

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS  
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DIEGO BOAVENTURA AMARAL

INFLUÊNCIA DO TIPO DE FERRAMENTA DE CORTE E DO TRATAMENTO  
TÉRMICO NA TENSÃO RESIDUAL, NA USINAGEM E NA DISTORÇÃO  
DIMENSIONAL DO AÇO SAE 5120H

BELO HORIZONTE

2018

DIEGO BOAVENTURA AMARAL

INFLUÊNCIA DO TIPO DE FERRAMENTA DE CORTE E DO TRATAMENTO  
TÉRMICO NA TENSÃO RESIDUAL, NA USINAGEM E NA DISTORÇÃO  
DIMENSIONAL DO AÇO SAE 5120H

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2018

DIEGO BOAVENTURA AMARAL

INFLUÊNCIA DO TIPO DE FERRAMENTA DE CORTE E DO TRATAMENTO  
TÉRMICO NA TENSÃO RESIDUAL, NA USINAGEM E NA DISTORÇÃO  
DIMENSIONAL DO AÇO SAE 5120H

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no  
Curso de Graduação em Engenharia de Materiais  
do Centro Federal Tecnológica de Minas Gerais  
como requisito parcial para obtenção do título  
em Bacharel em Engenharia de Materiais.

Apresentado em: 25/06/2018

**BANCA EXAMINADORA**

.....  
Prof. Dr. Wellington Lopes

.....  
Prof. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

.....  
Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente a Deus por me proporcionar uma vida com muita saúde, paz e serenidade para vencer todos os desafios da minha jornada.

Agradeço aos meus pais, Henrique e Hélia, minha irmã-gêmea Thais, meus amigos e a todas as pessoas que contribuíram e apoiaram, direta ou indiretamente, para a realização deste trabalho.

Aos colegas dos setores da Engenharia Manufatura e da Engenharia de Processos Transmissões pela contribuição com conhecimentos técnicos e larga experiência de processos de usinagem e tratamento térmico.

Aos colegas do laboratório do tratamento térmico, nas pessoas do Sr's Gleisson e Antônio pela extensa contribuição nesse trabalho.

Aos colegas da Equipe 2942 pela ajuda nas análises dimensionais e do laboratório químico pela contribuição nos ensaios de análise química.

Agradeço também ao professor Wellington Lopes por aceitar o desafio desse trabalho comigo e pela disposição e carinho em tirar minhas dúvidas e elevar o nível deste trabalho.

## RESUMO

O tratamento térmico é um processo amplamente utilizado nos aços uma vez que ele agrega propriedades mecânicas importantes como dureza e resistência ao desgaste. Dentre os diversos tipos de endurecimento no tratamento térmico, o processo de têmpera à óleo é um dos mais comuns, tendo em vista o baixo custo de processamento. Esse processo, no entanto, possui como principal deficiência a distorção dimensional gerada nos componentes tratados. Neste contexto de distorção dimensional causada pelo tratamento térmico, têm-se como uma das causas predominantes, a tensão residual presente na peça devido a processamentos prévios, como forjamento, fundição e usinagem. O presente trabalho retrata um estudo das tensões residuais e da distorção dimensional do aço SAE 5120H sob diferentes variações da ferramenta de corte na usinagem (revestimento da ferramenta de corte e da condição de afiação da ferramenta) realizado antes e após a realização dos tratamentos térmicos de têmpera / revenimento. A avaliação da influência da ferramenta de corte foi realizada com uso de ensaios de análise dimensional, de tensão residual por difração de raios-X (DRX), de dureza Rockwell e por espectroscopia por emissão óptica. Os resultados obtidos neste trabalho para o aço 5120H revelaram que as tensões residuais negativas (compressivas) existentes antes da execução dos tratamentos térmicos foram as que ocasionaram a maior distorção dimensional ao material tratado termicamente.

**Palavras-chave:** aço SAE 5120H, usinagem por brochamento, tratamento térmico, tensão residual, ferramentas de corte.

## ABSTRACT

Heat treatment is a widely used process in steels since it adds important mechanical properties like hardness and wear resistance. Among the various types of hardening in the heat treatment, the oil quenching process is one of the most common due to the low processing cost. That process, however, has as main deficiency the dimensional distortion generated in the treated components. In this context of dimensional distortion caused by the heat treatment, the residual stress present in the part due to previous processing, such as forging, casting and machining, has as one of the predominant causes. The present work presents a study of the residual stresses and the dimensional distortion of the SAE 5120H steel under different variations of the cutting tool in the machining (cutting tool coating and tool sharpening condition) performed before and after the thermal treatments of quenching / tempering. The evaluation of the influence of the cutting tool was carried out with the use of dimensional analysis, residual stress tests by X-ray diffraction (XRD), Rockwell hardness tests and optical emission spectroscopy. The results obtained in this work for the 5120H steel revealed that the negative (compressive) residual stresses existing before the execution of the thermal treatments were those that caused the greater dimensional distortion to the thermally treated material.

**Keywords:** SAE 5120H steel, broaching, heat treatment, residual stress, cutting tools.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Nomenclatura dos aços .....	15
Figura 2 – Classificação do aço .....	15
Figura 3 – Ferramentas e aplicações do brochamento interno .....	17
Figura 4 – Preenchimento do canal da brocha pelo cavaco.....	18
Figura 5 – Principais partes de uma ferramenta de brochamento interno.....	20
Figura 6 – Incidência dos raios X e intensidade do raio difratado para um $2\theta$ .....	28
Figura 7 – Espalhamento segundo a lei de Bragg.....	29
Figura 8 – Fluxograma de desenvolvimento do trabalho .....	31
Figura 9 – Amostra de referência semi-usinada .....	32
Figura 10 – Amostra após brochamento do perfil interno .....	33
Figura 11 – Imagem ilustrativa das brochas.....	33
Figura 12 – Revestimentos de AlCrN e TiN .....	34
Figura 13 – Desenho esquemático do layout do forno contínuo.....	35
Figura 14 – Amostra após forno contínuo.....	36
Figura 15 – Medição de cilindricidade .....	38
Figura 16 – Medição de diâmetro e circularidade superior .....	39
Figura 17 – Medição de diâmetro e circularidade inferior.....	39
Figura 18 – Imagem ilustrativa das seções cortadas .....	40
Figura 19 – Pontos de medição de tensão residual no fundo do dente (a) e (b) .....	40
Figura 20 – Espectroscopia por emissão óptica .....	42
Figura 21 – Tensão residual na etapa de controle 0 .....	44
Figura 22 – Tensão residual na etapa de controle 1 .....	45
Figura 23 – Média de tensão residual x Condição de afiação.....	46
Figura 24 – Tensão residual na etapa de controle 2 .....	47
Figura 25 – Distorção dimensional de cilindricidade (%) após tratamento térmico .....	48
Figura 26 – Tensão residual na etapa 1 em função da distorção de cilindricidade (%) ..	49
Figura 27 – Distorção dimensional de circularidade superior (%) após tratamento térmico .....	50
Figura 28 – Distorção dimensional de circularidade inferior (%) após tratamento térmico .....	51
Figura 29 – Distorção dimensional de diâmetro superior (%) após tratamento térmico	52
Figura 30 – Distorção dimensional de diâmetro inferior (%) após tratamento térmico	52

<b>Figura 31 – Dureza Rockwell B para as amostras não-tratadas.....</b>	<b>54</b>
<b>Figura 32 – Dureza Rockwell C para as amostras tratadas termicamente.....</b>	<b>55</b>

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1 – Composição química (em %) do aço SAE 5120H .....</b>	<b>31</b>
<b>Tabela 2 – Matriz de experimentos.....</b>	<b>35</b>
<b>Tabela 3 – Análise química do aço SAE 5120H .....</b>	<b>53</b>
<b>Tabela 4 – Dureza Rockwell B das etapas de controle 0 e 1 .....</b>	<b>54</b>
<b>Tabela 5 – Dureza Rockwell C da etapa de controle 2.....</b>	<b>55</b>

## SUMÁRIO

<b>1.</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>12</b>
<b>1.1.</b>	<b>OBJETIVOS.....</b>	<b>13</b>
<b>2.</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>14</b>
<b>2.1.</b>	<b>Aço SAE 5120H.....</b>	<b>14</b>
<b>2.2.</b>	<b>Usinagem.....</b>	<b>16</b>
<b>2.2.1.</b>	<b>Conceito e histórico do brochamento.....</b>	<b>16</b>
<b>2.2.2.</b>	<b>Ferramentas de corte.....</b>	<b>19</b>
<b>2.2.2.1.</b>	<b>Revestimento de ferramentas de corte.....</b>	<b>21</b>
<b>2.2.2.1.1.</b>	<b>Nitreto de Titânio .....</b>	<b>22</b>
<b>2.2.2.1.2.</b>	<b>Nitreto de Cromo-alumínio.....</b>	<b>22</b>
<b>2.3.</b>	<b>Tratamento térmico .....</b>	<b>23</b>
<b>2.3.1.</b>	<b>Carbonitreção .....</b>	<b>23</b>
<b>2.3.2.</b>	<b>Têmpera e Revenimento.....</b>	<b>25</b>
<b>2.4.</b>	<b>Tensões residuais.....</b>	<b>25</b>
<b>2.4.1.</b>	<b>Conceito .....</b>	<b>25</b>
<b>2.4.2.</b>	<b>Tipos de tensão residual .....</b>	<b>26</b>
<b>2.4.3.</b>	<b>Métodos de medição tensão residual.....</b>	<b>27</b>
<b>2.4.3.1.</b>	<b>Por difração de raios-X .....</b>	<b>28</b>
<b>3.</b>	<b>MATERIAIS e MÉTODOS .....</b>	<b>31</b>
<b>3.1</b>	<b>Material .....</b>	<b>31</b>
<b>3.2</b>	<b>Processamento dos corpos de prova.....</b>	<b>32</b>
<b>3.2.1</b>	<b>Usinagem dos corpos de prova .....</b>	<b>32</b>
<b>3.2.2</b>	<b>Tratamento térmico dos corpos de prova.....</b>	<b>35</b>
<b>3.1.</b>	<b>Caracterização dos corpos de prova .....</b>	<b>37</b>
<b>3.3.1.</b>	<b>Análise dimensional .....</b>	<b>38</b>
<b>3.3.2.</b>	<b>Preparação dos corpos de prova para os ensaios destrutivos.....</b>	<b>39</b>
<b>3.3.3.</b>	<b>Medição de tensão residual por DRX .....</b>	<b>40</b>
<b>3.3.4.</b>	<b>Espectroscopia por emissão óptica .....</b>	<b>41</b>
<b>3.3.5.</b>	<b>Ensaio de dureza Rockwell .....</b>	<b>42</b>
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS .....</b>	<b>44</b>
<b>4.1</b>	<b>Tensão residual por difração de raios-X (DRX).....</b>	<b>44</b>
<b>4.2</b>	<b>Distorção dimensional (%) após o tratamento térmico .....</b>	<b>48</b>

<b>4.3</b>	<b>Análise química.....</b>	<b>53</b>
<b>4.4</b>	<b>Dureza Rockwell.....</b>	<b>53</b>
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>56</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>57</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>58</b>

## 1. INTRODUÇÃO

Componentes metálicos que sofrem altos carregamentos durante sua aplicação são usualmente tratados termicamente durante o processo de fabricação, de modo a obter as propriedades requeridas ao material. O processo de tratamento térmico possui a grande vantagem de endurecer os componentes metálicos sob baixos custos de produção. Este processo, entretanto, produz efeitos indesejáveis como alterações dimensionais nas peças, exigindo um processo posterior de usinagem por acabamento com custos elevados. Estas alterações dimensionais prejudiciais são chamadas de distorção (BRINKSMEIER; SÖLTER; GROTE, 2007).

Os problemas relacionados à distorção estão presentes universalmente na indústria. Estudos indicaram que as perdas no processamento de materiais metálicos em 1995, provenientes do tratamento térmico, apenas na indústria alemã nos ramos de usinagem e automotiva ultrapassaram 1 bilhão de dólares. Este valor não incluiu o restante dos países da Europa, Ásia ou Américas, ou seja, o problema é verdadeiramente imenso (MACKENZIE, 2017).

Há muitas fontes para a distorção gerada durante o tratamento térmico, como por exemplo, as propriedades do material, os parâmetros de processo do tratamento térmico e as tensões residuais presentes nos componentes, pois operações anteriores, como usinagem, criam tensões residuais na superfície. Esse estresse é aliviado durante o tratamento térmico, resultando em distorção (MACKENZIE, 2017).

A tensão residual é muito significativa durante o processamento de componentes mecânicos devido ao seu potencial de influenciar na distorção desses componentes durante a etapa de tratamento térmico. Essas tensões surgem principalmente devido a deformações plásticas não uniformes ao longo de uma secção da peça, causadas por efeitos térmicos e mecânicos. Essas tensões residuais que podem ser trativas e compressivas, atuam prejudicando ou não, o processamento dos materiais metálicos (SOUSA, 2012).

As tensões residuais são tensões internas que existem em corpos sob condições uniformes de temperatura e na ausência de carregamentos externos. Surgem em qualquer material ou componente devido ao processo de fabricação como por exemplo, a usinagem e o tratamento térmico, objetos de estudo neste trabalho (PITELLA, 2003).

As tensões residuais geradas no processo de usinagem variam de acordo com os diferentes revestimentos da ferramenta de corte utilizados. Além disso, esses revestimentos influenciam principalmente na vida útil das ferramentas de corte durante o processo de fabricação.

A quantificação de tensões residuais pode ser realizada por diversos tipos de ensaios destrutivos e não-destrutivos, no qual o método por difração de raio-X utilizado neste trabalho é o mais usual. Após os resultados, é possível afirmar se o material apresenta tensões residuais compressivas ou trativas e comparar sua magnitude entre as diferentes variáveis de estudo deste trabalho.

## **1.1. OBJETIVOS.**

### **Geral:**

Analisar a influência da ferramenta de corte empregada na usinagem por brochamento na tensão residual gerada no aço SAE 5120H e a consequente distorção dimensional após o processo de tratamento térmico de têmpera e revenimento.

### **Específicos:**

- Identificar a ocorrência de tensões residuais formadas no processo de usinagem por brochamento do aço SAE 5120H;
- Identificar a ocorrência de tensões residuais formadas no processo de beneficiamento (têmpera e revenimento) do aço SAE 5120H;
- Quantificar as tensões residuais geradas no processo de usinagem em função dos diferentes tipos de revestimento da brocha (TiN e AlCrN) e diferentes condições de afiação da brocha (afiada e sem fio de corte);
- Quantificar a variação dimensional sofrida pela peça padrão durante o tratamento térmico em função dos diferentes tipos de revestimento da brocha (TiN e AlCrN) e diferentes condições de afiação da brocha (afiada e sem fio de corte);
- Identificar a relação entre a tensão residual gerada no processo de usinagem e a variação dimensional durante o tratamento térmico do aço SAE 5120H.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Aço SAE 5120H

Por mais de um século, os aços são os materiais mais amplamente empregados na indústria. O fator principal para a longevidade de aplicação desse material é a ampla gama de propriedades e características que podem ser obtidas a custos baixos, devido à abundância de ferro na crosta terrestre e aos processos de fabricação altamente otimizados (COSTA; MEI, 2010).

Em geral, os novos materiais com características próximas ao aço possuem valor agregado mais elevado e o aço ainda possui a grande vantagem de ter suas características alteradas mediante tratamentos térmicos adequados a um baixo custo (OLIVEIRA *et al*, 2009).

De acordo com Costa e Mei (2010), os aços e ligas especiais tem sido classificado de diversas maneiras. São métodos comuns de classificação:

- classificação baseada em características do aço ou liga, como por exemplo por propriedades mecânicas e composição química.
- classificação baseada no emprego do aço ou liga, como por exemplo em aços para ferramentas e para construção mecânica.

O sistema de classificação brasileiro por composição química, sistema ABNT (NBR NM 87) é basicamente o mesmo usado pelo AISI (*American Iron and Steel Institute*) e pela SAE (*Society of Automotive Engineers*). Nesses sistemas (SAE/AISI), os aços são divididos em grupos principais e, dentro desses grupos, em famílias de características semelhantes. (COSTA; MEI, 2010).

Essas famílias são designadas por conjunto de algarismos, em geral quatro, conforme pode ser observado na figura 1, para os chamados aços carbono e aços baixa liga (CORRÊA, 2016).

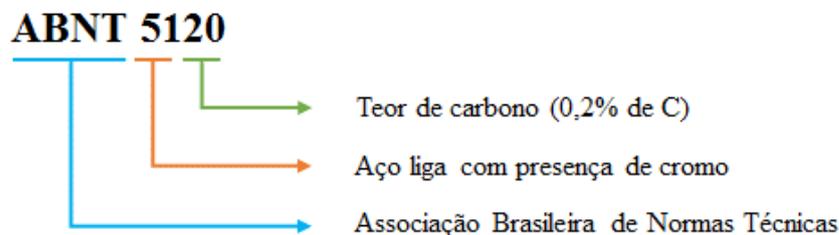
**Figura 1 – Nomenclatura dos aços**



Fonte: Corrêa (2016)

A figura 2, mostra um exemplo utilizando um aço baixa liga.

**Figura 2 – Classificação do aço**



Fonte: próprio autor

Na nomenclatura dos aços, são empregadas letras na classificação além dos algarismos. Uma das principais letras utilizadas como sufixo é o “H” (*hardenability*) que indica temperabilidade assegurada, de modo a distingui-los dos tipos correspondentes que não possuem exigências de endurecibilidade. Por exemplo, um aço 5120H é aquele com resposta ao tratamento térmico mais consistente que o 5120, e suas propriedades situam-se na parte superior da faixa de dureza do 5120 (CHIAVERINI, 2008 e COSTA; MEI, 2010).

O aço SAE 5120H é um aço-liga com baixo teor de carbono e cromo. É comumente realizado o endurecimento superficial desse material quando se deseja boa resistência ao desgaste e tenacidade (ALL METALS & FORGE GROUP, 2018).

Segundo All Metals & Forge Group (2018), o aço 5120H tem as seguintes propriedades:

- limite de resistência à tração: 650 à 880 MPa;
- densidade (20°C +/- 2°C): 7700 kg/m<sup>3</sup>;
- módulo de elasticidade longitudinal: 200000 MPa;

- coeficiente linear de expansão térmica (20°C de 100°C):  $10 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ;
- coeficiente de condutividade térmica (100°C +/- 2°C): 25 W/m.K;
- temperatura de fusão: 1450 à 1510°C;
- calor específico: 460 J/kg.K.

Além disso, é válido ressaltar algumas propriedades do aço 5120 (ALL METALS & FORGE GROUP, 2018):

- boa conformação à quente e à frio;
- boa soldabilidade, mas deve ser soldado previamente ao endurecimento superficial;
- boa usinabilidade, considerado uma das melhores ligas para usinagem na condição do aço normalizado;
- baixa resistência à corrosão.

O aço 5120H é aplicado para componentes altamente tensionados com seções transversais de tamanho médio, em especial na engenharia automotiva, como por exemplo: engrenagens, eixos de comando, eixos de engrenagens, buchas e bielas, parafusos, porcas e hastes de válvulas (ALL METALS & FORGE GROUP, 2018 e HAIHONG, 2016).

## **2.2. Usinagem**

### **2.2.1. Conceito e histórico do brochamento**

Brochamento consiste em remover material da superfície da peça de forma progressiva, pela ação ordenada dos fios de corte, dispostos em série, de ferramentas multicortantes. Este processo de usinagem é destinado ao corte de material para geometrias desejadas com altas taxas de remoção. Devido à sua característica de produção em curso único, que inclui do desbaste ao acabamento, o brochamento é considerado um processo autônomo (MEIER *et al.*, 2014 e SECCO *et al.*, [s.i]).

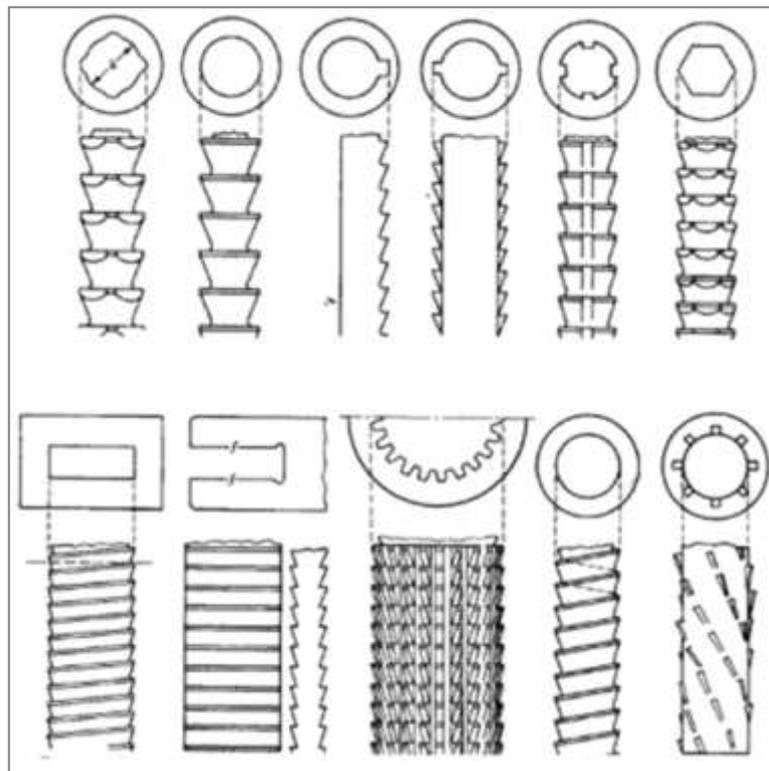
Segundo Andrade (2009), este processo de usinagem está em evolução por meio do desenvolvimento de novos materiais para as ferramentas de corte (aços sinterizados) e utilização de revestimentos para as ferramentas, de modo a propiciar o aumento da produtividade do processo e da vida útil da ferramenta. Além disso, o processo de

brochamento é estável e capaz de produzir peças com tolerâncias apertadas e rugosidades na faixa de  $R_y$  entre 8 e 10  $\mu\text{m}$ .

De acordo com Schneider (2001), existem dois tipos de brochamento: de superfície interna e de superfície externa.

As ferramentas de brochamento interno são usadas para ampliar e acabar contornos em furos previamente produzidos por outro processo, como fundição, forjamento ou perfuração. Em geral, nesse tipo de brochamento, as ferramentas são puxadas através da peça. Alguns exemplos de brochas de brochamento interno e geometrias produzidas por estas podem ser vistas na figura 3 (PAL, 2013).

**Figura 3 – Ferramentas e aplicações do brochamento interno**



Fonte: Adaptado Pal (2013)

O brochamento de superfície externa é um processo de usinagem concorrente à fresagem, conformação e aplainamento. Em geral, o brochamento é um processo superior aos demais em relação à produtividade e à qualidade das peças produzidas. As ferramentas de brochamento

externo podem ser puxadas e/ou empurradas através da peça e são usualmente produzidas em segmentos que são fixados em componentes da máquina (PAL, 2013).

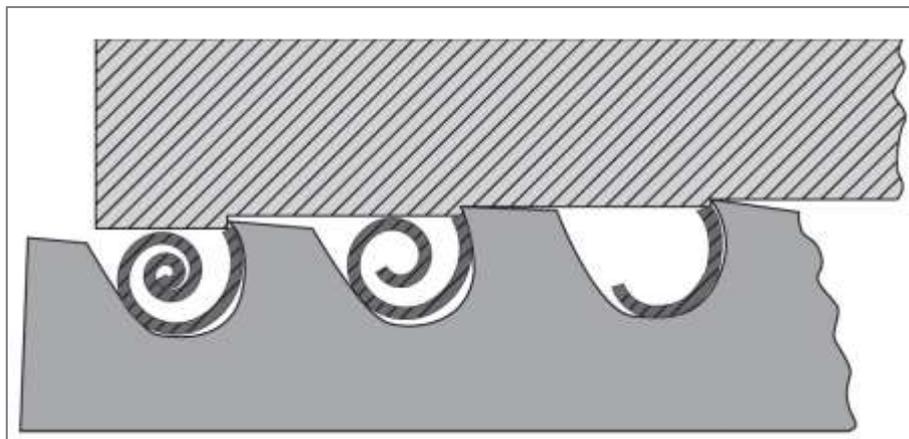
Segundo Ferraresi (1970), os fluidos de corte recomendados para o processo de brochamento, interno e externo, são para:

- aços: óleos emulsionáveis, óleos graxos-minerais cloro-sulfurados;
- aços inoxidáveis: óleos emulsionáveis, óleos graxos-minerais cloro-sulfurados;
- ferro fundido: óleos emulsionáveis, óleos graxos-minerais sulfurados ou à seco.

A medida que cada dente entra na peça, este corta uma espessura fixa de material, portanto, a espessura de cavaco produzida pelo brochamento é determinada pelo projeto da ferramenta de corte. A formação desse cavaco se dá em linha reta e progressivamente pela sucessão ordenada das arestas de corte (SCHNEIDER, 2001 e SECCO *et al.*, [s.i]).

Todo cavaco deve estar corretamente contido dentro da garganta do dente precedente como pode ser visto na figura 4. O tamanho da garganta é dependente do tipo cavaco que é uma função do material usinado e dos parâmetros de corte. Além do correto alojamento do cavaco, a afiação da ferramenta é um fator que reduz o esforço de corte (SCHNEIDER, 2001 e SECCO *et al.*, [s.i]).

**Figura 4 – Preenchimento do canal da brocha pelo cavaco**



Fonte: Schneider (2001)

De acordo com Pal (2013), algumas vantagens do processo de brochamento em relação aos demais processos de usinagem são:

- elevada taxa de produção, superior à fresagem e perfuração;
- alta precisão dimensional e bom acabamento superficial do produto;
- processo de desbaste e acabamento em único passe da ferramenta de corte;
- extremamente econômico para produção em larga escala.

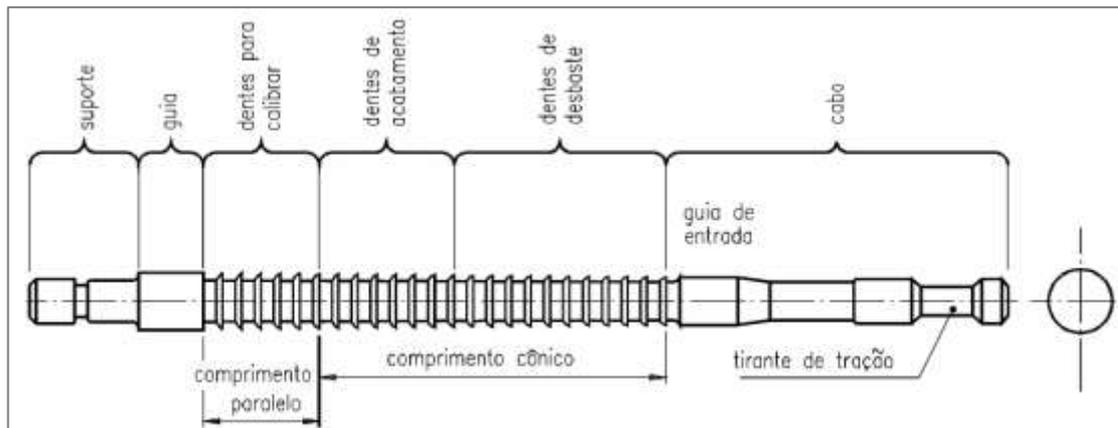
Em contrapartida, Pal (2013) cita algumas limitações desse processo como:

- utilização somente através de furos e superfícies previamente usinados e/ou conformados;
- velocidade de corte empregada no processo é limitada;
- defeitos ou danos nas arestas cortantes da ferramenta de corte afetam significativamente a qualidade do produto;
- projeto, fabricação e restauração das ferramentas de corte (brochas) são difíceis e onerosos;
- economicamente viável apenas para grandes volumes de produção.

### **2.2.2. Ferramentas de corte**

A ferramenta de corte do processo de brochamento é a brocha, sendo ela o item mais importante do processo. A brocha é uma ferramenta longa e reta com múltiplos dentes, na qual o diâmetro externo do dente cresce gradualmente. Cada dente da brocha remove apenas uma porção de material e a profundidade de corte total é distribuída por todos os dentes da ferramenta. A principal parte de uma brocha são mostradas na figura 5 (ANDRADE, 2009).

**Figura 5 – Principais partes de uma ferramenta de brochamento interno**



Fonte: Secco *et al.* ([s.i])

A brocha pode ser dividida em três seções distintas: desbaste, semi-acabamento e acabamento. A região de desbaste possui os dentes maiores, porém com menor diâmetro que os demais. Em um perfil cônico, os dentes subsequentes aumentam de diâmetro até a região de acabamento na qual todos os dentes são do mesmo tamanho (SCHNEIDER, 2001).

Após a confecção da ferramenta, o único parâmetro de processo passível de ser alterado é a velocidade corte. Os demais parâmetros de corte são dependentes da geometria da brocha, logo o projeto da ferramenta tem significativa importância no processo (ANDRADE, 2009).

A velocidade de corte, parâmetro alterável com o processo vigente, é determinada em função de vários fatores, como o material da peça e a profundidade de corte. Além disso, o perfil da aresta cortante e os ângulos de incidência de corte são determinantes na definição desse parâmetro de processo (SECCO *et al.*, [s.i]).

Segundo Secco *et al.* ([s.i]), existem dois tipos de brochadeiras:

- brochadeira horizontal: Apresenta a vantagem de possibilitar o trabalho com ferramentas de grande comprimento, sendo bastante utilizada na indústria mecânica. A montagem da brocha deve ser feita com cautela para evitar a flexão da ferramenta com seu próprio peso;
- brochadeira vertical: Devido a sua característica estrutural, é a mais utilizada quando não se dispõe de grande espaço físico.

### 2.2.2.1. Revestimento de ferramentas de corte

As primeiras informações acerca do uso de revestimentos em ferramentas de corte para usinagem são datadas a partir do ano de 1965, pelo fabricante de ferramentas Sandvik. Inicialmente, os revestimentos foram aplicados em ferramentas de aço rápido (HSS) e, posteriormente, em metal duro (COSTA, 2016).

Novos revestimentos ou novas técnicas de deposição garantem ferramentas mais produtivas, permitindo tempo de vida mais longo e velocidades de corte superiores as possíveis em ferramentas sem revestimento. Geralmente se encontra brocas, fresas, fresas caracol e segmentos de brochas de aço rápido revestido (MACHADO *et al.*, 2015).

A deposição de revestimentos em ferramentas de corte é uma tecnologia que visa alterar as propriedades da superfície, tais como as características químicas, magnéticas, eletrônicas, resistência mecânica e ao desgaste. É válido ressaltar que o principal objetivo da deposição de revestimentos é o aumento da vida útil das ferramentas (SANTOS; SALES, 2007).

Os revestimentos são um fator imprescindível na tecnologia atual de produção, na qual os ganhos com deposição de filmes são baseados na redução de atrito, redução de desgaste abrasivo e adesivo (MARTINS, 2016).

Dentre os processos existentes para deposição de filmes, os mais utilizados são CVD (*Chemical Vapor Deposition* ou Deposição Química de Vapor) e PVD (*Physical Vapor Deposition* ou Deposição Física de Vapor), pois estes trabalham com uma grande variedade de componentes, composição e estrutura, obtendo sucesso no revestimento de elementos com diversas formas e tamanhos (MARTINS, 2016).

O processo CVD ocorre por meio de reações químicas em temperaturas, em geral, entre 850 – 1050 °C. No entanto, as elevadas temperaturas de deposição são empecilhos significativos no revestimento de estruturas martensíticas. Para tais casos, como por exemplo, aços rápidos, tem-se utilizado o processo PVD que consiste em submeter as ferramentas a ambiente em vácuo e a gases que se vaporizam e se depositam em temperaturas na faixa de 400 – 600°C (MACHADO *et al.*, 2015 e TRENT; WRIGHT, 2000).

Os revestimentos são usados por diversos motivos que vão da estética de acabamento, proteção à oxidação, endurecimento da superfície à aumento da resistência ao desgaste (CIMM, 2018).

A atuação dos revestimentos ocorre de duas formas importantes:

- como barreira térmica entre o material de corte (ferramenta) e o material cortado (peça), reduzindo a quantidade de calor dissipada pelo substrato da ferramenta, proteção contra a difusão e resistência ao desgaste em altas temperaturas. Na superfície do revestimento não devem ocorrer interações químicas, mecânicas ou de tribologia com o material da peça (TÖNSHOFF, 1997).
- como camada lubrificante, reduzindo o coeficiente de atrito entre cavaco-ferramenta-peça, além de contribuir na redução do processo de adesão. Em alguns casos, ocorre a substituição do fluido refrigerante do processo pela deposição do filme na ferramenta de corte (MIRANDA, 2003 e TÖNSHOFF, 1997).

#### **2.2.2.1.1. Nitreto de Titânio**

O nitreto de titânio (TiN) é um dos revestimentos mais utilizados em ferramentas de corte. Sua utilização é recomendada para materiais mais dúcteis, tais como aços de baixo carbono e alumínio. Aplicado por deposição física de vapor (PVD), o TiN é um material cerâmico de cor dourada com dureza de 2.300 HV<sub>0,05</sub>. (KANZLER, 2009 e SILVA *et al.*, 2011).

As ferramentas de corte tratadas por esta técnica adquirem alta dureza e baixo desgaste por fricção que lhes conferem uma vida útil prolongada e bom desempenho de corte. Este revestimento é usado para brocas, machos de rosca, brochas e insertos (CIMM, 2018).

#### **2.2.2.1.2. Nitreto de Cromo-alumínio**

O nitreto de cromo-alumínio (AlCrN) é um revestimento de alto rendimento, isento de titânio. O AlCrN possui elevada resistência a oxidação e dureza a quente, ou seja, ótima resistência a abrasão e baixo coeficiente de atrito. Este revestimento é um material de cor cinza claro com dureza na faixa de 3200 HV<sub>0,05</sub> e com temperatura máxima de serviço de 1100°C (BALZERS, 2018).

As propriedades do nitreto de cromo-alumínio conferem a este produto uma incomparável resistência ao desgaste, tanto em condições normais como sob esforços mecânicos elevados, tais como velocidades de corte entre 210 e 410 m/min. Embora apresente excelentes resultados na usinagem à seco, sabe-se que a vida das ferramentas aumentam proporcionalmente com a aplicação de fluidos de corte (KANZLER, 2009 e LIN, *et al.*, 2007)

## **2.3. Tratamento térmico**

### **2.3.1. Carbonitretação**

A carbonitretação (ou nitrecarbonitretação) consiste em submeter-se o aço a temperaturas elevadas, superiores à temperatura de transformação austenítica, em uma atmosfera gasosa que fornece carbono e nitrogênio simultaneamente, os quais são absorvidos pela superfície do metal. Basicamente, a carbonitretação consiste na introdução de amônia na atmosfera gasosa carburizante (CHIAVERINI, 2008).

De acordo com Chiaverini (2008), a carbonitretação é um processo termoquímico no qual a atmosfera possui os seguintes constituintes:

- gás endotérmico: produzido pela decomposição de gás natural ou outro hidrocarboneto. Em geral, o gás é uma mistura de nitrogênio, hidrogênio e CO, com traços de metano, oxigênio, vapor de água e CO<sub>2</sub>. O gás endotérmico tem como função impedir a penetração de ar na câmara de aquecimento por meio da criação de uma pressão positiva na região. Outra importante função é diluir os gases mais ativos como hidrocarbonetos e amônia, de modo a tornar mais fácil o controle de processo;
- gás natural, propana ou butana: compõe a atmosfera do processo de carbonitretação com a função de fornecer a quantidade de carbono necessária para carbonetar a superfície do aço;
- amônia anidra (>99,9% de pureza): a dissociação da amônia forma o nitrogênio, responsável pela nitretação da superfície do aço. As atmosferas utilizadas na carboneteção dos aços são obtidas basicamente pela adição de 2% a 12% de amônia numa atmosfera previamente carburizante.

A carbonitreção é um processo misto de nitreção a gás com cementação a gás, logo é realizado em temperaturas intermediárias desses dois processos, 700°C e 900°C, respectivamente. Este processo produz uma menor distorção em relação à cementação gasosa tendo em vista que emprega temperaturas inferiores. É importante ressaltar que temperaturas mais baixas, como 700°C produzem camadas superficiais frágeis e ricas em nitrogênio, além de núcleos com baixa dureza. Outro inconveniente de temperaturas mais baixas é o risco de explosões no processo (CHIAVERINI, 2008 e SILVA *et al.*, 2011).

A carbonitreção tem como objetivo conferir ao aço uma camada dura e resistente ao desgaste com espessura de 0,07 a 0,70 mm. Esse processo termoquímico para aços carbono e baixa-liga tem duração que varia de 30 minutos até 6 horas, tempo inferior ao processo de cementação (CHIAVERINI, 2008 e SILVA *et al.*, 2011).

Os principais aços aplicados nesse processo são da série: 10xx, 11xx, 12xx, 13xx, 14xx, 15xx, 41xx, 46xx, 51xx, 61xx, 86xx e 87xx, com teores de carbono na faixa de 0,25%. Em alguns casos, porém, aços com até 0,50% C são utilizados (SILVA *et al.*, 2011).

Algumas considerações importantes sobre o processo de carbonitreção foram realizadas por Davies e Smith (1978):

- para temperaturas de 850°C, o nível de amônia deve ser de aproximadamente 3% para impedir a formação de porosidade sub-superficial;
- para atingir-se a máxima dureza superficial através do tratamento termoquímico, é necessária menor quantidade de carbono à medida que se adiciona nitrogênio à superfície;
- a adição de nitrogênio aumenta significativamente a dureza da camada endurecida para aços baixo-carbono.

Os componentes carbonitretados possuem aplicações limitadas quando comparados aos componentes cementados, sobretudo devido às limitações de profundidade superficial que são comparativamente inferiores. Em contrapartida, a resistência de uma superfície carbonitretada ao amaciamento durante o revenimento é superior à de uma superfície cementada à gás. Além disso, peças carbonitretadas apresentam maior resistência à fadiga e ao desgaste (CHIAVERINI, 2008 e SILVA *et al.*, 2011).

Segundo Chiaverini (2008), uma camada carbonitretada apresenta melhor temperabilidade que uma camada cementada. Desta forma, através da carbonitreção e têmpera subsequente de aços de menor custo, é possível obter propriedades equivalentes às obtidas pela cementação à gás de aços-liga.

### **2.3.2. Têmpera e Revenimento**

A têmpera consiste no aquecimento do aço visando sua austenitização (total para aços hipoeutetoides ou parcial para aços hiper-eutetoides) seguido de um resfriamento rápido em meio como óleo, água, salmoura ou mesmo ar. O resfriamento deve evitar a transformação da austenita nos seus produtos de decomposição a temperaturas mais altas (ferrita ou cementita + perlita), permitindo preferencialmente à sua transformação em martensita (SPECTRU, 2016).

Um dos principais problemas relacionados à têmpera está associado à baixa ductilidade e à baixa tenacidade do material após o tratamento térmico. A ductilidade reduz drasticamente a quase zero, inviabilizando a utilização do aço nestas condições, devido aos riscos de uma falha catastrófica. Este problema é corrigido por meio do revenimento, que é um tratamento térmico em que se faz o reaquecimento da peça temperada dentro de uma faixa de temperatura, geralmente entre 150°C e 600°C. As peças permanecem nesta faixa de temperatura durante um intervalo de tempo suficiente para que ocorram as transformações necessárias à recuperação de parte da ductilidade e tenacidade perdidas, sendo depois resfriadas até a temperatura ambiente. (OLIVEIRA *et al*, 2009).

## **2.4. Tensões residuais**

### **2.4.1. Conceito**

As tensões residuais são tensões em estado de equilíbrio existentes em materiais sobre condições de temperatura uniforme. Sabe-se, principalmente, que não há materiais e componentes livres de tensões residuais. Estas tensões são produzidas quando as regiões de um material sofreram deformação elástica ou plástica não homoganeamente de maneira a gerar incompatibilidades permanentes do estado de deformação do material (MACHERAUCH, 1987).

Praticamente todas as operações de manufatura introduzem tensões residuais em diferentes níveis como, por exemplo: usinagem, fundição, jateamento, forjamento, laminação, estampagem, tratamentos termofísicos, tratamentos termoquímicos, soldagem são processos que produzem tensões residuais (PITELLA, 2003).

Em algumas situações, observa-se que a tensão residual pode ser introduzida após a fabricação do componente, como na instalação e procedimento de montagem. Além destes exemplos, reparos ou modificações em serviço podem ser possíveis causas da geração de tensões residuais. Os mecanismos básicos que originam as tensões residuais podem ser classificados como mecanismos de (PITELLA, 2003):

- deformação mecânica diferencial;
- contração ou expansão térmica diferencial;
- variações volumétricas devido à transformação de fase do material;
- variações volumétricas devido à diversificação de microconstituintes;
- desigualdades estruturais em uniões mecânicas;

#### **2.4.2. Tipos de tensão residual**

Nos materiais e componentes, pode existir uma grande variedade de estados de tensão residual devido a vários tratamentos tecnológicos e processos de fabricação, podendo ser dividido em três principais tipos: tensões residuais macroscópicas, microscópicas e sub-microscópicas, detalhados a seguir (MACHERAUCH, 1987):

- tensões residuais macroscópicas ou do Tipo I: são praticamente homogêneas ao longo de grandes áreas, ou seja, através de vários grãos de um material. Tensões residuais do Tipo I estão em equilíbrio sobre o volume do material e cada interferência no seu equilíbrio de forças e momentos, irá alterar as suas dimensões.
- tensões residuais microscópicas ou do Tipo II: são quase homogêneas nas áreas microscópicas, ou seja, um grão ou partes de um grão de um material. São equilibradas através de um número suficiente de grãos. Caso ocorra perturbações distintas do equilíbrio em volumes contendo tensões residuais do Tipo II pode-se observar mudanças macroscópicas das dimensões.

- tensões residuais sub-microscópicas ou do Tipo III: são não homogêneas nas áreas sub-microscópicas de um material, ou seja, nas distâncias atômicas dentro de um grão. São equilibradas através de pequenas partes de um grão e se o equilíbrio de tensões for perturbado, não ocorrerão alterações macroscópicas das dimensões do material.

Para efeito prático do estudo das deformações macroscópicas e tensões residuais em peças tratadas termicamente, apenas tensões residuais do Tipo I são consideradas (ECHEVERRI, 2012).

### 2.4.3. Métodos de medição tensão residual

Sabendo-se dos efeitos da tensão residual sobre o desempenho dos materiais, tornou-se fundamental o seu monitoramento de modo que alguns métodos foram desenvolvidos para medição de tensão residual nos componentes em análise. É importante ressaltar que os modelos desenvolvidos para análise dos dados experimentais de tensão residual, assumem algumas hipóteses (ALVES, 2014 e PITELLA, 2003):

- a) Material é isotrópico;
- b) Não há introdução de novas tensões pela técnica de medição;
- c) Existência de campo de tensões localmente uniforme;
- d) Assume-se, em geral, a existência de estado plano de tensões no ponto de medição.

Existem vários métodos de medir tensões residuais e o emprego de um específico método de medição de tensões residuais depende de vários fatores, como (PITELLA, 2003):

- a) Natureza do campo de tensões residuais;
- b) Tempo disponível para a medição;
- c) Incerteza requerida;
- d) Extensão da região de interesse (superficial, sub-superficial ou no volume total do material).

Os métodos possuem seu domínio de aplicação bem delimitado e dependente do problema. Classifica-se as principais técnicas para determinação da tensão residual como semidestrutivas, destrutivas e não-destrutivas (SOUSA, 2012)

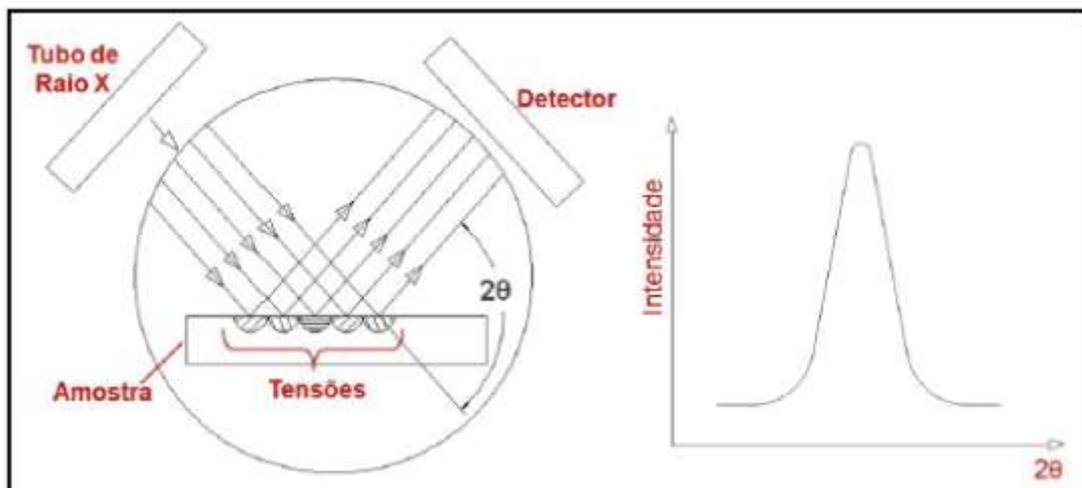
As semidestrutivas e destrutivas estão relacionadas à alteração do estado de equilíbrio das tensões residuais, causando alívio das tensões na região de análise. Visam medir a deformação causada pelo alívio, e geralmente utiliza modelos matemáticos para auxiliar na determinação das tensões residuais. Os métodos de furo cego e remoção de material são classificados como semidestrutivos e destrutivos, respectivamente (SOUSA, 2012).

Os métodos não-destrutivos caracterizam-se por medir as variações de parâmetros físicos ou cristalográficos do material em análise, quando estes estão sob ação de tensões residuais. Os principais métodos não-destrutivos são difração de raio-X e difração de nêutrons (SOUSA, 2012).

#### 2.4.3.1. Por difração de raios-X

O método de medição de tensão residual não destrutivo mais utilizado é o método de difração de raios-X. A medição da tensão residual por este método ocorre através da deformação no cristal do agregado policristalino, se comparado aos parâmetros de rede do cristal do material não deformado. Quando um feixe de raios-X é dirigido para superfície de um corpo, parte desses raios é absorvida pelos átomos enquanto outra parte é refletida em todas as direções da área irradiada. O método mede basicamente a intensidade máxima de raios difratados para um determinado ângulo de varredura, como pode ser visto na figura 6 (SOUSA, 2012).

**Figura 6 – Incidência dos raios X e intensidade do raio difratado para um  $2\theta$**



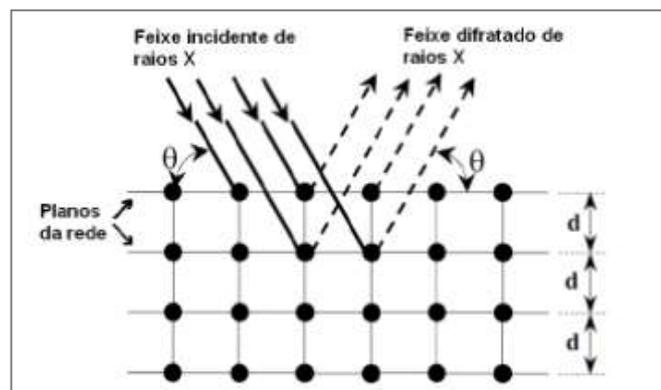
Fonte: Sousa (2012)

É possível relacionar o ângulo  $2\theta$  experimental com a distância interplanar ( $d$ ) e o comprimento de onda ( $\lambda$ ) a partir da lei de Bragg. Sabe-se que existem duas maneiras de determinar o parâmetro de rede (ECHEVERRI, 2012).

- pela varredura  $2\theta$  com comprimento de onda fixo e a medição do ângulo de difração;
- pela varredura  $\lambda$ , onde o ângulo de difração é constante e o comprimento de onda é variado.

Conforme Echeverri (2012), a técnica de difração de raios-X é geralmente restrita ao método de varredura  $2\theta$ , conforme figura 7, tendo em vista que a utilização de comprimento de onda constante está relacionada ao tipo de anodo em operação.

**Figura 7 – Espalhamento segundo a lei de Bragg**



Fonte: Echeverri (2012)

As tensões residuais podem ser calculadas comparando-se os espaçamentos medidos no material com diferentes tensões residuais com uma amostra livre de tensões. Para materiais livres de tensões, a distância interplanar é padrão ( $d_0$ ), enquanto para materiais sob tensão, a distância interplanar sofre variações de acordo com a lei de Hooke, com a variação de  $\varphi$  (inclinação do plano de difração e o plano da amostra) e da tensão aplicada. (ECHEVERRI, 2012).

A tensão residual é calculada a partir das equações de deformação que correlacionam tensão e deformação no regime elástico. Segundo o modelo do estado plano de tensão apresentado por Sousa (2012), considera-se duas tensões principais,  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  e uma deformação normal  $\varepsilon_{\phi\psi}$ .

De acordo com Sousa (2012), o modelo é apresentado pelas equações (1) até (6):

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \left[ \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \alpha_1^2 + \sigma_2 \alpha_2^2) \right] - \left[ \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (1)$$

sendo:

$$\alpha_1 = \cos\phi \cdot \text{sen}\psi \quad e \quad \alpha_2 = \text{sen}\phi \cdot \cos\psi \quad (2)$$

Substituindo-se obtém-se a equação (3):

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \left[ \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2\phi + \sigma_2 \text{sen}^2\phi) \text{sen}^2\psi \right] - \left[ \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (3)$$

onde  $\psi$  e  $\phi$  são os ângulos polares e azimutais. A componente média da tensão,  $\sigma_\phi$ , pode ser expressa pela equação (4) (ECHEVERRI, 2012):

$$\sigma_\phi = \sigma_1 \cos^2\phi + \sigma_2 \text{sen}^2\phi \quad (4)$$

Substituindo-se a equação (4) em (3), tem-se a equação (5):

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \left[ \frac{1+\nu}{E} (\sigma_\phi) \text{sen}^2\psi \right] - \left[ \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (5)$$

Derivando-se  $\varepsilon_{\Phi\Psi}$  da equação (5) em relação à  $\text{sen}^2\psi$  com a derivada da lei de Bragg em função de  $2\theta$ , que equivale a:  $\Delta d/d = -\cot\theta (\Delta 2\theta/2)$ , obtém-se a equação (6) (ECHEVERRI, 2012):

$$\sigma_\phi = \frac{E}{2(1+\nu)} \cot\theta \frac{\Delta 2\theta}{\text{sen}^2\psi} \quad (6)$$

A equação (6) relaciona as mudanças na posição angular e as tensões medidas pela difração de raio-X. Deste modo, para determinar qualquer componente de tensão é necessário medir os ângulos de difração correspondentes às reflexões dos planos com normais caracterizadas pelo ângulo  $\psi$ , onde a variações deste ângulo se realiza por inclinações da superfície amostral em relação ao feixe de raios X incidente. Para obter resultados mais precisos, é necessário que a medição de  $\theta$  ocorra para mais de duas posições de  $\psi$ . Deste modo, os valores angulares de  $\theta_n$  correspondentes a cada ângulo  $\psi_n$  são plotados em função de  $\text{sen}^2\psi$  (ECHEVERRI, 2012).

### 3. MATERIAIS e MÉTODOS

#### 3.1 Material

O material dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios de análise dimensional, tensão residual, dureza e análise química foi o aço SAE 5120H. A composição química desse aço é descrita na tabela 1.

**Tabela 1 – Composição química (em %) do aço SAE 5120H**

Elemento	C	Mn	Cr	Si	Cu	S	P <sub>máx</sub>	Al
% em peso	0,15	1,00	0,80	0,15	0,00	0,020	0,035	0,020
	-	-	-	-	-	-	máx	-
	0,21	1,30	1,10	0,35	0,30	0,040		0,050

Fonte: Açovisa (2018)

Os procedimentos adotados para o desenvolvimento deste trabalho foram realizados em uma empresa e estão resumidos no fluxograma da figura 8. As etapas de controle 0, 1 e 2 foram três diferentes fases em que se realizou ensaios não-destrutivos e ensaios destrutivos visando avaliar as alterações macroscópicas e microscópicas nos corpos de prova devido às etapas de processamento de brochamento e forno contínuo. Os ensaios realizados serão descritos posteriormente.

**Figura 8 – Fluxograma de desenvolvimento do trabalho**



Fonte: próprio autor

### 3.2 Processamento dos corpos de prova

A amostra de referência para o desenvolvimento deste trabalho foi obtida de componentes semi-usinados por torneamento, conforme figura 9.

**Figura 9 – Amostra de referência semi-usinada**



Fonte: próprio autor

Uma amostra foi caracterizada visando obter as características básicas quanto à dimensão, dureza, composição química e tensão residual previamente à etapa de brochamento. A caracterização dessa amostra de referência foi a etapa de controle 0.

#### 3.2.1 Usinagem dos corpos de prova

As amostras descritas no tópico anterior foram usinadas utilizando o equipamento Brochadeira Varinelli/96 com os seguintes parâmetros de corte de usinagem e lubri-refrigeração.

- Velocidade de corte ( $VC = m/min$ ): 8,5 m/min;
- Fluido lubri-refrigerante: Castrol Syntilo 9954;
- Lubri-refrigeração por jorro.

Esta operação de usinagem consiste em brochar o perfil interno da amostra gerando um perfil com 25 dentes, como pode ser visto na figura 10.

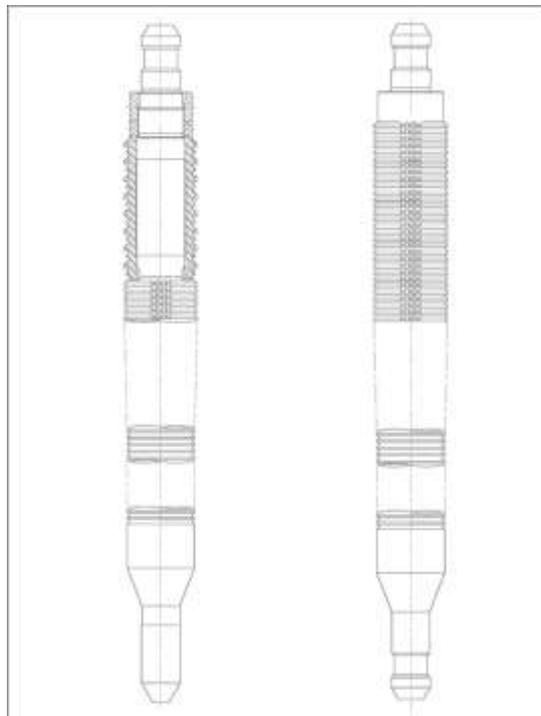
**Figura 10 – Amostra após brochamento do perfil interno**



Fonte: próprio autor

A ferramenta de corte utilizada foi uma brocha com diâmetro de 79,25 mm e vida útil de aproximadamente 12000 peças usinadas entre uma afiação e outra afiação posterior. Na figura 11 têm-se uma imagem ilustrativa da ferramenta de corte.

**Figura 11 – Imagem ilustrativa das brochas**



Fonte: próprio autor

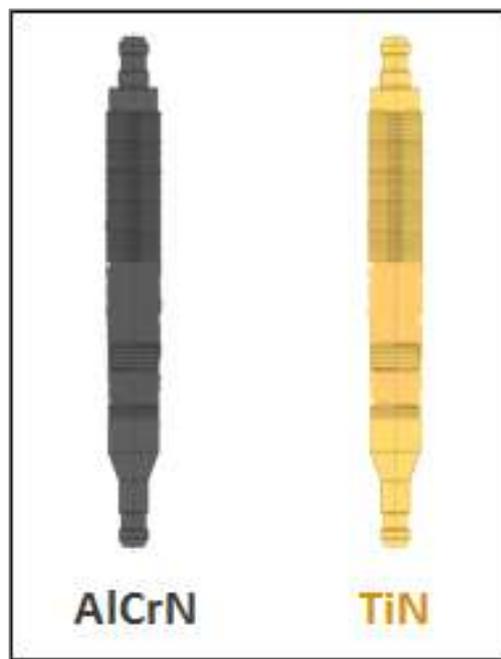
As condições estudadas neste trabalho foram obtidas combinando duas variáveis da ferramenta de corte: revestimento da ferramenta e condição de afiação da ferramenta.

- **Revestimento da ferramenta de corte:**
  - Revestimento de TiN (Nitreto de Titânio);
  - Revestimento de AlCrN (Nitreto de Cromo-Alumínio).
  
- **Condição de afiação da ferramenta de corte:**
  - Brocha afiada: amostras coletadas entre as primeiras 150 peças produzidas após a afiação;
  - Brocha sem fio de corte: amostras coletadas após 11500 peças produzidas após a afiação.

Na figura 12, é possível observar uma imagem ilustrativa dos dois tipos de revestimento da brocha utilizados neste estudo, no qual o revestimento de TiN possui cor amarela e o revestimento de AlCrN possui cor cinza. É válido ressaltar o coeficiente de atrito (a seco) dos dois revestimentos em oposição ao aço, conforme especificação do fabricante.

- Coeficiente de atrito do TiN com o aço: ~0,6;
- Coeficiente de atrito do AlCrN com o aço: ~0,35;

**Figura 12 – Revestimentos de AlCrN e TiN**



Fonte: próprio autor

A matriz de experimentos foi feita com base em doze corpos de prova, divididos em quatro condições distintas, conforme tabela 2. Desta forma há 3 corpos de prova para cada condição.

**Tabela 2 – Matriz de experimentos**

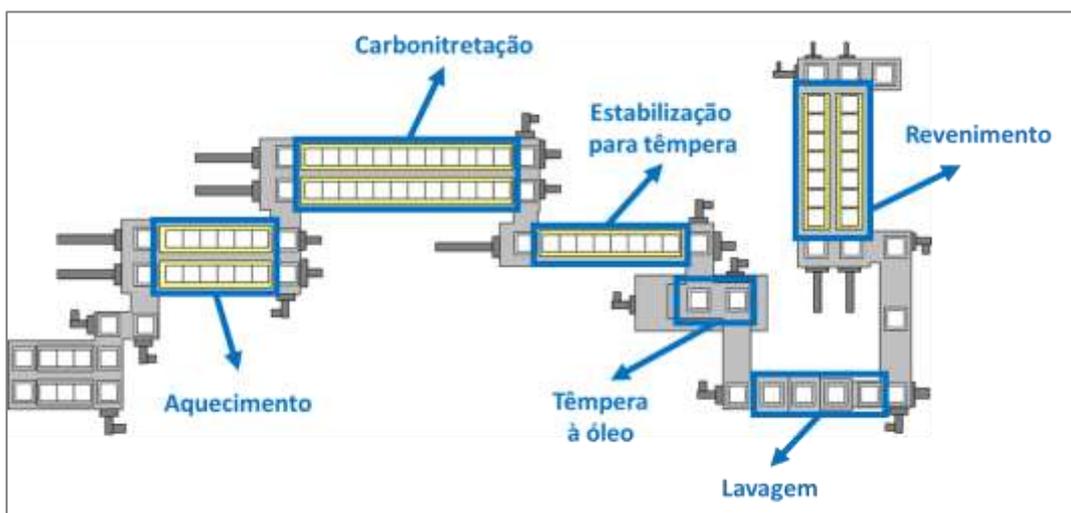
Condição	Afição da ferramenta	Revestimento da ferramenta
1	Brocha Afiada	TiN
2	Brocha sem fio de corte	TiN
3	Brocha Afiada	AlCrN
4	Brocha sem fio de corte	AlCrN

Fonte: próprio autor

### 3.2.2 Tratamento térmico dos corpos de prova

Após a etapa de usinagem, os corpos de prova foram submetidos ao forno contínuo convencional do fabricante Aichelin ano 1997 para a etapa de carbonitretação, têmpera à óleo, lavagem e revenimento, conforme figura 13.

**Figura 13 – Desenho esquemático do layout do forno contínuo**



Fonte: próprio autor

O processamento no forno contínuo visa endurecer os corpos de prova após a realização do tratamento térmico de têmpera. Na figura 14 é exibido o corpo de prova temperado e revenido.

**Figura 14 – Amostra após forno contínuo**



Fonte: próprio autor

As variáveis de processo desta etapa do estudo são constantes para as quatro condições e são descritas detalhadamente nos tópicos abaixo. É válido ressaltar que os parâmetros de processo no forno contínuo são um padrão de processo dentro da empresa visando realizar o tratamento térmico de diferentes componentes metálicos no mesmo forno.

▪ **Aquecimento:**

- Temperatura de aquecimento: 890 °C (+20 / -80°C);
- Tempo de aquecimento: 84 minutos.

▪ **Carbonitreção:**

- Temperatura de carbonitreção: 880 °C ± 20°C;
- Tempo de carbonitreção: 156 minutos;
- Presença de CO<sub>2</sub>: 0,18% à 0,23%;
- Volume de amônia: 2% à 4%;

▪ **Estabilização para têmpera:**

- Temperatura: 840 °C ± 20°C;
- Tempo: 120 minutos;
- Presença de CO<sub>2</sub>: 0,30% à 0,38%;

- **Têmpera:**
  - Óleo de têmpera: MecaFluid T135;
  - Temperatura do óleo de têmpera:  $100^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$ ;
  - Tempo de resfriamento:  $4 \pm 2$  minutos;
- **Lavagem:**
  - Desengraxante: Gardo TP 10487;
  - Concentração do desengraxante:  $\geq 1\%$ ;
  - Temperatura de lavagem e enxague:  $65^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ ;
  - Temperatura de secagem:  $100^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ;
  - Tempo de lavagem: 60 minutos;
- **Revenimento:**
  - Temperatura de revenimento:  $150^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$ ;
  - Tempo de revenimento: 96 minutos.

### 3.1. Caracterização dos corpos de prova

As amostras em estudo foram caracterizadas em três etapas de controle distintas visando mensurar a influência das variáveis durante as etapas de usinagem e tratamento térmico do aço SAE 5120H. Neste caso, para cada uma das etapas de controle foram realizados ensaios não-destrutivos (análise dimensional) e ensaios destrutivos (tensão residual, dureza e espectroscopia) em função do estado e termos de condição de usinagem e de tratamento térmico.

- **Etapa 0:** Antes da operação de usinagem por brochamento, conforme figura 9. Nesta etapa, realizou-se os ensaios destrutivos (tensão residual, dureza e espectroscopia) em uma amostra de referência.
- **Etapa 1:** Após operação de usinagem (brochamento do perfil interno), conforme figura 10. Foram realizados todos os ensaios destrutivos e não-destrutivos deste estudo nas amostras desta etapa.

- **Etapa 2:** Após forno contínuo (carbonitreção, têmpera à óleo e revenimento), conforme figura 14. De forma análoga à etapa 1, os corpos de prova desta etapa foram submetidos aos ensaios não-destrutivos (análise dimensional) e aos ensaios destrutivos (tensão residual, dureza e espectroscopia).

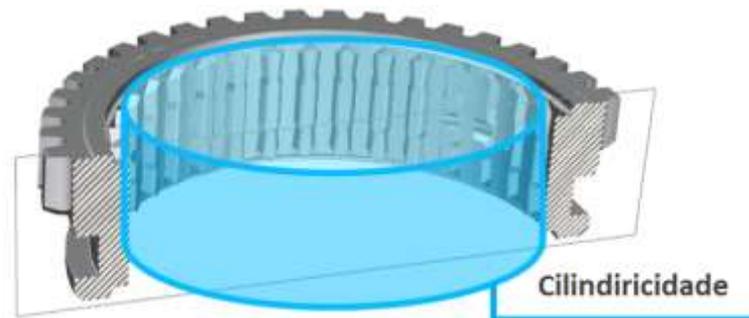
### 3.3.1. Análise dimensional

O primeiro ensaio realizado nas etapas de controle 1 e 2 foram os testes dimensionais no Tridimensional ZeissAccura 570. Este ensaio visou avaliar a distorção dimensional (%) sofrida pelos corpos de prova durante a etapa de tratamento térmico no forno contínuo. Foram avaliadas as seguintes características dimensionais:

- Diâmetro interno superior;
- Diâmetro interno inferior;
- Circularidade do diâmetro interno superior;
- Circularidade do diâmetro interno inferior;
- Cilindricidade.

Por meio de um desenho esquemático do corpo de prova em corte, é possível visualizar a medição de cilindridade conforme figura 15.

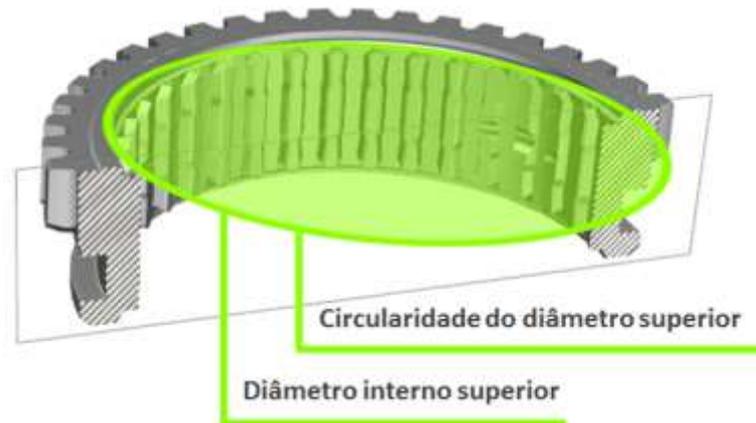
**Figura 15 – Medição de cilindridade**



Fonte: próprio autor

Segundo a mesma visão tridimensional em corte, observa-o local de medição do diâmetro superior e da circularidade do diâmetro superior, conforme figura 16.

**Figura 16 – Medição de diâmetro e circularidade superior**



Fonte: próprio autor

Já na figura 17, é possível observar aonde ocorre a medição do diâmetro inferior e da circularidade do diâmetro inferior nos corpos de prova.

**Figura 17 – Medição de diâmetro e circularidade inferior**



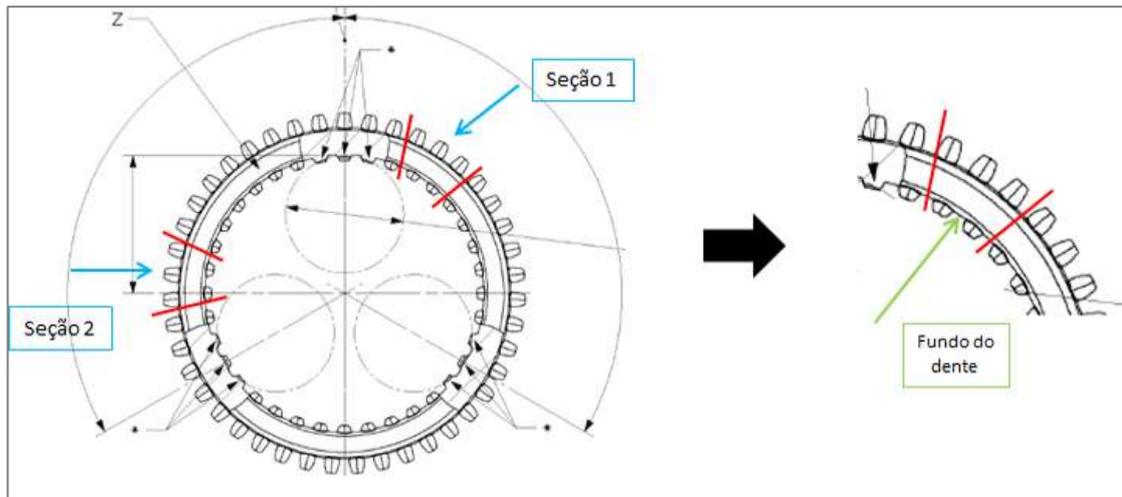
Fonte: próprio autor

### **3.3.2. Preparação dos corpos de prova para os ensaios destrutivos**

Posteriormente à análise dimensional, foram realizados ensaios destrutivos devido à natureza do ensaio (espectroscopia) ou devido à necessidade de corte do corpo de prova para adequação da amostra ao equipamento de caracterização (tensão residual e dureza).

As amostras foram seccionadas conforme a figura 18. Foram realizados cortes em duas regiões (seção 1 e seção 2) distintas dos corpos de prova visando realizar uma réplica de cada ensaio. Cada seção foi cortada com largura de aproximadamente 14 mm e o corte não influenciou nos resultados dos ensaios de tensão residual, dureza e análise química.

**Figura 18 – Imagem ilustrativa das seções cortadas**



Fonte: próprio autor

### 3.3.3. Medição de tensão residual por DRX

A tensão residual no fundo do perfil dentado conforme figura 19 foi analisada usando a técnica de difração de raios-X de acordo com o método  $\sin^2\psi$ . É válido ressaltar que a medição foi realizada no fundo do dente após a realização de um pré-teste no qual observou-se que a tensão residual no topo do dente não possui variações significativas sob diferentes condições.

**Figura 19 – Pontos de medição de tensão residual no fundo do dente (a) e (b)**



(a) Etapa de controle 0



(b) Etapas de controle 1 e 2

Fonte: próprio autor

Cada condição do estudo teve duas amostras (seção 1 e seção 2) analisadas pelo difratômetro StressX, do fabricante GNR. Cada amostra teve 3 pontos medidos, logo para cada condição do estudo obteve-se seis medições de tensão residual, submetidas a métodos estatísticos para aumentar a confiabilidade do estudo. Os parâmetros utilizados no ensaio são listados abaixo:

- **Radiação:** Tubo de Cromo;
- **Comprimento de onda do tubo  $K\alpha_1$ :** 2,2897 Angstroms;
- **Tensão aplicada:** 25 kV;
- **Corrente:** 5 mA;
- **Ângulos:** -40, -30, -20, -10, 0, 10, 20, 30, 40;
- **Ângulo de referência  $2\Theta$ :** 155°;
- **Filtro:** Vanádio;
- **Colimador:** 1mm;
- **Tempo de análise:** 45s;

O teste foi realizado segundo a indicação do fabricante do equipamento para aços ferríticos, de estrutura cristalina cúbica, cujo  $\{hkl\}$  é  $\{211\}$ .

### 3.3.4. Espectroscopia por emissão óptica

Para a análise química dos corpos-de-prova, foram ensaiadas uma amostra de cada etapa de controle (0,1 e 2) no equipamento espectrômetro de emissão óptica OES-5500II da fabricante Shimadzu. Cada amostra foi ensaiada duas vezes conforme pode ser visto na figura 20.

**Figura 20 – Espectroscopia por emissão óptica**



Fonte: próprio autor

O equipamento utiliza uma mesa de excitação purgada com argônio, na qual o argônio tem um grau de pureza analítico de 99,999. A pressão do gás utilizada é de 4 bar e o fluxo, de aproximadamente 7 l/min durante as etapas de pré-integração e medição. O eletrodo utilizado para o centelhamento foi de tungstênio e o tempo de medição foi de 4 segundos.

### **3.3.5. Ensaio de dureza Rockwell**

O ensaio de dureza Rockwell foi realizado no equipamento Officine Galileo Mod. A200 sobre todos os corpos de prova em estudo, sendo a leitura da medição obtida diretamente no visor do aparelho. Este ensaio de dureza visou avaliar a influência das variáveis da ferramenta de corte na dureza dos corpos de prova. A medição consistiu em penetrar em duas etapas na superfície de cada corpo de prova, de modo que a distância entre os centros de duas impressões vizinhas ou de uma impressão até a borda da amostra fosse  $\geq 3,0$  mm. Desta forma, em cada condição de estudo foram realizadas 4 medições de dureza (duas medições para a seção 1 e duas medições para a seção 2).

Nas etapas de controle 0 (amostra – referência) e 1 (após usinagem), foi medida a dureza Rockwell B, indicada para aços não temperados, ou seja, com menor dureza. Utilizou-se um penetrador constituído de esfera de diâmetro de 1,5857 mm (ou 1/16 polegadas)  $\pm 0,0035$  mm. A pré-carga foi de 10 Kg e a carga principal foi de 100 Kg.

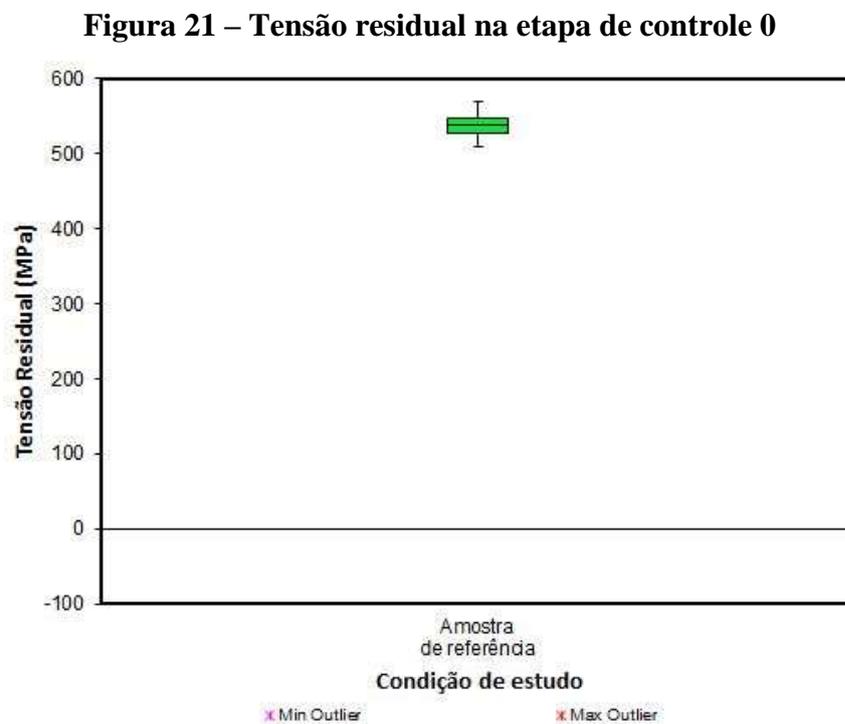
Na etapa de controle 2 (após forno contínuo), foi medida a dureza Rockwell C, recomendada para aços temperados e cementados, logo, com maior dureza. O penetrador utilizado foi de diamante com a ponta em forma de cone circular reto e ângulo do vértice igual a  $120^\circ \pm 30'$  e raio de 0,2 mm.

## 4. RESULTADOS

### 4.1 Tensão residual por difração de raios-X (DRX)

Os resultados de tensão residual obtidos pela técnica de difração de raios-X foram tratados estatisticamente e serão representados nas figuras 21 à 24 por meio de gráficos Box-Plot.

A figura 21 exemplifica o resultado obtido de tensão residual para a amostra de referência, na etapa de controle 0, sem a execução da usinagem por brochamento e do tratamento térmico de têmpera.

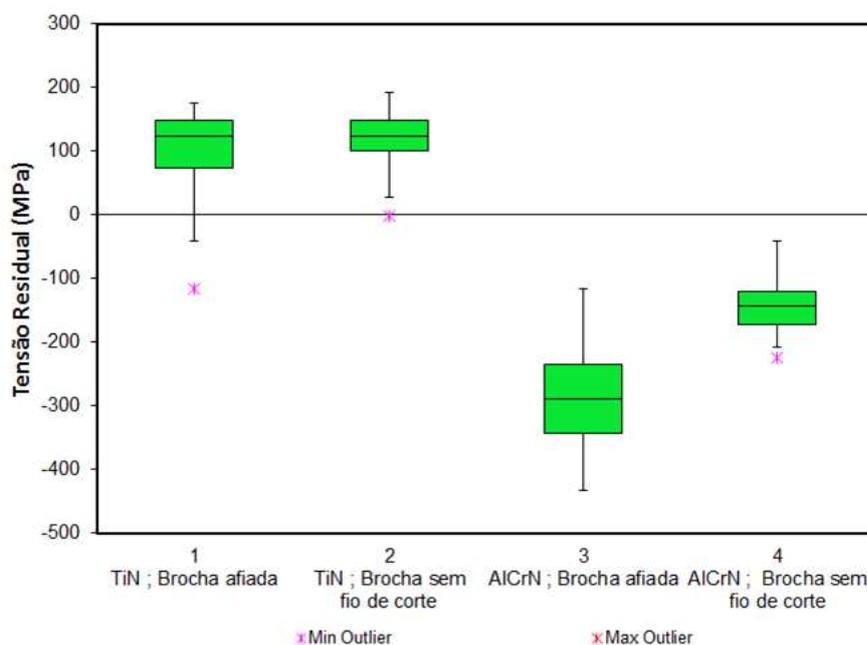


Fonte: próprio autor

A amostra de referência é um corpo de prova semi-usinado pela técnica de torneamento. O valor de tensão residual superficial de tração encontrado é coerente com o trabalho de Salio, Berruti e Poli (2006).

Os valores de tensão residual dos corpos de prova na etapa de controle 1 (após usinagem por brochamento e sem execução de tratamento térmico) podem ser vistos na figura 22.

**Figura 22 – Tensão residual na etapa de controle 1**



Fonte: próprio autor

É possível observar que as amostras usinadas com brochas de revestimento TiN obtiveram tensão residual de tração e com distribuições similares. Em contrapartida, as amostras usinadas com ferramenta de corte revestida com AlCrN apresentaram tensão residual de compressão e maior dispersão.

Outeiro, Dias e Jawahir (2006) observaram que para a usinagem do aço SAE 1045 sob os mesmos parâmetros de corte, as forças de corte são ligeiramente maiores para a ferramenta não revestida e, portanto, essa ferramenta gera maior energia térmica total durante a usinagem em relação a ferramenta com revestimento. Esse resultado se deve provavelmente às condições de fricção entre peça e ferramenta menos severas ao realizar a usinagem com a ferramenta revestida.

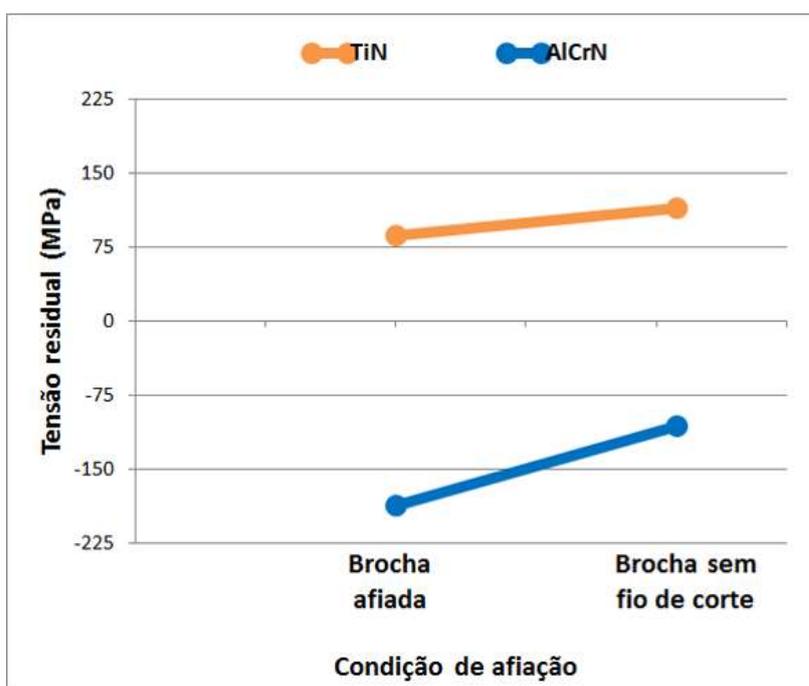
De forma análoga aos resultados encontrados por Outeiro, Dias e Jawahir (2006), o revestimento de TiN possui maior coeficiente de atrito com o aço (0,60) em relação ao revestimento de AlCrN (0,35), logo as forças de corte e as condições de fricção são mais severas para a usinagem por brochas revestidas de TiN. Como consequência, a energia térmica total de maior magnitude gerada pela ferramenta revestida de TiN, justifica as tensões residuais mais positivas (de tração) nas amostras usinadas por brochas revestidas de TiN (condições de estudo 1 e 2) em relação ao outro revestimento.

Com relação à variação dos valores de tensão residual entre as amostras usinadas com brochas revestidas de TiN e AlCrN, é possível identificar a partir da figura 22 que o desvio-padrão das condições de estudo 2 e 4, ou seja, amostras usinadas por brocha sem fio de corte foi de aproximadamente  $\pm 66$  MPa enquanto para as condições de estudo 1 e 3, ou seja, brochas afiadas para os dois tipos de revestimento de brocha, o desvio-padrão foi de aproximadamente  $\pm 110$  MPa.

Desta forma, percebe-se que a variação dos valores medidos de tensão residual é menor à medida que se aumenta o tempo de uso da ferramenta para a usinagem do aço SAE 5120H, ou seja, à medida que a ferramenta vai perdendo seu fio de corte. Esse resultado depende não só das condições adotadas para a realização do ensaio que identificou os valores de tensão residual, assim como das respectivas amostras, as quais foram preparadas de modo adequado à execução desse ensaio, como consta no item 3.3.3.

Na figura 23 é possível observar o comportamento da tensão residual à medida que se varia a condição de afiação da ferramenta de corte. As linhas de tendência são traçadas a partir da média de tensão residual para cada condição.

**Figura 23 – Média de tensão residual x Condição de afiação**

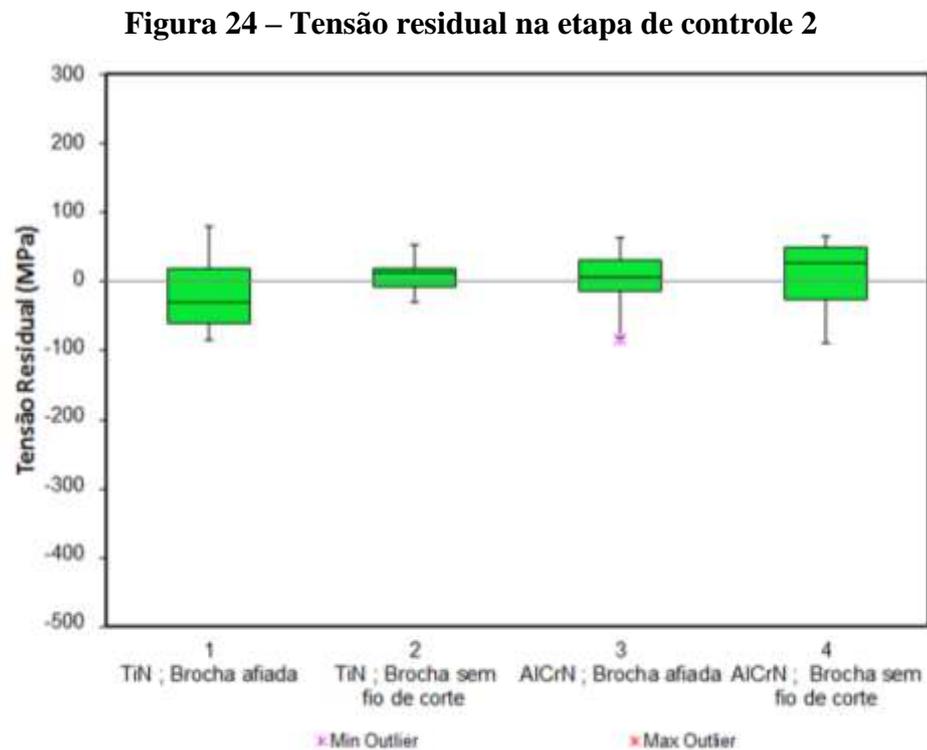


Fonte: próprio autor

Conforme destacado, na figura 23, é possível observar para os dois revestimentos, TiN e AlCrN, que a magnitude do valor da tensão residual aumenta à medida que a ferramenta de corte vai perdendo o fio de corte, ou seja, à medida que a mesma é usada. Além disso, pode-se notar que o aumento de tensão residual com o tempo de uso da ferramenta é maior para a brocha revestida com AlCrN.

Liu, Takagi e Tsukuda (2004) concluíram em relação à influência do desgaste da ferramenta sobre a tensão residual gerada na superfície usinada que quanto maior o desgaste, mais positiva é a tensão residual encontrada na peça. Este fenômeno ocorre, pois, as tensões residuais de tração são causadas pelos impactos térmicos devido à fricção e a deformação plástica. De forma análoga, à medida que a ferramenta perde seu fio de corte, aumenta-se a fricção entre peça e ferramenta, e conseqüentemente, favorece o surgimento de tensões residuais de tração.

Por fim, observa-se ver na figura 24, os resultados de tensão residual dos corpos de prova na etapa de controle 2 (após tratamento térmico com uso de forno contínuo).



Fonte: próprio autor

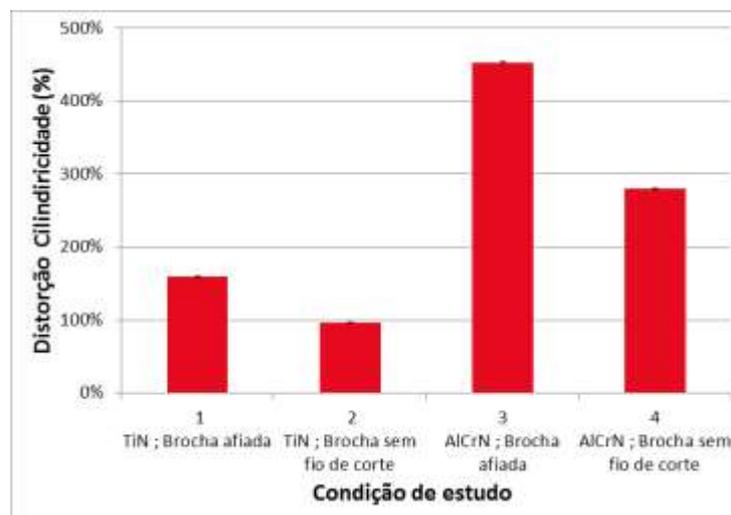
Após o forno contínuo, os corpos de prova das quatro condições de estudo apresentaram tensões residuais similares e próximas de zero, como exposto na figura 24. O resultado encontrado nessa etapa de controle é coerente tendo em vista que as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de revenimento, cujo objetivo foi restaurar parte da tenacidade do material que foi reduzida com a execução do tratamento térmico de têmpera à óleo, além de contribuir para o alívio de tensões residuais por meio da expansão e contração mais uniforme. Logo, é possível afirmar que o forno contínuo cumpriu sua função no âmbito das tensões residuais nas amostras processadas e que as variáveis deste estudo (revestimento da brocha e condição de afiação da brocha) não influenciaram os resultados na etapa de controle 2.

#### 4.2 Distorção dimensional (%) após o tratamento térmico

A análise dimensional realizada nas etapas de controle 1 e 2 visou mensurar a distorção dimensional (em porcentagem) entre essas duas etapas, ou seja, a distorção decorrente do tratamento térmico. Os valores de distorção em porcentagem são decorrentes da razão da variação dimensional entre as etapas 2 e 1 sob a dimensão inicial (etapa de controle 1).

A figura 25 apresenta os resultados para a distorção dimensional de cilindricidade (%) após a realização do tratamento térmico.

**Figura 25 – Distorção dimensional de cilindricidade (%) após tratamento térmico**



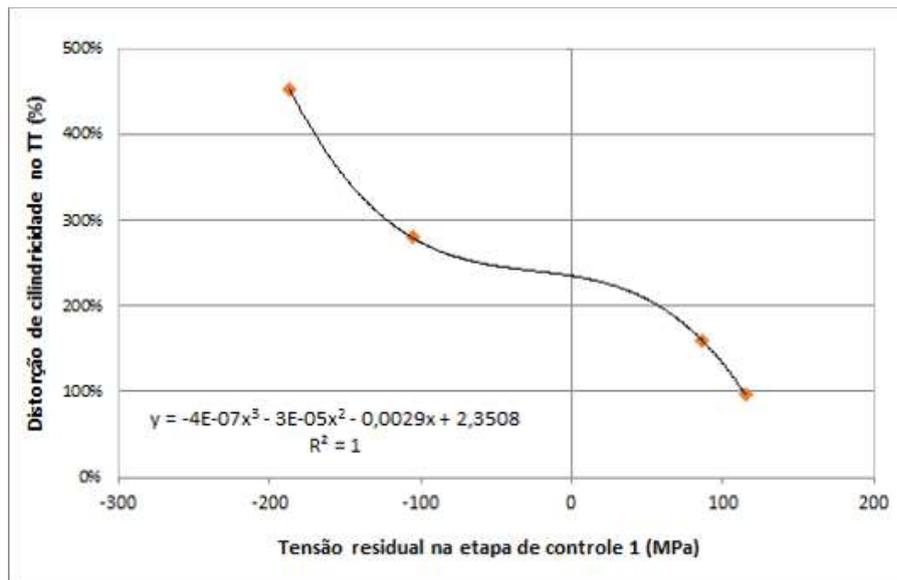
Fonte: próprio autor

Analisando o gráfico de distorção dimensional de cilindridade é possível observar que as condições de estudo que apresentaram tensão residual mais compressiva, ou seja, as amostras revestidas com AlCrN, na etapa 1, sofreram maior distorção no tratamento térmico, enquanto as condições de estudo com tensão residual mais trativas, as amostras revestidas com TiN, apresentaram menor distorção.

Também é possível notar que a distorção dimensional (%) reduziu à medida que as ferramentas de corte vão perdendo seu fio de corte.

Devido à proporcionalidade entre os valores de tensão residual na etapa 1 de controle (após brochamento) e a distorção de cilindridade (%) no tratamento térmico é possível criar um modelo matemático relacionando as duas variáveis conforme a figura 26.

**Figura 26 – Tensão residual na etapa 1 em função da distorção de cilindridade (%)**



Fonte: próprio autor

Segundo a figura 26, o modelo matemático encontrado foi conforme descrito na equação (7):

$$Y = -4x10^{-7}X^3 - 3x10^{-5}X^2 - 0,0029X + 2,3508 \quad (7)$$

onde

Y: Distorção de cilindridade no tratamento térmico (%);

X: Tensão residual na etapa de controle 1 (após brochamento).

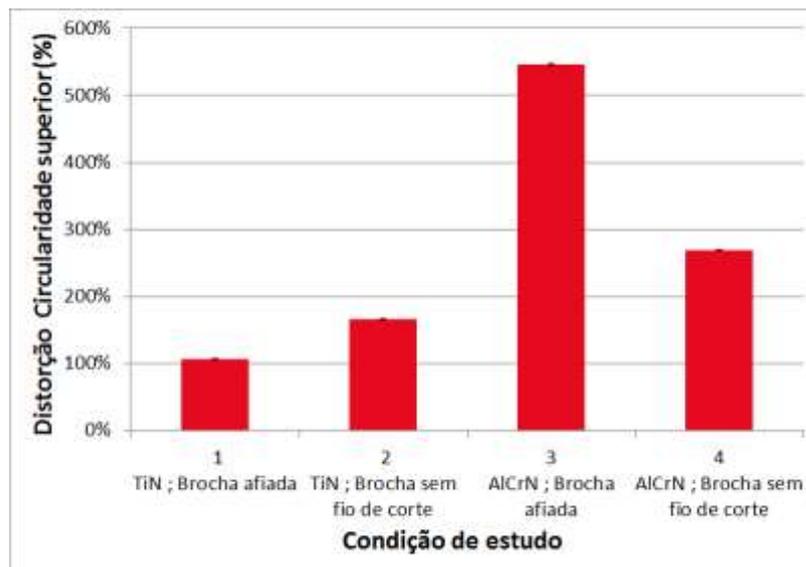
O coeficiente de determinação,  $R^2$ , para a equação foi de  $R^2=1$ , que revela a alta proximidade dos valores estimados pela linha de tendência com os correspondem dados reais, ou seja, a linha de tendência apresentou grande confiabilidade.

Pela análise da figura 26 é possível perceber que a distorção dimensional de cilindricidade tende a diminuir à medida que a tensão residual modifica de compressiva para trativa. Considerando os resultados apresentados na figura 24, verifica-se que mesmo sendo a tensão residual ao término do tratamento térmico próxima a zero para os dois tipos de revestimento, a variação dimensional foi maior para as amostras revestidas com AlCrN.

Esse resultado indica que o tipo de revestimento adotado na ferramenta de corte teve impacto na distorção dimensional sofrida pelo aço SAE 5120H.

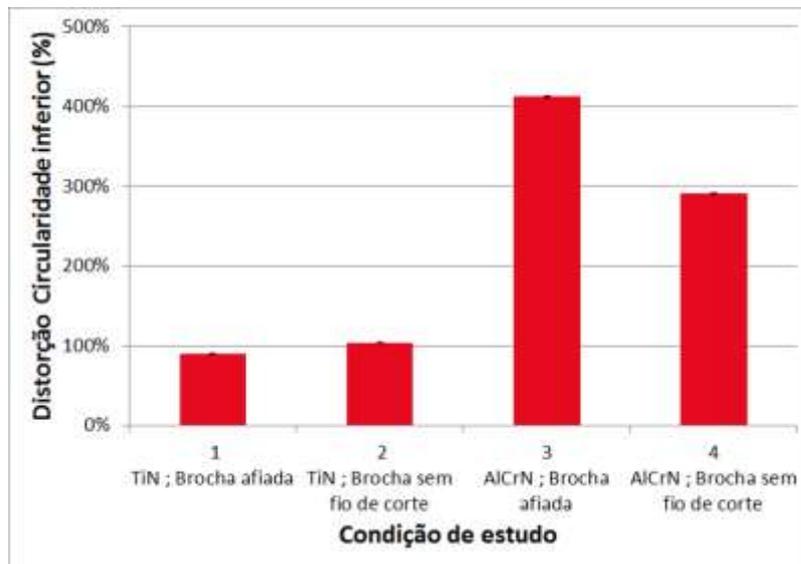
Nas figuras 27 e 28 é possível observar os resultados de distorção dimensional para circularidade do diâmetro superior e circularidade do diâmetro inferior após a realização do tratamento térmico.

**Figura 27 – Distorção dimensional de circularidade superior (%) após tratamento térmico**



Fonte: próprio autor

**Figura 28 – Distorção dimensional de circularidade inferior (%) após tratamento térmico**



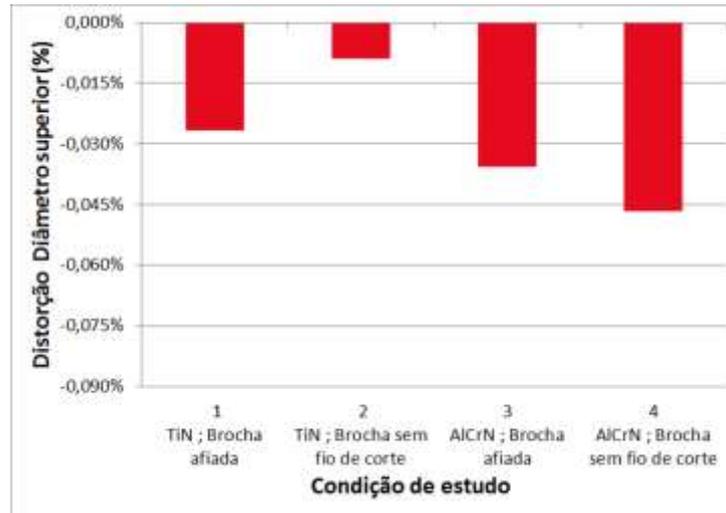
Fonte: próprio autor

Analisando os gráficos de circularidade, nota-se que as amostras usinadas com ferramenta de corte revestida de TiN apresentaram distorção dimensional 3 vezes menor em relação às amostras usinadas com uso de brocha de AlCrN.

É válido ressaltar que na medição de tensão residual prévia ao tratamento térmico (etapa de controle 1), as condições de estudo 1 e 2 (revestimento da brocha de TiN) apresentaram tensão residual de tração enquanto as condições de estudo 3 e 4 (revestimento da brocha de AlCrN) apresentaram tensão residual de compressão conforme disposto na figura 27. Dentre as quatro condições de estudo, a condição de estudo 3 que apresentou tensão residual mais negativa (compressiva) na etapa de controle 1, foi a condição que sofreu maior distorção de circularidade durante o tratamento térmico.

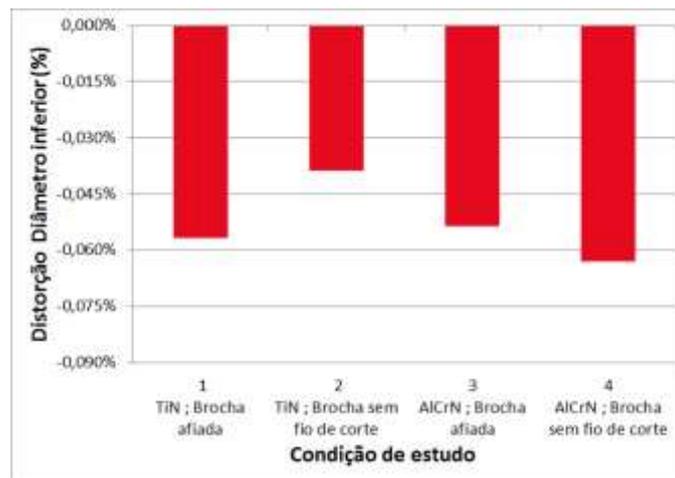
Já as figuras 29 e 30 revelam a distorção do diâmetro superior e do diâmetro inferior em função das condições de estudo.

**Figura 29 – Distorção dimensional de diâmetro superior (%) após tratamento térmico**



Fonte: próprio autor

**Figura 30 – Distorção dimensional de diâmetro inferior (%) após tratamento térmico**



Fonte: próprio autor

Novamente, verifica-se que a variação dimensional do diâmetro tende a ser maior nas amostras usinadas por brochas revestidas com AlCrN, para ambos os diâmetros.

Outro ponto relevante na análise dos gráficos de distorção dimensional dos diâmetros é que a condição de estudo 2 (brocha revestida de TiN sem fio de corte) apresentou menor distorção dimensional para os diâmetros superior e inferior. Comparando com a medição de tensão residual, sabe-se que a condição 2 apresentou tensão residual mais positiva dentre todas as condições, logo é possível relacionar a tensão residual mais positiva com a menor distorção durante o tratamento térmico.

### 4.3 Análise química

Os resultados de análise química obtidos pela técnica de espectroscopia por emissão óptica para cada etapa de controle são ilustrados na tabela 3.

**Tabela 3 – Análise química do aço SAE 5120H**

<b>Etapa de Controle</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Si</b>	<b>Cu</b>	<b>S</b>	<b>P<sub>máx</sub></b>	<b>Al</b>
Etapa 0 - Amostra-referência	0,20	1,25	0,95	0,26	0,14	0,031	0,016	0,020
Etapa 1 - Após usinagem	0,17	1,14	0,97	0,25	0,17	0,026	0,018	0,020
Etapa 2 - Após forno contínuo	0,18	1,20	1,00	0,24	0,15	0,028	0,017	0,020

Fonte: próprio autor

Os resultados da análise química revelam a pequena variação dos teores dos diferentes tipos de elementos químicos em função das etapas de controle do aço SAE 5120H, sendo isso considerada uma condição adequada ao uso desse, com exceção ao estado da amostra da etapa 2, após o tratamento térmico, em que se esperava um acréscimo maior da quantidade de carbono.

Avaliando o percentual, em peso, de carbono nas amostras é possível afirmar que a amostra da etapa 2 (após forno contínuo) possui uma quantidade pouco maior de carbono que a registrada para a amostra da etapa 1 (após usinagem). Tal resultado pode ser relacionado ao fato de que na etapa 2 o material foi submetido ao tratamento termoquímico de carbonitreção, no qual ocorre a adição de carbono na superfície da amostra. No entanto, tal acréscimo na quantidade de carbono é reduzida e até mesmo inferior à quantidade identificada no estado inicial, ou seja, a etapa 0.

De modo geral pode-se afirmar que a composição química das amostras se manteve praticamente inalterada em função do estado das mesmas.

### 4.4 Dureza Rockwell

Os resultados obtidos para dureza Rockwell B das amostras das etapas de controle 0 e 1 estão descritos na tabela 4. Conforme esperado, os resultados indicaram que a dureza das amostras

não variou de modo intenso em função do tipo de revestimento da brocha, TiN ou AlCrN, ou pela condição de afiação da ferramenta de corte, ou seja, brocha afiada ou brocha sem fio de corte.

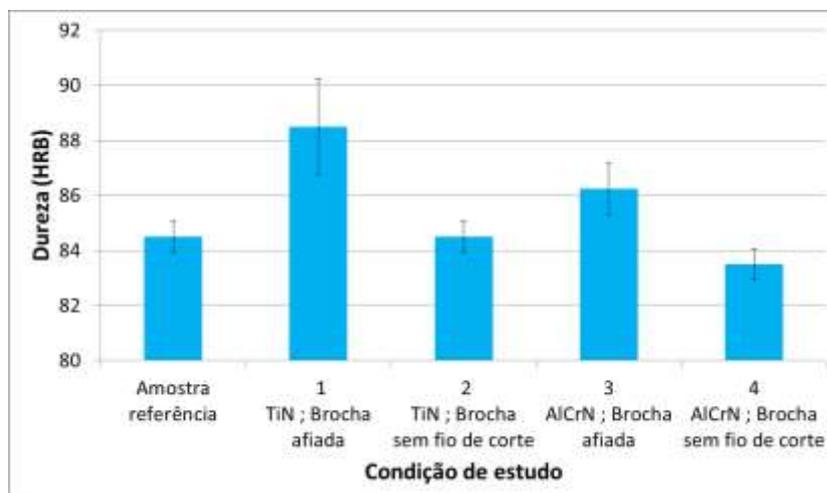
**Tabela 4 – Dureza Rockwell B das etapas de controle 0 e 1**

Condição	Seção 1 - Ensaio 1 (HRB)	Seção 1 - Ensaio 2 (HRB)	Seção 2 - Ensaio 1 (HRB)	Seção 2 - Ensaio 2 (HRB)	Média (HRB)	Desvio padrão
Amostra-referência	84	84	85	85	85	± 1
Condição 1 - TiN ; Brocha afiada	87	87	90	90	89	± 2
Condição 2 - TiN ; Brocha sem fio de corte	84	84	85	85	85	± 1
Condição 3 - AlCrN ; Brocha afiada	87	87	85	86	86	± 1
Condição 4 - AlCrN ; Brocha sem fio de corte	83	83	84	84	84	± 1

Fonte: próprio autor

Contudo, pode-se notar, pela análise da figura 31 que houve um aumento reduzido da dureza dos corpos de prova usinados pelas brochas afiadas, sendo isso mais destacado para as amostras da condição de estudo 1, ou seja, usinadas com brochas revestidas de TiN.

**Figura 31 – Dureza Rockwell B para as amostras não-tratadas**



Fonte: próprio autor

Pode ser observado ainda na figura 31 que as amostras das etapas de controle 0 e 1, não tratadas, apresentaram valores de dureza HRB muito próximos e dentro do esperado para o aço SAE 5120H.

Na tabela 5 são exibidos agora os valores da dureza Rockwell C das amostras após a execução do tratamento térmico de têmpera em óleo. Pode-se perceber o acréscimo da dureza para todas

as condições analisadas, indicando que após o endurecimento por têmpera, a influência do tipo de revestimento da brocha e da condição de afiação da brocha não afetaram a dureza do aço SAE 5120H.

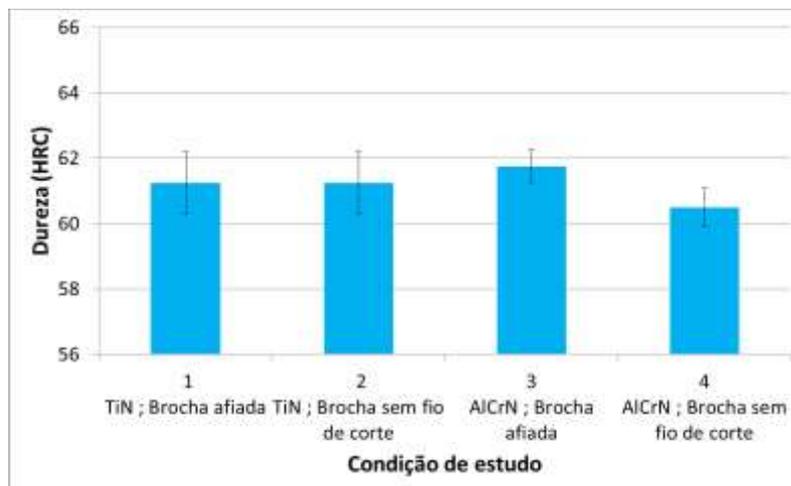
**Tabela 5 – Dureza Rockwell C da etapa de controle 2**

Condição	Seção 1 - Ensaio 1 (HRC)	Seção 1 - Ensaio 2 (HRC)	Seção 2 - Ensaio 1 (HRC)	Seção 2 - Ensaio 2 (HRC)	Média (HRC)	Desvio padrão
Condição 1 - TiN ; Brocha afiada	60	61	62	62	61	± 1
Condição 2 - TiN ; Brocha sem fio de corte	62	62	60	61	61	± 1
Condição 3 - AlCrN ; Brocha afiada	61	62	62	62	62	± 1
Condição 4 - AlCrN ; Brocha sem fio de corte	60	61	60	61	61	± 1

Fonte: próprio autor

Todas as amostras da etapa 2 submetidas ao processo de têmpera em óleo apresentaram valores similares de dureza Rockwell C, como está ilustrado na figura 32. As amostras obtiveram valores de dureza desejáveis segundo o processo pelo qual elas foram submetidas. Logo, é possível afirmar que o tratamento térmico alcançou o objetivo de promover o endurecimento superficial do aço SAE 5120H.

**Figura 32 – Dureza Rockwell C para as amostras tratadas termicamente**



Fonte: próprio autor

## 5 CONCLUSÕES

Constatou-se através deste estudo diferenças expressivas na geração de tensões residuais nos corpos de prova durante a usinagem de acordo com o revestimento da ferramenta de corte utilizado. Amostras usinadas com brochas revestidas de TiN apresentaram tensão residual de tração enquanto brochas com revestimento de AlCrN geraram tensões residuais de compressão nos corpos de prova.

Verificou-se influência da condição de afiação da ferramenta de corte (afiada ou sem fio de corte) na tensão residual gerada na usinagem. Foi possível concluir que à medida que ocorre o desgaste do fio de corte da ferramenta, a tensão residual gerada na superfície tende a ser mais trativa.

Os resultados obtidos neste trabalho permitiram perceber significativa relação da tensão residual medida nos corpos de prova previamente à etapa de tratamento térmico com o % de distorção dimensional sofrida pelas amostras durante o processo de tratamento térmico. De modo geral, para as características dimensionais analisadas (diâmetros, circularidades e cilindricidade) observou-se influência inversamente proporcional entre o valor de tensão residual prévia ao forno contínuo com a distorção gerada no tratamento térmico, ou seja, tensões residuais mais negativas (compressivas) induziram maior distorção dimensional.

Analisando a relação entre o revestimento da ferramenta de corte na usinagem e a distorção dimensional no tratamento térmico, notou-se que corpos de prova usinados com brochas revestidas de AlCrN apresentaram maior distorção dimensional que amostras usinadas por brochas revestidas de TiN.

A partir de ensaios de dureza realizados neste trabalho, pode-se afirmar que as variáveis da ferramenta de corte de usinagem (revestimento e condição de afiação) não influenciaram na dureza dos corpos de prova após usinagem e após tratamento térmico.

Por fim, através do ensaio de análise química, constatou-se pequenas variações na composição química do material durante as etapas de processamento dos corpos de prova no estudo.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Baseado nos resultados encontrados, é possível afirmar que a linha de pesquisa em estudo tem grande potencial de mapear as causas das tensões residuais geradas no processamento (usinagem e tratamento térmico) de componentes metálicos e a influência dessa tensão residual prévia ao tratamento térmico com a distorção dimensional sofrida nessas amostras durante o tratamento térmico.

Para a continuação deste trabalho, é interessante realizar outros ensaios como:

- análise de temperatura do cavaco gerado na usinagem;
- análise do esforço da máquina de usinagem durante a operação de corte;
- análise metalográfica das amostras após usinagem e tratamento térmico;
- quantificação das fases geradas pelo processo de têmpera à óleo;
- análise da tensão residual sob diferentes condições de afiação da ferramenta;

## 7 REFERÊNCIAS

AÇOVISA. **Aços ligados para cementação.** Disponível em: <<http://www.acovisa.com.br/tabela/acoivisa-16mncr5/>>. Acesso em: 13 jun. 2018.

ALL METALS & FORGE GROUP. **Alloy Steel 5120.** Disponível em: <<http://www.steelforge.com/alloy-steel-aisi-5120/>>. Acesso em: 30 abr. 2018.

ALVES, Juciane Maria. **Análise da Transformação Martensítica e Tensão Residual em um Aço Inoxidável 304L.** 2014. 113 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2014.

ANDRADE, Sergio Henrique. **Desempenho de Diferentes Revestimentos em Brochas de Aço Rápido.** 2009. 99 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Fabricação, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

BALZERS, Oerlikon. **Balinit Alcrona Pro.** Disponível em: <[https://www.oerlikon.com/balzers/br/pt-br/portfolio/solucoes-de-superficie/balzers/revestimentos-a-base-de-pvd-e-pacvd/balinit/a-base-de-alcron/balinit-alcrona-pro-1/?sid=24105&operation=broaching&materialgroup=2¶meters\[1\]=1](https://www.oerlikon.com/balzers/br/pt-br/portfolio/solucoes-de-superficie/balzers/revestimentos-a-base-de-pvd-e-pacvd/balinit/a-base-de-alcron/balinit-alcrona-pro-1/?sid=24105&operation=broaching&materialgroup=2¶meters[1]=1)>. Acesso em: 18 maio 2018.

BRINKSMEIER, E., SÖLTER J. e GROTE, C. **Identification of Causes for Dimensional and Form Deviations of Bearing Rings.** Distortion Engineering, Bremen, 2007.

CIMM. **Revestimentos superficiais para aços ferramenta.** Disponível em: <[https://www.cimm.com.br/portal/material\\_didatico/6398-revestimentos-superficiais-para-acos-ferramenta#.WwGuEy\\_GyfR](https://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6398-revestimentos-superficiais-para-acos-ferramenta#.WwGuEy_GyfR)>. Acesso em: 10 maio 2018.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos.** 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. 599 p.

CORRÊA, Elaine Carballo Siqueira. **Notas de aula: Classificação dos aços**. Tecnologia de Tratamentos Térmicos. Departamento de Engenharia de Materiais: CEFET-MG: Belo Horizonte, 2016.

COSTA, André Luiz V. da; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2010. 646 p.

COSTA, Anderson Figueiredo da. **Análise Comparativa de Ferramentas Revestidas por PVD e CVD no Torneamento do Aço ABNT 8620**. 2016. 132 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho), Guaratinguetá, 2016.

DAVIES, R. e SMITH, C. G. **A practical study of the carburizing process**. Metal progress, 1978.

ECHEVERRI, Edwan Anderson Ariza. **Análise numérica e experimental das tensões residuais geradas durante o processo de têmpera de cilindros de aço AISI 1045, 4140 e 4340**. 2012. 177 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.

FERRARESI, Dino. **Fundamentos da Usinagem dos Metais**. São Paulo: Editora Edgard Blucher Ltda, 1970.

HAIHONG. **AISI/SAE 5120**. 2016. Disponível em: <[http://www.ccsteels.com/Structural\\_steel/3202.html](http://www.ccsteels.com/Structural_steel/3202.html)>. Acesso em: 30 abr. 2018.

KANZLER, G. **Cobertura em pastilhas intercambiáveis**. Disponível em: <http://usinagemvirtual.blogspot.com.br/2009/09/cobertura-em-pastilhas-intercambiaveis.html>. Acesso em: 07 de março de 2014. 2009.

LIN, Y-J., Agrawal, A. e Fang, Y. **Wear Progressions and Tool Life Enhancement With AlCrN Coated Inserts in High-Speed Dry and Wet Steel Lathing**. Wear. 2007.

LIU, Meng; TAKAGI, Jun-ichiro; TSUKUDA, Akira. **Effect of tool nose radius and tool wear on residual stress distribution in hard turning of bearing steel.** Journal Of Materials Processing Technology, [s.l.], v. 150, n. 3, p.234-241, jul. 2004. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.02.038>.

MACHADO, Álisson Rocha et al. **Teoria da Usinagem dos Materiais.**3. ed. São: Blucher, 2015. 408 p.

MACHERAUCH, Eckard. Introduction to Residual Stress. In: MACHERAUCH, Eckard. **Advances in Surface Treatments.** 4. ed. England: A. Niku-lari, 1987. Cap. 1. p. 1-36.

MACKENZIE, D. Scott. **Development of residual stresses during machining and workholding.** Hot Seat.[s.i], p. 25-27. 2017.

MARTINS, Paulo Sérgio. **Estudo da furação em altas velocidades de corte em ligas de Al-Si utilizando brocas de aço rápido e metal duro sem e com revestimento de DLC (Diamond Like Carbon).** 2016. 209 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

MEIER, Harald et al. **Hard Broaching of Case Hardened SAE 5120.** Procedia Cirp, [s.l.], v. 14, p.60-65, 2014.

MIRANDA, Gilberto Walter Arenas, **Uma contribuição ao processo de furação sem fluidos de corte com brocas de metal duros revestidas com TiAlN,** 2003, 157 f. Tese (Doutorado) Programa de Pós-Graduação Engenharia Mecânica Mecânica, UFSC, Florianópolis, 2003.

OLIVEIRA et al. **INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA NO REVENIMENTO DO AÇO SAE 4340.** In: ENCONTRO LATINO AMERICANO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA, 13., 2009, São José dos Campos. Anais.São José dos Campos: Universidade do Vale do Paraíba, 2009. v. 1, p. 1 – 4

OUTEIRO, J.c.; DIAS, A.m.; JAWAHIR, I.s.. **On the Effects of Residual Stresses Induced by Coated and Uncoated Cutting Tools with Finite Edge Radii in Turning Operations.**

Cirp Annals, [s.l.], v. 55, n. 1, p.111-116, 2006. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0007-8506\(07\)60378-3](http://dx.doi.org/10.1016/s0007-8506(07)60378-3).

PAL, Sukhomay. **General Purpose Machine Tools: Broaching – Principles, Systems and Applications**. 2. ed. Kharagpur: Indian Institute Of Technology, 2013.

PITELLA, Rogério Milléo. **Determinação de tensões residuais em aço C45Pb K em condições limites de usinagem**. 2003. 158 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2003.

SALIO, M.; BERRUTI, T.; POLI, G. de. **Prediction of residual stress distribution after turning in turbine disks**. International Journal Of Mechanical Sciences, [s.l.], v. 48, n. 9, p.976-984, set. 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2006.03.009>.

SANTOS, Sandro Cardoso; SALES, Wisley Falco. **Aspectos Tribológicos da Usinagem dos Materiais**. São Paulo: Artlib, 2007. 250 p.

SCHNEIDER, George. **Cutting Tool Applications: Broaches and Broaching**. 2. ed. [s.i]: Pearson Prentice Hall, 2001. Cap 14.

SECCO, Adriano Ruiz et al. **Brochamento**. In: SECCO, Adriano Ruiz et al. Processos de Fabricação. [s.i]: Senai. p. Cap. 67.

SILVA, Hélio Antônio da et al. **Influência do ciclo de furação na vida de brocas helicoidais de HSS revestidas e nos esforços de corte quando da usinagem do ferro fundido cinzento GH - 190**. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 6., 2011, Caxias do Sul. ABCM, 2011. 9p.

SOUSA, Diogo Antônio. **Determinação de Tensões Residuais em Materiais Metálicos por meio de Ensaio de Dureza**. 2012. 140 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de São João del - Rei, São João del - Rei, 2012

SPECTRU INSTRUMENTAL CIENTÍFICO LTDA (Rio Janeiro). **Tratamento Térmico dos aços : Recozimento, Normalização, Têmpera e Revenido.** Rio Comprido: Spectru Instrumental Científico Ltda, 2016.

TRENT, E. M. and WRIGHT, P. K. **Metal Cutting 4th Edition**, Butterworth Heinemann, 446 pags. 2000.

TONSHOFF, K., **Wear mechanisms of (Ti 1-x, Alx)N coating in dry drilling surface and coatings Technology**, V. 94-95, p. 603-609, 1997.