

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO**  
**ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA**

**BARBARA DA SILVA ROQUE**

**Estudo sobre o efeito da adição de Nb e Ti no aço SAE 5120 cementado  
na capacidade de absorção de energia em ensaio de impacto Brugger.**

**Lorena**

**2020**

**BARBARA DA SILVA ROQUE**

**Estudo sobre o efeito da adição de Nb e Ti no aço SAE 5120 cementado  
na capacidade de absorção de energia em ensaio de impacto Brugger.**

**Trabalho de conclusão de curso apresentado  
à Escola de Engenharia de Lorena –  
Universidade de São Paulo como requisito  
parcial para conclusão da Graduação do  
curso de Engenharia de Materiais.**

**Orientador: Prof. Dr. Miguel Justino  
Ribeiro Barboza**

**Lorena**

**2020**

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado da  
Escola de Engenharia de Lorena

Roque, Barbara da Silva

Estudo sobre o efeito da adição de nb e ti no aço sae 5120 cementado na capacidade de absorção de energia em ensaio de impacto brugger. / Barbara da Silva Roque; orientador Miguel Justino Ribeiro Barboza. - Lorena, 2020.  
59 p.

Monografia apresentada como requisito parcial para a conclusão de Graduação do Curso de Engenharia de Materiais - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo. 2020

1. Sae 5120. 2. Tratamentos térmicos. 3. Cementação. 4. Propriedades mecânicas. I. Título. II. Barboza, Miguel Justino Ribeiro, orient.

Este trabalho é dedicado à minha família e amigos.

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente gostaria de agradecer à minha família, porque sem eles e sem o esforço deles eu não estaria aqui. Grande parte do mérito deste trabalho eu dedico a vocês.

À minha psicóloga, que me ajudou e orientou em muitos momentos de dificuldades e problemas pessoais que passei durante a minha graduação.

Ao meu namorado e aos meus amigos, porque sem eles meus dias não seriam tão engraçados e motivadores. Essa graduação teria sido muito mais difícil sem a presença e apoio de vocês.

A todos os professores e funcionários que tive o imenso prazer de conhecer, muito obrigada pela dedicação e sabedoria de vocês, eu não seria esta Engenheira se não fosse por cada um de vocês.

À Escola de Engenharia de Lorena (EEL), especialmente ao Departamento de Engenharia de Materiais, por possibilitar o meu desenvolvimento e aprendizado ao longo do curso. Em especial gostaria de agradecer ao Prof. Miguel Justino Ribeiro Barboza, por ter lecionado uma das matérias mais incríveis que já estudei e por ter aceitado ser meu orientador deste trabalho, e ao responsável pelo laboratório de materialografia Sérgio Luiz de Oliveira, que desde minha época de iniciação científica me ajudou e me ensinou muitas coisas.

Por fim, à empresa em que estagiei, em especial Rafael Galdino, por todo o apoio necessário para a conclusão deste trabalho.

“Ora, direis, ouvir estrelas, certo  
Perdeste o senso; e eu vos direi, no entanto  
Que, para ouvi-las, muita vez desperto  
E abro as janelas, pálido de espanto

E conversamos toda a noite, enquanto  
A Via-Láctea, como um pátio aberto  
Cintila; e, ao vir do Sol, saudoso e em pranto  
Inda as procuro pelo céu deserto

Direis agora: Treloucado amigo!  
Que conversas com elas? Que sentido  
Tem o que dizem, quando estão contigo?

E eu vos direi: Amai para entendê-las!  
Pois só quem ama pode ter ouvido  
Capaz de ouvir e de entender estrelas.”

(Via Láctea – Olavo Bilac)

## RESUMO

ROQUE, B.S. **Estudo da aplicabilidade em engrenagens automobilísticas do Nb e Ti como microligantes de um aço SAE 5120.** 2020. 61 f. Monografia (Trabalho de Graduação de Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, 2020.

O avanço das pesquisas no ramo automobilístico vem crescendo a cada ano e tem proporcionado estudos com a adição de microligantes em aços especiais para a redução de custos e melhoria de propriedades mecânicas. Neste contexto, este trabalho teve como principal objetivo avaliar a microestrutura e o comportamento mecânico de um aço SAE 5120 microligado com Nb e Ti para produção de engrenagens. Para tanto, amostras deste aço e de um aço SAE 5120 padrão seguiram as mesmas rotas de tratamentos térmicos e termoquímico. As amostras foram tratadas a 950°C por 2,5 horas e a 670°C por 1 hora com resfriamento ao ar, seguido de uma cementação em 930°C por 7 horas. Posteriormente, submetidas a 870°C por 1 hora com têmpera em óleo. Após estas etapas os materiais foram submetidos ao revenimento a 180°C por 2 horas. Foram realizadas análises por microscopia óptica e difração de raios X para identificação das fases presentes. Para caracterização mecânica, foram utilizadas medidas de dureza e o ensaio de impacto Brugger. Os estudos foram complementados com análises de fratura. Os resultados demonstraram que as duas composições possuem características microestruturais e valores de dureza similares. A adição dos microligantes Nb e Ti nos aços SAE 5120 contribuíram para aumentar a absorção de energia sob condições de impacto.

Palavras-chave: SAE 5120, Tratamentos Térmicos, Cementação, Propriedades Mecânicas

## ABSTRACT

ROQUE, B.S. **Study of applicability of Nb and Ti as microalloys of a SAE 5120 steel on automotive gears.** 2020. Number of sheets 61 f. Monograph (Undergraduate Work in Materials Engineering) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, 2020.

Advancement of research in the automotive industry has been growing every year and has provided studies with micro-alloying addition in special steels to reduce costs and improve mechanical properties. In this context, this work had as main objective to evaluate the microstructure and the mechanical behavior of a SAE 5120 steel micro-alloyed with Nb and Ti for gears production. Samples steel with Nb and Ti and SAE 5120 standard steel followed same thermal and thermochemical treatments routes. The samples were treated at 950°C for 2.5 hours and at 670°C for 1 hour with air cooling, followed by carburizing at 930°C for 7 hours. Subsequently, subjected to 870°C for 1 hour with oil quenching. After these steps, the materials were subjected to tempering at 180°C for 2 hours. Analyzes were performed by optical microscopy and X-ray diffraction to identify the phases present. For mechanical characterization, hardness measures and Bruggen impact test were used. The studies were complemented with fracture analyzes. Results showed both materials have been similar microstructural characteristics and hardness values. Addition alloying elements Nb and Ti contributed to increase energy absorption under impact conditions.

Keywords: SAE 5120, Heat Treatments, Carburizing, Mechanical Properties

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1</b> - Gráfico ilustrando os setores de aplicação do aço e suas porcentagens em cada um.....	21
<b>Figura 2</b> - Frações do nióbio em suas aplicações.....	23
<b>Figura 3</b> - Precipitados formados na austenita de aços microligados com V, Nb e Ti em diferentes temperaturas e quantidades. ....	25
<b>Figura 4</b> - Influência do tempo e da temperatura na profundidade da camada cementada.	26
<b>Figura 5</b> - Diagrama que mostra um esquema do tratamento de têmpera e revenimento...	29
<b>Figura 6</b> - Diagrama de revenimento de um aço 1045 temperado. ....	29
<b>Figura 7</b> - Diagrama de blocos do aparelho para ensaio de flexão de impacto (Método de Bruggen). ....	30
<b>Figura 8</b> - Esquema da direção do impacto no dente da engrenagem durante o uso. ....	31
<b>Figura 9</b> - Critérios de temperatura de transição dúctil-frágil.....	32
<b>Figura 10</b> - Fluxograma das etapas dos Materiais e Métodos.....	35
<b>Figura 11</b> - Imagens das amostras sem e com embutimento, respectivamente. ....	37
<b>Figura 12</b> - Modelo padrão de amostra para o ensaio de impacto Bruggen. ....	39
<b>Figura 13</b> - Microestrutura de um aço SAE 5120 com ataque químico Nital 2% nas ampliações originais de (a) 100x, (c) 200x, (e) 500x. Microestrutura do mesmo aço com Nb + Ti nas ampliações originais de (b) 100x, (d) 200x, (f) 500x. ....	40
<b>Figura 14</b> - Microestrutura de um aço SAE 5120 com ataque químico Picral 2% nas ampliações originais de (a) 100x, (c) 200x, (e) 500x. Microestrutura do mesmo aço com Nb + Ti nas ampliações originais de (b) 100x, (d) 200x, (f) 500x. ....	42
<b>Figura 15</b> - Microestrutura de um aço SAE 5120 com ataque químico Le Pera nas ampliações originais de (a) 200x, (c) 500x, (e) 1000x. Microestrutura do mesmo aço com Nb + Ti nas ampliações originais de (b) 200x, (d) 500x, (f) 1000x. ....	43
<b>Figura 16</b> - Microestrutura de um aço SAE 5120 com ataque químico Le Pera na ampliação original de 1000x. ....	44
<b>Figura 17</b> - Microestrutura de um aço SAE 5120 Nb + Ti com ataque químico Le Pera na ampliação original de 1000x. ....	45
<b>Figura 18</b> – Exemplo de imagem resultante utilizada para quantificar o tamanho médio dos grãos. ....	45

<b>Figura 19</b> - Diâmetro médio de grãos austenítico na cementação de diferentes composições de Nb nas amostras. ....	47
<b>Figura 20</b> - Difrátogramas das amostras dos aços SAE 5120.....	49
<b>Figura 21</b> - Intervalo de energia (J) absorvida por cada amostra em diferentes testes de impacto Brugger. ....	50
<b>Figura 22</b> - Amostras do aço SAE 5120 fraturadas observadas no microscópio eletrônico de varredura nas ampliações originais de (a) 1000x, (b) 1000x, (c) 2000x, (d) 2000x, (e) 3000x, (f) 3000x. ....	51
<b>Figura 23</b> - Amostras do aço SAE 5120 Nb + Ti fraturadas observadas no microscópio eletrônico de varredura nas ampliações originais de (a) 1000x, (b) 1000x, (c) 2000x, (d) 2000x, (e) 3000x, (f) 3000x. ....	53

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b> - Faixa de composição das amostras do aço SAE 5120 comum e do aço SAE 5120 microligado Nb + Ti.....	36
<b>Tabela 2</b> - Comprimento médio do grão das amostras.....	46
<b>Tabela 3</b> - Resultados de microdureza Vickers nas amostras dos aços SAE 5120. ....	48
<b>Tabela 4</b> - Resultados obtidos durante o ensaio de impacto Bruggers.....	50

## LISTA DE SIGLAS

SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
Ac <sub>1</sub>	Temperatura de início da transformação austenítica durante aquecimento
Ac <sub>3</sub>	Temperatura de fim da transformação austenítica durante aquecimento
HRC	Dureza Rockwell
HV	Dureza Vickers
CFC	Cúbica de face centrada
CCC	Cúbica de corpo centrado
HC	Hexagonal
FTP	<i>Fracture transition plastic</i>
FATT	<i>Fracture appearance transition temperature</i>
NDT	<i>Nil ductility temperature</i>
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscópio ótico
DRX	Difratometria de raios X

## LISTA DE SÍMBOLOS

$N_L$	Número de interceptos por unidade de comprimento
$N$	Número de interceptos
$L_T$	Comprimento total da linha
$M$	Aumento utilizado para a análise
$\bar{L}$	Comprimento médio do grão

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	17
1.1 - Objetivos.....	19
1.2 - Justificativa.....	20
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1 – Importância do aço.....	21
2.2 – Aços microligados .....	22
2.3 – Efeito dos elementos de liga .....	23
2.3.1 - Nióbio .....	23
2.3.2 – Titânio.....	24
2.3.3 – Outros elementos .....	25
2.4– Cementação.....	25
2.4.1– Cementação sólida .....	26
2.4.2 – Cementação líquida.....	27
2.4.3 – Cementação gasosa .....	27
2.6 – Têmpera e revenimento .....	28
2.7 – Ensaio de impacto Brugger.....	30
2.8 – Tipos de fratura.....	31
2.9 – Temperatura de transição dúctil-frágil.....	31
2.10 – Aço SAE 5120 .....	33
3– MATERIAIS E MÉTODOS .....	35
3.1 – Material como recebido e suas composições químicas .....	35
3.2 – Preparação metalográfica.....	37
3.3 – Microscopia ótica (MO).....	37
3.4 – Determinação do tamanho médio de grão .....	37
3.5 – Microdureza Vickers.....	38

3.6 – Difractometria de raios X .....	38
3.7 – Teste de impacto .....	38
3.8 – Análises dos aspectos de fratura .....	39
4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	40
4.1 – Microscopia Ótica .....	40
4.2 – Determinação do tamanho médio de grão.....	45
4.3 – Microdureza Vickers.....	47
4.4 – Difractometria de raios X .....	48
4.5 – Ensaio de impacto .....	49
4.6 – Análises dos aspectos de fratura .....	51
5 – CONCLUSÕES .....	54
6 - REFERÊNCIAS .....	55

## 1. INTRODUÇÃO

Engrenagens são um dos principais elementos de construção mecânica que se ligam a eixos, aos quais imprimem rotação e torque, transmitindo potência. Essa transmissão movimenta outra parte de um determinado equipamento, aumentando ou diminuindo a intensidade de carga no sistema [1].

Diversos tratamentos térmicos podem ser realizados antes ou durante a fabricação de uma engrenagem. Em muitos casos, estas etapas são essenciais para a fabricação de um equipamento de qualidade. Os mais utilizados são o recozimento, normalização e o alívio de tensões, os quais são realizados em uma etapa anterior à etapa de endurecimento superficial, a exemplo da cementação.

O recozimento, neste caso, serve para melhorar a sua usinabilidade. A faixa de temperatura utilizada varia em função do tratamento utilizado. Neste caso, existem três tipos de recozimento, ou seja, completo, intercrítico e superior. No recozimento completo, a engrenagem é aquecida numa faixa de 90 a 180°C acima da temperatura crítica superior (temperatura de fim da transformação austenítica ou  $A_{c3}$ ) seguido de um resfriamento lento. No recozimento intercrítico, a engrenagem é aquecida entre as temperaturas críticas inferior (temperatura de início da transformação austenítica ou  $A_{c1}$ ) e superior sendo, posteriormente, resfriada rapidamente e por fim o subcrítico, onde a engrenagem é aquecida abaixo da temperatura crítica inferior seguida de um resfriamento lento ao forno [2,3].

A normalização envolve o aquecimento da engrenagem acima da temperatura crítica superior seguido de resfriamento ao ar. Neste caso, o tratamento é efetuado para aliviar tensões internas induzidas na engrenagem como consequência da sua fabricação. Em geral, é recomendado para formas complexas, principalmente, se métodos agressivos de usinagem são utilizados. Esse alívio de tensões envolve um aquecimento a uma temperatura abaixo da temperatura crítica inferior, a um tempo suficiente para que toda a peça tenha uma temperatura uniforme e seja resfriada lentamente ao ar, para minimizar o desenvolvimento de novas tensões residuais [2].

A cementação, que é o método mais comum de endurecimento, pode ser realizada numa faixa de temperatura de 800 a 1090 °C. A profundidade da camada cementada varia entre 0,13 a 8,25 mm. Aços para cementação, são tipicamente os aços de liga com aproximadamente 0,10 a 0,20% de carbono, dentre os mais conhecidos os aços das classes SAE 1018, 4320, 5120, 8620 e 9310 [2].

No endurecimento superficial é formada uma camada resistente ao desgaste. O objetivo deste tratamento de endurecimento é de manter o núcleo do dente da engrenagem com dureza em torno de 30-40 HRC, o que corresponde aproximadamente a 300-380 HV para evitar a ruptura do dente ao endurecer a parte externa da peça [2].

## **1.1 - Objetivos**

Os objetivos que conduziram a realização deste trabalho foram:

- Caracterizar o tamanho médio de grão de um aço SAE 5120 microligado ao Nb e Ti no último ciclo térmico da fabricação de uma engrenagem (cementação) fornecidos por uma empresa fabricante de aços para a indústria automotiva.
- Comparar os resultados do tamanho médio de grão com os resultados bibliográficos de um aço padrão.
- Comparar os resultados de um ensaio de impacto padronizado, o qual, simula um dente de engrenagem (Ensaio Brugger) com os resultados da literatura de um aço padrão.
- Com os resultados obtidos, avaliar a influência dos microligantes no tamanho médio de grão e na tenacidade.

## 1.2 - Justificativa

Engrenagens e eixos de transmissões automotivas utilizam diferentes tipos de aço de acordo com os níveis de torque e pressão de contato. Dentre os aços mais utilizados destacam-se: SAE 5120, SAE 4120, SAE 4320 e SAE 8620, com algumas variações. A diferença entre esses aços é basicamente em relação aos níveis de temperabilidade, usinabilidade, soldabilidade, resistência mecânica e se eles são ou não aços para a cementação [4].

Os aços SAE 4320 e SAE 8620 têm custos significativamente mais altos devido a adição de níquel acima de 1%, e são utilizados em aplicações que requerem maiores torques, como engrenagens de primeira e segunda marcha, e eixos.

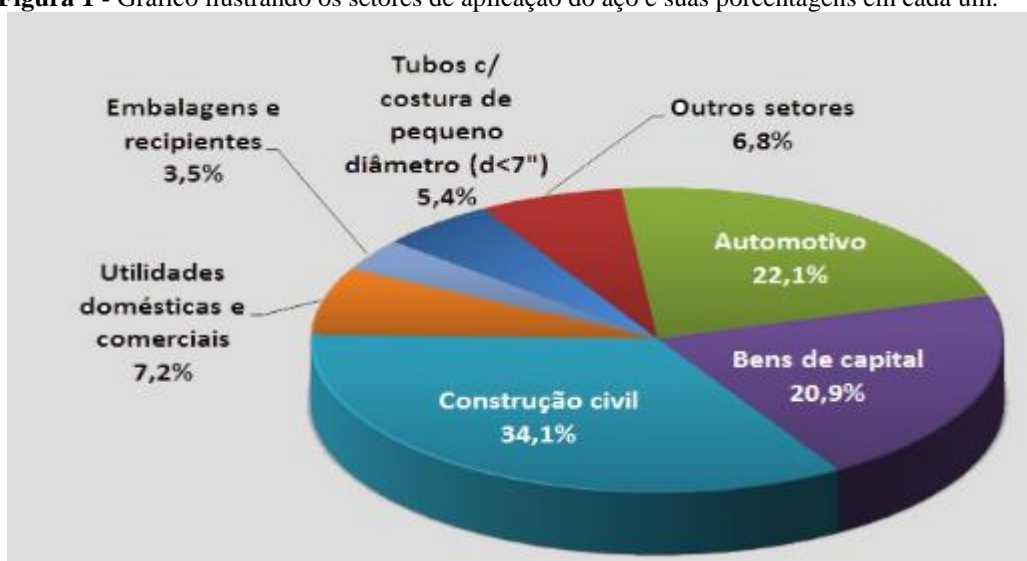
O efeito do níquel neste tipo de aplicação está vinculado a um melhor nível de tenacidade quando submetidos a esforços de flexão no pé do dente da engrenagem e, o refino de grão é o único mecanismo de endurecimento que aumenta resistência sem prejudicar a tenacidade. Baseado neste benefício e na necessidade de obter uma solução de menor custo para a indústria automotiva, deseja-se utilizar deste mecanismo para desenvolver um novo aço, com desempenho próximo aos aços com maiores teores de níquel.

## 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 – Importância do aço

Os aços, em função da sua durabilidade, resistência e da viabilidade para ser reciclado, os torna amplamente utilizado na produção da maioria dos bens de consumo como veículos, eletrodomésticos, tubos, entre outros. Na Figura 1 observa-se a gama de aplicações do aço e os respectivos percentuais em cada um destes setores.

**Figura 1** - Gráfico ilustrando os setores de aplicação do aço e suas porcentagens em cada um.



Fonte: Adaptado de [5]

Os aços podem ser classificados em função da sua composição. Neste caso, os aços carbono (aços ao carbono ou com baixo teor de elementos de liga, possuindo uma extensa faixa de composição química), aços ligados ou especiais (aços ligados ou com alto teor de carbono, possuindo uma restrita faixa de composição química definida para cada elemento), aços construção mecânica (aços ao carbono e de baixa liga utilizados em rolamentos, molas, eixos, entre outras aplicações) e os aços ferramenta (alto carbono ou alta liga designados para a fabricação de ferramentas para trabalho a quente ou a frio).

Quanto aos produtos, os semi-acabados, são provenientes do lingotamento contínuo ou de laminação de desbaste, seguidos de laminação ou forjamento a quente, encontrados na forma de placas, blocos ou tarugos. Os produtos planos, derivados do processo de laminação, são comercializados na forma de chapas ou bobinas de aços carbono e especiais, dentre outros [5].

Há uma tendência mundial para reduzir tempo e custos de produção. Neste aspecto, propostas de substituição dos aços convencionais por aços microligados tem-se tornado frequente em diferentes setores industriais. A justificativa está embasada no conjunto de propriedades associando alta resistência e tenacidade além da possibilidade de evitar ou reduzir tempo de tratamentos térmicos [6].

## **2.2 – Aços microligados**

Na década de sessenta o aumento da resistência mecânica dos aços era alcançado pelo aumento da quantidade de carbono e na adição de elementos de liga como Cr, Ni, Mn, dentre outros que também contribuíam para o aumento do custo da liga. Portanto, em busca por aços mais econômicos e resistentes nos anos 70, os aços microligados foram ganharam espaço em pesquisa e desenvolvimento [7].

Atualmente, a maioria dos aços microligados possuem baixo teor de carbono e os microligantes mais utilizados são Ti, V, Al e N. Porém, o Brasil vem obtendo resultados proveitosos em relação ao Nb, um elemento abundante no país e que pode substituir o V em algumas ligas [7, 8].

Nos aços microligados o aumento da resistência ocorre pela microadição (até 0,1% em peso) de alguns dos elementos citados acima, com cada elemento adicionado ao aço permitindo aplicações mais adequadas. Estes elementos, em sua maioria, são fortes formadores de carbonetos, que restringem o crescimento de grão austenítico, elevam a dureza da ferrita e em alguns casos refinam a perlita [5]. Com a inclusão destes microligantes e com a restrição de suas solubilidades, é correto associar a dissolução desses carbonetos à temperatura de trabalho a quente com a consecutiva evolução da microestrutura do aço [7].

A precipitação destes carbonetos parece ser extremamente lenta na ausência de deformação dentro do intervalo de tempo e temperatura de interesse dos trabalhos realizados a quente. No entanto, durante a deformação a quente, a nucleação de discordâncias, a formação de células de discordâncias e contornos de baixo ângulo se constituem em numerosos sítios para a precipitação de carbonetos [7, 8].

Os aços microligados processados por laminação controlada estão substituindo os aços temperados e revenidos em diversas aplicações na engenharia. Esses aços, além do baixo

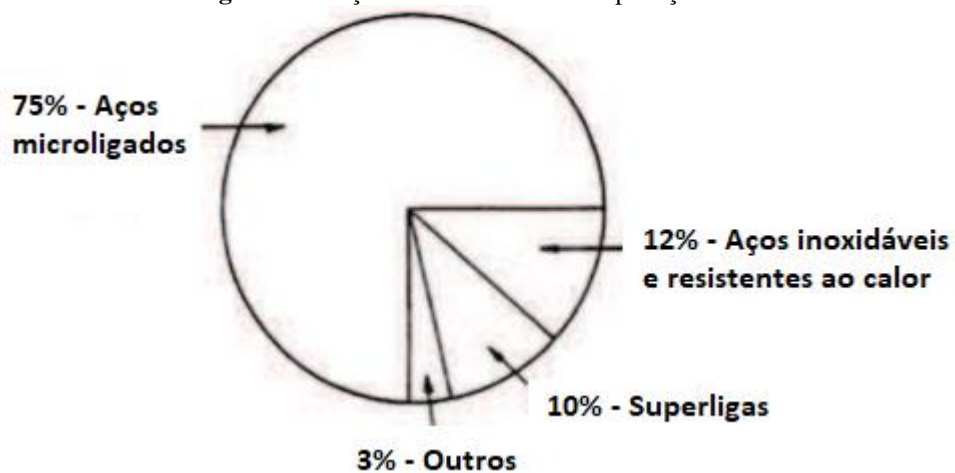
custo e valores de resistência mecânica moderados, apresentam boa ductilidade e tenacidade [8, 9].

## 2.3 – Efeito dos elementos de liga

### 2.3.1 - Nióbio

O nióbio possui uma gama de aplicações (Figura 2), seja como elemento de liga dos aços, dos ferros fundidos e de superligas. Este elemento atua de forma efetiva na configuração de microestruturas e, por consequência, nas propriedades mecânicas dos aços.

**Figura 2** - Frações do nióbio em suas aplicações.



Fonte: Adaptado de [10]

Com base na Figura 2, cerca de 87% da aplicação do nióbio é voltada para as indústrias siderúrgicas na produção de aços inoxidáveis, microligados, entre outros, como no desenvolvimento de superligas. O nióbio nos aços microligados é adicionado com uma variação de 0,02-0,05% em peso, quantidade considerável em vista de que os valores de cada elemento não passam de 0,1% em peso.

Quando adicionado em pequenas quantidades, 0,04% em peso, por um lado aumenta a dureza do aço, mas por outro reduz a tenacidade ao impacto pela precipitação de partículas dispersas na matriz metálica. Porém, na região de transição dúctil-frágil, devido ao refino de grão, há uma melhoria na resistência ao impacto [10, 11].

Além de ferritizante, a precipitação de partículas finas à base de nióbio pode favorecer a laminação controlada, pois estas partículas podem retardar o crescimento de grãos austeníticos e retardar o processo de recristalização [10, 12, 13, 14].

A redução da temperatura de transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ , aumenta a taxa de nucleação dos grãos ferríticos e contribui para a redução da taxa de crescimento dos mesmos, resultando em uma estrutura de grãos finos. Assim, o efeito deste elemento de liga em solução sólida antes da laminação, podem impedir o crescimento de grãos austeníticos.

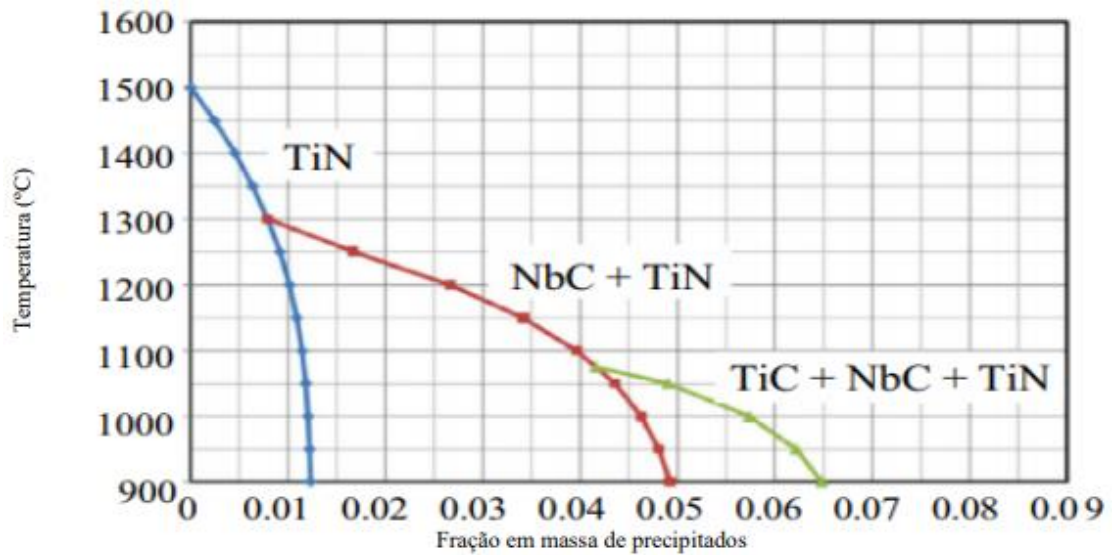
O endurecimento por precipitação pode ocorrer dependendo dos parâmetros de processo da laminação como taxa de deformação tempo e temperatura, pela formação dos seus carbetos, nitretos e carbonitretos [15, 16, 17, 18].

### **2.3.2 – Titânio**

O titânio e suas ligas apresentam propriedades como resistência à corrosão, elevada resistência específica e resistência mecânica em altas temperaturas com aplicações diversificadas no setor industrial [19]. Além disso, o titânio pode ser utilizado como microligante em aços, pois forma finos precipitados de nitretos estáveis em altas temperaturas. Assim como o nióbio, esses precipitados atuam no controle do crescimento de grão austenítico [11, 20, 21].

A quantidade de titânio adicionada varia de acordo com a aplicação e propriedades desejadas, por exemplo, quando o teor varia de 0,04-0,06% (Figura 3) há uma predominância do endurecimento por precipitação que aumenta a resistência do aço, mas compromete a ductilidade. Em pequenas quantidades (0,02-0,03%), a resistência do aço diminui com respectivo aumento da ductilidade, já que a concentração de nitrogênio reduz na ferrita pela da formação dos precipitados de titânio [11, 22].

**Figura 3** - Precipitados formados na austenita de aços microligados com V, Nb e Ti em diferentes temperaturas e quantidades.



Fonte: Adaptado de [22]

Pela Figura 3, observa-se que por menor que seja a quantidade de titânio adicionada em um aço haverá a formação de precipitados à base de titânio. O TiN precipita em temperaturas mais elevadas durante a solidificação, reduzindo o nitrogênio presente na formação da liga e inibindo a interação com o Nb [20, 22].

### 2.3.3 – Outros elementos

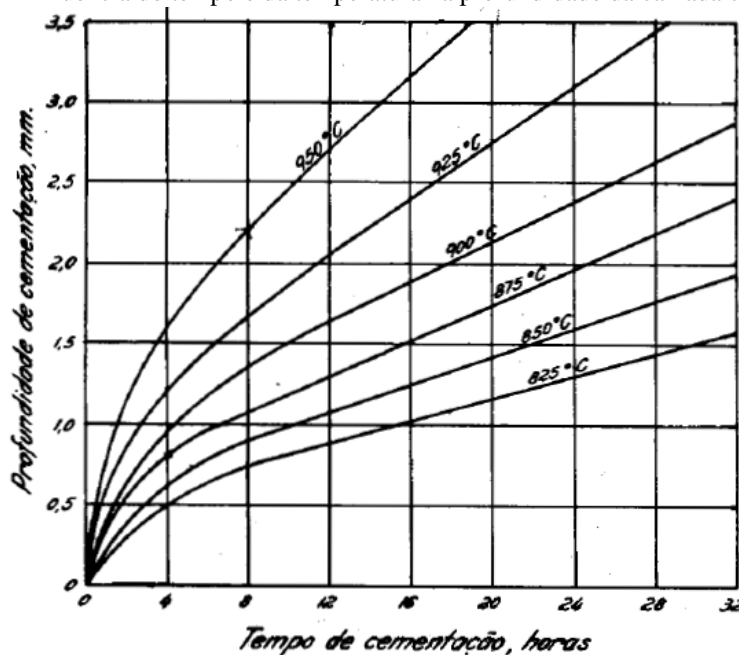
Outros elementos como o alumínio, endurece a ferrita por solução sólida, restringe o crescimento de grãos pela formação de óxidos ou nitretos e atua como desoxidante. O vanádio forma carbonetos e tem ação benéfica nas propriedades mecânicas de aços tratados termicamente. Acima de 1% em peso confere alta resistência ao desgaste especialmente para aços rápidos. O manganês, atua como estabilizador da austenita e formador de carbonetos contribuindo para o que aumenta a dureza. O elemento cromo é um estabilizador ferrítico e aumenta a resistência à oxidação e à corrosão [23].

### 2.4– Cementação

A cementação corresponde a um tratamento com objetivo de difundir o carbono na superfície do aço, em temperaturas superiores à da zona crítica (850-950 °C). Este tratamento

depende de fatores como a taxa de difusão e do teor de carbono inicial presente na composição do aço. Usualmente o teor inicial de carbono superficial está na faixa de 0,20% e com a cementação ocorre a possibilidade de se elevar para teores na faixa de 0,8 a 1,0%. A profundidade da camada cementada depende do tempo e da temperatura. Temperaturas mais elevadas favorecem a introdução de carbono na superfície como mostra a Figura 4 [23, 24].

**Figura 4** - Influência do tempo e da temperatura na profundidade da camada cementada.



Fonte: Adaptado de [23]

O processo de cementação pode ser realizado em meios sólidos, líquidos ou gasosos. Na cementação sólida, as peças são colocadas em uma caixa metálica em contato com as misturas que geralmente utilizam carvão de madeira com alguma substância ativadora como carbonatos alcalinos ou alcalinos ferrosos. Na cementação líquida, o carbono tem origem de uma mistura de sais liquefeitos na temperatura de austenitização e a gasosa, o carbono vem de um gás ou líquido vaporizável na temperatura de austenitização do aço [23, 24].

#### 2.4.1 – Cementação sólida

Neste caso, em temperaturas elevadas (a partir de 800 °C) o carbono reage com o oxigênio do ar presente no carvão de madeira. O CO<sub>2</sub> formado reage com o carbono do

carvão incandescente. O composto formado reage com o ferro do aço e incorpora assim o carbono na peça e libera mais  $\text{CO}_2$  que reage novamente com o carvão incandescente. Este ciclo tem continuidade enquanto existir carbono para reagir com  $\text{CO}_2$ . A substância ativadora atua para aumentar o fornecimento de CO e na continuidade do processo. A faixa de temperaturas para cementação em caixa é de 850-950°C. Neste tipo de cementação o teor de carbono da camada não ultrapassa 1,15%, já que carbono em excesso pode induzir a formação de carbonetos indesejáveis na peça. O resfriamento após o tratamento deve ser lento, pois nas faixas de 800-650°C a quantidade de  $\text{CO}_2$  aumenta e pode conduzir a formação de casca mole na superfície dos componentes mecânicos. A profundidade da camada depende das condições estabelecidas e pode variar de 0,64 a 2,00 mm [23, 24]. Esse processo de cementação é bastante utilizado por ser eficiente e econômico para pequenos lotes ou peças com maiores dimensões e por reduzir a possibilidade de empenamento das peças tratadas. No entanto, a cementação sólida não é ecologicamente limpa, não se aplica de forma efetiva em peças que exigem tolerâncias rígidas de camada [23, 24].

#### **2.4.2 – Cementação líquida**

Neste processo são utilizados banhos de sal à base de sódio, bário, potássio e aceleradores de metais alcalinos terrosos em temperaturas na faixa de 840 a 955°C. As principais vantagens são a maior velocidade de reação e inserção de carbono, menor tempo para atingir a temperatura de reação e maior controle da camada. A espessura e qualidade da camada depende da temperatura e tempo de tratamento. Entretanto, a técnica exige cuidados com o resfriamento da peça ao ar em função da oxidação e descarbonetação da peça e pela utilização de cianetos agressivos [23, 24].

#### **2.4.3 – Cementação gasosa**

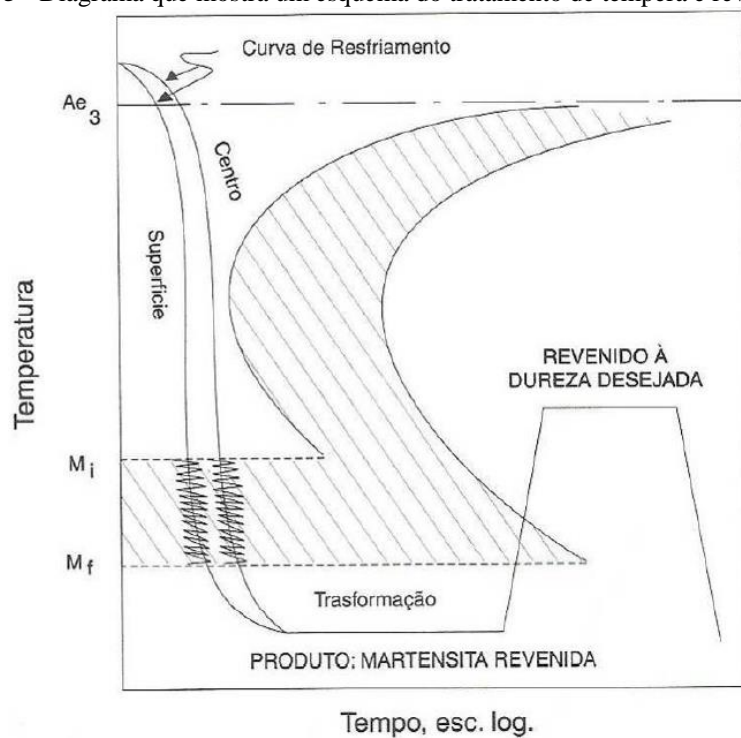
Nesta técnica, os gases que compõem a atmosfera carburizante ( $\text{CO}$ , gases derivados de hidrocarbonetos, entre outros) se decompõem e o carbono gerado é o que dissolverá na superfície da peça metálica. Esta técnica é mais limpa quando comparada à cementação sólida. A mistura carburizante se mantém estável sem perder a eficiência, permite melhor controle do teor de carbono e da espessura da camada formada. Assim, possibilita a cementação em peças mais delicadas, a velocidade de inserção de carbono é maior, dentre

outras vantagens. Porém as reações, neste caso, são mais complexas e sua instalação se configura em uma estrutura mais cara e rigorosa [23, 24].

## **2.5 – Têmpera e revenimento**

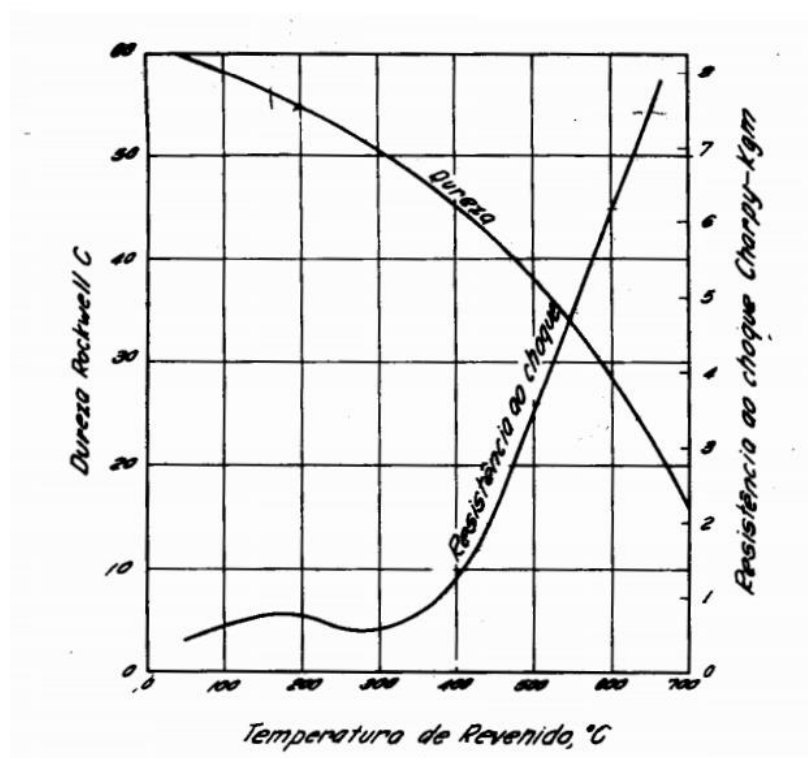
Após a cementação, o material é temperado com o objetivo de que a dureza seja elevada consideravelmente. A têmpera é o processo de resfriamento rápido, em diferentes meios líquidos ou gasosos, de peças que se encontram em elevadas temperaturas, a partir do campo austenítico. Esse modo de resfriamento visa obter uma estrutura acicular e de elevada dureza, denominada martensita como mostra o diagrama apresentado na Figura 5. A martensita é uma estrutura monofásica metaestável que se forma por conta da alta taxa de resfriamento do material, que impede a difusão de carbono e assim acaba se transformando de uma austenita com estrutura CFC (cúbica de face centrada) para uma estrutura do tipo TCC (tetragonal de corpo centrado) com elevadas tensões devido a supersaturação de carbono e ao aumento de defeitos cristalinos oriundos do processo de cisalhamento. A matriz martensítica pode conter outros componentes microestruturais como carbonetos e austenita retida. Desta forma, o tratamento térmico utilizado para aliviar estas tensões corresponde ao revenimento, que consiste no aquecimento do material em temperaturas abaixo da crítica com objetivo de se obter valores resistência mecânica e tenacidade desejadas para diferentes aplicações. A Figura 6 apresenta os efeitos da temperatura de tratamento na dureza do aço e na resistência ao choque, indicando uma sensível redução dos valores de dureza a 700°C e um sensível aumento dos valores de resistência ao choque a 700°C [23, 24].

**Figura 5** - Diagrama que mostra um esquema do tratamento de têmpera e revenimento.



Fonte: Adaptado de [23]

**Figura 6** - Diagrama de revenimento de um aço 1045 temperado.

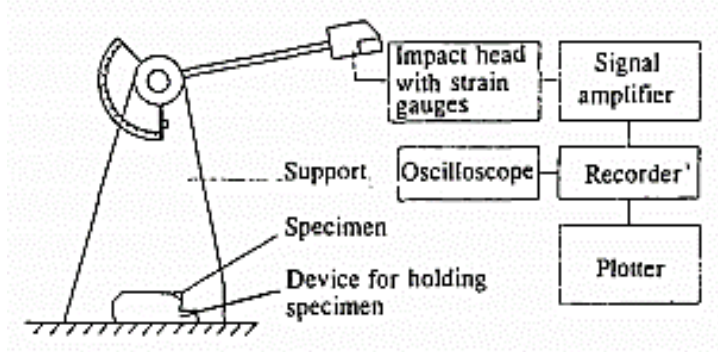


Fonte: Adaptado de [23]

## 2.6 – Ensaio de impacto Brugger

Este modelo de ensaio, foi desenvolvido pela *Zahnradfabrik* (ZF-Alemanha) para determinar a resistência ao impacto dos materiais que passam por cementação e têmpera. É um método para simular a força de impacto para a fratura de dentes de engrenagens [25, 26]. O corpo de prova é forjado, usinado, cementado, temperado e revenido e as suas extremidades simulam dentes de engrenagem. O impacto é realizado na face de cada um dos dentes com um pêndulo contabilizando a energia absorvida pelo material [25, 27]. A Figura 7 mostra o diagrama de blocos do equipamento de ensaio. Este equipamento é constituído por um pêndulo, com medidores de tensão na cabeça, que amplificam o sinal para um dispositivo de armazenamento para a resposta transitória, uma plotadora e um oscilógrafo eletrônico [27].

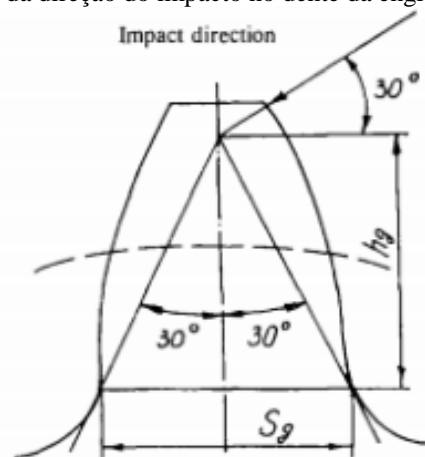
**Figura 7** - Diagrama de blocos do aparelho para ensaio de flexão de impacto (Método de Brugger).



Fonte: Adaptado de [27]

Neste teste, a amostra é fixada em um suporte e sua geometria fornece um contato seguro da peça de trabalho com o martelo durante o impacto. O eixo da amostra forma um ângulo de 30 graus em relação à direção do impacto, permitindo que a simulação seja próxima de uma operação em condições reais de um dente de engrenagem (Figura 8) [27].

**Figura 8** - Esquema da direção do impacto no dente da engrenagem durante o uso.



Fonte: Adaptado de [27]

## 2.7 – Tipos de fratura

Os modos de fratura estão associados às condições de ensaio e são dependentes da rota de tratamentos pela qual as amostras foram submetidas. De uma forma geral, em ensaios de impacto, os metais CFC apresentam uma alta absorção de energia aliada à elevada deformação plástica apresentando fraturas caracterizadas como dúcteis. Materiais com elevados valores de resistência, absorvem uma pequena quantidade de energia antes de fraturar, caracterizando-os como frágeis. Entretanto, aços com estrutura tipicamente CCC, mudam seu comportamento com a temperatura, definindo assim, regiões de transição dúctil-frágil [28, 29]. A fratura dúctil é precedida por deformação plástica. Análises microscópicas demonstram que os micromecanismos estão associados a formação e coalescência de microcavidades (*dimples*) [29, 30]. A fratura frágil ocorre com pouca ou nenhuma deformação plástica significativa antes do material se romper. Em geral, os micromecanismos estão associados a formação de facetas oriundas do processo de clivagem.

## 2.8 – Temperatura de transição dúctil-frágil

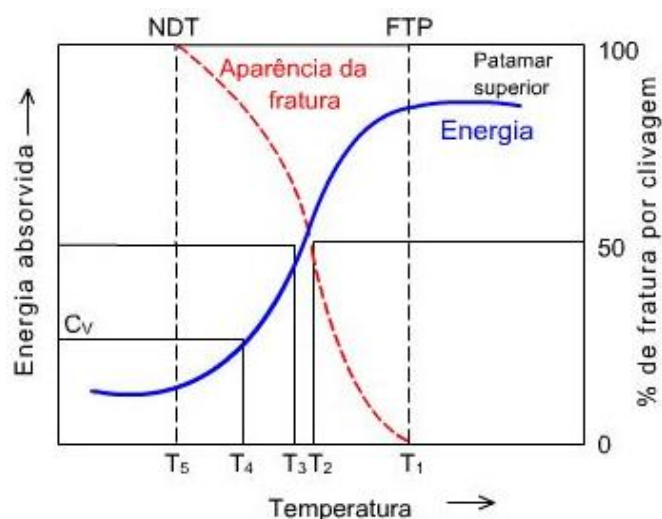
Em um ensaio de impacto a energia absorvida por um corpo de prova varia com a temperatura. Entretanto, existe uma faixa de temperatura em que a energia absorvida muda bruscamente, denominada de zona de transição. Nesta faixa há uma mudança nos modos de ruptura do material e permite a definição da temperatura de transição. As curvas de temperatura de transição dúctil-frágil são importantes no planejamento adequado das condições de serviço em que um componente projetado será aplicado. Elas podem também

determinar as faixas de temperatura de trabalho de um determinado material, para evitar uma fratura frágil [31, 32].

Essa temperatura pode ser determinada por diversos critérios. O mais simples e conservador, conhecido como FTP (*fracture transition plastic*) ou transição para fratura plástica, utiliza uma grande margem de segurança e para algumas aplicações torna-se inviável. Consiste, portanto, em definir uma temperatura  $T_1$  (Figura 9), que se localiza na parte superior da curva, em que acima dela ocorra uma fratura 100% fibrosa. Um outro critério menos conservador que o anterior denominado de FATT (*fracture appearance transition temperature*) ou temperatura de transição  $T_2$  (Figura 9) é definido com base na aparência da superfície de fratura. Assim, a temperatura de transição corresponde a uma condição em que a fratura apresente 50% de micromecanismos dúcteis e, por sua vez, 50% de micromecanismos típicos de clivagem. Uma outra maneira de estabelecer a temperatura de transição é simplesmente fazendo a média entre os valores de temperatura correspondentes aos patamares superior e inferior ( $T_3$ ). A  $T_4$  (Figura 9) corresponde a um certo valor adotado para aços de baixa resistência. Porém os valores obtidos de energia não se aplicam para outros materiais, ou seja, este critério deve ser avaliado para cada condição de aplicação ou definido com base no material selecionado no projeto de um componente.

Por fim o critério mais minucioso estabelece a temperatura de ductilidade nula ou NDT (*nil ductility temperature*) que corresponde à temperatura ( $T_5$ ), na qual acima deste valor haverá uma fratura por clivagem. (Figura 9) [32].

**Figura 9** - Critérios de temperatura de transição dúctil-frágil.



Fonte: Adaptado de [31]

A temperatura de transição dúctil-frágil nos aços varia em função da estrutura cristalina, composição química, tratamentos superficiais e pela microestrutura. Com microestruturas mais resistentes menor é sua faixa de transição, sendo que, para aços de alta resistência não se define uma temperatura de transição [31]. Para aços convencionais de baixa e média resistência há uma forte dependência da temperatura no que se refere a absorção de energia.

Nos aços que passam por tratamentos térmicos e que possuem teores consideráveis de elementos de liga, observa-se que com a diminuição do tamanho de grão menor será a temperatura de transição. Essa variação de tamanho de grão também é influenciada pelo processamento como acabamento na laminação, normalização posterior à laminação e resfriamento por vaporização, que favorecem o refinamento de grão.

Os elementos de liga também afetam essa temperatura e os principais causadores desta mudança são o carbono que aumenta a temperatura e diminui a tenacidade e o manganês que reduz a temperatura e aumenta a tenacidade. No entanto, outros elementos como o fósforo, nitrogênio, silício e oxigênio, que diminuem a tenacidade ao entalhe [32, 33].

Na cementação, a camada formada pode ser hipereutetoide, eutetoide ou levemente hipoeutetoide. No primeiro caso, a alta resistência ao desgaste se contradiz com a redução da tenacidade e aumenta a temperatura de transição. Nos demais casos, as camadas atendem as aplicações desejadas e mantêm a boa tenacidade do substrato com redução da temperatura de transição. A nitretação, por sua vez, produz uma camada resistente ao desgaste e com elevada dureza, estável em altas temperaturas (em torno dos 500°C), reduz a tenacidade e aumenta a temperatura de transição [34].

## **2.9 – Aço SAE 5120**

Devido à necessidade de alta resistência mecânica os eixos e as engrenagens de transmissão para uso automotivo fazem parte da classe dos aços para cementação. Esses componentes são originados dos aços SAE 4120 ou SAE 5120. A diferença entre esses aços é o custo de produção e a composição que afeta na temperabilidade. O SAE 5120 é a base de Mn e possui Cr entre 0,70 a 1,20% a mais em relação ao SAE 4120, que é a base de Cr e Mo que ajuda no aumento da temperabilidade deste aço, sendo então mais comum na

fabricação de peças de menor diâmetro. As propriedades do aço SAE 5120 estão sendo mais estudadas por diversos autores, devido a sua utilidade na fabricação de componentes de segurança. A presença de elementos de liga em aços especiais de diversos tipos de composição também tem sido estudada, principalmente por conta da possibilidade de produzir materiais com propriedades mecânicas atraentes como elevada resistência mecânica e boa tenacidade em aços baixa liga. Diante disso e das aplicações deste tipo de aço, o aço microligado SAE 5120 poderá ser um possível substituto para o aço SAE 4120 na fabricação de eixos e engrenagens de transmissão com maior diâmetro [25]. Desta forma, serão apresentados a metodologia utilizada e os resultados obtidos neste trabalho.

### 3– MATERIAIS E MÉTODOS

**Figura 10** - Fluxograma das etapas dos Materiais e Métodos.

Difratometria de raios X	<ul style="list-style-type: none"><li>• Análise de fases das microestruturas</li></ul>
Teste de impacto	<ul style="list-style-type: none"><li>• Análise da resistência ao impacto</li></ul>
MEV	<ul style="list-style-type: none"><li>• Análise dos aspectos de fratura</li></ul>
Preparação metalográfica	<ul style="list-style-type: none"><li>• Embutimento</li><li>• Lixamento</li><li>• Polimento</li></ul>
Microscopia ótica	<ul style="list-style-type: none"><li>• Ataque Nital 2%</li><li>• Ataque com ácido pícrico</li><li>• Ataque Le Pera</li><li>• Determinação do tamanho médio de grão</li></ul>
Microdureza Vickers	<ul style="list-style-type: none"><li>• Camada cementada</li><li>• Núcleo</li></ul>

Fonte: Autora

#### 3.1 – Material como recebido e suas composições químicas

O material de partida foi fornecido por uma empresa fabricante de aços para a indústria automotiva na forma de 6 corpos de prova Brugger de 20 mm de comprimento, 12 mm de largura e 7 mm de espessura. Sendo 3 do aço SAE 5120 e 3 do aço SAE 5120 + Nb + Ti. As faixas de composição de cada material estão ilustradas na Tabela 1. Atendendo as exigências impostas pela empresa colaboradora, a composição dos elementos Al, Nb, Ti e N do aço SAE 5120 + Nb + Ti são apresentadas nas faixas estabelecidas na Tabela 1.

**Tabela 1** - Faixa de composição das amostras do aço SAE 5120 comum e do aço SAE 5120 microligado Nb + Ti.

<b>Elemento</b>	<b>Faixa de composição do aço SAE 5120 comum (%peso)</b>	<b>Faixa de composição do aço SAE 5120 microligado Nb + Ti (%peso)</b>
Alumínio	0,015-0,050%	0,015-0,050%
Nióbio	$\leq 0,004\%$	0,030-0,070%
Titânio	$\leq 0,004\%$	0,010-0,035%
Nitrogênio	0,005%-0,020%	0,005%-0,020%
Carbono	0,170%	0,180%
Silício	0,120%	0,140%
Manganês	1,160%	1,190%
Fósforo	0,019%	0,015%
Enxofre	0,021%	0,022%
Cromo	1,100%	1,050%
Níquel	0,080%	0,160%
Molibdênio	0,030%	0,050%
Vanádio	0,008%	0,005%
Estanho	0,008%	0,013%
Cobre	0,150%	0,160%

Fonte: Autora.

O processo de fabricação das amostras foi similar ao processo de fabricação de uma engrenagem (exceto pelo forjamento). Após a laminação, as amostras foram tratadas a 950°C por 2,5 horas e a 670°C por 1 hora com resfriamento ao ar, seguido de uma cementação em 930°C por 7 horas. Posteriormente, as amostras foram submetidas a 870°C por 1 hora com têmpera em óleo. Após estas etapas os materiais foram submetidos ao revenimento a 180°C por 2 horas. Para a sua caracterização, as amostras foram cortadas utilizando uma Isomet 1000 (Buehler) com disco diamantado. O corte foi feito transversalmente na seção fraturada. Obteve-se então, dois fragmentos iguais de cada amostra, sendo que um fragmento foi utilizado para imagens no MEV e o outro para preparação metalográfica (Figura 11).

**Figura 11** - Imagens das amostras sem e com embutimento, respectivamente.



Fonte: Autora

### **3.2 – Preparação metalográfica**

A preparação das amostras foi realizada no laboratório de metalografia da EEL-USP. Após o corte do material, os 6 fragmentos em estudo foram embutidos a quente em resina fenólica usando uma embutidora Panpress-30 (Pantec). Os fragmentos foram lixados com lixas de SiC na sequência numérica de: 600, 800, 1200, 2400 *mesh*. Posteriormente, foi realizada uma etapa de polimento com uma suspensão sílica coloidal de 0,04  $\mu\text{m}$  (OP-U, Struers).

### **3.3 – Microscopia ótica (MO)**

No laboratório de metalografia da EEL – USP, foram obtidas imagens pelo microscópio ótico com diferentes ataques químicos. O primeiro ataque realizado foi o Nital 2% (50 ml de etanol com 1 ml de  $\text{HNO}_3$ ) por aproximadamente 16 s para revelar a microestrutura resultante da têmpera, o segundo foi com ácido pícrico (2 g de ácido pícrico com 100 ml de água destilada e 5 ml de detergente com aquecimento da solução a 60 °C) por aproximadamente 3 min para a quantificação dos grãos formados após revenimento. Por fim, o terceiro ataque foi o Le Pera (1 g de ácido pícrico com 25 mL álcool etílico e 0,25 g de metabissulfito de sódio com 25 mL de água destilada) por aproximadamente 2 min para a observação das microestruturas não identificadas com os ataques anteriores.

### **3.4 – Determinação do tamanho médio de grão**

A quantificação dos grãos foi calculada com base na norma E1181 (2002), pelo método do intercepto que consiste em intersecções dos contornos de grão com linhas horizontais que neste caso foram desenhadas pelo programa de análise de imagens *ImageJ* de domínio público, para cada amostra de cada composição. Com os valores obtidos de cada

amostra, foi encontrada uma média, com seu respectivo desvio padrão, para as duas composições estudadas [35].

### **3.5 – Microdureza Vickers**

As medidas de microdureza das 6 amostras polidas foram obtidas em um microdurômetro Micromet 2004 da Buehler pertencente à EEL-USP. Foi aplicada uma carga de 200 gf durante 30 s. Os valores médios e desvios padrões foram obtidos com pelo menos 20 indentações, distanciadas entre 5 diagonais para evitar sobreposição dos campos de deformação entre as medidas.

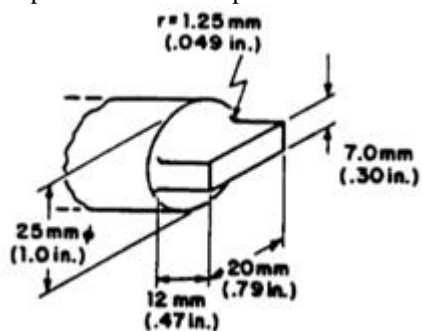
### **3.6 – Difratometria de raios X**

Para análise das fases presentes nas microestruturas das amostras, foram obtidos difratogramas de raios X das amostras sem o embutimento com baquelite, utilizando o difratômetro Empyrean da empresa Panalytical pertencente à EEL-USP. Os ensaios foram realizados com radiação de molibdênio (Mo), varredura de 10 a 90°, passo angular de 0,05° e tempo de contagem de 3 segundos. Os difratogramas obtidos foram analisados utilizando o programa de computador PowderCell, com as informações do banco de dados do programa de computador Pearsons Crystal Data.

### **3.7 – Teste de impacto**

O teste de impacto foi realizado na empresa colaboradora a temperatura ambiente por um equipamento de impacto, da marca *Zwick/Roell* HIT450P modelo RKP450, com capacidade de 450 J. As amostras utilizadas possuíam um tamanho padrão (Figura 12) com formato de dente de engrenagem em suas duas extremidades. Foram utilizados três amostras padrões para cada uma das duas composições.

**Figura 12** - Modelo padrão de amostra para o ensaio de impacto Brugger.



Fonte: Adaptado de [26]

### 3.8 – Análises dos aspectos de fratura

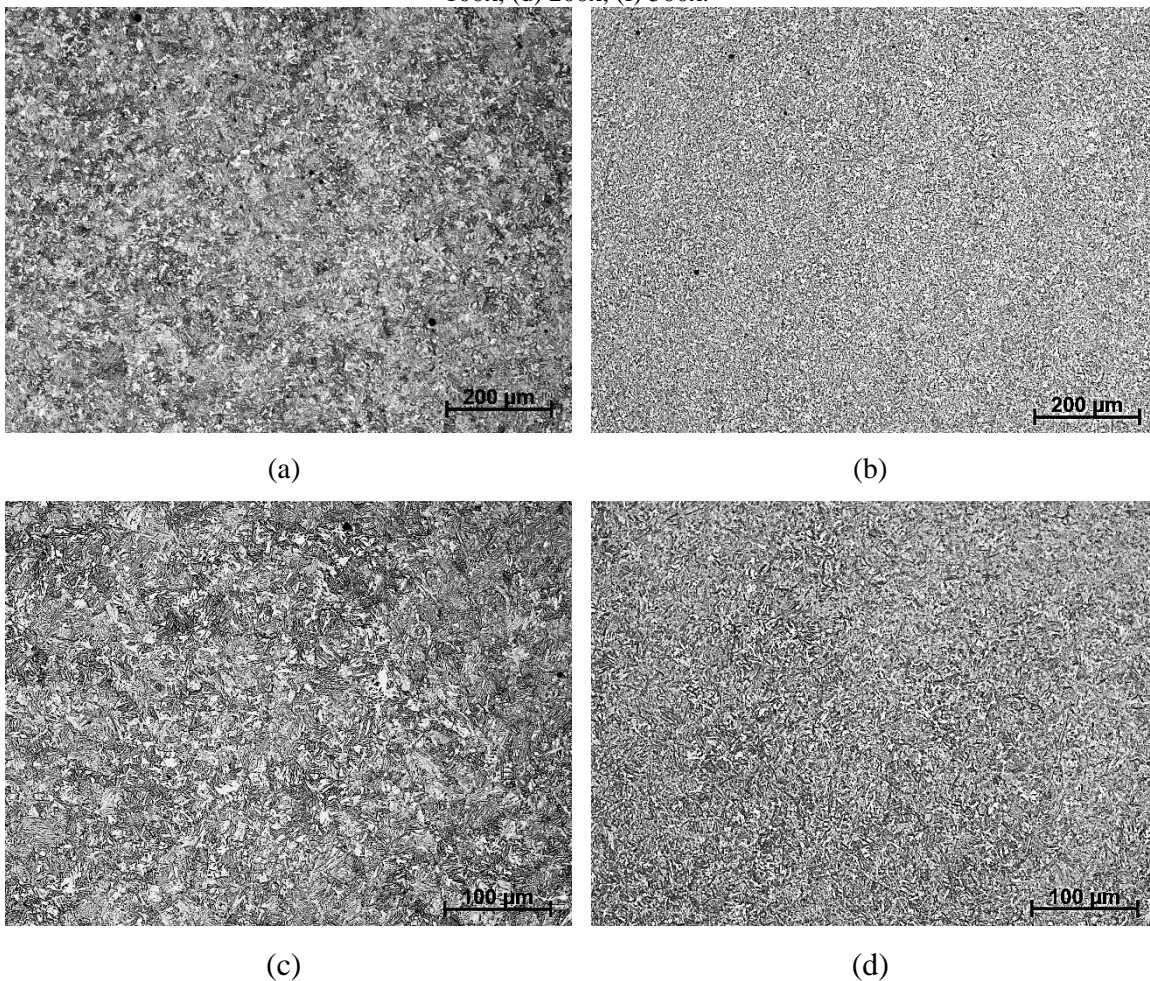
As amostras submetidas ao ensaio de impacto foram observadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) de bancada, da marca HITACHI modelo TM3000 nos laboratórios da EEL – USP.

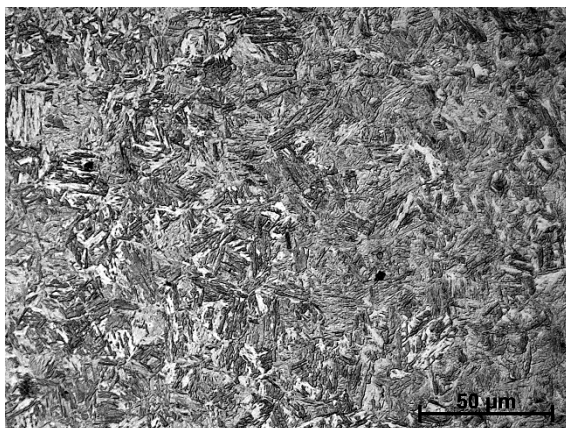
## 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 – Microscopia Ótica

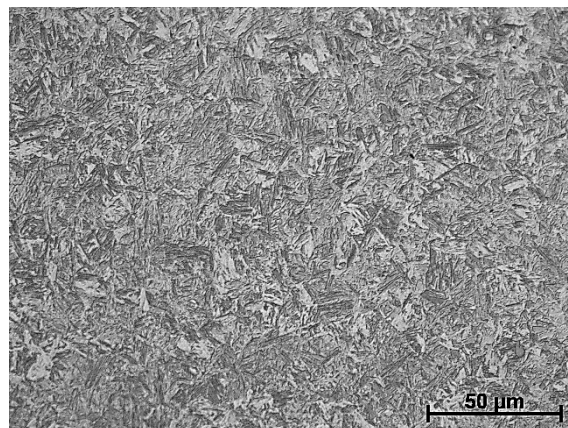
Após uma rota complexa de tratamentos indicadas no item 3.1, o ataque químico Nital 2%, revelou as microestruturas para os aços SAE 5120 apresentadas na Figura 13 (a, c, e) e para o aço com Nb + Ti (b, d, f). As análises sugerem que o microconstituente formado foi a bainita oriunda do processo de cementação em caixa seguida por uma têmpera em óleo que as amostras foram submetidas. O tratamento pode levar à transformação da martensita ou da bainita tanto na superfície cementada quanto no núcleo [24, 36]. Posteriormente à essas etapas, espera-se que as amostras possuam uma camada superficial martensítica com alto teor de carbono, a qual pode influenciar na resistência ao desgaste além de um núcleo martensítico ou bainítico com um baixo teor de carbono que contribui para manutenção da tenacidade.

**Figura 13** - Microestrutura de um aço SAE 5120 com ataque químico Nital 2% nas ampliações originais de (a) 100x, (c) 200x, (e) 500x. Microestrutura do mesmo aço com Nb + Ti nas ampliações originais de (b) 100x, (d) 200x, (f) 500x.





(e)



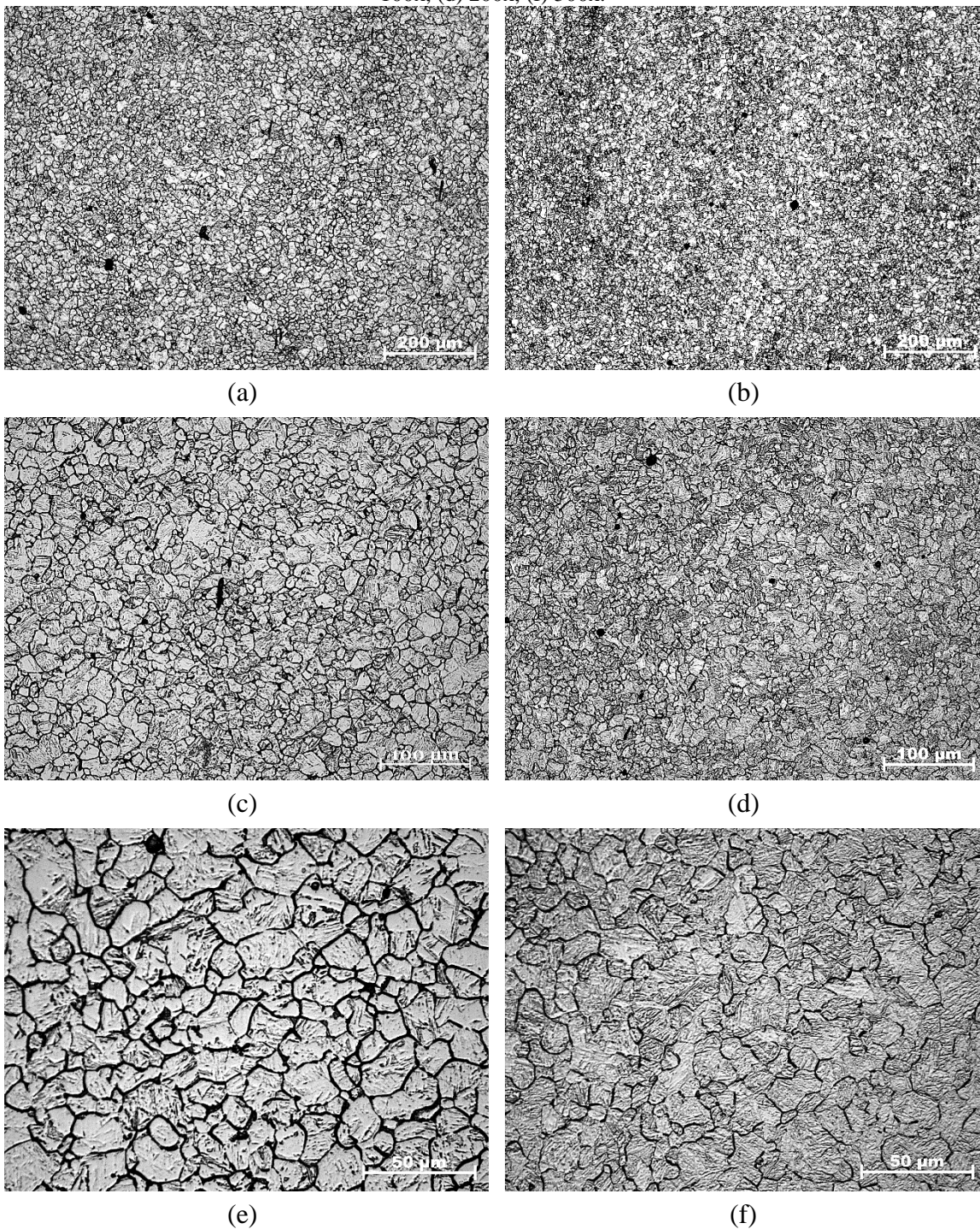
(f)

Fonte: Autora

Com o ataque Picral 2% foram observados, para as duas composições, grãos poligonais irregulares (Figura 14). Os feixes de bainita normalmente nucleiam e crescem nos grãos austeníticos e se propagam em direção ao interior do grão seja por nucleação ou pelo crescimento de subunidades. Os movimentos coordenados desses átomos ocorrem apenas dentro desse limite de grão, sendo assim cada feixe é confinado exclusivamente a um único grão austenítico [37].

O processo de cementação destas amostras também pode explicar a formação deste microconstituente, pois o processo alcançou o campo austenítico (930°C) e, posteriormente, a 870°C por 1 hora nesta temperatura, sofreu uma têmpera em óleo. Este tipo de resfriamento não possuiu uma taxa de resfriamento uniforme pela peça, portanto a taxa de resfriamento da superfície não é a mesma do núcleo. Sendo assim, dependendo das dimensões da peça o núcleo terá microconstituintes distintos dos encontrados na superfície da mesma [23].

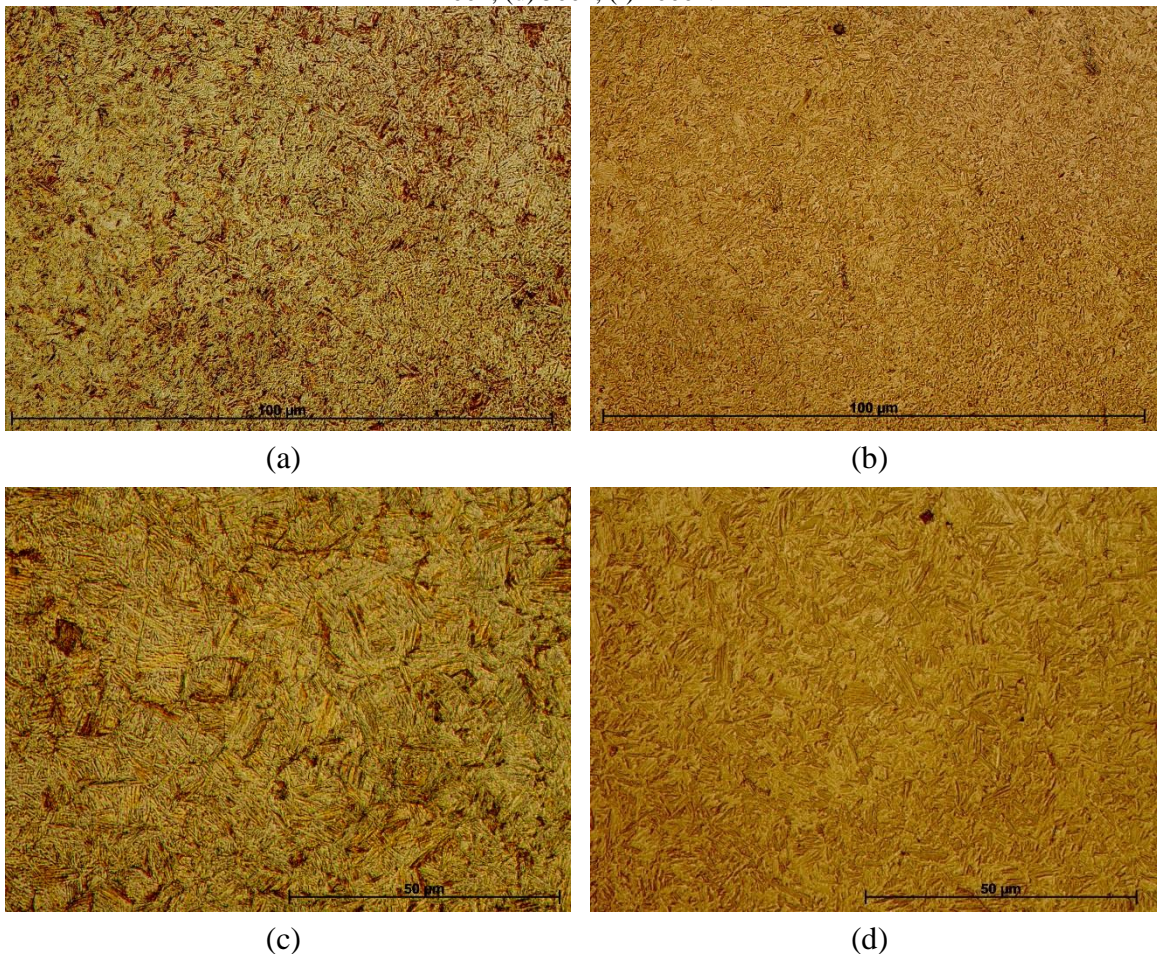
**Figura 14** - Microestrutura de um aço SAE 5120 com ataque químico Picral 2% nas ampliações originais de (a) 100x, (c) 200x, (e) 500x. Microestrutura do mesmo aço com Nb + Ti nas ampliações originais de (b) 100x, (d) 200x, (f) 500x.

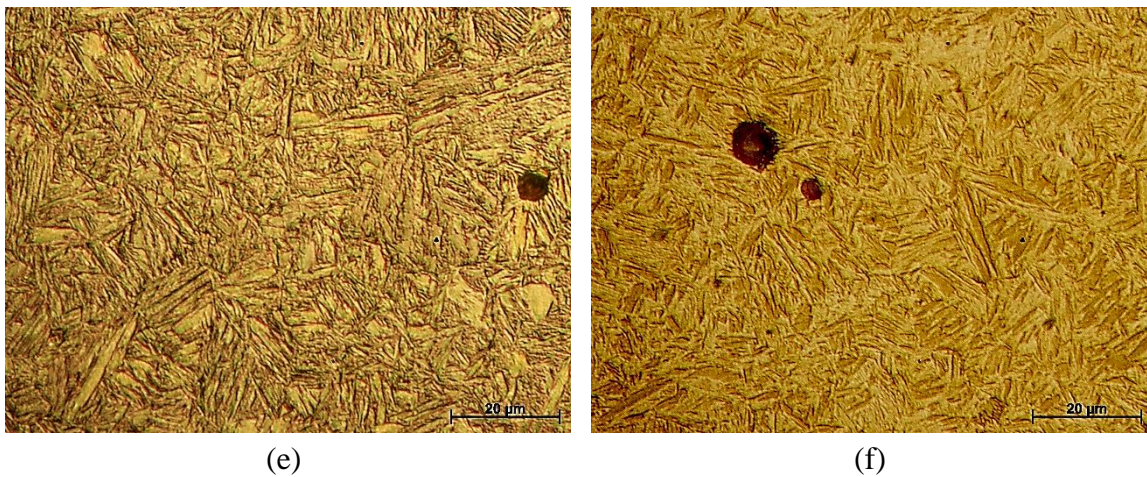


Fonte: Autora

O ataque Le Pera foi utilizado para melhor identificação da microestrutura. Neste caso, a ferrita aparece em tom azul esverdeado, a martensita e a austenita aparecem com coloração branca e a bainita aparece em tons de marrom escuro. Essas tonalidades variam com a composição química do material [38, 39]. As Figuras 15 (a - f), 16 e 17 para os aços SAE 5120 e SAE 5120 com Nb + Ti sugerem uma microestrutura composta por ferrita, bainita e martensita/austenita. A principal responsável pela transformação de todos esses microconstituintes é a austenita rica em carbono, já que a ferrita dissolve pouco carbono. Em altas temperaturas, a difusão do carbono na fronteira entre a ferrita e a austenita impossibilita a formação de carbonetos nesta fase. Sob altas taxas de resfriamento e um elevado gradiente de carbono nessa fronteira, na região de transformação bainítica, induz a formação de uma microestrutura como a ferrita acicular, podendo ou não, estar associada à formação de produtos como carbonetos, martensita, austenita retida ou perlita, dependendo da velocidade de resfriamento [40].

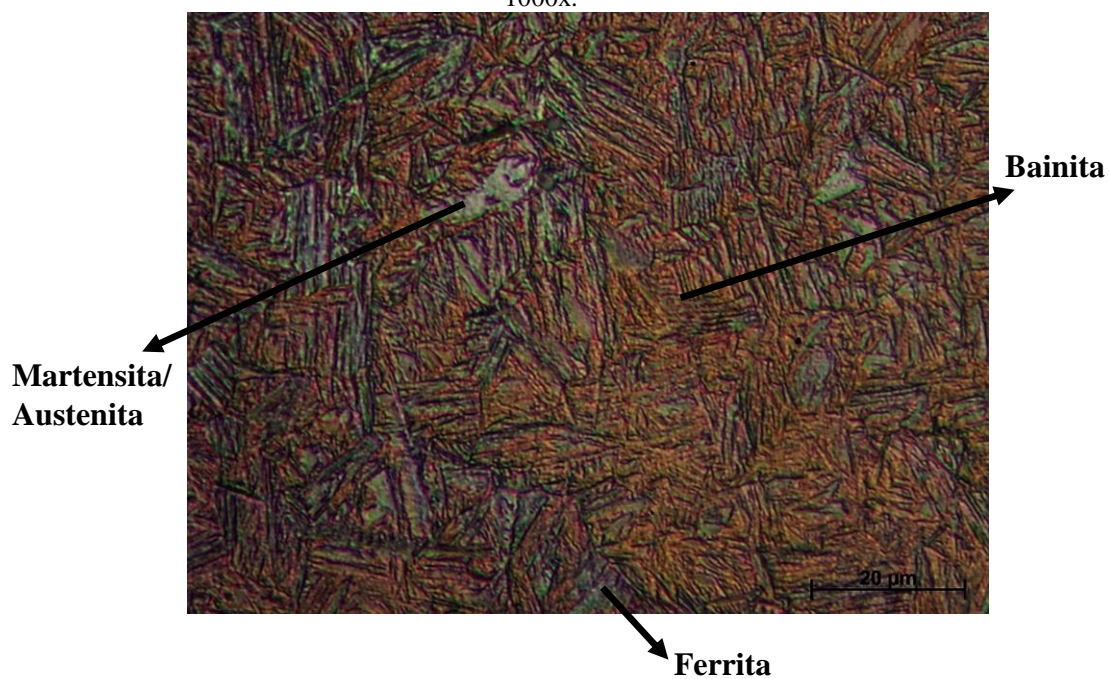
**Figura 15** - Microestrutura de um aço SAE 5120 com ataque químico Le Pera nas ampliações originais de (a) 200x, (c) 500x, (e) 1000x. Microestrutura do mesmo aço com Nb + Ti nas ampliações originais de (b) 200x, (d) 500x, (f) 1000x.





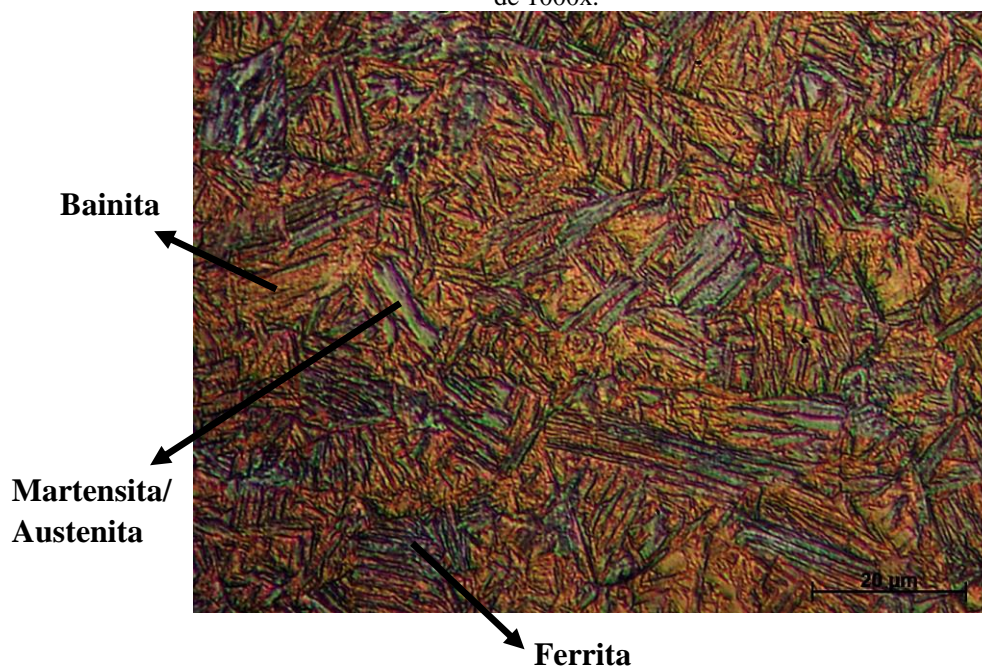
Fonte: Autora

**Figura 16** - Microestrutura de um aço SAE 5120 com ataque químico Le Pera na ampliação original de 1000x.



Fonte: Autora

**Figura 17** - Microestrutura de um aço SAE 5120 Nb + Ti com ataque químico Le Pera na ampliação original de 1000x.

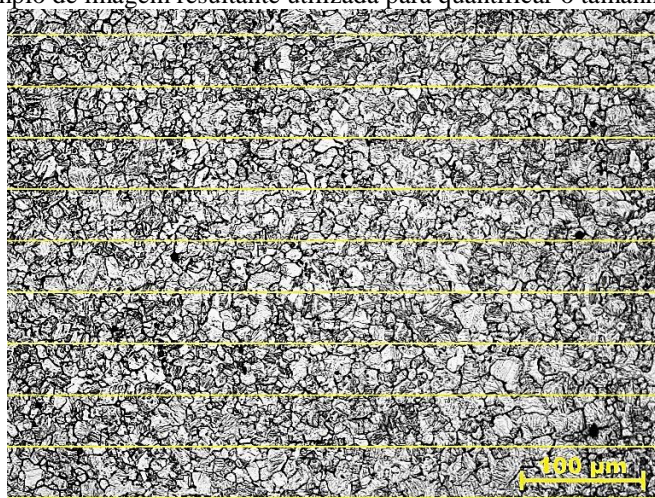


Fonte: Autora

#### 4.2 – Determinação do tamanho médio de grão

Com as imagens capturadas pela microscopia ótica para ambos os aços estudados neste trabalho, o número de grãos ou de contornos de grãos interceptados pelas linhas sobrepostas às imagens, como mostra a Figura 18, permitiu quantificar o tamanho médio de grão com precisão.

**Figura 18** – Exemplo de imagem resultante utilizada para quantificar o tamanho médio dos grãos.



Fonte: Autora

Os cálculos do tamanho médio de grãos e seus respectivos desvios (Tabela 2) foram realizados utilizando a norma E1181 (2002), com 15 micrografias ampliadas em 200x quantificadas para cada amostra, em que se utilizam as seguintes equações [35]:

$$N_L = \frac{N}{L_T/M} \quad (1)$$

$$\bar{L} = 1/N_L \quad (2)$$

Em que:

- $N_L$  é o número de interceptos por unidade de comprimento (em  $\text{mm}^{-1}$ );
- $N$  é o número de interceptos (sendo considerado 0,5 para quando o final da linha toca o contorno, intersecção tangencial com o contorno considera 1,0 e intersecção em uma junção de três grãos considera 1,5);
- $L_T$  é o comprimento total da linha (em mm);
- $M$  é o aumento utilizado para a análise;
- $\bar{L}$  é o comprimento médio do grão (em mm).

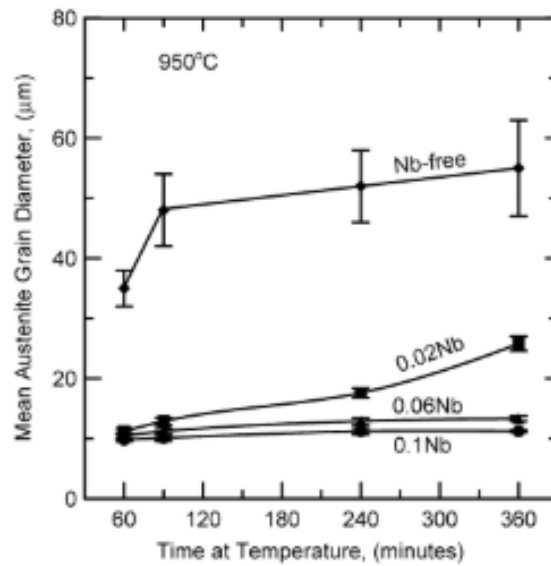
**Tabela 2** - Comprimento médio do grão das amostras.

<b>Amostra</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio padrão</b>
<b>SAE 5120</b>	23,40 $\mu\text{m}$	$\pm 1,10 \mu\text{m}$
<b>SAE 5120 Nb + Ti</b>	20,02 $\mu\text{m}$	$\pm 1,31 \mu\text{m}$

Fonte: Autora

Com estes resultados podemos observar que as amostras microligadas com Nb e Ti resultaram em um valor de tamanho de grão de aproximadamente 15% menor que o do aço comum (Tabela 2). Porém, com base na Figura 19, o tamanho médio de grão encontrado para a amostra microligada com Nb e Ti apresenta uma boa correlação com o tamanho médio de grãos austeníticos determinado para uma amostra de um aço SAE 8620 cementada à 950°C, em torno de 20  $\mu\text{m}$ , com composição próxima ao material deste trabalho deste trabalho [41].

**Figura 19** - Diâmetro médio de grãos austenítico na cementação de diferentes composições de Nb nas amostras.



Fonte: adaptado de [41]

#### 4.3 – Microdureza Vickers

Para avaliar os efeitos da cementação, foi utilizado medidas de microdureza, por não ser destrutivo e pela sua rapidez e simplicidade [7, 42]. A estrutura desejada após a têmpera e o revenimento na superfície de um componente cementado é a martensítica, por ser mais resistente e com durezas na faixa de 58-67 HRC ou 660-900 HV. A dureza em HV do SAE 5120 modificado varia entre 425-383 HV dependendo da distância do topo. A aplicação deste aço é geralmente em engrenagens automobilísticas, ou seja, com parâmetros e características rigorosas [25, 43].

Na Tabela 3 são apresentados os valores médios das microdurezas obtidas neste trabalho das amostras com seus respectivos desvios padrões. O teste de microdureza foi realizado tanto nas bordas cementadas das amostras (martensítica), quanto em seus núcleos (bainita).

**Tabela 3** - Resultados de microdureza Vickers nas amostras dos aços SAE 5120.

<b>Amostra</b>	<b>Média (HV)</b>	<b>Desvio (HV)</b>
<b>SAE 5120 núcleo</b>	437	$\pm 15$
<b>SAE 5120 borda</b>	649	$\pm 18$
<b>SAE 5120 Nb + Ti núcleo</b>	416	$\pm 17$
<b>SAE 5120 Nb + Ti borda</b>	621	$\pm 19$

Fonte: Autora

Os valores de dureza obtidos para o aço SAE 5120 de  $437 \pm 15$  HV (núcleo) e  $649 \pm 18$  HV (borda) e de  $416 \pm 17$  HV (núcleo) e  $621 \pm 19$  HV (borda) para o material SAE 5120 microligado com Nb e Ti, são equivalentes em função de ambos terem sido submetidos a mesma rota de tratamentos. Observa-se, portanto, que tomando como base o valor de dureza do núcleo, a diferença percentual entre o núcleo e a borda, em ambos os casos, corresponde a aproximadamente 49%, resultante do maior teor de carbono na superfície devido à cementação. No caso de aços utilizados para a fabricação de engrenagens, os valores atendem as expectativas iniciais de elevada dureza superficial e boa tenacidade no substrato. [7, 41]. Os valores obtidos para o núcleo são compatíveis com os valores obtidos por Coletti (2006) para o aço SAE 5120 modificado [24, 25, 43].

#### **4.4 – Difratometria de raios X**

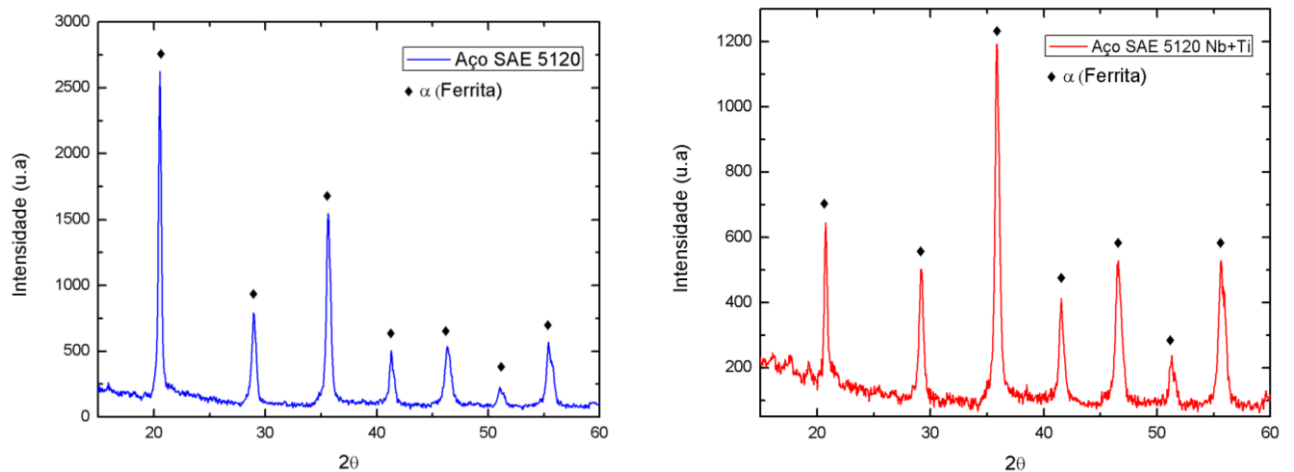
O difratograma das amostras de aço padrão e de aço microligado ao Nb e Ti estão indicados na Figura 20, respectivamente. Os resultados obtidos foram comparados com os picos teóricos das fases  $\alpha$  e  $\gamma$  (ferrita e austenita, respectivamente) para ambas as amostras, para que assim fosse detectada a fase final após diversos tratamentos térmicos que as amostras foram submetidas.

Na Figura 20, observa-se que a amostra de aço SAE 5120 comum possui picos com intensidade mais elevada nos planos (110) e (211) com  $2\theta = 20,54^\circ$  e  $2\theta = 35,63^\circ$ . Todos os picos identificados desta amostra são referentes a fase  $\alpha$ . Já os picos mais intensos da amostra de aço SAE 5120 microligado com Nb e Ti foram nos planos (211) e (110) com  $2\theta = 35,83^\circ$  e  $2\theta = 20,77^\circ$ . Todos os picos identificados desta amostra também são referentes a fase  $\alpha$ .

As intensidades distintas entre as amostras podem ser explicadas pela orientação dos grãos oriundos do processo de laminação. O parâmetro de rede obtido da fase  $\alpha$  para cada amostra foi de  $a = 0,284$  nm para o aço comum e de  $a = 0,283$  nm para o aço microligado com Nb e Ti. Em princípio, variação de composição dos microligantes não alterou os parâmetros de rede [44].

Os picos de carbonetos e de  $\gamma$  não foram identificados, provavelmente por conta da baixa fração de carbonetos e austenita presentes nas amostras.

**Figura 20** - Difratogramas das amostras dos aços SAE 5120.



Fonte: Autora

#### 4.5 – Ensaio de impacto

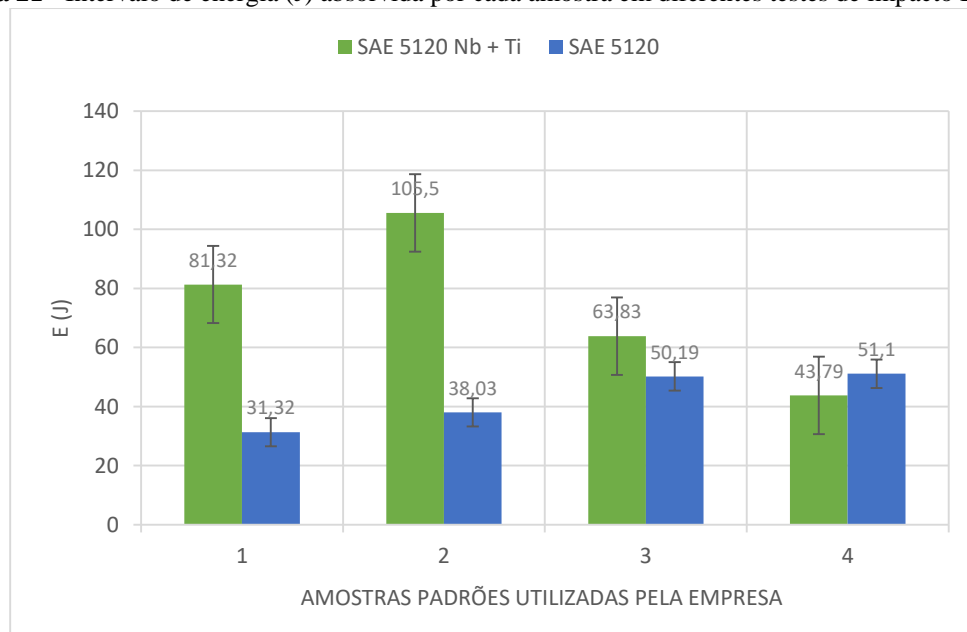
O ensaio realizado com as amostras do aço SAE 5120 e do aço SAE 5120 Nb + Ti tratadas termicamente gerou valores da energia (E) absorvida e da força de impacto (F) utilizada durante o teste de impacto para quatro corpos de prova diferentes (Tabela 4).

**Tabela 4** - Resultados obtidos durante o ensaio de impacto Bruggers.

E(J)	F (kN)	Steel
81,32	96,18	SAE 5120 Nb + Ti
105,5	136,35	SAE 5120 Nb + Ti
63,83	81,86	SAE 5120 Nb + Ti
43,79	76,02	SAE 5120 Nb + Ti
31,32	59,91	SAE 5120
38,03	63,8	SAE 5120
50,19	76,4	SAE 5120
51,1	109,43	SAE 5120

Fonte: Autora

**Figura 21** - Intervalo de energia (J) absorvida por cada amostra em diferentes testes de impacto Bruggen.



Fonte: Autora

Observa-se na Figura 21, que a energia absorvida pelo aço SAE 5120 abrange a faixa de 31,32 a 51,1 Joules e o SAE 5120 Nb + Ti teve uma maior capacidade de absorção de energia na faixa de 43,79 a 105,5 Joules. O aumento na capacidade de absorção nas três primeiras amostras está na faixa de 1,3 a 2,8 vezes, com exceção da última amostra. Portanto, outros estudos com um número maior de amostras devem ser conduzidos e avaliados.

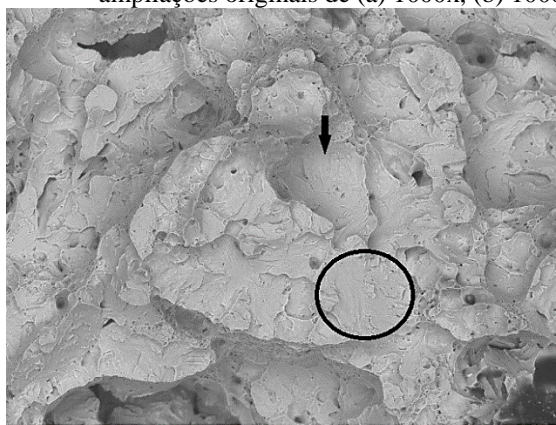
Para efeito comparativo, Loguercio [7] obteve um valor médio de energia de 137 J para uma amostra de aço SAE 5115 microligado sem tratamento térmico. Portanto, acima dos valores de energia obtidos para os aços neste trabalho para ambos os aços.

A adição de microligantes, produz uma fração de precipitados adequada para suprimir o crescimento de grão austenítico em temperaturas de cementação. Essa distribuição de grãos finos contribui para reduzir a temperatura de transição dúctil-frágil e aumentar a tenacidade do material [7, 41].

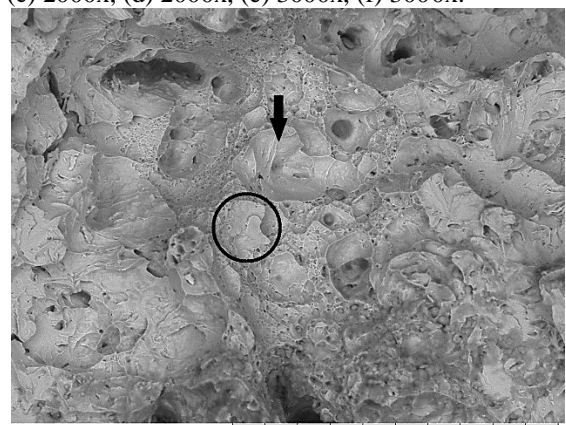
#### 4.6 – Análises dos aspectos de fratura

Na Figura 22 (a – f) referente as amostras de aço SAE 5120, as análises indicam a presença de micro cavidades, denominadas *dimples* (identificadas pelas setas) e a presença de facetas identificadas pelos círculos, constituindo, portanto, um modo de fratura caracterizada como mista [45, 46].

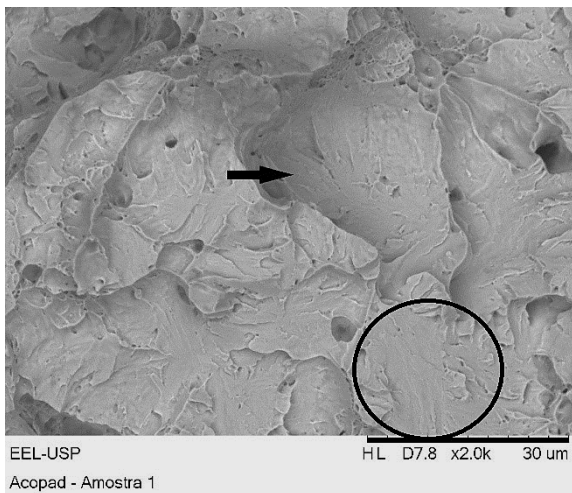
**Figura 22** - Amostras do aço SAE 5120 fraturadas observadas no microscópio eletrônico de varredura nas ampliações originais de (a) 1000x, (b) 1000x, (c) 2000x, (d) 2000x, (e) 3000x, (f) 3000x.



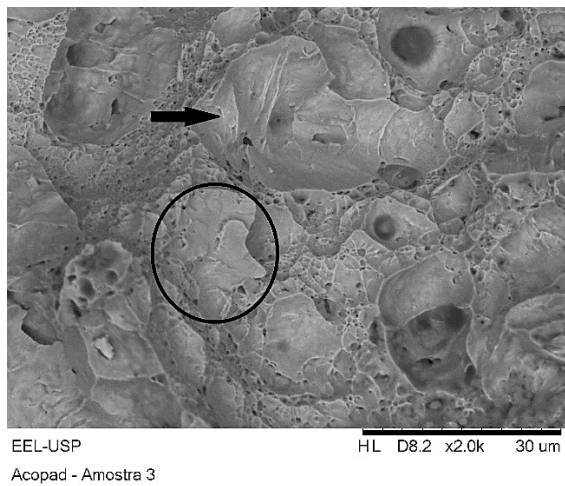
(a)



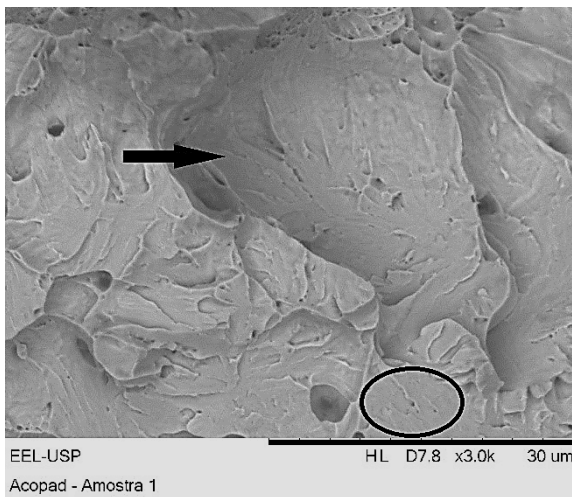
(b)



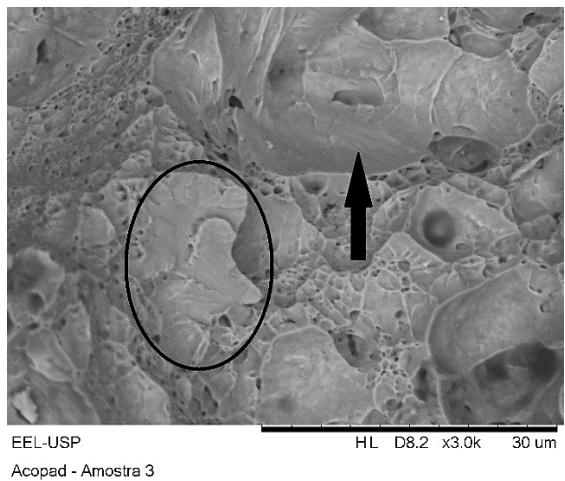
(c)



(d)



(e)

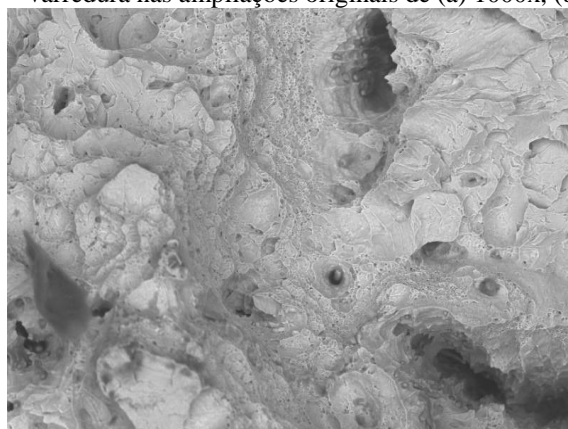


(f)

Fonte: Autora

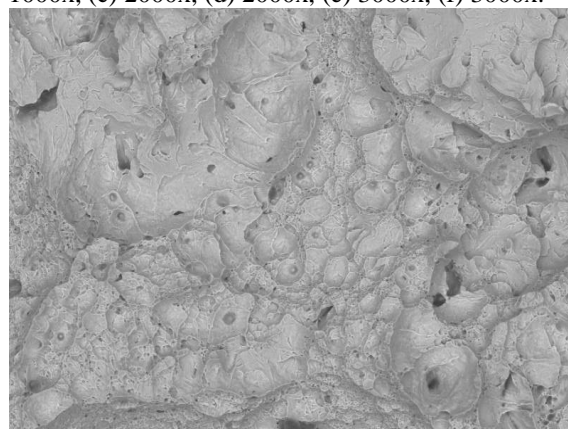
A Figura 23 (a -f), referente as amostras fraturadas do aço SAE 5120 microligado com Nb e Ti, indicou maior predominância das microcavidades conferindo ao material um modo de fratura tipicamente dúctil. Neste caso, o predomínio desse mecanismo revelou que a adição de Nb e Ti contribuíram para melhorar a tenacidade, como observado pela maior absorção de energia nos testes de impacto [29, 45, 46].

**Figura 23** - Amostras do aço SAE 5120 Nb + Ti fraturadas observadas no microscópio eletrônico de varredura nas ampliações originais de (a) 1000x, (b) 1000x, (c) 2000x, (d) 2000x, (e) 3000x, (f) 3000x.



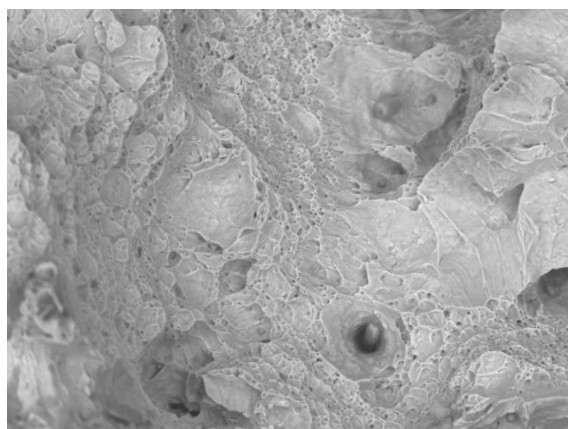
EEL-USP  
NbTi - Amostra 2  
HL D8.1 x1.0k 100 um

(a)



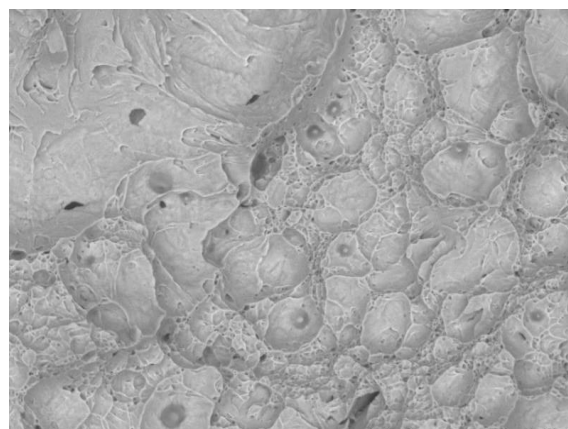
EEL-USP  
NbTi - Amostra 3  
HL D8.7 x1.0k 100 um

(b)



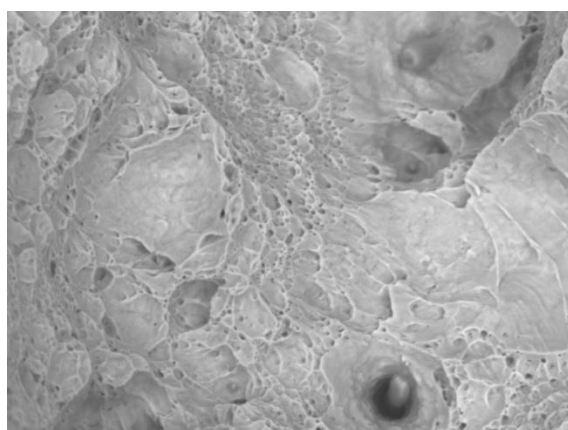
EEL-USP  
NbTi - Amostra 2  
HL D8.1 x2.0k 30 um

(c)



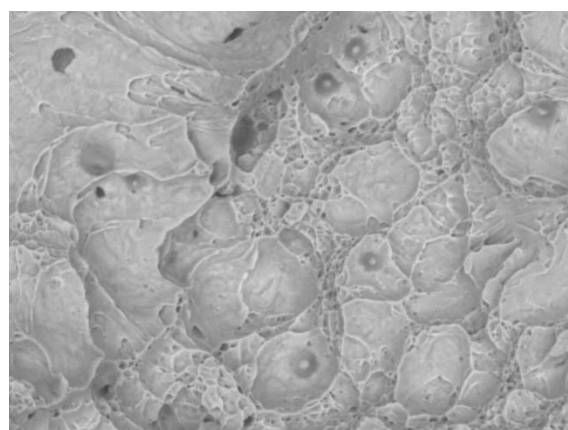
EEL-USP  
NbTi - Amostra 3  
HL D8.7 x2.0k 30 um

(d)



EEL-USP  
NbTi - Amostra 2  
HL D8.1 x3.0k 30 um

(e)



EEL-USP  
NbTi - Amostra 3  
HL D8.7 x3.0k 30 um

(f)

Fonte: Autora

## 5 – CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos, pode-se concluir que:

- A rota de tratamentos conduziu a formação de uma estrutura bainítica em ambos os aços com granulometria fina no núcleo. As duas amostras apresentaram tamanhos médio de grãos equivalentes na faixa de 20 a 23  $\mu\text{m}$ .
- Os valores obtidos de microdurezas dos núcleos deram cerca de 49% menores que das camadas cementadas em função do maior teor de carbono na superfície induzido pela cementação;
- Os microligantes Nb e Ti no aço SAE 5120, principalmente o Nb, exerceram um considerável efeito na tenacidade comprovada pela maior capacidade de absorção de energia do que o aço SAE 5120 comum;
- Os microligantes Nb e Ti presentes melhoraram a capacidade de absorção de energia e modificaram o modo de fratura de mista para tipicamente dúctil;
- Com base nas conclusões acima, pode-se inferir que a adição dos microligantes Nb e Ti contribuíram para melhorar as propriedades desejadas em engrenagens automobilísticas resultando em uma opção adequada para este tipo de aplicação. No entanto, outros estudos com maior volume de amostras devem ser conduzidos.

## 6 - REFERÊNCIAS

- [1] Andrade, Thales. 9 Tipos de Engrenagens e Suas Aplicações. 2018. Disponível em: <<https://fluxoconsultoria.poli.ufrj.br/blog/projetos-mecanicos/9-tipos-de-engrenagens/>>. Acesso em: 15 nov. 2019.
- [2] Herring, Daniel H.; Lindell, Gerald D. Heat Treating: heavy duty gears. p 58-75, 2007.
- [3] Mariano, Neide A.; Pereira, Victor F.; Rodrigues, César A. D. Caracterização da temperabilidade e das curvas de transformação de fases de aços inoxidáveis martensíticos do tipo FeCrNi. 2007. 60 v. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia, Escola de Engenharia de São Carlos - EESc, São Carlos, 2007.
- [4] Aços Favorit Distribuidora Ltda (Brasil). Aços construção mecânica: Aço SAE 5120. Disponível em: <<http://www.favorit.com.br/produtos/acos-construcao-mecanica/aco-sae-4320>>. Acesso em: 15 nov. 2019.
- [5] Instituto Aço Brasil (comp.). Aplicações do Aço: o aço está presente no nosso dia a dia nas mais diversas ocasiões e por isso muitas vezes torna-se invisível. 2017. Disponível em: <<http://www.acobrasil.org.br/site2015/aplicacoes.asp>>. Acesso em: 15 nov. 2019.
- [6] Jornal da Unicamp. Aços microligados reduzem tempo e custos na produção de autopeças. Campinas, 26 dez. 2007.
- [7] Loguercio, João Francisco Canto. Desenvolvimento de um aço SAE 5115 microligado ao Níobio para cementação a alta temperatura. 2003. 193 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2003.
- [8] Andrade, Maria Lúcia A. A., *et al.* Setor siderúrgico no Brasil e no mundo. Gerência setorial de Mineração e Metalurgia, 1997. 26 p.
- [9] Bhadeshia, H. K. D. H.; Honeycombe, S. R. Steel: Microstructure and Properties. Cambridge: Butterworth-Heinemann, 2006. 360 p.
- [10] Gupta, C. K.; Suri, A. K. Extractive Metallurgy of Niobium. CRC Press., 1993. 272 p.

- [11] Matrosoy, Yu. I. Mechanisms of The Effect of Vanadium, Niobium, and Titanium Doping on The Structure and Properties of Low-Pearlite Steels. Metal Science and Heat Treatment, vol 26, 1984.
- [12] Luton, M. J., Dorvel, R., Petkovic, R. Interaction Between Deformation Recrystallization and Precipitation in Niobium Steels. Metallurgical Transactions, 1980. A. 1: 411-420.
- [13] Lee, K. J., Lee, J. K. Modelling of austenite/ferrite transformation in Niobium-containing microalloyed steels. Scripta Materialia, 1999. 40: 831-836.
- [14] Caldeira, E. A. Processamento de um Aço ARBL no Laminador de Tiras a quente da CST visando atender a Norma API 5L, Grau X70. Trabalho de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte. 2006.
- [15] Klinkenberg, C. Niobium in Microalloyed Structural and Engineering Steels. Millennium Steel, vol 5. 2006.
- [16] Veerababu, R. Effect of Vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA Steel. Materials Science and Engineering: A, vol 527, 2010.
- [17] Wu, D., Wang, F., Cheng, J., Li, C. Effect of Nb and V on the Continuous Cooling Transformation of Undercooled Austenite in Cr–Mo–V Steel for Brake Discs. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, vol 25. 2018.
- [18] Vervynckt, S., Thibaux, P., Verbeken, K. Effect of niobium on the microstructure and mechanical properties of hot rolled microalloyed steels after recrystallization-controlled rolling. Metals and Materials International, 2012, 18: 37-46.
- [19] Froes, F.H. Titanium: physical metallurgy, processing, and applications. ASM International, 2015.
- [20] Lage, M. G., Araújo, C.S. Estudo da precipitação em aços de alta resistência e baixa liga por termodinâmica computacional. Tecnol. Metal. Mater. Miner, vol 7, 2010.
- [21] Herman, J. C., Messien, P., Gréday, T. HSLA Ti – Containing Steels. International Conference on Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite. Metallurgical Society of AIME: Warrendale, PA. 1982.

- [22] Zhao, J., Jiang, Z. Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels. School of Mechanical, Materials, Mechatronic and Biomedical Engineering. University of Wollongong, NSW 2522: Australia.
- [23] Chiaverini, Vicente. Aços e Ferros Fundidos. 7. ed. São Paulo: AMB, 2008. 599p.
- [24] Lana, Sandra D. Proposta para implantação de um tratamento térmico gasoso: Cementação, Têmpera e Revenido. 2010. 57 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2010.
- [25] Colleti, Argos Y. Influência dos elementos de liga na resistência ao impacto, na temperabilidade e na microestrutura do aço SAE 5120 modificado. 2016. 99 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, Lorena, 2016.
- [26] Cohen, R.e.; Matlock, D.K.; Krauss, G. Specimen Edge Effects on Bending Fatigue of Carburized Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, Eua, v. 1, n. 1, p. 695-704, 5 out. 1992.
- [27] Tikhonov, A. K., Palagin, Yu M. Method of testing gear wheels in impact bending. Metal Science and Heat Treatment, vol 36, 1994.
- [28] Callister, W. D., Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- [29] Silva, Hugo G. A., *et al.* Caracterização de fraturas frágil e dúctil em microscopia eletrônica de varredura (MEV). Revista Militar de Ciência e Tecnologia, Rio de Janeiro, v. 34, n. 3, p. 5-7, 2017.
- [30] Carvalho, Nestor & Pereira, Sergio & Moraes, Willy. Análise da falha em uma tubulação induzida pela atuação de uma válvula de segurança. 1772-1780, 2015.
- [31] Souza, S. A. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos. 5. ed. São Paulo: Blucher 2011.
- [32] Dieter, George, Metalurgia Mecânica. 2.ed. Pittsburgh, Pennsylvania: Guanabara Dois, 1961. 653 p.
- [33] Ipiña, Juan Elías Perez. Transição dúctil-frágil: Análise estatística de resultados, avaliação de um valor mínimo e estudo do limite com o Upper Shelf. 2011. 104 f. Tese

(Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

[34] Boletim Geologia e Metalurgia: Aços-carbono e aços-liga. Aços para Cementação e Nitretação, São Paulo, v. 0, n. 15, p. 111-122, mar. 20--.

[35] American Society for Testing and Materials. ASTM E1181: Standard Test Methods for Characterizing Duplex Grain Sizes. United States: 2002 Edition, 2002.

[36] Mohrbacher, Hardy. Metallurgical concepts for optimized processing and properties of carburizing steel. Advances In Manufacturing, [S.L.], v. 4, n. 2, p. 105-114, jun. 2016. Springer Science and Business Media LLC.

[37] H.K.D.H., Bhadeshia; J.W., Christian. Bainite in Steels. Metallurgical Transactions, v.21 (A), p. 767-797, April 1990.

[38] C.C.A. Eilises *et al.* Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica. Revista Matéria, Rio de Janeiro, v. 13, n. -, p. 398-404, 05 maio 2008.

[39] Le Pera, F. S.; Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel. In: Journal of Metals. p. 38-39, 1980.

[40] Elisei, Cristina de Carvalho Ares. Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço de Baixo Carbono. 2008. 186 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Projetos e Materiais, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

[41] Alogab, K. A. *et al.* The Influence of Niobium Microalloying on Austenite Grain Coarsening Behavior of Ti-modified SAE 8620 Steel. Isij International, [s.l.], v. 47, n. 2, p. 307-316, 20 July 2006.

[42] Kubota, Manabu; OCHI, Tatsuro. Development of Anti-coarsening Extra-fine Steel for Carburizing. Nippon Steel Technical Report, [s.l.], v. 0, n. 88, p. 81-86, July 2003.

[43] Hassman, A. Estudo comparativo de aço-carbono microligado e aços-carbono ligados para fabricação de parafusos forjados a frio. 2016. 144 f. TCC (Graduação) – Engenharia Mecânica, Centro Universitário Univates, Lajeado, 2016.

[44] Oliveira, V. M. C. A. Estudo do fenômeno da fluência na liga Ti-6AL-4V submetida a tratamentos de nitretação e carbonetação por plasma. 2010. 118 f. Dissertação (Mestrado) –

Curso de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2010.

[45] Fortes, Mariana de Souza. Conteúdo digital para ensinagem de análise e interpretação de falhas mecânicas. 2013. 79 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Fundação Oswaldo Aranha, Centro Universitário de Volta Redonda, Volta Redonda, 2013.

[46] Guimarães, V. A. Influência na taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com Nióbio e Titânio. 1997. 182 f. Tese (Doutorado) – Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1997.