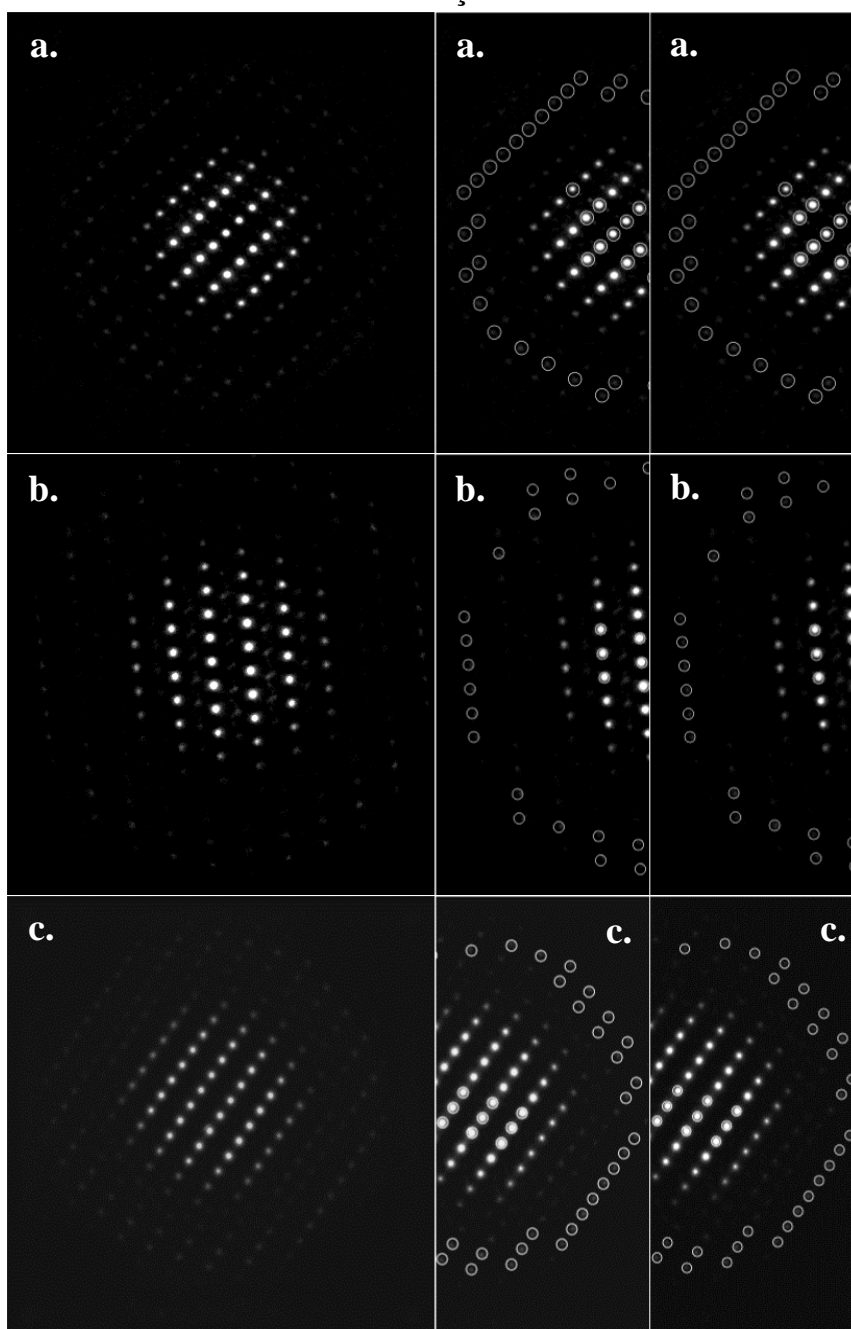
**Figura 73 Modelos NBD para eixo de zona <001> do Au, com câmera de 200 mm(a), e de Si, com câmera de comprimento de 150 mm(b); imagens de 1 e 2 mostram alguns posições de pontos superpostos com e sem filtro de distorção**



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 Figura 74 mostra os modelos NBD dessas amostras.

**Figura 74** Modelo NBD para eixo de zona  $\langle 131 \rangle$  para amostras SP, usando câmera de 150 mm (a), amostras CSP Prim (b) e CSP Base (c), ambas com câmera de 200 mm; imagens de 1 e 2 mostram alguns posições de pontos superpostos com e sem filtro de distorção



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 9, 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 9** Valores das distâncias entre os planos(101) para as amostras sem “*shot peening*” e com “*shot peening*” base e no diâmetro primitivo

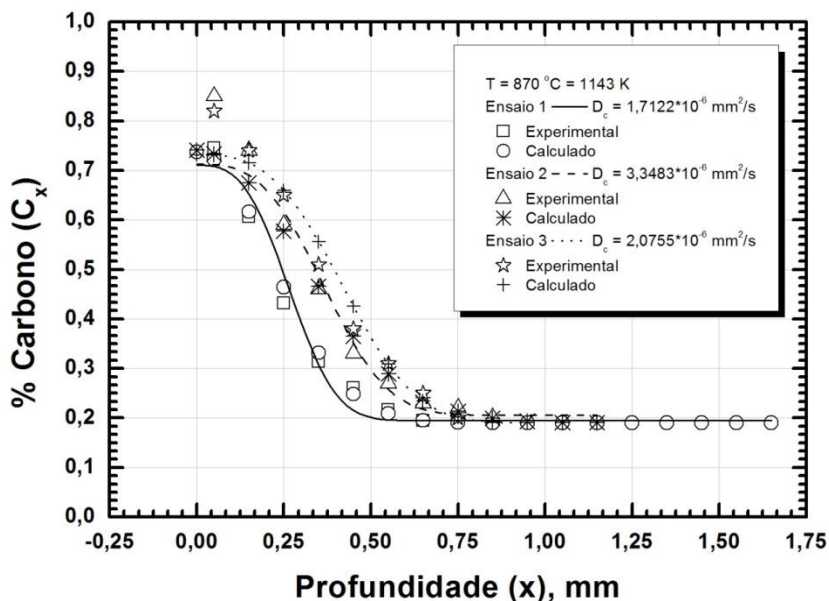
Amostra	$d_{101}^{\text{experimental}} / \text{nm}$	$d_{101}^{\text{standard}} / \text{nm}$
SP	0,203	0,202
CSP Base	0,199	
CSP Prim	0,202	

Fonte: Elaborado pelo autor

#### 4.5 Cementação

A Figura 75 mostra a evolução do teor de carbono após cementação com a distância da superfície para três experimentos com austenitização em temperatura de 870°C. Observa-se que se atingiu teor de carbono na superfície por volta de 0,7%. Esse teor de carbono se mantém até profundidades de 0,15mm, e , a partir daí, decresce até profundidade de 0,75mm.

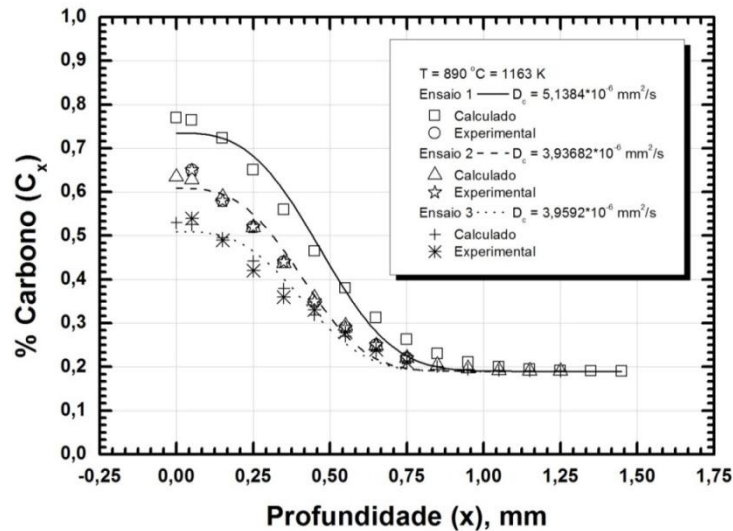
**Figura 75** Evolução do teor de carbono com a profundidade com temperatura de austenitização de 870°C



Fonte: Elaborado pelo autor

Ao se aumentar a temperatura de austenitização para 890°C, reduziu-se o potencial de carbono da atmosfera preservando o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 890 e 840°C o que ocasionou a queda do teor de carbono da superfície e, também, o perfil de carbono com a profundidade (Figura 76).

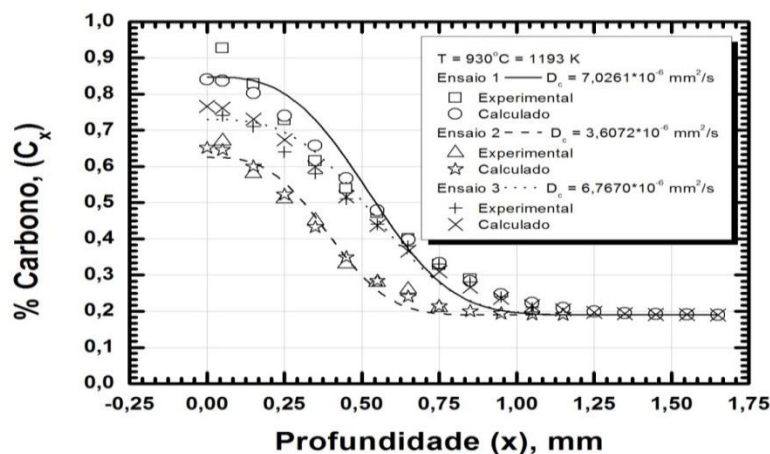
**Figura 76 Evolução do teor de carbono com a profundidade com temperatura de austenitização de 890°C**



Fonte: Elaborado pelo autor

Ao se aumentar a temperatura de austenitização para 930°C, retornou-se ao potencial de carbono da atmosfera inicial preservando o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 930 e 840°C o que ocasionou elevação do teor de carbono da superfície e, também, deslocamento da evolução do perfil de carbono para maiores profundidades (Figura 68).

**Figura 77 Evolução do teor de carbono com a profundidade com temperatura de austenitização de 930°C**



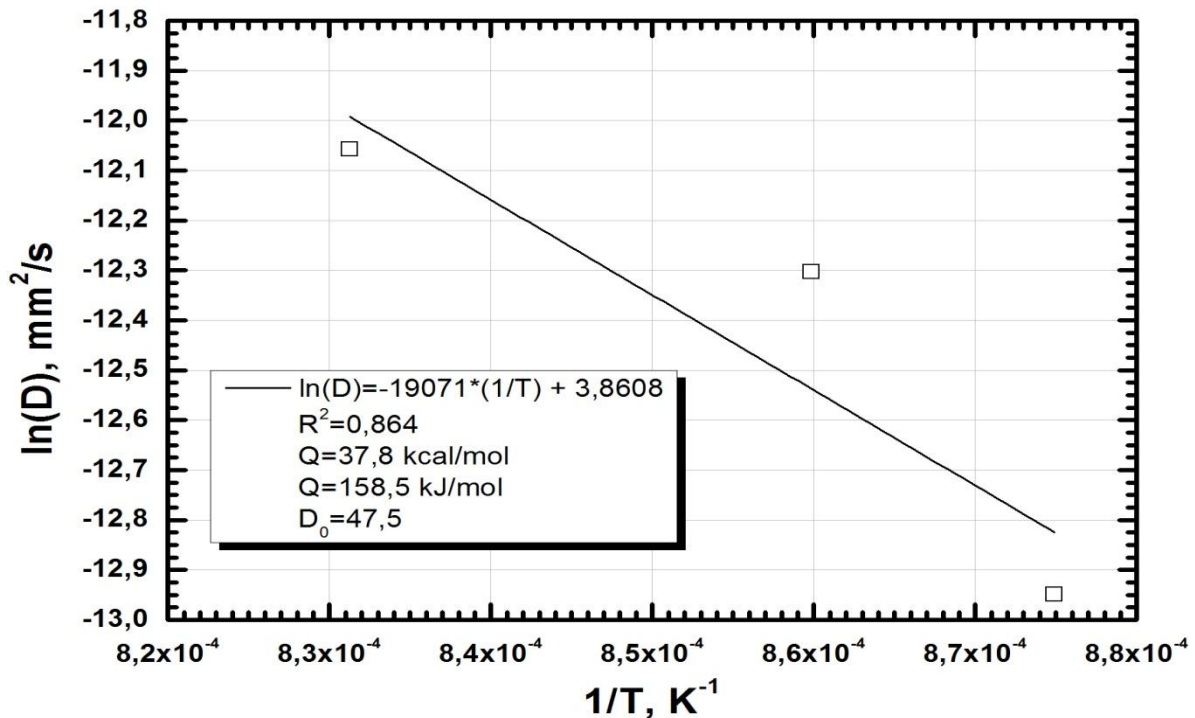
Fonte: Elaborado pelo autor

Obtidas as curvas experimentais de evolução do carbono com a distância para as diferentes temperaturas de austenitização, ajustou-se essas curvas pela Equação (34):

$$C_x - C_0 = \frac{M}{\sqrt{\pi \cdot D \cdot t}} \exp\left(-\frac{x^2}{4 \cdot D \cdot t}\right) \quad (34)$$

Foi possível determinar o coeficiente de difusão  $D$  em  $\text{mm}^2/\text{s}$  para todas as temperaturas experimentais. Observa-se que os coeficientes de difusão de carbono na austenita obtidos experimentalmente foram sistematicamente da mesma ordem de grandeza dos valores da literatura. Esse resultado confirma que o mecanismo controlador do processo é a difusão do carbono, sendo que esse coeficiente de difusão não está sendo afetado pela presença dos outros elementos presentes na composição química do aço DIN17NiCrMo5 dentro da faixa de temperatura utilizada nos experimentos. O teor de CO mais elevado obtido na atmosfera com a adição de álcool anidro não alterou o mecanismo controlador da reação de cementação no interior do equipamento. Conhecido o coeficiente de difusão médio e o seu desvio padrão para as diferentes temperaturas de austenitização, buscou-se uma relação entre o coeficiente de difusão médio e a temperatura (Figura 78).

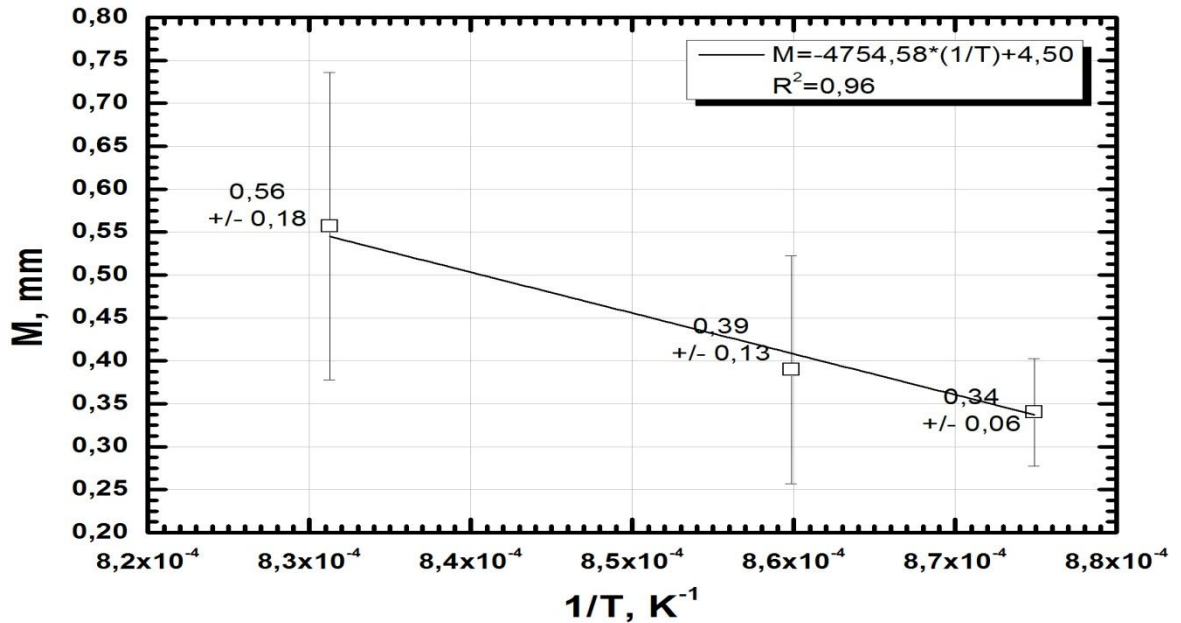
**Figura 78** Cálculo da energia de ativação  $Q$  e do fator  $D_0$  a partir da linearização  $\ln(D)=\ln(D_0)-Q/RT$



Fonte: Elaborado pelo autor

Os valores de  $M$  se relacionaram linearmente também com a temperatura (Figura 79).

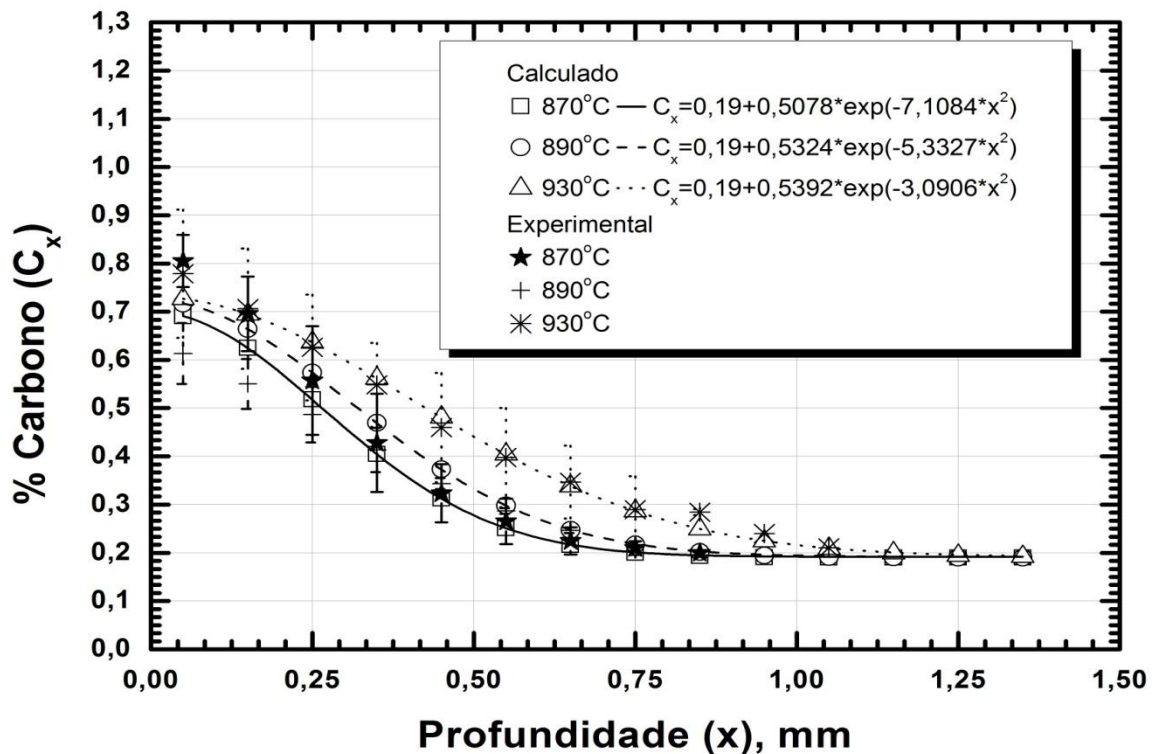
Figura 79 Evolução do parâmetro M em função da temperatura



Fonte: Elaborado pelo autor

A modelagem da distribuição de carbono com a profundidade foi feita utilizando as expressões  $\ln(D) = \ln(D_0) - \frac{Q}{RT}$  e também M em função da temperatura (Figura 70).

Figura 80 Evolução do teor de carbono com a profundidade para as temperaturas de austenitização de 870, 890 e 930°C após cementação em ambiente de gás natural e etanol



Fonte: Elaborado pelo autor

Em seguida, calculou-se o erro obtido na modelagem matemática das curvas de evolução de carbono com a distância. Esse erro foi calculado através da Equação (35):

$$Erro = \left( \frac{\sum_1^n (C_i - C_x)}{C_i} \right) \times 100 \quad (35)$$

O *Erro* foi calculado considerando-se somente os teores de carbono obtidos experimentalmente até a região limite entre a camada cementada e não cementada.

A Tabela 10 mostra os valores dos teores de carbono experimentais, modelados e erros obtidos para as temperaturas de 870, 890 e 930°C.

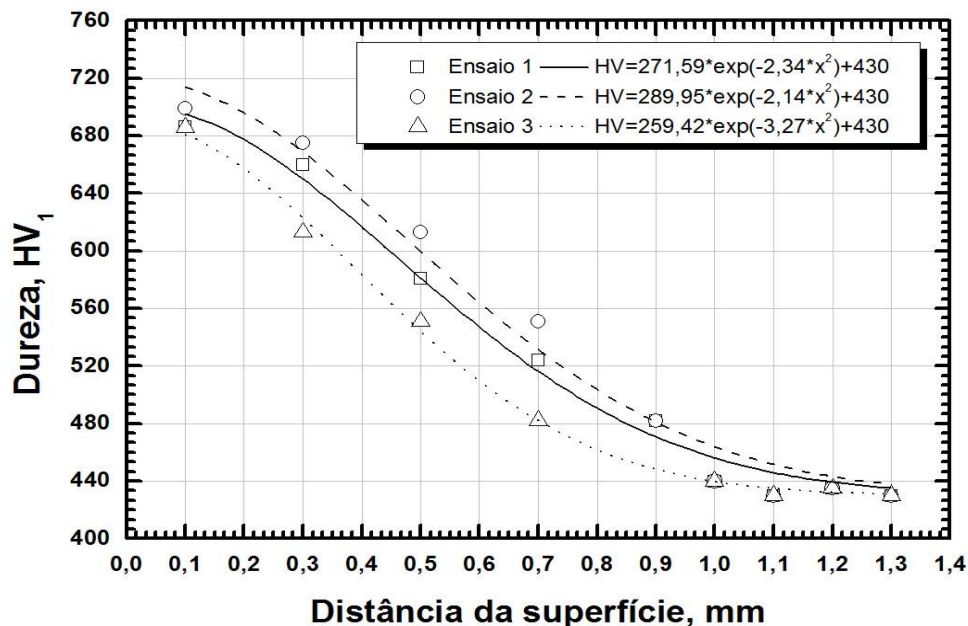
**Tabela 10 Teores de carbono experimentais, modelados e erros obtidos para as temperaturas de 870, 890 e 930°C**

Profundidade (mm)	Teor de Carbono (%)						Erro (%)			
	Exp.	Calc.	Exp.	Calc.	Exp.	Calc.	870 °C	890 °C	930 °C	
	870 °C		890 °C		930 °C					
0,05	0,81	0,69	0,61	0,72	0,78	0,73	14,25	15,58	6,74	
0,15	0,70	0,62	0,55	0,66	0,71	0,69	10,17	20,82	1,65	
0,25	0,56	0,52	0,49	0,57	0,63	0,64	7,05	23,54	1,68	
0,35	0,43	0,41	0,41	0,47	0,55	0,56	5,35	26,40	2,42	
0,45	0,32	0,31	0,34	0,37	0,46	0,48	3,34	28,61	4,62	
0,55	0,27	0,25	0,29	0,30	0,40	0,40	5,54	29,08	1,73	
0,65	0,22	0,22	0,25	0,25	0,35	0,34	3,83	27,10	2,40	
0,75	0,21	0,20	0,22	0,22	0,29	0,29	4,89	24,42	1,04	
0,85	0,20	0,19	-	0,20	-	0,25	3,42	-	-	
	Média							6,43	24,44	2,78

**Fonte: Elaborado pelo autor**

A Figura 81 mostra a distribuição de microdureza Vickers após tratamento térmico o que não evidencia a presença de microestruturas não martensíticas ou descarbonetação superficial, conforme Kim, Kweon E Young-Gak (1995).

**Figura 81** Evolução dos valores de microdureza Vickers( $HV_{1kg}$ ) em função da profundidade para a temperatura de austenitização de  $930^{\circ}C$



Fonte: Elaborado pelo autor

Não foi necessário avaliar a distribuição de austenita retida ao longo da seção transversal através de difração de raios-X em razão da inexistência da decarbonetação e oxidação intergranular. A profundidade efetiva de camada para microdureza de 550HV foi de  $0,6 \pm 0,05$ 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  $930^{\circ}C$  dependendo da necessidade de produção. Temperatura de austenitização mais elevada (superior a  $980^{\circ}C$ ) 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 (36):

$$ECD = 0,41 \times \sqrt{t}, mm \quad (36)$$

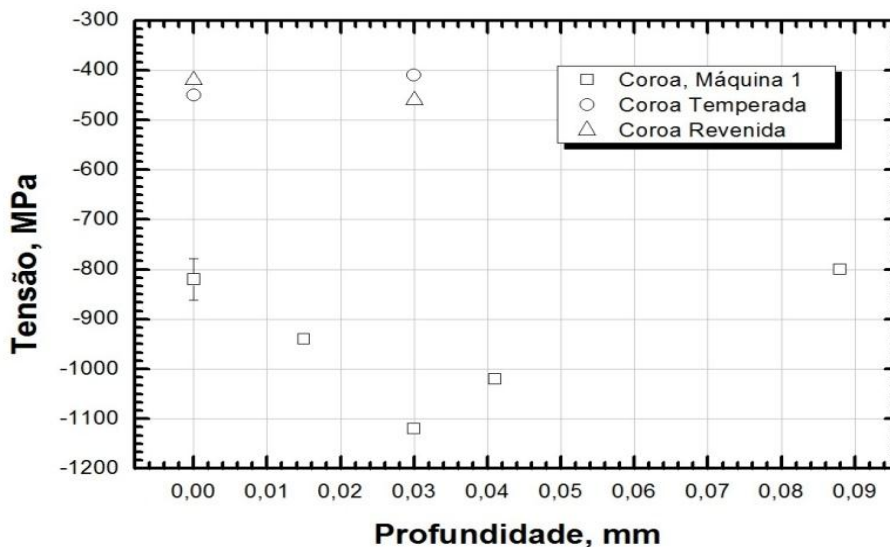
onde  $t$  é o tempo em horas. Essa expressão em razão do processo difusional pode ser substituída pela Equação (37)

$$ECD = \alpha \times \sqrt{D \times t}, mm \quad (37)$$

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

A Figura 82 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 82 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 0,030 mm, verificou-se o maior valor de tensão compressiva atingindo -1200 MPa. 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 0,030 mm 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) O perfil de carbono ao longo da profundidade foi modelado utilizando a segunda lei de Fick com valor de energia de ativação semelhante ao coeficiente de difusão do carbono na austenita;
- b) Verificou-se a presença de austenita na camada cementada e martensita cúbica de corpo centrado com valores do parâmetro de rede similares calculado através de difração de raios-X e difração de elétrons;
- c) Os valores do nível de tensão ao longo da profundidade foram similares aos encontrados na literatura e esses valores não se alteraram após revenimento;
- d) A adição de etanol aumentou o teor de CO na mistura cementante o que pode ter contribuído para reduzir a oxidação intergranular na superfície cementante.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO:

- a) Avaliar a distorção no tratamento térmico;
- b) Modelar a nitretação/cementação com tensões superficiais;
- c) Fazer EBSD nas amostras para identificar as fases após cementação/nitretação.

## 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  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N 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 **Journals Materials Science and Technology** v. 29(4), pp. 373-379, 2013.

BRACKE, L.; KESTENS, L.; PENNING, J. Transformation mechanism of  $\alpha'$ -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, L.V., CARNEIRO, J.R.G.; CATALÃO, R.P.C.; RIBAS, O.K.; BRITO, P.P. Residual stress gradients in AISI 9254 steel springs submitted to shot peening and heat treatment for increased fatigue artigo a ser impresso, 2014.

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, **Anais...** 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  $\alpha'$  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.; ZHENGLI, 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  $\gamma$ -phase and  $\varepsilon$  – and  $\alpha'$  –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.; SALSCHI, E. Computer simulation of nitrided 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, **Proceedings...** 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, V.; TEODOSIO, J.R.; GUROVA T. 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.

PACKOWSKI, P.; GIGLA, M.; KOSTKA, MORAWIEC, H. The software tool for lattice parameters determination from nanoareas using CBED patterns **Materials Chemistry and Physics** 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. Determination of multiple lattice parameters from convergent-beam electron diffraction patterns **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** 92f., 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte.

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. **Influência da austenita retida no crescimento de trincas superficiais por fadiga em camada cementada de aço SAE 8620** 137f., 1997. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) Universidade de São Paulo, São Carlos.

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, L.; 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.

STADELMANN; P. A. EMS - A software package for electron diffraction analysis and hrem image simulation in materials science **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.

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.

TOTTEN, G.E.; FRANCIS, T. **Steel heat treatment**. 2a. ed. New York: Taylor & Francis Group, 2007.

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  $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$  from nanometer –sized region **Ultramicroscopy** v. 41, pp. 211–223, 1992.