

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

DAIANE CRISTINE SANTANA RESENDE

**EFEITO DA TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA E DA PRESENÇA DE  
VANÁDIO NA DUREZA E NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO MOLA**

BELO HORIZONTE

2019

DAIANE CRISTINE SANTANA RESENDE

**EFEITO DA TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA E DA PRESENÇA DE  
VANÁDIO NA DUREZA E NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO MOLA**

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.

Orientadora: Prof<sup>ª</sup>. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2019

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente à que Deus, que sempre esteve comigo. Obrigada senhor por ser meu maior refúgio.

Agradeço a minha família por todo apoio e amor incondicional, obrigada pelos afagos nos momentos de tensão.

Agradeço a minha orientadora Elaine por me dar a oportunidade de ser sua bolsista de iniciação científica. Obrigada por estar sempre ao meu lado durante os momentos bons e ruins e ser mais que uma orientadora, obrigada por ter se tornado uma grande amiga.

Agradeço ao meu namorado Hebert pelo grande carinho e atenção, pelos valiosos conselhos técnicos. Obrigada por estar ao meu lado e por ser tanto.

Obrigada aos amigos da “Metalô” que sempre estiveram comigo, e sempre me deram a maior força nos momentos difíceis, sem vocês isso não seria possível. Meu agradecimento especial a Cintia Braga, por ser uma grande amiga.

Obrigada ao meu irmão Anthony pela companhia agradável nos momentos de estudo em casa, por ser uma pessoa tão especial e por ser tão compreensivo.

Agradeço a Secretaria de Assistência Estudantil (SAE) que me abraçou no momento em que mais precisei e me deu a grande oportunidade de trabalhar nos laboratórios de Metalografia e Tratamentos Térmicos .

Meu grande e sinceros agradecimentos ao Jorge, técnico do Laboratório de Caracterização de Materiais pela ajuda com a realização das microestruturas eletrônicas de varredura e corte das amostras.

Agradeço ao Geraldinho que me ajudou também com corte das amostras e por uma pessoa tão especial.

Agradeço ao Valdecir pela disponibilidade de realizar os tratamentos térmicos na empresa Metal Temper.

Agradeço as colegas de TCC Marianne, Natália e Débora pelas dicas técnicas, companhia durante a preparação das amostras nos laboratórios e pelas palavras tão doces.

## RESUMO

Os aços mola são amplamente utilizados na indústria automobilística, ferroviária e em diversos equipamentos que trabalham sob esforço intenso. Além disso, eles podem ser aplicados em situações em que o material é submetido à condições de temperaturas elevadas por longos períodos. Sendo assim, eles devem ser capazes de manter sua forma original absorvendo as energias mecânica e térmica temporariamente geradas. Essas características essenciais são obtidas por meio da inserção de elementos de liga ao aço ou por meio de tratamentos térmicos. Assim é possível refinar o tamanho de grão de modo a aumentar a sua resistência mecânica. Um elemento de liga comumente utilizado para este fim é o vanádio, que é capaz de melhorar a tenacidade e soldabilidade de aços (baixo médio carbono) e também endurecer o material promovendo transformações da austenita para bainita e/ou martensita em baixas temperaturas. O presente trabalho tem por objetivo analisar a influência dos tratamentos térmicos (têmpera e austêmpera) sob as propriedades dos aços mola SAE 9254 e SAE 9254V. Buscou-se verificar a influência de diferentes teores de vanádio sob a dureza (Rockwell C) e avaliar a formação de novas fases nas microestruturas em decorrência desses tratamentos térmicos. Esse estudo se justifica pela necessidade de se alcançar melhor desempenho destes materiais em relação à resistência, ductilidade e tenacidade por meio de uma rota economicamente viável e com menor tempo de processamento. Foi possível observar a grande influência do vanádio nos valores de dureza obtidos na tempera e austêmpera, caracterizado pela formação de carbonetos e bainita superior e inferior. As diferentes temperaturas de austêmpera utilizadas foram responsáveis pela formação das novas microestruturas visualizadas no material.

**Palavras- chave:** Aços mola, austêmpera, dureza, microestrutura.

## ABSTRACT

Spring steels are widely used in the automobile and railway industries and they are used to manufacture several equipments that work under intense stress. Besides, they can be applied in situations where are subjected to high temperature for long periods. Therefore, they should be capable of maintaining their original conformation absorbing the mechanical and thermal energies temporarily generated. These essential characteristics are obtained by means of heat treating processes. Thus, it is possible to refine steel grain sizes and to increase their mechanical resistance. An alloy element widely used for this purpose is vanadium, which is able to improve both tenaciousness and weldability of steels (low medium carbon) and also to harden the material by promoting transformations of austenite to bainite and/or martensite in low temperatures. This work aims to analyze the influence of heat treating processes (tempering and austempering) over spring steel SAE 9254 and SAE 9254V proprieties. It was searched verifying the influence of different vanadium rates over the hardness (Rockwell C) and to evaluate the formation of new phases in microstructures in reason of these heat treating processes. This study is justified by the need to improve the materials performance in relation to their mechanical resistances, ductility and tenaciousness by using of economically viable route and shorter processing time. It was possible to observe the great influence of vanadium on the hardness values obtained in the tempera and austempering characterized by the formation of carbides and upper and lower bainite. The different austempering temperatures used were responsible for the formation of the new microstructures visualized in the material.

**Key works:** Spring steels, austempering, hardness, microstructures.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Microestrutura martensítica com morfologia em agulhas.....	5
Figura 2 - Microestrutura martensítica com morfologia acicular contínua.....	5
Figura 3 - Representação esquemática do ciclo térmico da Austêmpera.....	9
Figura 4 - Comparação dos ciclos de transformação-tempo-temperatura para Têmpera/Revenimento e Austêmpera.....	10
Figura 5 - Diagrama ternário Fe-C-V .....	14
Figura 6 - Fluxo de fabricação do aço SAE 9254.....	20
Figura 7 - Fluxograma de atividades. ....	21
Figura 8 – Forno industrial utilizado nos tratamentos térmicos deste trabalho.....	22
Figura 9 - Curva TTT para o aço SAE 9254 .....	23
Figura 10 - Curva TTT para o aço SAE 9254V .....	23
Figura 11 – Condições de Têmpera das amostras 1 (SAE 9254) e 2 (SAE 9254V). ....	24
Figura 12 – Condições de Austêmpera das amostras 4, 6, 8 (SAE 9254V) e 3,5,7 (SAE 9254). ....	25
Figura 13 - Processo de corte realizado para posterior caracterização microestrutural e ensaio de Dureza.....	26
Figura 14 - Instrumento utilizado na determinação da dureza. ....	27
Figura 15 - Instrumentos utilizados na obtenção das micrografias ópticas e eletrônica. ....	28
Figura 16 - Valores de Dureza Rockwell C determinados para amostras 1, 3, 5 e 7 (SAE 9254) com baixo teor de Vanádio.....	29
Figura 17 - Valores de Dureza Rockwell C determinados para amostras 2, 4, 6 e 8 (SAE 9254V) com alto teor de Vanádio.....	29
Figura 18 - Micrografias da amostra 1 (SAE 9254) temperada a 850 °C. ....	34
Figura 19 – Micrografias da amostra 2 (SAE 9254V) temperada a 850 °C.....	35
Figura 20 - Micrografias da amostra 3 (SAE 9254) austemperada a 480°C. ....	36
Figura 21 –Micrografias da amostra 5 (SAE 9254) austemperada a 450°C. ....	37
Figura 22 – Micrografias da amostra 7 (SAE 9254) austemperada a 330°C. ....	38
Figura 23 - Micrografias da amostra 4 (SAE 9254V) austemperada a 480°C. ....	40
Figura 24 - Micrografias da amostra 6 (SAE 9254V) austemperada a 450°C. ....	41
Figura 25 - Micrografias da amostra 8 (SAE 9254V) austemperada a 330°C. ....	42

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Elementos de ligas e efeitos nas propriedades de aços.....	12
Tabela 2 - Composição de elementos de liga (em % peso) do aço SAE 9254.....	19
Tabela 3 – Composição química dos aços SAE 9254 e SAE 9254V. ....	22
Tabela 4 - Parâmetros dos tratamentos de Têmpera. ....	24
Tabela 5 –Parâmetros dos tratamentos de Austêmpera. ....	25

## ABREVIATURAS E SIGLAS

**$\alpha$**  – Fase Ferrita.

**$\xi$**  – Carbonetos  $\xi$ .

**A** – Austenita.

**A<sub>e1</sub>** – Temperatura inicial de formação da Austenita.

**A<sub>e3</sub>** – Temperatura final de formação da Austenita.

**B** – Constituinte Bainita.

**C** – Cementita.

**F** – Ferrita.

**HRC** – Dureza Rockwell (do inglês, *Hardness Rockwell C*).

**MA** – Constituinte Martensita + Austenita retida.

**MEV** – Microscópio Eletrônica de Varredura.

**M<sub>I</sub>** – Temperatura inicial de formação da Martensita.

**M<sub>f</sub>** – Temperatura Final de formação da Martensita.

**MO** – Microscópio óptico.

**SAE** – Classificação normativa de aços da Sociedade de Engenheiros automotivos (do inglês, *Society of Automotive Engineers* – EUA).

**TTT** – Diagrama de Tempo-Temperatura-Transformação.

**VC** – Carboneto de Vanádio.



## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVOS .....</b>	<b>3</b>
2.1. Objetivo geral .....	3
2.2. Objetivos específicos.....	3
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>4</b>
<b>3.1 Tratamentos térmicos .....</b>	<b>4</b>
3.1.1. Têmpera .....	4
3.1.2. Revenimento .....	7
3.1.3 Austêmpera .....	9
<b>3.2 Efeitos dos elementos de liga no tratamento térmico de ligas de ferro-carbono .....</b>	<b>10</b>
<b>3.3 Aços microligados e o uso de vanádio.....</b>	<b>12</b>
<b>3.4 Carbonetos de vanádio.....</b>	<b>14</b>
<b>3.5 Aços-mola .....</b>	<b>16</b>
<b>3.6 Tratamentos térmicos de aços-mola .....</b>	<b>18</b>
<b>3.7 Aço-mola SAE 9254.....</b>	<b>19</b>
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>21</b>
4.1 Descrição do trabalho.....	21
4.2 Material .....	21
4.3 Tratamentos térmicos .....	22
4.4 Caracterização mecânica .....	26
4.5 Caracterização microestrutural.....	27
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>29</b>
5.1 Efeitos do tratamento térmico e teor de vanádio na dureza .....	29
5.2 Análise microestrutural .....	32
<b>6. CONCLUSÕES.....</b>	<b>44</b>

<b>7. REFERÊNCIAS</b> .....	<b>45</b>
-----------------------------	-----------

## 1. INTRODUÇÃO

Entre os materiais mais utilizados em nosso cotidiano se destacam os metais, os quais são caracterizados por propriedades como brilho metálico, boa condutibilidade elétrica e térmica, ductibilidade, capacidade para a formação de ligas dentre outras. Uma liga se trata da junção de dois ou mais elementos químicos, sendo um deles um metal, que resultam em um material com propriedades metálicas específicas. Como exemplos podem ser citados o latão (liga de cobre e zinco), o bronze (liga de cobre e estanho) e o aço Carbono (liga de Ferro e Carbono) (CHIAVERINI, 2002).

O registro mais antigo da execução do processo de redução de minério de Ferro foi encontrado na parede de uma tumba egípcia, datando de aproximadamente 1500 A.C. Apesar da falta de registros, acredita-se que a grande difusão dos utensílios de aço ocorreu por volta do século XIII A.C., quando no Império Hitita, o ferro foi introduzido em utilizações militares em detrimento ao uso do bronze. Em 221 A.C., o império chinês foi capaz de dominar praticamente todos os reinos circundantes, graças às suas apuradas técnicas de produção de Ferro. Estes registros são considerados provas de como o uso do Ferro tem alterado a história ao longo dos tempos (MATARELLI *et al.*, 2001).

O aperfeiçoamento da produção deste material foi bastante pronunciado durante a Revolução Industrial, pois a criação de fornos que permitiam não apenas corrigir as impurezas do Ferro mas também dar aos mesmos propriedades como resistência ao desgaste, ao impacto, à corrosão. Devido ao seu baixo custo e suas propriedades o aço passou a representar cerca de 90% de todos os metais consumidos pela comunidade industrial (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2007).

O aço possui grande capacidade de modulação de suas características para situações bem específicas (desde materiais cirúrgicos até componentes de reatores nucleares) mediante a determinação precisa dos componentes desta liga. Apesar de o aço conter majoritariamente os elementos ferro (maiores que 70%) e carbono (0,008% a 2,11% de carbono), elementos secundários são adicionados durante o processo de fabricação de acordo com a sua aplicação. De modo geral, os elementos secundários presentes são silício, manganês, fósforo e enxofre (CHIAVERINI, 2002).

Em diversas máquinas e equipamentos, faz-se necessário o uso de molas que trabalham sob intenso esforço com o objetivo de absorver a energia mecânica

temporariamente gerada (ex: molas utilizadas em suspensão de automóveis). Deste modo é possível preservar o equipamento utilizado, a infraestrutura circundante e prevenir eventuais vibrações prejudiciais a saúde. Em outras situações, determinados componentes estão sujeitos a esforços em condições de temperaturas elevadas por longos períodos (ex: trilhos de ferrovias) e mesmo assim devem manter a sua conformação original. Neste contexto, os materiais denominados aços-mola se destacam devido ao seu alto desempenho.

Uma característica avaliada em aços-mola para confecção destes aparatos é o limite elástico do aço, a qual mede a capacidade do material de suportar esforços mecânicos sem sofrer grandes deformações permanentes. Além de altos valores de limite de elasticidade, estes materiais também devem apresentar alta resistência ao choque e boa resistência à fadiga (CALLISTER, 2010).

Com a finalidade de aumentar a eficiência de aços mola a determinadas aplicações, a realização de tratamentos térmicos podem ser estudadas e posteriormente empregadas. Este trabalho tem o objetivo de avaliar e comparar os efeitos de diferentes tratamentos térmicos (têmpera e austêmpera) sobre a dureza e a microestrutura dos aços SAE 9254 e SAE 9254V obtidas a partir de uma barra chata laminada a quente.

## **2. OBJETIVOS**

### **2.1. Objetivo geral**

O objetivo do presente trabalho foi estudar os efeitos dos tratamentos térmicos de Têmpera e Austêmpera sobre as propriedades mecânicas (dureza HRC e microestrutura) dos aços-mola SAE 9254 e SAE 9254V.

### **2.2. Objetivos específicos**

Os objetivos específicos a serem alcançados neste estudo são descritos a seguir:

- Avaliar os efeitos dos tratamentos térmicos de têmpera e austêmpera nas propriedades das amostras;
- Avaliar os efeitos dos diferentes teores de vanádio nas propriedades das amostras (dureza e microestrutura);
- Avaliar a influência de diferentes valores de temperaturas (330°C, 450°C e 480°C) de Austêmpera na dureza dos aços;
- Estudar os efeitos de formação de fases e identificação de constituintes por meio de visualização de micrografias ópticas (Nital 3% e Bandoh) e eletrônicas (MEV);

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Tratamentos térmicos

Tratamento térmico é definido como sendo o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento submetido a aços com o objetivo de modificar e por vezes melhorar as suas propriedades. Os principais fatores avaliados na execução destes tratamentos são: temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento (CHIAVERINI, 2005). Dentre os tratamentos térmicos possíveis de serem aplicados a aços, pode-se citar a Têmpera, Revenimento e Austêmpera

##### 3.1.1. Têmpera

Têmpera é um processo de tratamento térmico de aços para aumentar a dureza e a resistência dos mesmos. A Têmpera tem duas etapas: aquecimento e esfriamento brusco. O aquecimento tem como objetivo obter a organização dos cristais do metal, numa fase chamada Austenitização. Já o esfriamento brusco visa obter a estrutura Martensita. É possível otimizar a relação entre resistência e ductilidade quando a Têmpera é capaz de converter adequadamente a austenita em martensita.

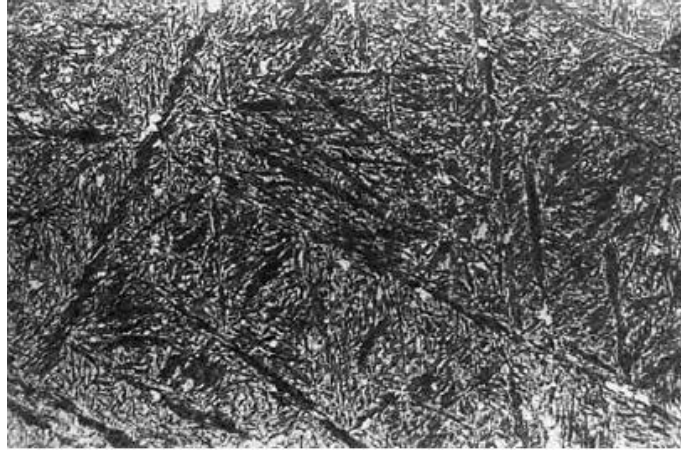
Segundo Totten (2007), a estrutura de aços Carbono endurecidos e as ligas à base de ferro isentas de carbono revela um tipo de morfologia principal de martensita: agulha, que dependendo da disposição dos cristais e subestruturas pode ter formatos mais aciculares e contínuos.

Martensita agulha é um tipo mais encontrado em ligas de Ferro com alto teor de Carbono, temperadas com uma alta concentração do segundo elemento - por exemplo, ligas de Fe-Ni com um teor de Ni superior a 28%. Os cristais de Martensita são moldados como agulhas lenticulares finas como podem ser vistas na Figura 1 (TOTTEN, 2007).

O formato mais acicular da martensita caracteriza-se pelo fato das agulhas estarem não paralelas entre si e formam padrões semelhantes a molduras, podendo ser vistas na Figura 2. Neste formato as agulhas se estendem por todo o comprimento do grão de austenita, dividindo-as em seções, a agulha de martensita não pode, no entanto, cruzar o limite da fase da matriz; assim, o tamanho máximo é limitado pelo tamanho

dos grãos de austenita. À medida que a temperatura abaixa, novas agulhas de martensita são formadas nas seções de austenita.

**Figura 1 - Microestrutura martensítica com morfologia em agulhas.**

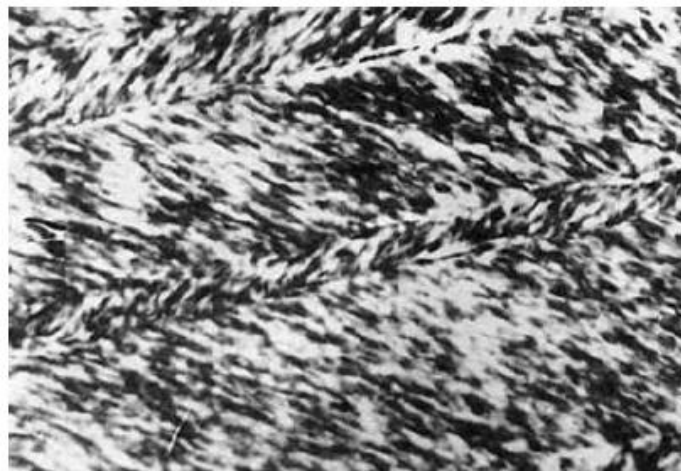


Aumento de 50000x.

Fonte: TOTTEN, 2007.

No decorrer da transformação, o grão de Austenita se divide em pequenas seções, nas quais agulhas de martensita menores são formadas (COLPAERT, 2008). No caso de um grão austenítico pequeno, as mesmas são tão pequenas que o padrão do tipo agulha não pode ser facilmente observado em microscópio óptico e a martensita é geralmente chamada de “desestruturada”. Após a têmpera, a martensita retém austenita formando uma estrutura mais acicular conforme Figura 2 (TOTTEN, 2007).

**Figura 2 - Microestrutura martensítica com morfologia acicular contínua.**



Aumento de 50000x.

Fonte: TOTTEN, 2007.

A martensita indicada na Figura 2 é um tipo de morfologia genérico, observado em aços têmperados de baixo e médio Carbono, presente na maioria dos aços estruturais. Os cristais de martensita com essa morfologia são moldados com mesma orientação, adjacentes uns aos outros e formando estruturas aproximadamente equiaxiais (COLPAERT, 2008).

A largura da agulha dentro da nervura é similar em todas as regiões da microestrutura, variando de vários micrômetros a frações de um micrômetro (geralmente 0,1-0,2  $\mu\text{m}$ ); ou seja, pode atingir ou mesmo exceder o limite de resolução de um microscópio óptico. Dentro das agulhas de Martensita existem camadas de Austenita retida, de 20-50  $\mu\text{m}$  de espessura. Um grão de Austenita pode conter vários cordões de Martensita. A formação de Martensita com essa morfologia tem todas as características principais específicas da transformação martensítica, incluindo a formação de um relevo sobre uma superfície polida. (COLPAERT, 2008)

Para efetuar adequadamente a têmpera, se deve observar alguns aspectos essenciais: (I) a taxa de resfriamento deve ser igual ou superior à taxa crítica ao qual é possível a formação de martensita (com retenção de austenita, mas sem bainita); (II) todo o carbono à temperatura de têmpera deve estar na solução sólida da austenita (a temperatura de têmpera deve ser superior à dos pontos críticos  $A_1$  e  $A_3$ , em cerca de 30-50°C para ligas hipereuteutóides e hipoeutetóides, respectivamente).

Assumindo a importância de aumentar a dureza de um aço a ser temperado, faz-se necessário conhecer as temperaturas iniciais ( $M_i$ ) e finais ( $M_f$ ) da transformação martensítica para cada aço.  $M_i$  refere-se à intensidade da força termodinâmica necessária para iniciar a transformação da austenita em martensita. Elementos de liga do aço, com exceção do cobalto, diminuem a temperatura inicial (DIETER, 2001).

Existe, porém, uma dificuldade real em determinar  $M_i$ , visto que mesmo no zero absoluto há presença de resíduos de austenita retida. A temperatura  $M_i$  para aços com %C igual a ~0,60 é em torno de 20°C. Contudo, medições feitas via difração de raios X apontaram que restam cerca de 3% de austenita retida nesta temperatura, na têmpera de -196°C restariam quase 1% (DIETER, 2001).

A dureza de um aço temperado a partir de temperaturas onde estaria completamente austenitizado transpõe seu máximo a uma concentração de Carbono de 0,8-0,9% e depois diminui devido ao aumento da fração volumétrica da austenita retida. Para teores de Carbono muito elevados, a temperatura de início da transformação  $M_i$  cai significativamente, o que leva a um aumento na proporção de austenita retida na



microestrutura final. Um aço com 1,9% de Carbono, temperado a partir de uma temperatura que promoveria Austenitização completa tem a mesma dureza que o aço temperado com 0,1% de Carbono, por exemplo. Outra característica importante da dependência da dureza do aço no teor de Carbono é que um aumento no teor de Carbono para aproximadamente 0,6% resulta em um aumento mais pronunciado na dureza máxima. Isso provavelmente está associado à própria natureza da alta dureza de martensita no aço (TRUDEL; GAGNE, 1997).

Segundo Oberg *et. al* (2012), a capacidade de um aço de aumentar a dureza durante a Têmpera é chamada de capacidade de endurecimento ou temperabilidade. A mesma é descrita pela dureza máxima que pode ser obtida na superfície de um dado produto de aço por meio da Têmpera. Pode-se citar pelo menos dois fatores que impactam diretamente a temperabilidade de um aço: tamanho de grão austenítico e sua composição química.

No primeiro item, tamanho de grão austenítico, quanto menor o tamanho de grão, também menor será a temperabilidade. Há uma área maior de contorno de grão que é o local preferencial para a nucleação da ferrita e perlita. No segundo caso, composição química, o aumento do teor de Carbono, por exemplo, dificulta a formação de constituintes proeutetóides e, portanto, há conseqüente aumento da temperabilidade do aço. Além disso, a adição de elementos de liga (como o Vanádio) e da escolha de um meio de Têmpera efetivo o suficiente para temperar o aço também pode ser empregado (PLENTZ, 2009).

Frequentemente, aços comerciais possuem aplicações que demandam propriedades mecânicas específicas. Nesses casos, sempre se busca materiais com a temperabilidade ideal. Assim, é importante compreender a correlação custo-benefício, pois a utilização de aços de alta temperabilidade tem alto custo, (elevado preço dos elementos de liga e a perda de peças por trinca de têmpera, por exemplo). Busca-se sempre processo de Têmpera adequado para não gerar trincas (SANTOS, 2008).

### 3.1.2. Revenimento

A estrutura martensítica é frágil e susceptível ao desenvolvimento de trincas à temperatura ambiente. Devido a esses fatores, para aços martensíticos, torna-se necessário melhorar suas propriedades mecânicas com tratamentos térmicos posteriores. O tratamento térmico de Revenimento é comumente utilizado como alternativa para

esses casos e tem por objetivo reduzir a fragilidade, ou seja, aumentar a tenacidade dos aços (KRAUS, 1990).

Neste tratamento, o aço é aquecido a uma temperatura abaixo da temperatura eutetóide e mantido nesta temperatura por certo tempo. Em seguida, ele é exposto ao ar e resfriado até a temperatura ambiente. Com isso ocorrem processos difusionais para produzir uma estrutura dimensionalmente mais estável e menos frágil.

Uma grande variedade de propriedades e microestruturas pode ser produzida nesta etapa do processo. O balanço das propriedades de resistência e tenacidade requerida na utilização do produto determina as condições de tratamento para determinada aplicação.

Inicialmente, durante o revenimento, ocorre uma redistribuição dos átomos de carbono na martensita. Este processo ocorre geralmente entre a temperatura ambiente e 100°C. Há várias formas de esta redistribuição ocorrer, entre as quais a segregação dos átomos de carbono para os defeitos da rede como as deslocações. Logo após esta etapa, ocorre a precipitação de carbonetos de transição, geralmente identificados como carbonetos épsilon ( $\epsilon$ ), de estrutura hexagonal (REED HILL, 1992).

Aumentando-se a temperatura, ocorre a decomposição da austenita retida em uma mistura de ferrita e cementita. Esta estrutura é geralmente denominada bainita secundária. Ocorre, então, a conversão dos carbonetos de transição e do Carbono segregado nas deslocações em partículas pequenas de cementita, com estrutura ortorrômbica e de formato “*rod-shaped*” e posterior esferoidização da Cementita “*rod-shaped*” de maneira a reduzir a energia superficial das partículas (REED HILL, 1992).

Finalmente, ocorre a recuperação e recristalização da estrutura ferrítica e o coalescimento das partículas de cementita reduzindo a energia superficial. Porém, processos diferentes podem acontecer ao mesmo tempo de acordo com as temperaturas e tempos definidos (REED HILL, 1992).

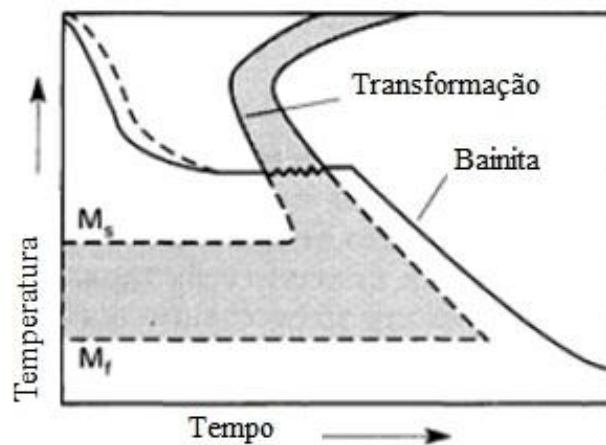
As transformações estruturais que ocorrem durante o revenimento causam uma redução da dureza do aço, de forma que a martensita revenida tem menor dureza que a martensita original. A queda de dureza é função do tempo de revenimento e da temperatura na qual este tratamento é realizado. Algumas experiências realizadas têm comprovado que quanto maior o tempo e mais alta a temperatura, até próximo de 723°C, maior a redução de dureza observada (REED HILL, 1992).

### 3.1.3 Austêmpera

As estruturas martensíticas apresentam elevada dureza, porém alta fragilidade e propensão à formação de trincas. Com a finalidade de tornar aços temperados mais propícios a aplicações práticas, também pode-se aplicar sobre os mesmos o tratamento térmico de Austêmpera.

A Austêmpera é caracterizada pela transformação isotérmica de uma liga Ferrosa a uma temperatura inferior à da formação de Perlita e acima da formação de Martensita (KRAUSS, 1990; ERICSON, 2001). Na Figura 3 é apresentado um esquema mostrando o ciclo térmico de Austêmpera.

**Figura 3 - Representação esquemática do ciclo térmico da Austêmpera.**



Em que  $M_s$  ( $M_i$ ) é a temperatura inicial de formação da Martensita e  $M_f$  é a temperatura final de transformação da Martensita.

Fonte: ERICSON, 2001.

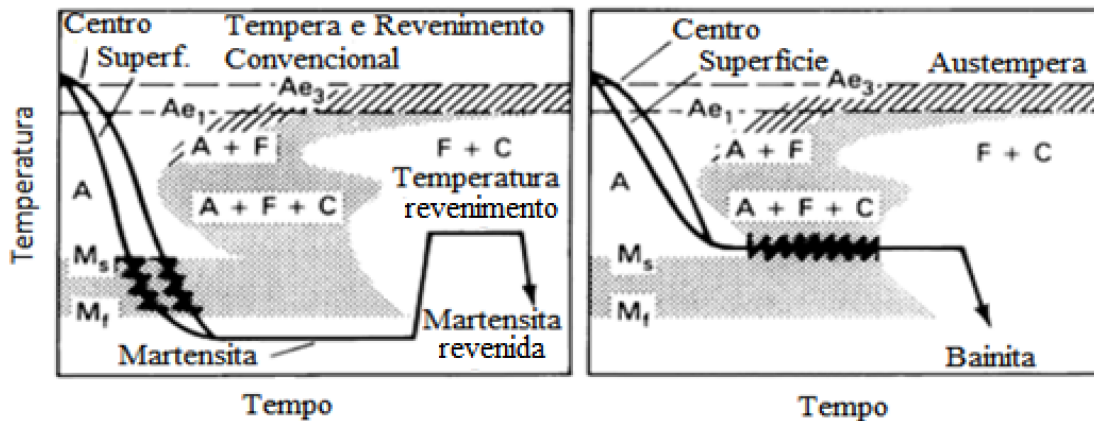
A diferença fundamental entre a austêmpera e a têmpera convencional é mostrada esquematicamente na Figura 4. Para o tratamento de austêmpera, o metal deve ser resfriado a partir da temperatura de austenitização até temperatura do banho aquecido, de maneira suficientemente rápida para que não ocorra qualquer transformação de fases. Posteriormente, o aço deve ser mantido nesta temperatura durante tempo suficiente para garantir a transformação efetiva da austenita em bainita (ERICSON, 2001).

De modo geral, o tratamento de austêmpera dispõe de inúmeras vantagens potenciais, tais como:

- Aumentar a ductilidade, tenacidade e resistência mecânica a uma dada dureza;

- Reduzir a distorção, que diminui o subseqüente tempo de usinagem;
- Ciclo de endurecimento mais curto, com conseqüente economia de energia.

**Figura 4 - Comparação dos ciclos de transformação-tempo-temperatura para Têmpera/Revenimento e Austêmpera.**



Em que  $Ae_1$  é a temperatura inicial de formação da Austenita e  $Ae_3$  é a temperatura final de transformação da Austenita.  $M_s$  é a temperatura inicial de formação da Martensita e  $M_f$  é a temperatura final de formação da Martensita. A, F e C representam as fases Austenita, Ferrita e Cementita.

Fonte: ERICSON, 2001

A temperatura do banho de austêmpera varia em geral de 230 a 400°C. Dependendo das características do aço em particular, deve-se manter a temperatura constante para permitir a transformação de fases, seguida do resfriamento a ar ao término deste período.

O resfriamento utilizando óleo é o mais empregado, porém apresentam dificuldades práticas para a sua execução (ex: risco de incêndios). Outra alternativa é a utilização de banhos em solução de sais fundidos, pois possuem melhores propriedades de transferência de calor e eliminam o risco de incêndio (KRAUSS, 1990). Esta técnica é aplicável à maioria dos Aços Médio Carbono e a Aços-Liga.

### 3.2 Efeitos dos elementos de liga no tratamento térmico de ligas de ferro-carbono

É de notório saber que um aço contém, além de ferro e carbono (até 2,11%), elementos químicos não usualmente encontrados. Os elementos de liga, como são comumente chamados, são elementos (Cr, Ni, Mn, Si, W, Mo, V, Co, Ti, Al, Cu, Nb, Zr,

B, N e o Be) que influenciam em uma grande variedade de microestruturas ao aço após o tratamento térmico, atribuindo-os inúmeras propriedades químicas e físicas.

As propriedades do aço se modificam de acordo com a quantidade de elementos de liga introduzidos e do caráter de sua interação com os elementos majoritários do aço, isto é, Fe e C. É por isso que uma análise da influência destes elementos deve começar considerando-se os teores iniciais de Fe e C presentes nos precursores do aço (TOTTEN, 2007).

Ainda conforme Totten (2007), nos aços-liga comerciais, estes elementos podem ser encontrados no (1) estado livre; (2) compostos intermetálicos com ferro; (3) entre si na forma de óxidos, sulfetos e outras inclusões não metálicas; (4) na fase de carboneto como uma solução em cementita ou compostos independentes com carbono (carbonetos especiais) e (5) como uma solução em ferro.

Quanto ao caráter de sua distribuição no aço, elementos de liga podem ser divididos em dois grupos: (1) elementos que não formam carbonetos em aço (como Ni, Si, Co, Al, Cu e N) e (2) elementos que formam carbonetos estáveis em aço, como (Cr, Mn, Mo, W, V, Ti, Zr e Nb) (CAIN, 2003). Os elementos de liga, cuja afinidade pelo oxigênio é superior que a do ferro, são capazes de formar óxidos e outros compostos não metálicos. Quando adicionados na etapa final do processo de fusão de aço estes desoxidam o aço, retirando oxigênio do ferro. Uma das reações desoxidantes produz o  $Al_2O_3$ , e outros óxidos. Estes compostos ficam retidos no aço como inclusões não metálicas (TOTTEN, 2007).

Os elementos formadores de carboneto produzem mudanças qualitativas e quantitativas na cinética das transformações isotérmicas (KRAUS, 1990). Assim, os elementos de liga influenciam a taxa de precipitação da Austenita em temperaturas distintas, retardando essas transformações nas temperaturas entre 700°C e 400°C favorecendo a formação de bainita e entre 400°C e 300°C acelerando a transformação, da martensita (TOTTEN, 2007).

Tal como nos aços carbono, a transformação da martensita em aços-liga ocorre sob-resfriamento rápido em temperaturas inferiores à  $M_s$ . Nessa temperatura, o movimento de difusão de átomos de ferro, dos elementos de liga, do carbono e nitrogênio são suprimidos. Ou seja, qualquer transformação que ocorra por movimentação individual de átomos ou difusão fica impedida de ocorrer. Por esta razão, a transformação de martensita em aços prossegue por um mecanismo adifusional (TOTTEN, 2007).

Quanto à transformação da bainita, esta ocorre em aços carbono sob a curva de formação da austenita super-resfriada no intervalo de aproximadamente 500°C a 250°C. Chamada de transformação intermediária, ela pode acontecer entre as transformações da perlita e da martensita. Uma mistura da fase  $\alpha$  (ferrita) e de carboneto é formada como resultado da transformação da bainita (DIETER, 2001).

A Tabela 1 apresenta alguns elementos de liga comumente utilizados em aços e as propriedades adquiridas devido à presença destes elementos.

**Tabela 1 - Elementos de ligas e efeitos nas propriedades de aços.**

<b>Elemento</b>	<b>Propriedade</b>
Silício	Aumenta a resistência a oxidação; Aumenta a resistência de aços de baixo teor em liga.
Cromo	Aumento da resistência a corrosão e a oxidação; Melhora a resistência a altas temperaturas; Melhora a resistência ao desgaste (com alto carbono).
Vanádio	Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita (promove o refinamento do grão).
Molibdênio	Eleva a temperatura de crescimento de grão de austenita; Produz maior profundidade de endurecimento (temperabilidade).
Níquel	Aumento da resistência ao choque a temperaturas elevadas.

Fonte: CHIAVERINI, 2005.

### **3.3 Aços microligados e o uso de vanádio**

Microliga é o termo utilizado quando é realizada a adição de pequenas quantidades de elementos de liga especiais, como o vanádio, nióbio e titânio, que auxiliam no retardamento da recristalização da austenita, permitindo assim uma ampla janela de temperaturas de processamento mecânico. Sem retardar a recristalização,

como na laminação a quente comum, um tamanho de grão fino não pode ser desenvolvido (DIETER, 2001).

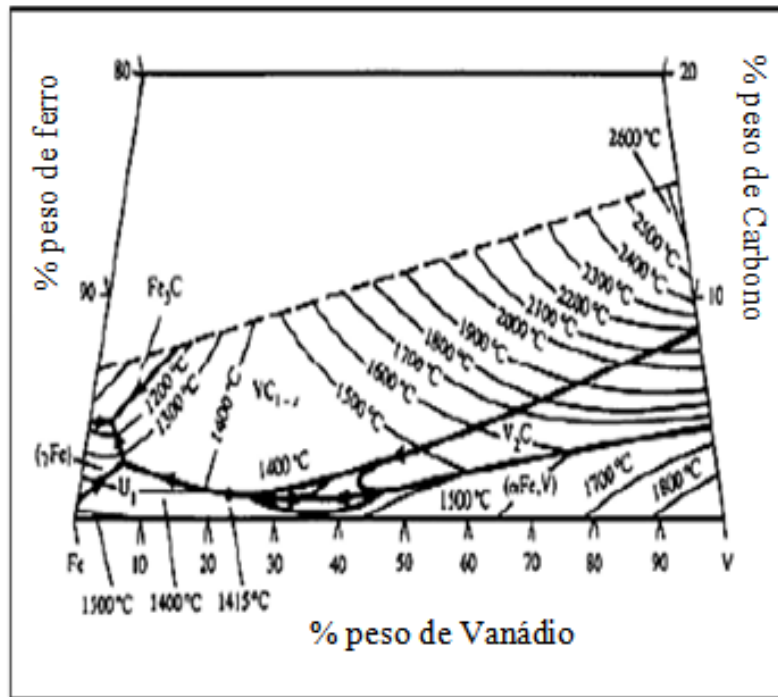
Segundo Silva e Mei (2010), os aços microligados são utilizados em uma ampla variedade de aplicações de elevado peso intrínseco, incluindo aços estruturais para a indústria de construção civil (pontes, edifícios de vários edifícios, etc.), barra de reforço, tubulação para gás e inúmeras aplicações de forjamento. O desenvolvimento dos aços microligados é baseado, resumidamente, em:

- Melhoria da tenacidade e soldabilidade de aços baixo Carbono (normalmente para aços com teores C menores do que 5%);
- Refinamento de grão para aumento de resistência e tenacidade;
- Endurecimento subestrutural devido a transformações de baixa temperatura da Austenita para Bainita e/ou Martensita;
- Endurecimento por precipitação, no resfriamento, após a laminação ou em tratamentos térmicos posteriores;
- Endurecimento por solução sólida.

A fim de se ter uma completa transformação da Austenita retida, busca-se como alternativa a utilização do vanádio devido a sua grande capacidade de formar precipitados durante o resfriamento. A elevada solubilidade de seus carbonitretos resulta em menores temperaturas de dissolução. O vanádio ainda pode ser usado como refinador de grãos ferríticos, assim como favorece a formação de ferrita acicular (TITHER, 2001). O carboneto e o nitreto de vanádio, que se precipitam a baixas temperaturas na ferrita, podem também impedir o envelhecimento do aço de acordo com Campbell (2008). Na Figura 5 está representado o diagrama ternário Fe-C-V, onde se tem indicado os diferentes compostos formados, de acordo com as temperaturas.

O Vanádio apenas se dissolve caso haja excesso de ferrita, sendo então um agente que favorece a formação de carbonetos. Com a dissolução do vanádio na ferrita ocorre um aumento da dureza em decorrência do refinamento do grão causado pela, não dissolução dos carbonetos na austenita. A faixa de dissolução do vanádio varia de 1100°C até 1150°C, sendo que a precipitação de carboneto ocorre até em temperaturas em torno de 500°C (LI, MILBOURN,2013;SOUZA,1989).

Figura 5 - Diagrama ternário Fe-C-V



Fonte: ASTM, 1992.

### 3.4 Carbonetos de vanádio

Ao se adicionar um metal formador de carboneto no aço haverá uma distribuição do mesmo entre a austenita (ou a ferrita) e o carboneto. À medida que a temperatura de austenitização se eleva, o carboneto se dissolve, fornecendo carbono e metal para a austenita. Esta etapa permanece até todo o metal ser solubilizado na austenita (SILVA, 2010).

Os carbonetos VC possuem alto valor de solubilidade na austenita dentre os vários carbonetos, o que significa que estes elementos são facilmente dissolvidos na austenita, e a sua precipitação irá ocorrer no resfriamento, com uma elevada taxa de precipitados, resultando em um maior endurecimento por precipitação na ferrita (TOURYAN, 2010). O vanádio forma dois carbonetos (VC e V<sub>4</sub>C<sub>3</sub>), ambos com alta solubilidade na ferrita. A solubilidade do precipitado na ferrita é muito menor que na austenita, porém o coalescimento das partículas de ferrita segue a mesma dinâmica de formação das partículas de austenita (PAVLINA, 2012).



A morfologia e distribuição dos carbonetos também podem dar indícios da origem dos precipitados (KESTENBACH, 1998):

- a) Carbonetos dispersos – podem ter precipitados na austenita ou na ferrita após a transformação.
- b) Carbonetos em fileiras (interphase precipitation) – nucleiam na interface austenita/ferrita formando fileiras com um espaçamento definido.
- c) Carbonetos em fibras – substituição da perlita por fibras de carbonetos, nucleação ocorre também durante a transformação austenita/ferrita.

A morfologia de carbonetos em fibras na interface de precipitação austenita/ferrita é normalmente encontrada em aços com alta temperabilidade e/ou tratados em altas temperaturas, que possuem altos teores de elementos ligantes tipicamente  $> 0,1\%$  (KHALID, 1993).

A chamada “*interphase precipitation*” é comum nos aços que possuem o elemento. A precipitação ocorre na ferrita da perlita em aços com alto teor de carbono. Os precipitados seguem as mesmas características da ferrita pro-eutetóide e também podem contribuir com o limite de escoamento. Uma observação microestrutural importante que ocorre, relacionado com as lamelas da cementita na perlita é que existe uma zona livre precipitado adjacente, que é devido à partição de vanádio para a cementita que é um carboneto mais estável em baixas concentrações de vanádio. Isto significa que uma concentração mínima de vanádio  $> 0,05\%$  em peso, deve ser adicionada a fim de proporcionar um excesso na solução para produzir uma dispersão de precipitados endurecidos na ferrita da perlita (KHALID, 1993).

Se o aço microligado é resfriado rápido o suficiente para suprimir a “*interphase precipitation*” e/ou reter alguma supersaturação na ferrita, posteriormente a precipitação na ferrita pode ocorrer. As altas densidades de discordâncias favorecem a precipitação, porém é possível ocorrer também precipitações nos contornos de grãos da ferrita.

Parsons, estudou o efeito da temperatura e do tempo na formação e distribuição dos precipitados de carboneto de vanádio em um aço 0,5% C com adição de 0,3% V. O aço foi submetido à transformação isotérmica e resfriamento contínuo. No resfriamento contínuo foram estudadas duas condições: utilizando como meio refrigerante o ar (resfriamento rápido) e utilizando duas camadas de manta isolante (resfriamento lento) (PARSONS, 1987). No aço com resfriamento rápido, a ferrita se formou em

temperaturas menores comparada com o resfriamento lento (transformação iniciada em 650 °C e 720 °C, respectivamente). O aumento da taxa de resfriamento também afetou a fração volumétrica de ferrita pro-eutetóide, sendo menor para resfriamento rápido (40 e 5 % respectivamente), como era de se esperar (SILVA, 2010).

Parsons, concluiu que a precipitação de carbonetos de vanádio ocorre tanto na ferrita pro-eutetóide quanto na ferrita da perlita em ambos os tratamentos isotérmico ou contínuo. Os precipitados apresentam uma distribuição em fileiras (ou linhas), característica da precipitação interfásica e estas mudanças microestruturais proporcionaram um aumento na resistência à tração e ao escoamento, além da dureza, entretanto ocorreu redução na ductilidade (alongamento e redução de área).

### **3.5 Aços-mola**

Em diversas máquinas e equipamentos, faz-se necessário o uso de molas que trabalham absorvendo energia (ex: provenientes de impactos). O fundamento das molas baseia-se na propriedade que alguns materiais possuem de poder sofrer deformações elásticas quando submetidas a esforços temporários. Para isto, uma mola apresenta as seguintes características mecânicas (PLENTZ, 2009):

- Alto limite de elasticidade, para suportar apreciáveis cargas sem apresentar deformação permanente;
- Elevada resistência ao choque, principalmente em molas para automóvel, aviões e aplicações similares;
- Baixo módulo de elasticidade, para propiciar deformações elásticas.
- Alto limite de fadiga, pois no caso da indústria automobilística, praticamente todas as molas falham por fadiga, originando-se a ruptura em algum ponto de concentração de tensões, devido a imperfeições ou irregularidades.

Entre os aços-mola mais comumente utilizados incluem aços-mola de alto carbono, ligas de aços-mola, mola de aços inoxidáveis, além de não ferrosos como molas de ligas baseadas em cobre e níquel. Distinguem-se geralmente em quatro grupos: (1) aços para molas de extensão, (2) aço para molas de torção, (3) aços para molas de compressão e ainda (4) aço-mola na forma de fio máquina. Dentro de cada grupo, há

outros tipos de aço-mola, que tem suas características impostas pelo tipo de aplicação e também sobre os processos mecânicos e metalúrgicos (OBERG *et al*, 2012).

Molas são feitas a partir de aços com diferentes percentuais de Carbono, de 0,50 a 1,20%. Para algumas finalidades especiais, os aços-mola devem dispor de resistência a fadiga e limite elástico. Quando submetidos a altas temperaturas, faz-se necessário a adição de elementos de liga à sua composição. A composição química final será definida através das propriedades desejadas, sua finalidade, custo de processamento e técnicas de fabricação. A seguir são apresentadas as composições típicas de aços-mola (ZWILSKY, 2001):

- *Cromo-Vanádio*: utilizado em condições que envolvem tensões mais altas do que aquelas esperadas para aços-mola de alto carbono. Podem também ser utilizados onde se faz necessário boa resistência à fadiga e dureza. Ele se comporta bem sob choque e força de impacto. É comumente usado em molas de válvulas de motor de aeronaves e para molas que operam a temperaturas de até 700°C.
- *Manganês-Silício*: mais barato do que o aço cromo-vanádio, além de ser disponibilizado em seções redondas, quadradas e retangulares. Pode ser obtido tanto em condições de pré-têmpera e têmpera. É usado com frequência para fabricação de molas de suspensão de veículos e para a fabricação de molas em caminhões.
- *Cromo-Silício*: usada para molas altamente estressadas, que demandam uma vida útil longa e são submetidas a cargas de impacto. Pode ser tratado termicamente com durezas mais altas do que outros aços-mola, de modo que podem ser obtidas altas resistências à tração. Tem durezas variando de 50 a 53 Rockwell C e podem ser utilizadas sob temperaturas de até 750°C.

Muitos avanços foram feitos na indústria de aços-mola nos últimos anos. Por exemplo: (1) desenvolvimento de materiais com maior vida útil; (2) elaboração de projetos de peças com conformações que propiciam altos desempenhos (3) aprimoramento dos métodos de fabricação que aceleram e reduzem custos, ou seja, aumentam a produtividade. Novos métodos de controle de qualidade também permitem a definição de padrões de desempenho mais elevados (PLENTZ, 2009).

No contexto deste estudo, destacam-se as ligas de aços-mola. Estas podem ser usadas em produtos que demandem condições de alto estresse ou impacto. Elas podem suportar temperaturas mais altas e mais baixas do que os aços de alto teor de Carbono, além de poderem ser obtidas a partir de recozimentos ou pré-Têmpera (OBERG *et al*, 2012).

### **3.6 Tratamentos térmicos de aços-mola**

As ligas à base de Fe-Ni, Fe-Ni-Cr, Co-Ni-Cr, Ni-Cr e outros sistemas (predominantemente com adições de titânio, alumínio ou nióbio) são utilizados para produção de aços-mola reforçados por endurecimento por precipitação. As partículas das fases de endurecimento nessas ligas precipitam durante o envelhecimento. A melhoria adicional das propriedades de resistência pode ser alcançada por meio de deformação plástica entre a têmpera e o envelhecimento.

Neste caso, a precipitação da solução sólida supersaturada pode prosseguir de acordo com um mecanismo descontínuo. Se as células de precipitação descontínua ocupam completamente cada grão (o que é possível para uma estrutura de grãos muito fina) ocorre um elevado aumento da resistência das ligas (TOTTEN, 2007). Esse aumento de resistência é observado em aços martensíticos envelhecidos, por meio do desenvolvimento de partículas dispersas de fases precipitantes.

Um grande número de aços que diferem em composição e propriedades são usados na indústria. Além de 0,4-0,8% C, eles contêm pelo menos dois desses elementos de liga como Si, Cr, V, Mo e Mn. Um resfriamento isotérmico com subsequente revenimento é vantajoso para estes aços, especialmente para aqueles que contêm Silício (TOTTEN, 2007).

Nos aços austeníticos reforçados através do endurecimento por precipitação. Após a têmpera, possuem a estrutura da solução  $\gamma$ -sólida com inclusões de Cromo, titânio e carbonitreto de titânio. As propriedades das ligas dependem da temperatura de têmpera, que determinam o grau de supersaturação da solução sólida, e sobre a taxa de resfriamento, que deve ser o mais alto possível (KRAUSS, 1990).

O limite elástico máximo em aços-liga é atingido com resfriamento a 300-350°C. Estas condições de resfriamento promovem uma transformação suficientemente completa da austenita acompanhada da preservação de uma alta densidade de

discordâncias. Isto porque as partículas de carbonetos dispersas impedem a redistribuição e a aniquilação dessas discordâncias (ERICSON, 2001).

Para os aços Carbono, a quantidade de carbonetos pode ser aumentada e a temperatura de início da transformação martensítica pode ser reduzida devido ao maior teor de Carbono. Isto provoca uma melhoria significativa das características de resistência de tais aços. Quando estes aços são associados a elementos que favorecem a formação de carboneto (por exemplo, vanádio) este efeito se torna potencializado (KRAUSS, 1990).

### 3.7 Aço-mola SAE 9254

O aço-mola SAE 9254 é largamente utilizado na indústria automotiva. Na Tabela 2 é apresentada a composição dos elementos de liga usual para este material.

**Tabela 2 - Composição de elementos de liga (em % peso) do aço SAE 9254.**

<b>Aço</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>
SAE 9254	0,51- 0,59	0,60-0,80	0,035 (Máx)	0,04 (Máx)	1,20 - 1,60	0,60 – 0,80

Fonte: SANTOS, 2008.

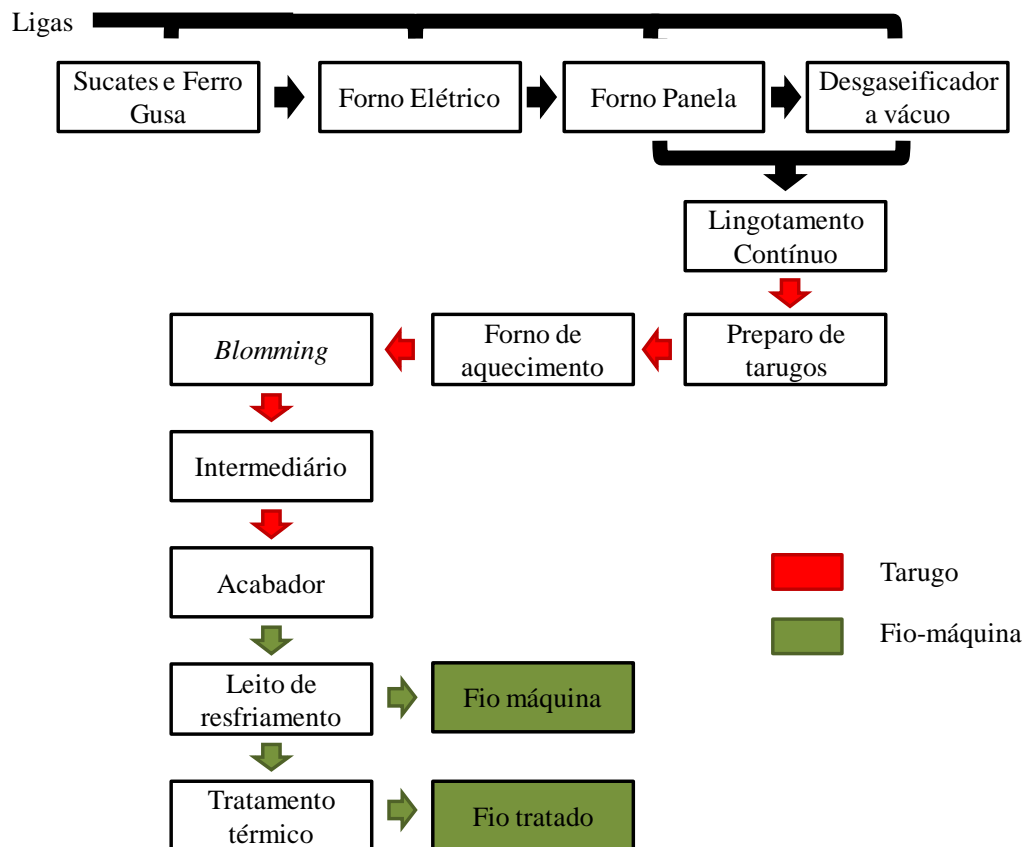
O processo de produção do aço SAE 9254 consiste na fusão de sucatas e ligas metálicas em forno elétrico a arco. Após a etapa de fusão do aço líquido executa-se o refino primário do aço, onde realiza-se a normatização dos elementos como carbono, manganês, silício e fósforo. Em seguida, o aço é submetido à etapa de refino secundário, onde são adicionados elementos de liga, desoxidantes e dessulfurantes. Finalmente, o aço fundido é solidificado em uma máquina de lingotamento contínuo em seções quadradas de 150 mm. Esta etapa ocorre por meio da passagem do material pelo molde onde monitora-se as velocidades, temperatura, e taxa de resfriamento do aço.

Na laminação, após o processo de reaquecimento por fornos, o material é conformado a quente mediante a laminação passando da seção quadrada para redonda. De modo a gerar fios-máquina, dessa forma após a etapa de laminação o material é então trefilado. Executa-se em seguida os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, os quais podem ser realizados por dois processos distintos: (1) o fio máquina é submetido ao bobinamento à quente, com a realização de têmpera e

revenimento posteriormente ou (2) a têmpera é realizada no fio máquina antes do bobinamento e então enrolado a frio (CANAAAN, 2007).

Na Figura 6 é representada a sequência de etapas na fabricação das barras de aço-mola, desde a aciaria até a etapa de trefilação combinada (SANTOS, 2008).

**Figura 6 - Fluxo de fabricação do aço SAE 9254.**



Fonte: adaptado de SANTOS, 2008.

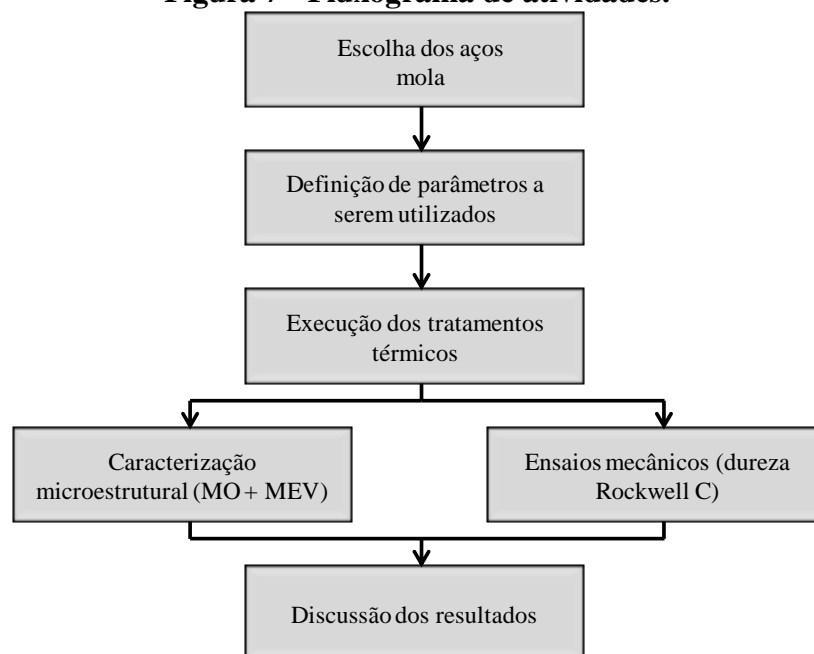
A aplicação desse tipo de aço para molas utilizadas em sistemas de suspensão automotivos faz com que se tenha um conjunto mais leve, proporcionando assim mais estabilidade ao veículo, além de favorecer a redução de gasto com combustível (DINIZ, 2005).

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Descrição do trabalho

O presente trabalho constituiu na análise dos efeitos do tratamento térmico de Austêmpera, e Têmpera convencional, na microestrutura e no comportamento mecânico dos aços SAE 9254 e SAE 9254V. A representação esquemática da metodologia adotada no trabalho é apresentada na Figura 7.

**Figura 7 - Fluxograma de atividades.**



Fonte: Próprio autor.

### 4.2 Material

Foram adquiridas amostras do aço SAE 9254 (baixo teor de Vanádio) e SAE 9254V (alto teor de Vanádio) da empresa Gerdau S.A (Unidade Pindamonhangaba, São Paulo, Brasil). As duas amostras foram obtidas na forma de fios máquina de dimensões iguais a 700 mm de comprimento e 13 mm de diâmetro.

Na Tabela 3 são apresentadas as composições dos elementos de liga (% em peso) dos dois aços estudados.

**Tabela 3 – Composição química dos aços SAE 9254 e SAE 9254V.**

Amostra	C	P	Mn	Si	S	Ti	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	V
SAE 9254	0,54	0,018	0,70	1,30	0,016	0,003	0,71	0,03	0,01	0,04	0,03	0,01
SAE 9254V	0,53	0,0011	0,64	1,45	0,012	0,002	0,7	0,50	0,01	0,03	0,001	0,18

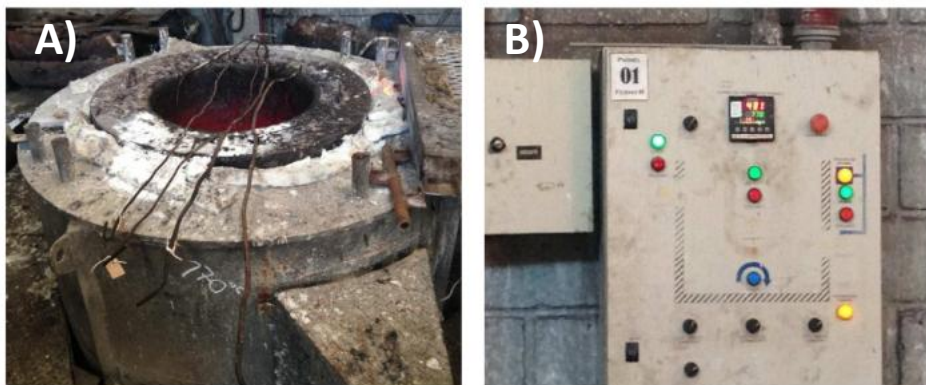
Fonte: GERDAU Pindamonhangaba.

### 4.3 Tratamentos térmicos

A partir das amostras descritas acima foram realizados cortes utilizando uma serra fita de modo a se obter 4 corpos de prova do aço SAE 9254 e 4 do aço SAE 9254V. Estes cortes foram então submetidos a tratamentos térmicos propostos, os quais serão detalhadamente discutidos a seguir. Para cada um dos aços uma das amostras foi reservada para o tratamento térmico de têmpera e as três restantes foram destinadas ao tratamento térmico de austêmpera em três temperaturas diferentes.

Os tratamentos térmicos foram executados na empresa *Metal Temper* (Contagem, Minas Gerais, Brasil), utilizando um forno industrial caracterizado pela inserção de peças por imersão, o mesmo possui capacidade de aproximadamente 650 m<sup>3</sup>. Na Figura 8 é ilustrado o forno utilizado nos tratamentos térmicos de Têmpera e Austêmpera

**Figura 8 – Forno industrial utilizado nos tratamentos térmicos deste trabalho.**



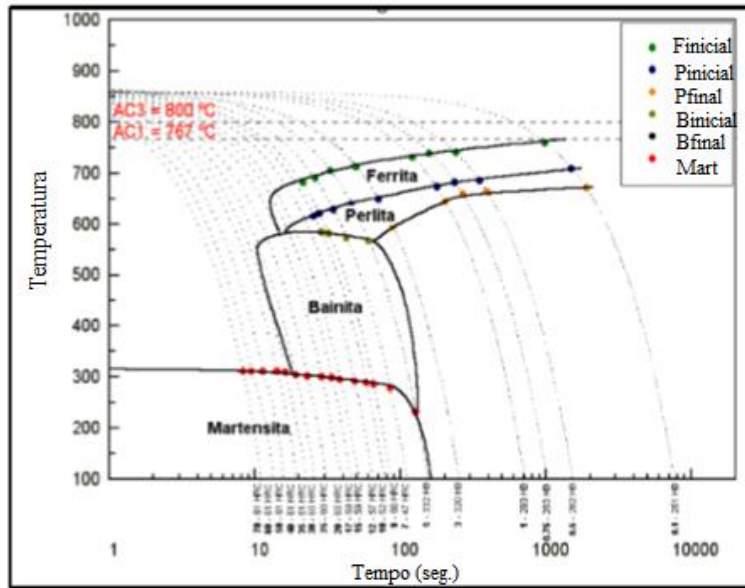
(A): Forno utilizado nos tratamentos; (B): painel para controle da temperatura.

Fonte: Próprio autor.



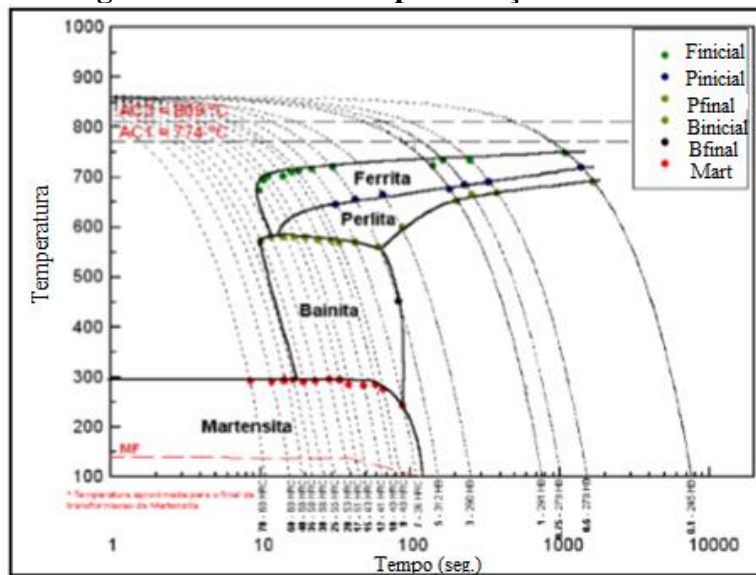
As condições de temperatura e tempo para os tratamentos térmicos a serem realizados (Têmpera e Austêmpera) foram definidas de acordo com as curvas TTT dos dois materiais. Nas Figuras 9 e 10 estão ilustradas as isotermas características, respectivamente, para os aços SAE 9254 e SAE 9254V conforme certificado pelo fabricante.

**Figura 9 - Curva TTT para o aço SAE 9254**



Fonte: GERDAU, Pindamonhangaba.

**Figura 10 - Curva TTT para o aço SAE 9254V**



Fonte: GERDAU, Pindamonhangaba.

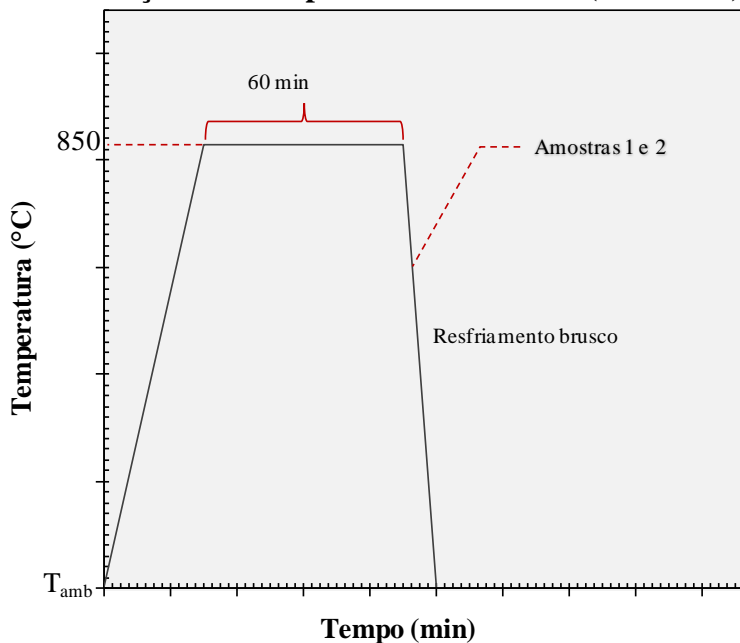
A partir da análise das curvas, definiu-se que a temperatura de austenitização a ser utilizada seria de 850°C para todos os cortes. A têmpera convencional com resfriamento em óleo foi executada para um corte de cada aço, os quais foram denominados como amostra 1 (SAE 9254) e amostra 2 (SAE 9254V). Na Tabela 4 e Figura 11 estão expressas as condições da têmpera para estas duas amostras.

**Tabela 4 - Parâmetros dos tratamentos de Têmpera.**

Identificação	T <sub>austenitização</sub> (°C)	Encharque (min)	Resfriamento
Amostra 1	850	60	Óleo
Amostra 2	850	60	Óleo

Fonte: Próprio autor.

**Figura 11 – Condições de Têmpera das amostras 1 (SAE 9254) e 2 (SAE 9254V).**



Fonte: Próprio autor.

Já as amostras restantes foram submetidos ao tratamento térmico de austêmpera em temperaturas distintas (480°C, 450°C e 330°C). Os tempos de encharque da austenitização e austêmpera foram de, respectivamente, 60 e 30 minutos seguidos de resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

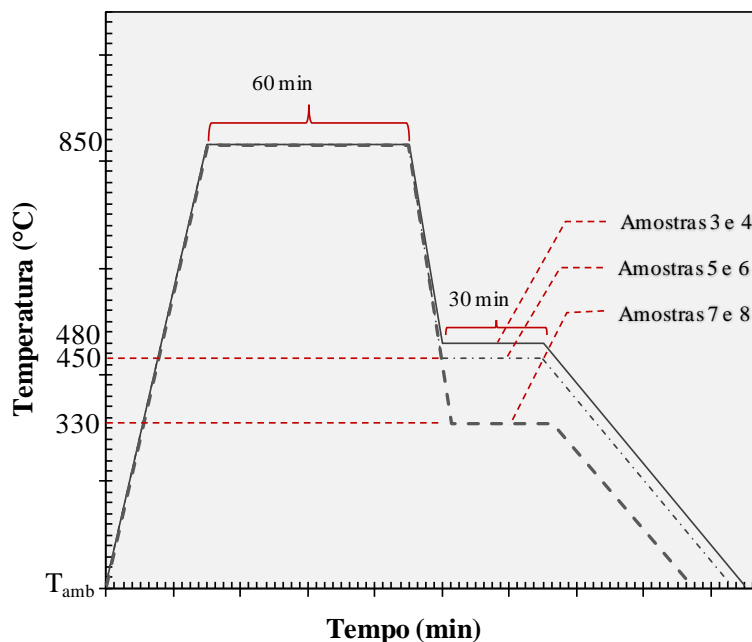
Os cortes do aço 9254 com baixo teor de vanádio foram identificados com números ímpares (amostras 3, 5 e 7). Já os cortes do aço 9254V alto teor de vanádio foram identificados com números pares (amostras 4, 6 e 8). As identificações das amostras com as respectivas condições de tratamentos térmicos estão descritos na Tabela 5 e Figura 12, a seguir.

**Tabela 5 –Parâmetros dos tratamentos de Austêmpera.**

Identificação	T <sub>austentinização</sub> (°C)	Encharque (min)	T <sub>Austêmpera</sub> (°C)	Encharque (min)	Resfriamento
Amostra 3	850	60	480	30	Ao ar
Amostra 4	850	60	480	30	Ao ar
Amostra 5	850	60	450	30	Ao ar
Amostra 6	850	60	450	30	Ao ar
Amostra 7	850	60	330	30	Ao ar
Amostra 8	850	60	330	30	Ao ar

Fonte: Próprio autor.

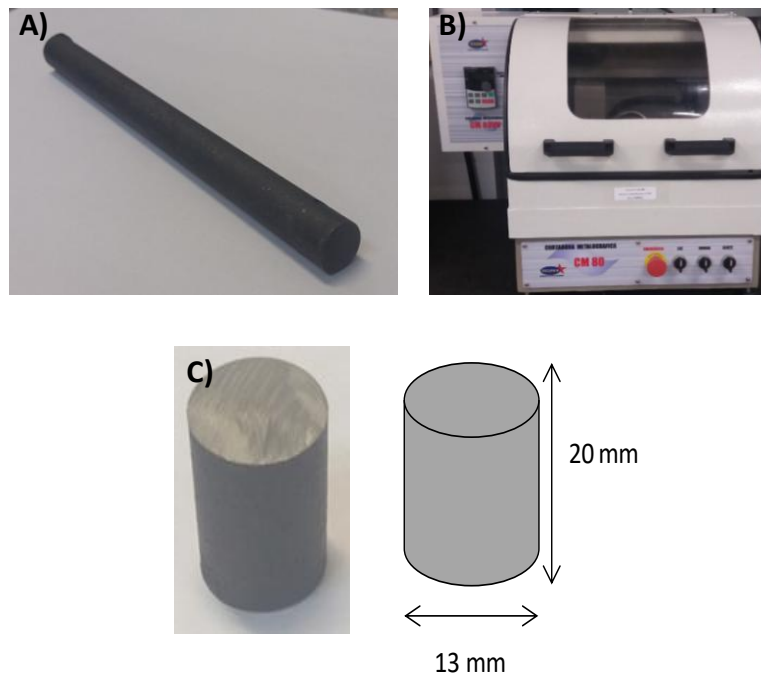
**Figura 12 – Condições de Austêmpera das amostras 4, 6, 8 (SAE 9254V) e 3,5,7 (SAE 9254).**



Fonte: Próprio autor.

Após a realização dos tratamentos térmicos (Figura 13-A), as amostras foram novamente cortadas com o auxílio da cortadora metalográfica fabricada pela Teclago modelo CM 80 (Figura 13 -B). As dimensões finais para os corpos que seriam submetidas à posterior análise microestrutural e ensaio de dureza Rockwell foram de 20 mm de comprimento e 13 mm de diâmetro para que as análises metalográficas fossem realizadas na seção transversal, conforme identificado na Figura 13-C.

**Figura 13 - Processo de corte realizado para posterior caracterização microestrutural e ensaio de Dureza.**



A) Corpo de prova antes do corte, pós tratamento térmico; B) Máquina de corte utilizada no corte do fio-máquina e na preparação das amostras após tratamento térmico. C) Corpo de prova pós corte com respectivas dimensões.

Fonte: Próprio autor.

#### 4.4 Caracterização mecânica

O ensaio de dureza foi realizado após corte das amostras em *Cut off*. Para a obtenção dos valores de dureza foi utilizado um durômetro de marca Budapest com penetrador de formato cônico e relógio apalpador acoplado. A carga inicial aplicada na amostra foi de 150 Kg. (Figura 14).

**Figura 14 - Instrumento utilizado na determinação da dureza.**



Fonte: Próprio autor.

#### **4.5 Caracterização microestrutural**

A preparação metalográfica para as análises de microscopia foi realizado por meio do embutimento a frio das amostras utilizando resina polimetilmetacrilato. Posteriormente, submeteu-se as amostras ao processo de lixamento com lixas de óxido de alumínio com granulometria de 120, 240, 320, 400 e 600 *mesh*. Em seguida realizou-se o polimento com pasta de diamante com granulometrias de 9  $\mu\text{m}$  e 3  $\mu\text{m}$ .

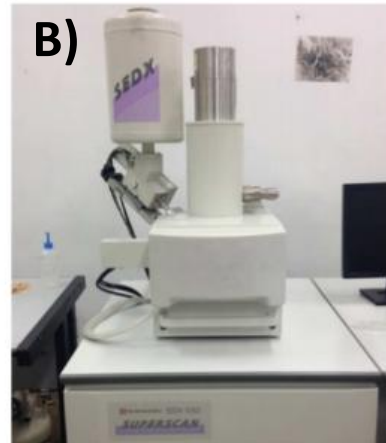
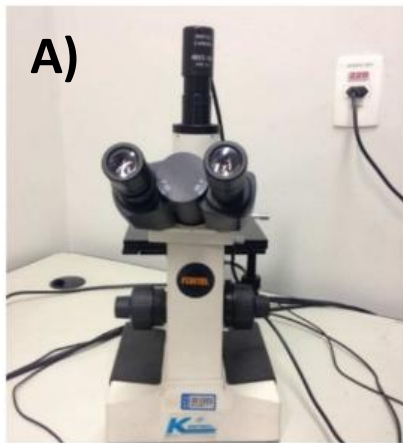
Para visualizar as fases Ferrita e Martensita utilizou-se o reagente químico Nital 3%. Com este ataque químico os grãos de Ferrita se revelam em tons claros, enquanto o constituinte MA (Martensita e Austenita retida) é visualizado em tons escuros. Após o ataque também foi possível identificar a morfologia de microconstituintes formados no material. Este ataque químico foi realizado com o auxílio de algodão embebido com o reagente atritando-o à superfície da peça até que a mesma se torne opaca.

Para revelar a microestrutura multiconstituída do material utilizou-se o reagente químico Bandoh. Com esse ataque químico os grãos de Ferrita se revelam em tons azulados enquanto o constituinte MA apresenta-se amarelo claro e a Bainita em tons de marrom (BANDO; MATSUMURA; SAKUMA, 1988). Este ataque químico foi

realizado mediante do preparo da mistura de três reagentes: 2 mL de Tiosulfato de sódio 7% m/v, 2 mL de Picral 5% m/v e 1,5 mL de Nital 5% m/v. A solução foi aplicada sobre a superfície do material durante 3 segundos, seguida de lavagem utilizando água corrente e secagem com ar quente.

Para a obtenção das imagens da microestrutura das amostras foi utilizado um microscópio Fortel com sistema de digitalização Kontrol (Figura 15 A). A análise em microscopia eletrônica de varredura foi realizada em um equipamento Shimadzu, modelo SSX – 550 Superscan (Figura 15 B).

**Figura 15 - Instrumentos utilizados na obtenção das micrografias ópticas e eletrônica.**



(A): Microscópio óptico; (B): Microscópio eletrônico de varredura.

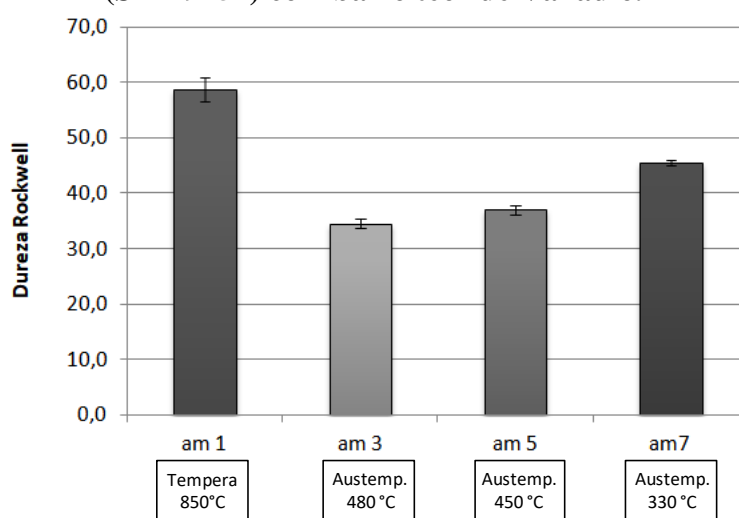
Fonte: próprio autor.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Efeitos do tratamento térmico e teor de vanádio na dureza

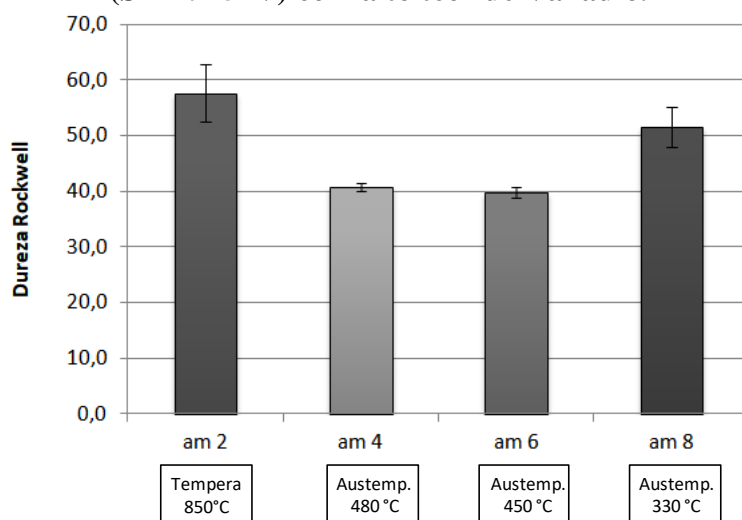
Nas Figuras 16 e 17 são apresentados os resultados de dureza Rockwell C para os materiais com baixo e alto teor de vanádio tratados termicamente por Têmpera (amostras 1e 2) e Austêmpera (amostras 3,4, 5, 6, 7 e 8).

**Figura 16 - Valores de Dureza Rockwell C determinados para amostras 1, 3, 5 e 7 (SAE 9254) com baixo teor de Vanádio.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 17 - Valores de Dureza Rockwell C determinados para amostras 2, 4, 6 e 8 (SAE 9254V) com alto teor de Vanádio.**



Fonte: Próprio autor.

Considerando inicialmente o aço mola com baixo teor de Vanádio nota-se que a amostra temperada exibiu resultados superiores aqueles das amostras austemperadas (DIETER, 2001). A dureza da amostra temperada exibiu valores próximos a 60 HRC. Já para as amostras austemperadas verifica-se que diferentes temperaturas de Austêmpera levaram a distintos resultados de dureza. Observou-se que a diminuição da temperatura utilizada na Austêmpera resultou em maiores valores de dureza. Os valores de dureza obtidos para as amostras austemperadas variou de 35 HRC a 46 HRC.

As diferenças dos resultados obtidos para amostras temperadas e austemperadas estão relacionadas aos microconstituintes desenvolvidos nos ciclos térmicos. No caso do material temperado acredita-se que a estrutura formada seja a martensítica, caracterizada por ser um constituinte de morfologia acicular e estrutura tetragonal de corpo centrado. Essa elevada dureza do constituinte pode ser explicada por: (1) elevada distorção dos átomos de carbono na rede cristalina, (2) a baixa presença relativa de sistemas de deslizamento na estrutura tetragonal de corpo centrado, (3) a própria morfologia acicular e a (4) elevação da densidade de discordâncias no momento da transformação martensítica para a acomodação da plaqueta (COLPAERT, 2008).

Para o material austemperado espera-se que a estrutura bainítica típica do tratamento térmico tenha sido desenvolvida (KRAUSS, 1989). A estrutura bainítica é caracterizada por uma transformação tanto difusiva, ou seja reconstrutiva, como displaciva. A bainita é um constituinte composto de ferrita e carbonetos que possuem várias subdivisões, sendo a divisão mais simples a de bainita superior e bainita inferior. A bainita superior é caracterizada por uma morfologia em penas, sendo formada por agulhas de ferrita com carbonetos entre estas estruturas. Já a bainita inferior é caracterizada por agulhas de ferrita com carbonetos localizados entre as agulhas, porém esses carbonetos também estão dispersos dentro das agulhas (DIETER, 2001).

Por este motivo, a diferença de dureza observada possivelmente está relacionada a diferença ao tipo de bainita desenvolvida. No caso dos resultados de dureza obtidos para as temperaturas de 480°C e 450°C, acredita-se que a bainita formada esteja mais associada à bainita superior. Isto porque a sua formação é tipicamente observada em transformações isotérmicas a temperaturas mais elevadas. Já a estrutura desenvolvida no tratamento térmico a 330 °C infere-se que esteja associado à bainita inferior, o que explica o valor de dureza superior desta amostra em comparação com as demais.



Ao submeter o material ao ensaio de dureza promove-se o processo de deformação plástica que está relacionado à movimentação das discordâncias. Na bainita superior, essa movimentação entre das agulhas de ferrita ocorre de forma mais livre do que a movimentação das mesmas na bainita inferior, uma vez que a quantidade de carbonetos é maior dentro da estrutura de agulhas (ERICSON, 2001).

Considerando o material com alto teor de vanádio (Figura 17) verifica-se comportamento similar ao observado anteriormente. A amostra temperada é aquela que apresenta os maiores de valores de dureza, chegando a quase 60 HRC, enquanto que para as amostras austemperadas verificou-se uma tendência de aumento da dureza com a redução da temperatura de austêmpera. No entanto, não foram verificadas diferenças consideráveis de dureza com a realização da austêmpera a 480°C e 450°C o que sugere que essa alteração na temperatura não promoveu a formação de microestruturas distintas (DIETER, 2001).

Por outro lado, a amostra submetida à temperatura de 330°C certamente favoreceu a formação de uma microestrutura distinta, pois os valores de dureza observados alcançaram cerca de 52 HRC. Neste caso, houve menor discrepância entre os valores de dureza observados entre o aço temperado e a amostra austemperada. De modo similar, os resultados do material temperado estão associados a formação da estrutura martensítica, enquanto os resultados do material austemperado estão associados ao desenvolvimento de estruturas bainíticas (KRAUSS, 1990).

O vanádio é um dos elementos preferidos para o carbono como microligante. Quando juntos, eles formam uma estrutura cristalina cúbica de face centrada comumente representada por carboneto de vanádio (VC) em aços com alto ou médio teor de carbono (WOODHEAD, 2000). A relação linear entre adição de vanádio e aumento de resistência é extremamente útil para se estimar a quantidade de liga a ser adicionada de maneira a atingir os objetivos referentes ao aumento da resistência segundo Glodowski (2000).

Comparando os resultados dos ensaios de dureza das amostras com diferentes teores de vanádio (baixo e alto) nota-se que a presença de vanádio provoca o acréscimo dos valores de dureza, com exceção das amostras temperadas que apresentaram valores medidos bastante similares. Além disso, pode-se dizer que para o aço com alto teor de Vanádio a realização de austêmpera a temperaturas mais baixas (após otimização do processo) pode resultar em durezas próximas daquelas obtidas para o material temperado. Consequentemente, em termos de dureza, o material austemperado poderia

alcançar desempenho similar ao observado para o mesmo após têmpera/revenimento. Porém o primeiro seria obtido a partir de um processo mais rápido, simples e com menor custo (PLENTZ, 2009; TOTTEN, 2007).

Ocorre nos aços microligados com vanádio a formação de precipitados (carbonetos, nitretos e carbonitretos) na matriz ferrítica. Estes precipitados dificultam o movimento das discordâncias endurecendo o aço. Isto acontece quando os precipitados são finos ( $<100\text{Å}$ ). Os precipitados de carbonitretos, responsáveis pelo efeito de endurecimento, são formados principalmente durante a transformação gama-alfa, e se encontram na ferrita proeutetóide e na ferrita da perlita, (MOTTISHAW *et al.*, 1992).

A solubilidade alta dos carbonetos VC e carbonitretos, quando comparada a outros elementos, permite que o Vanádio esteja em solução durante todo o processo de reaquecimento. A temperatura utilizada no tratamento térmico de austêmpera não foi o suficiente para a dissolução de todos os carbonetos, pois apenas em situações de temperaturas normais de reaquecimento (1150 a 1250°C) seria possível sua dissolução. Dessa forma, o endurecimento por adição de vanádio é proporcional à quantidade de vanádio adicionada.

O conjunto desses fatores citados acima reforçam a necessidade de estudos mais elaborados de otimização de austêmpera para maximizar a dureza de um determinado material. Fatores como, temperatura de austenitização, tempo de encharque, composição do banho, tipo de resfriamento, entre outros podem ter seus efeitos simultaneamente mensurados para alcançar ótimos desempenhos de uma determinada liga de aço contendo vanádio.

## 5.2 Análise microestrutural

Nas Figuras 18 a 24, a seguir, são mostradas as micrografias (ampliadas em 400 e 800x) das amostras submetidas às condições de têmpera após ataque químico dos reagentes (A-B) Nital 3%, (C-D) Bandoh e (E-F) MEV.

De modo geral para todas as amostras (1 a 8), observou-se a presença de ferrita nas regiões mais claras e nas regiões mais escuras os demais constituintes após o ataque com Nital A diferença de cores podem evidenciar mudanças na direção cristalográfica.

Após ataque químico com o reagente Bandoh, pode-se identificar regiões azuladas identificadas como Ferrita ( $\alpha$ ), regiões marrons caracterizadas como bainita (B)

e regiões amareladas referentes ao constituinte MA. Já a microscopia eletrônica de varredura foi utilizada a fim de se evidenciar de as diferentes morfologias formadas nas amostras.

As Figuras 18 (A-F) e 19 (A-F) apresentam as micrografias ópticas e eletrônicas obtidas para as amostras 1 e 2 que foram submetidas ao tratamento térmico de têmpera.

É possível notar a presença de ferrita nas regiões mais claras e demais constituintes nas regiões mais escuras em ambos os casos, porém constata-se que a amostra 1 (Figura 18 A-B) apresenta maior quantidade de ferrita. Já na amostra 2 (Figura 19) é possível perceber uma quantidade relevante de martensita, se comparado a amostra 1, a qual se torna evidente através da baixa ocorrência de ferrita (regiões azuladas pontuadas pelo ataque com Bandoh). Ainda em relação à amostra 2, percebe-se que a ferrita se encontra homogeneamente distribuída ao longo da microestrutura (Figura 19 C-D).

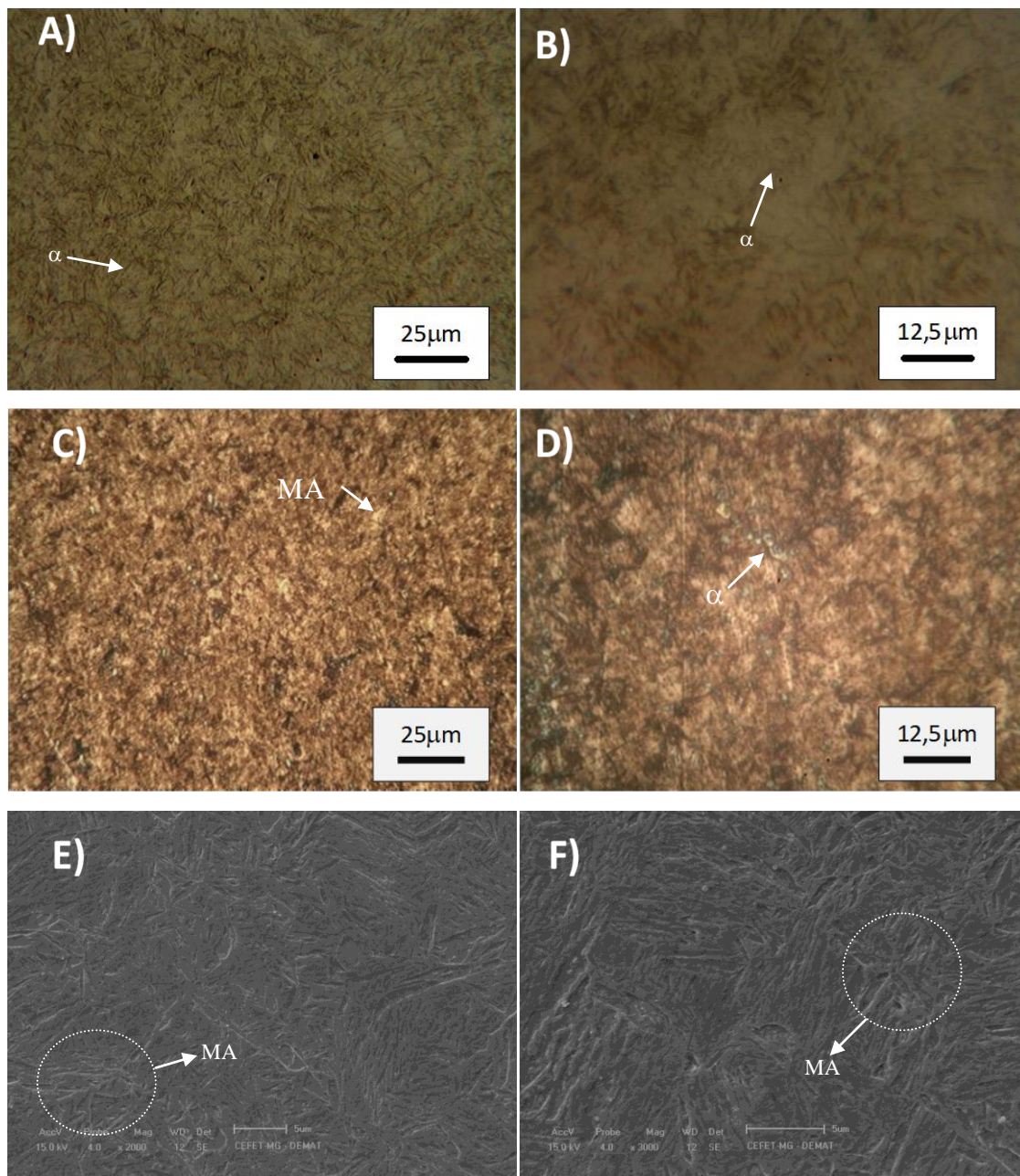
No decorrer da transformação, o grão de austenita se divide em pequenas seções onde placas menores de martensita são formadas (COLPAERT, 2008). Ao ser submetido ao resfriamento na têmpera, a martensita retém a austenita entre suas placas, as quais não apresentam paralelismo entre si e que se estendem por todo comprimento do grão de austenita. O resfriamento brusco faz com novas placas de martensita sejam formadas nas seções de austenita (TOTTEN, 2007).

Nas imagens de MEV representadas na Figura 19 (E-F) é possível perceber que as ilhas de martensita são maiores e a sua presença em maior quantidade. Este fato também se deve ao próprio tipo de resfriamento para este tipo de tratamento térmico, caracterizado como brusco. A amostra 2, por possuir maior teor de vanádio, retém a quantidade de carbono em seu entorno e dificulta a formação de constituintes proeutetóides. Deste modo aumenta-se a quantidade de martensita formada em pontos específicos.

Este processo é menos pronunciado durante o tratamento térmico da amostra 1, o que faz com que a visualização deste padrão morfológico para a amostra SAE 9254 por meio do MEV (Figura 18 E-F) seja dificultada devido a maior difusão da martensita pela amostra (PLENTZ, 2009).

Nas Figuras 20, 21 e 22 são apresentadas as micrografias obtidas por microscópio óptico e eletrônico das amostras submetidas ao tratamento térmico de austêmpera nas temperaturas de 480°C, 450°C e 330°C, atacadas com Nital 3% e Bandoh.

**Figura 18 - Micrografias da amostra 1 (SAE 9254) temperada a 850 °C.**

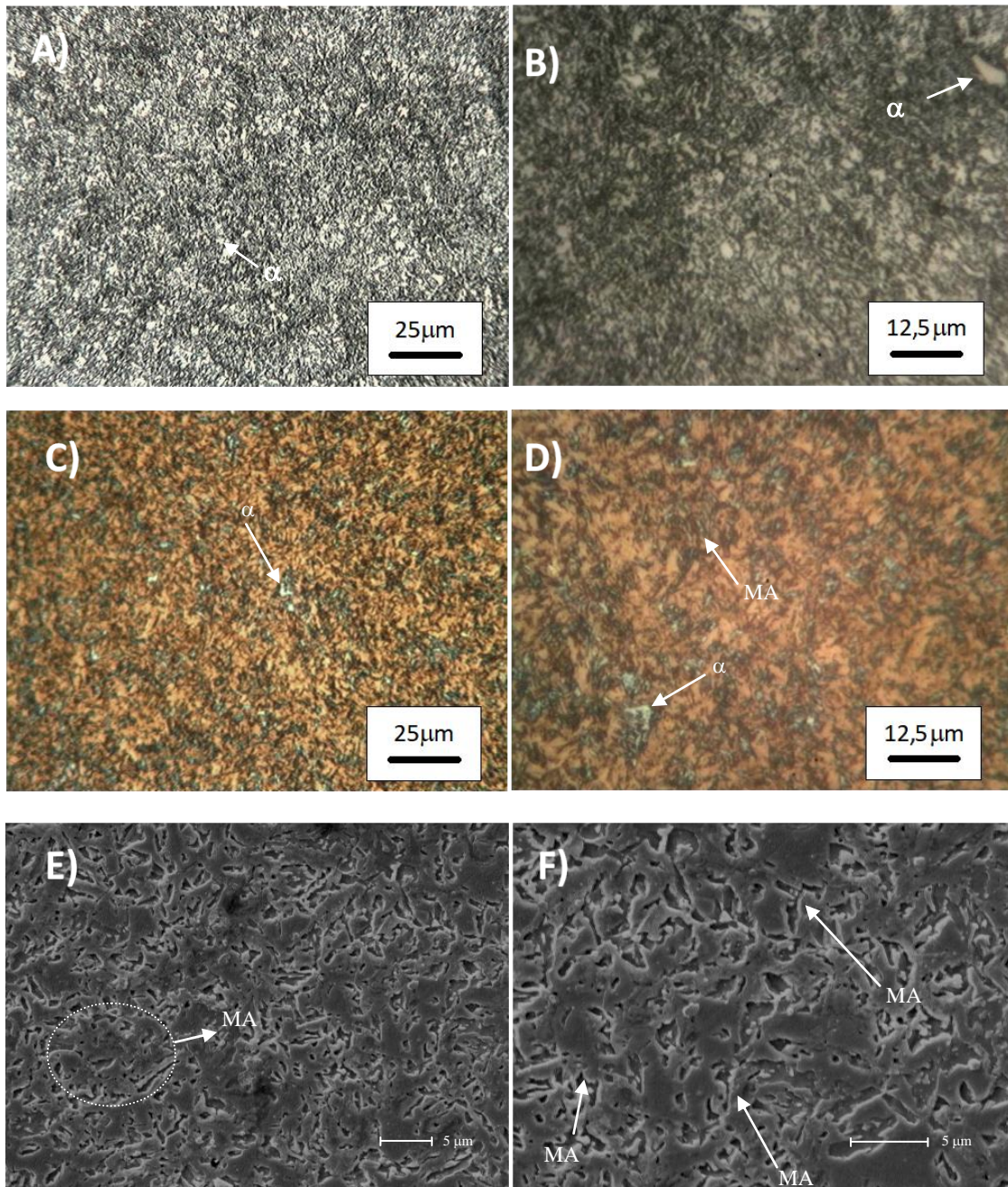


(A) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 400x; (B) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 800x; (C) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 400x; (D) MO – ataque químico com reagente Bandoh, aumento 800x. (E) MEV, aumento 2000x; (F) MEV, aumento 3000x.

Fonte: Próprio autor.



**Figura 19 – Micrografias da amostra 2 (SAE 9254V) temperada a 850 °C.**

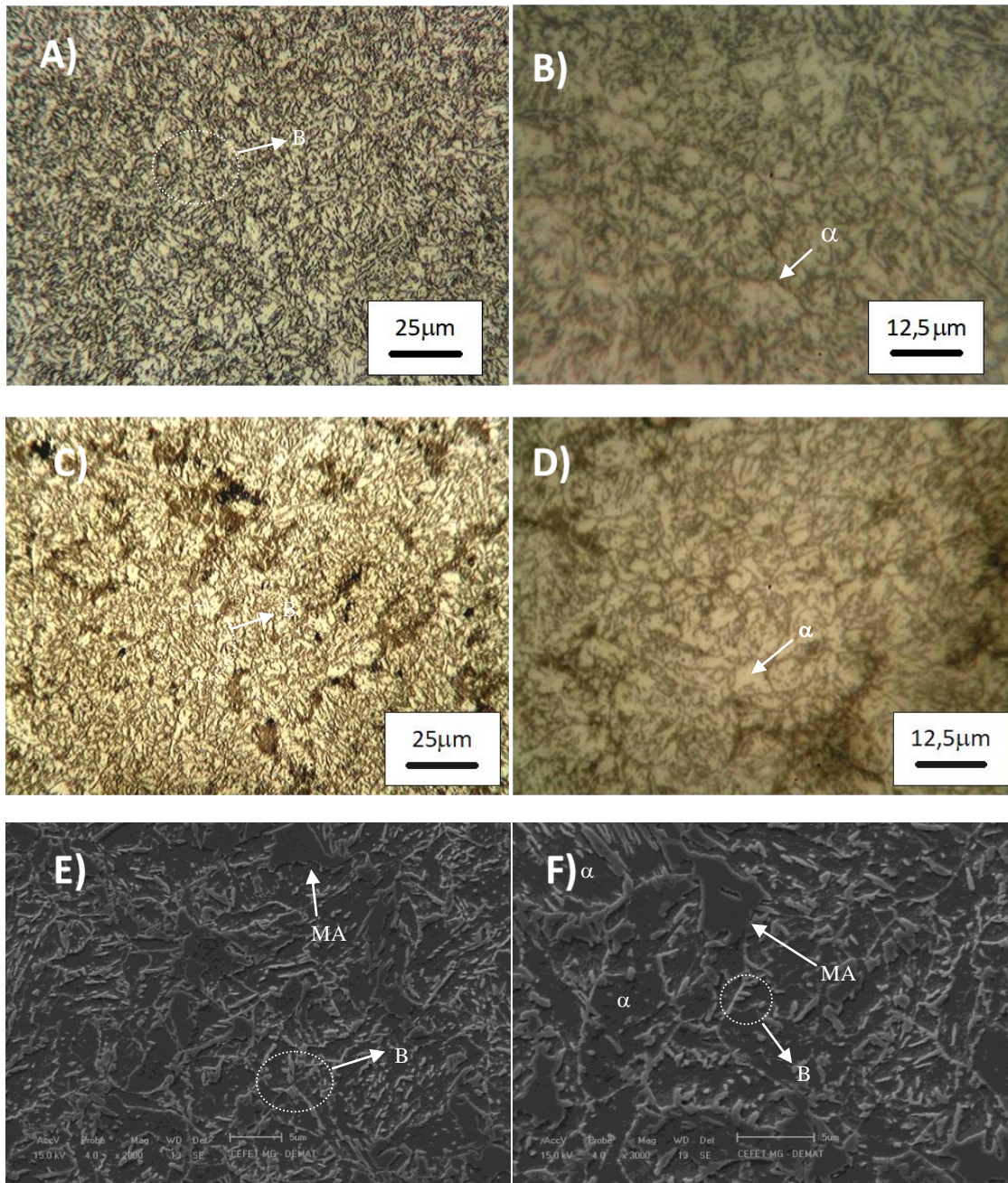


(A) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 400x; (B) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 800x; (C) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 400x; (D) MO – ataque químico com reagente Bandoh, aumento 800x. (E) MEV, aumento 2000x; (F) MEV, aumento 3000x.

Fonte: Próprio autor.



**Figura 20 - Micrografias da amostra 3 (SAE 9254) austemperada a 480°C.**

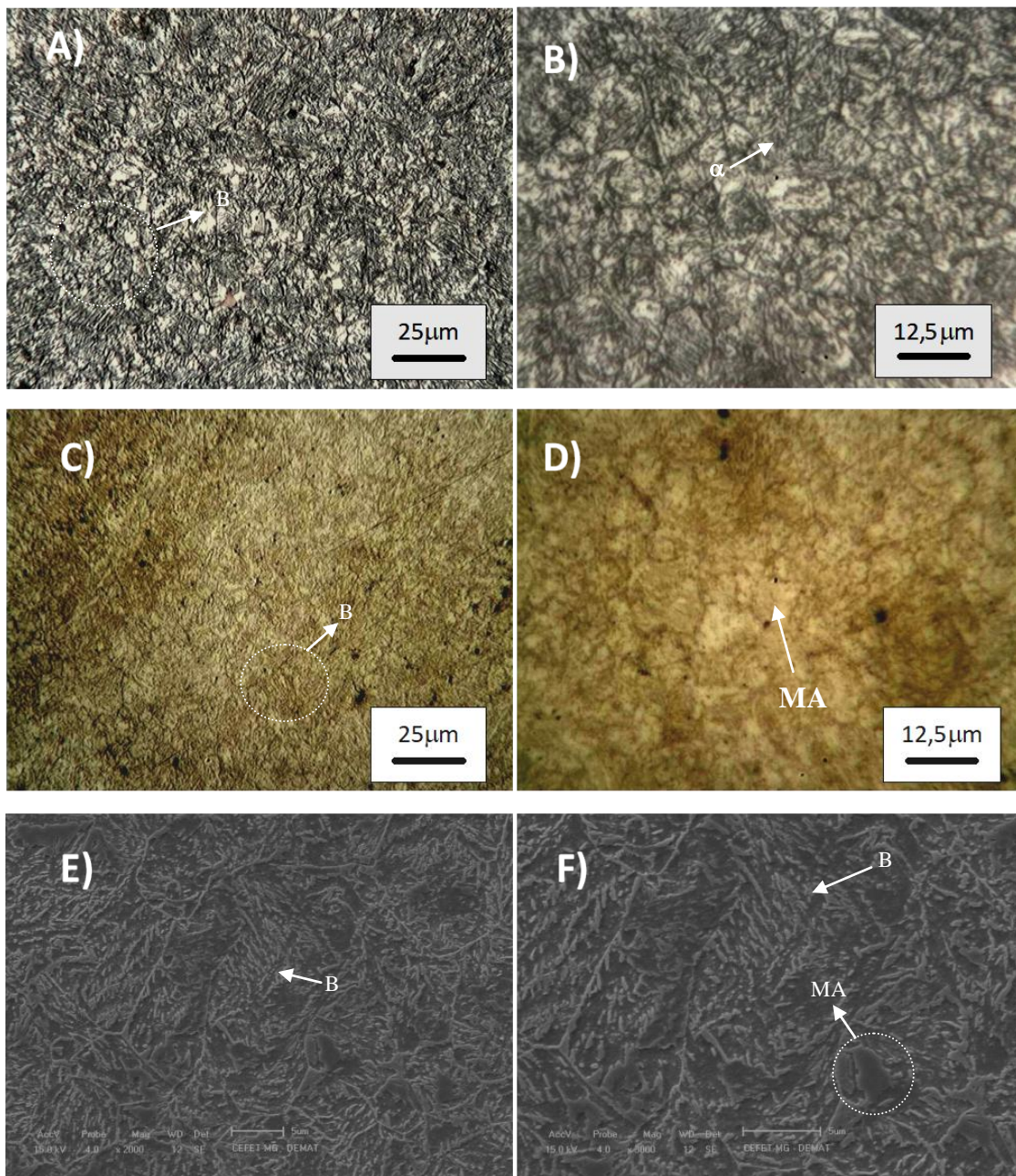


(A) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 400x; (B) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 800x; (C) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 400x; (D) MO – ataque químico com reagente Bandoh, aumento 800x. (E) MEV, aumento 2000x; (F) MEV, aumento 3000x.

Fonte: Próprio autor.



**Figura 21 –Micrografias da amostra 5 (SAE 9254) austemperada a 450°C.**

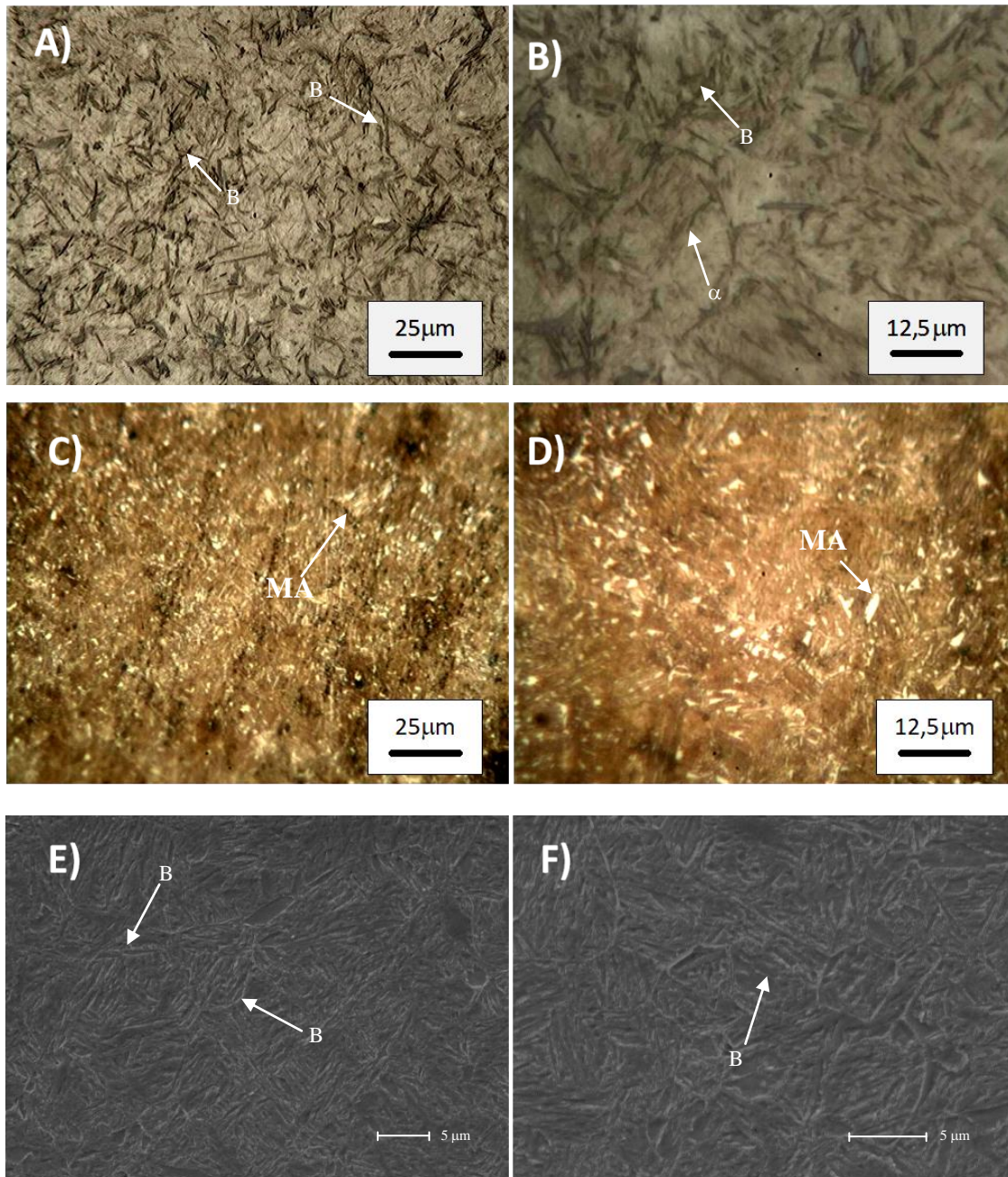


(A) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 400x; (B) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 800x; (C) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 400x; (D) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 800x. (E) MEV, aumento 2000x; (F) MEV, aumento 3000x.

Fonte: Próprio autor.



**Figura 22 – Micrografias da amostra 7 (SAE 9254) austemperada a 330°C.**



(A) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 400x; (B) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 800x; (C) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 400x; (D) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 800x. (E) MEV, aumento 2000x; (F) MEV, aumento 3000x.

Fonte: Próprio autor.



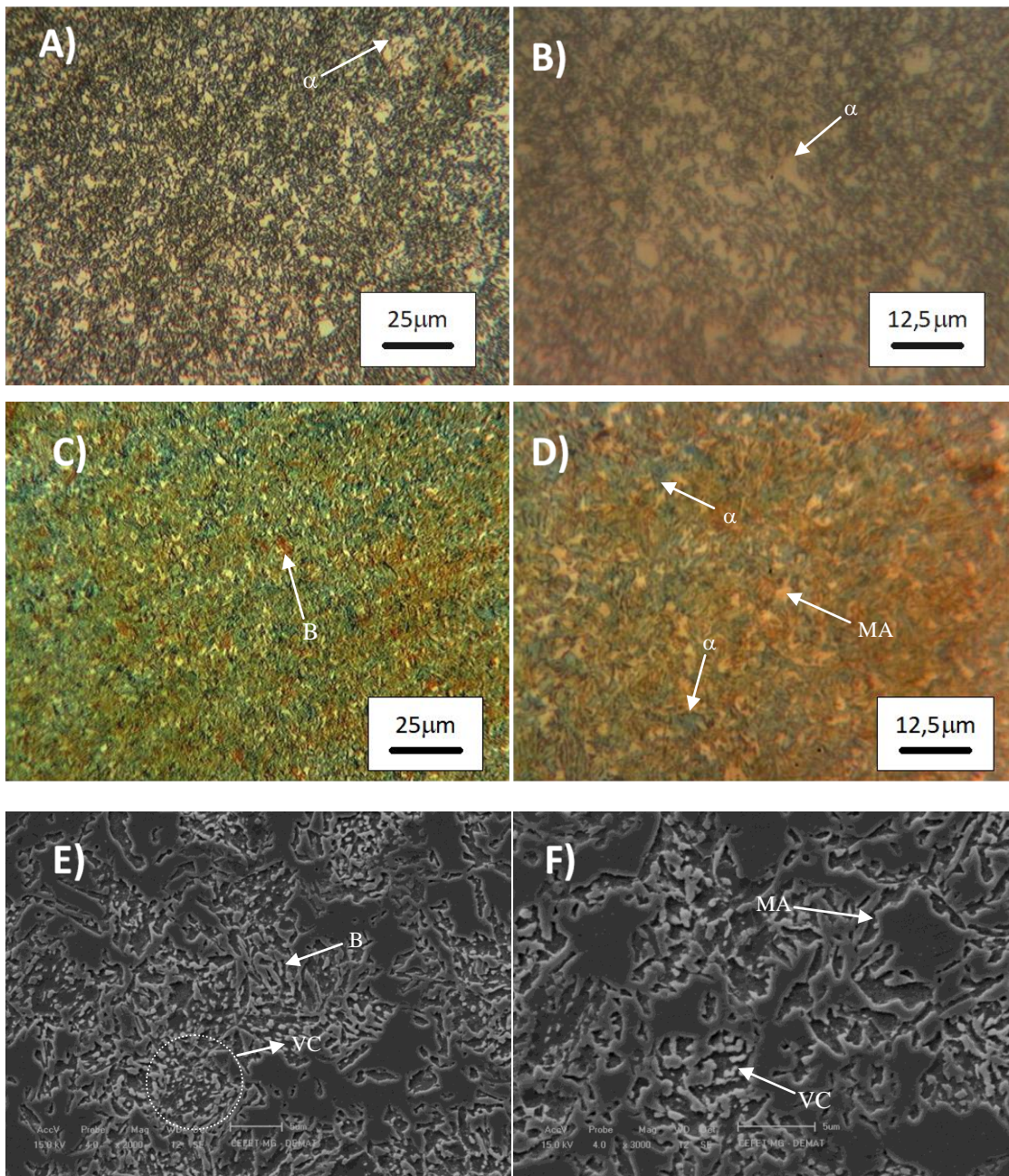
Nas Figuras 20, 21 e 22 (A-B), as quais foram obtidas após ataque com o reagente químico Nital 3%, é possível identificar a morfologia acicular da bainita e claramente nota-se as regiões claras referentes a presença de ferrita. Entretanto, apenas nas Figura 20 e 21 (C-D) verifica-se a presença dos feixes de bainita e da ferrita nas regiões claras após o ataque com reagente Bandoh.

A partir da análise da Figura 22 (A-B) nota-se que a bainita formada apresenta morfologia em penas com alguns carbonetos em volta (vistos nas regiões mais escuras). Pode-se constatar que esta microestrutura trata-se da bainita Inferior. Nas temperaturas entre 480°C e 450°C, esta estrutura é formada pela dissolução de parte dos carbonetos por estarem mais refinadas (ERICSON, 2001).

Ao observar a microscopia eletrônica de varredura da amostra 7 (Figuras 20C) é possível perceber que a temperatura de austenitização de 480°C provoca o surgimento de morfologia na forma de agulha mais grosseira. Observam-se neste caso alguns carbonetos entre estas agulhas, além da presença de aparentes ilhas de martensita. A medida que é reduzida a temperatura de austêmpera (ex: temperatura de 330°C – Figura 22C), estas ilhas de martensita reduzem seu tamanho e dispersão. A comparação das micrografias ampliadas obtidas por MEV (Figuras 20, 21 e 22 C) evidenciam que a estrutura acicular se tornam cada vez mais fina com a diminuição da temperatura.

Nas Figuras 23, 24 e 25, são apresentas as micrografias das amostras contendo alto teor de vanádio (amostras 4, 6 e 8), as quais foram submetidas ao tratamento de austêmpera, respectivamente, nas temperaturas de 480°C, 450°C e 330°C. Nas micrografias ópticas obtidas após a realização dos ataques com (A) Nital 3% e (B) Bandoh é possível identificar a ferrita nas regiões claras e martensita nas regiões mais escuras. Além disso, é possível observar estruturas na forma de penas compostas por bainita superior e agulhas compostas por bainita inferior.

**Figura 23 - Micrografias da amostra 4 (SAE 9254V) austemperada a 480°C.**

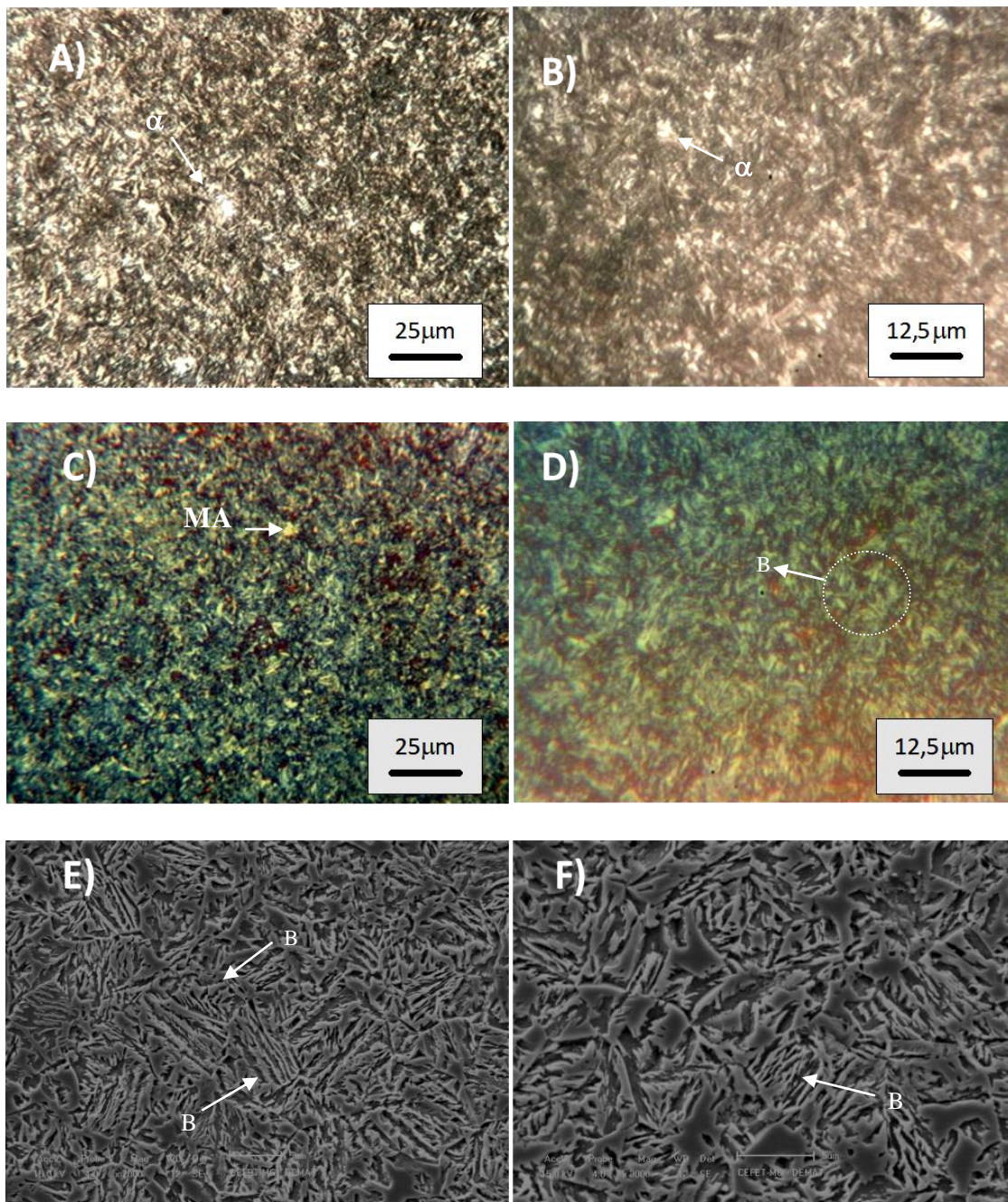


(A) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 400x; (B) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 800x; (C) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 400x; (D) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 800x. (E) MEV, aumento 2000x; (F) MEV, aumento 3000x.

Fonte: Próprio autor.



**Figura 24 - Micrografias da amostra 6 (SAE 9254V) austemperada a 450°C.**

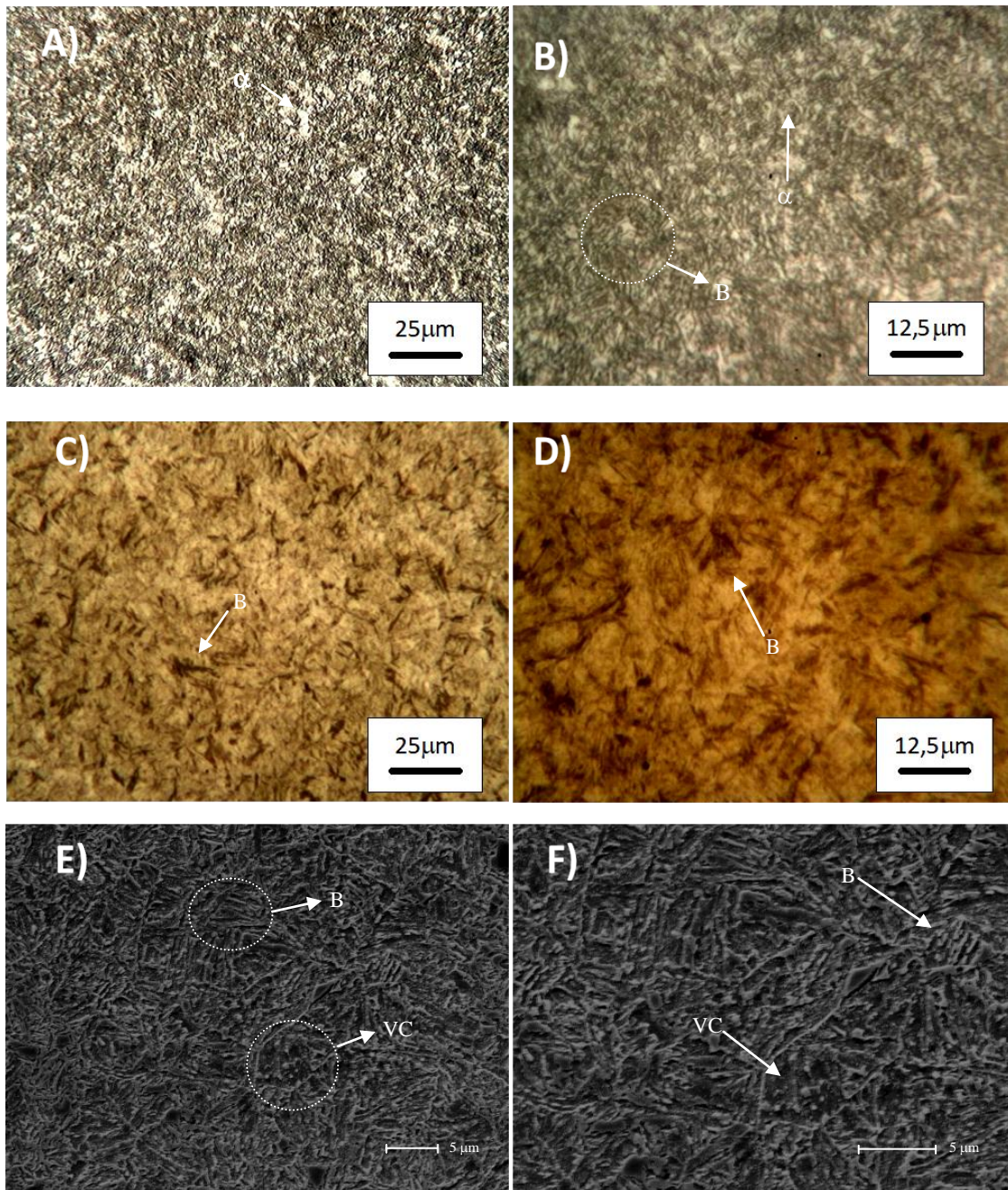


(A) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 400x; (B) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 800x; (C) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 400x; (D) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 800x. (E) MEV, aumento 2000x; (F) MEV, aumento 3000x.

Fonte: Próprio autor.



**Figura 25 - Micrografias da amostra 8 (SAE 9254V) austemperada a 330°C.**



(A) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 400x; (B) MO - ataque químico com reagente Nital 3%, aumento 800x; (C) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 400x; (D) MO - ataque químico com reagente Bandoh, aumento 800x. (E) MEV, aumento 2000x; (F) MEV, aumento 3000x.

Fonte: Próprio autor.

Nas amostras do aço-mola com alto teor de vanádio atacadas com Nital 3% é possível notar que há uma quantidade de ferrita bem superior quando comparado com as amostras que baixo teor deste elemento. Nas regiões deste ataque não é possível afirmar com certeza que se tem bainita ou martensita, o que torna essas imagens inconclusivas para estes microconstituintes. Esse resultado pode ser explicado pelo fato de que as amostras ao serem cortadas podem ter sido submetidas a eventuais elevações de temperatura devido à lubrificação insuficiente durante o *cut off* da peça.

Nas amostras atacadas com Bandoh verificou-se a presença de ferrita nas regiões azuladas e martensita, em menor quantidade, nas regiões amareladas. O ataque com este reagente químico gera cores com grande gama de tonalidades, sendo assim em alguns casos não é possível identificar com exatidão todos os microconstituintes. Por exemplo, na micrografia da amostra 6 (amostra de 9254V austemperada a 450°C) torna-se evidente a morfologia em agulhas da bainita. Porém, muitas regiões esverdeadas nesta micrografia não foram identificadas (SEOL, 2012).

A morfologia e distribuição dos carbonetos também podem dar indícios da origem dos precipitados (KESTENBACH, 1998), assim de acordo com as micrografias nota-se que os carbonetos estão dispersos, este é um indicio que pode ter precipitados na austenita ou na ferrita.

Observando as micrografias eletrônicas de varredura para as amostras com alto teor de vanádio indicam que o tempo utilizado para realizar a austêmpera não foi suficiente para total transformação da bainita. Isso pode ser evidenciado na Figura 23 (amostra 4 austemperada a 480°C), onde grande quantidade de regiões de martensita na forma de ilhas circundadas regiões aciculares paralelas como se fossem a bainita são visualizadas. Além disso, também é possível perceber a formação de carbonetos caracterizados por estruturas mais esféricas em decorrência da grande atração do vanádio pelo carbono neste tipo de liga (WOODHEAD, 2000).

## 6. CONCLUSÕES

Os resultados de dureza Rockwell C mostraram que o tratamento térmico de Austêmpera pode ser uma alternativa economicamente viável para aços médio alto carbono, sendo um indicio de que talvez seja possível obtenção de altos valores de tenacidade. Além disso, constatou-se que a utilização de materiais com elevados teores de vanádio também promoveram aumentos expressivos na dureza. A presença deste elemento favoreceu a formação de carbonetos de vanádio devido a sua alta afinidade com o Carbono. A formação do VC foi responsável pelo aumento da tenacidade do material. Observou-se também que a variação das temperaturas de Austêmpera sobre a dureza foram mais significativas para as amostras com altos teores de Vanádio, a qual é decorrente da diferentes estruturas de Bainitas formadas (inferior e superior).

Mediante ataques químicos e obtenção das micrografias foi possível diferenciar as microestruturas formadas nestes aços por meio da análise da morfologia e cores. Muitas ilhas de martensita foram visualizadas, evidenciando que o tempo de austenitização escolhido não foi o ideal para obter a transformação completa do constituinte Bainita. A microscopia eletrônica de varredura foi crucial para o reconhecimento das diferentes morfologias formadas para Bainita com a diminuição das temperaturas da Austêmpera.

Portanto, este trabalho abre perspectivas para que estudos posteriores do processo de Austêmpera possam ser executados de modo a otimizar este processo. Deste modo, o tratamento térmico convencional (Têmpera/Revenimento) pode ser futuramente substituído por um método mais simples e rápido, o que poderá resultar em ganho efetivo de produtividade.

## 7. REFERÊNCIAS

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels: transformations, microstructure and properties.** 2.ed. London: IOM Communications Ltd, 2001, 454p.

BHADESHIA, H. K. D. H. The nature, mechanism and properties of strong bainite. **Proceedings of the 1st international symposium on steel science.** The Iron and Steel Institute of Japan, 2007, p.17-26.

CAIN, T. **Hardening, Tempering and Heat Treatment:** for Model Engineers. Biddles ltd. Great Britain, UK. 2003. 124p.

CALLISTER, William; RETHWISCH, David. **Materials Science and Engineering: An Introduction.** 8. ed. USA: Wiley, 2010. 885 p.

CANAAN, G. L. **Influência da Adição de Vanádio nas Propriedades Mecânicas de Aços Médio Teor de Carbono para Beneficiamento.** Dissertação de Mestrado para o Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Universidade Federal de Minas Gerais. Minas Gerais, 2007.

CAMPBELL, F. (Ed.). **Elements of Metallurgy and Engineering Alloys.** London: ASM International, 2008. 670 p.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos.** 7 ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo, 2005.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2008. 652 p.

DIETER, G. E. **ASM Handbook: Materials Selection and Design.** V. 20. 10 ed. 2001. 2005p.

ERICSON, T. **ASM Handbook: Heat Treating.** V. 4. 10 ed. 2001. 2173p.

GLODOWSKI, R.J. **Vanadium in medium and high carbon steels. Vanadium Application Technology**, The Use of Vanadium in Steel. Paper Presented at The Vanitec International Symposium. Guilin, China. 6th November 2000.

HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels, Microstructure and Properties**. London: Edward Arnold Publishers Ltd, 1995. 244p.

KHALID, F. A.; EDMONDS, D. V. **Interphase precipitation in microalloyed engineering steels and model alloy**. *Materials Science and Technology*, v. 9, n. 5, p. 384–396, 1993.

KESTENBACH, H.-J. **Transmission Electron Microscopy of Carbonitride Precipitation in Microalloyed Steels**. *Acta Microscopica*, v. 7, n. 1, p. 22–33, 1998.

KRAUSS, G. **Steel: heat treating and processing principles**. Ohio: American Society for Metals – ASM International, 1990. 497p.

LI, Y.; MILBOURN, J. **Vanadium Microalloyed Forging Steel**. 16. ed. England: Vanited Ltd., 2013. 8 p.

MAALEKIAN, M. **The Effects of Alloying Elements on Steels**. *Material Science And Engineering, Germany*, v. 531, n. , p.260-266, out. 2007

MATARELLI, F. A.; LOPES, L. E. F.; CASTRO, L. F. A. **Siderurgia a carvão vegetal. In: BIOMASSA: Energia nos Trópicos em Minas Gerais**, 2001. 145-161 p

MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; SANTOS, D.B. **Metalurgia da Soldagem – Aspectos Gerais**. Belo Horizonte: EEUFMG, 1999. p.2.16-2.20.

MOTTISHAW, T.D., SMITH, G. D. W. **Microalloyed pearlitic steels for the wire industry – mechanisms of alloy element redistribution and strengthening processes in chromium-vanadium eutectoid steels**. Department of Metallurgy and Science of Materials, Oxford University. 1992.



OBERG, E.; JONES, F.D.; HORTON, H.L.; RYFFEL, H.H. **Machinery's Handbook**. 29 ed. Nova York. 2012. 3915p.

PARSONS, S. A.; EDMONDS, D. V. **Microstructure and mechanical properties of mediumcarbon-ferrite-pearlite steel microalloyed with vanadium**. *Materials Science and Technology*, v. 3, november, p. 894–904, 1987.

PAVLINA, E. J.; SPEER, J. G.; TYNE, C. J. VAN. **Equilibrium solubility products of molybdenum carbide and tungsten carbide in iron**. *Scripta Materialia*, v. 66, n. 5, p. 243–246, 2012.

PLENTZ, R.S. **Otimização do Processo de Resfriamento do Aço Mola SAE 9254 durante a Laminação**. Dissertação de Mestrado para o Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2009.

REED-HILL, R. E., ABBASCHIAN, R. *Physical Metallurgy Principles*. Boston: PWSKENT Publishing Company, 1992, 926p

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648p.

SANTOS, C.C. **Influência de Parâmetros de Processo no Empenamento de Barras Trefiladas do Aço SAE 9254**. Dissertação de Mestrado para o Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2008.

SEOL, J.B.; RAABR, D.; CHOI, P. P.; IM, Y.R.; PARK, C. G. Atomic scale effects of alloying partitioning, solute drag and austempering on the mechanical properties of high-carbon bainitic-austenitic TRIP steels. *Acta Materialia*, v.60, p.6183-6199.

TITHER, G. **Niobium in Steel Castings and Forgings**. In: *Proceedings of the International Symposium Niobium*. Orlando, 2001. p.845–872.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment: metalurgy and technologies**. 2 ed. Portland: Portland University. 2007. 833p.

TRUDEL, A. e GAGNE, M. **Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons.** Canadian Metallurgical Quarterly, v.36, n.5, 1997.

TOURYAN, L. A.; THOMPSON, S. W.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. **Microstructure and properties of medium-carbon steels microalloyed with vanadium and niobium.** Advanced Steel Processing and Products Research Center, p. 63–83, 2010. Colorado.

WOODHEAD, J. H. **The physical metallurgy of vanadium steels. Vanadium Application Technology, The Use of Vanadium in Steel.** Paper Presented at The Vanitec International Symposium. Guilin, China. 6th November 2000.

ZWILSKY, K.M. **ASM Handbook: Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys.** V. 1. 10 ed. 2001. 2521p.