

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

**EVERTON GUSTAVO DE OLIVEIRA**

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO NA**  
**MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES DOS AÇOS SAE 4340 E 8640**  
**TEMPERADOS E REVENIDOS**

**BELO HORIZONTE**

**2014**

EVERTON GUSTAVO DE OLIVEIRA

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO NA  
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES DOS AÇOS SAE 4340 E 8640  
TEMPERADOS E REVENIDOS**

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: Profa. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientadora: Eng. Aline Silva Magalhães

BELO HORIZONTE

2014

EVERTON GUSTAVO DE OLIVEIRA

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO NA  
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES DOS AÇOS SAE 4340 E 8640  
TEMPERADOS E REVENIDOS**

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

Aprovado em:

**BANCA EXAMINADORA**

---

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Orientadora

---

Mestranda Eng. Aline Silva Magalhães - Coorientadora

---

Prof. Msc. Joel Romano Brandão

---

Prof. Msc. João Bosco dos Santos

## AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me fornecido a oportunidade de estar nesse mundo e por me dar força e fé para seguir trilhando um bom caminho com muito empenho e dedicação.

Aos meus familiares por sempre estarem me apoiando, me ajudando e me fornecendo todas as condições para alcançar grandes conquistas e ser uma pessoa correta durante a minha vida.

À minha orientadora Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa por toda sua dedicação e atenção, sempre me auxiliando em momentos de dúvida e fornecendo conhecimento e experiência para a realização deste trabalho.

À minha coorientadora mestranda Aline Silva Magalhães por ter sido sempre prestativa e atenciosa comigo durante a realização deste trabalho.

Ao Bruno Cordeiro Silva, técnico do Laboratório de Caracterização do Departamento de Engenharia de Materiais pela contribuição para realização de análises de fluorescência de raios-x e no microscópio eletrônico de varredura.

A todas as pessoas do departamento de Engenharia de Materiais que me auxiliaram e possibilitaram usufruir da infraestrutura do departamento em atividades relacionadas à este trabalho.

A todas as outras pessoas que mesmo de forma indireta me ajudaram na execução deste trabalho.

## RESUMO

Este trabalho avaliou os efeitos de parâmetros de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento na microestrutura e propriedades dos aços SAE 4340 e 8640. Delimitando-se diferentes parâmetros, tais como temperatura de austenitização e temperatura de revenimento, verificou-se a influência dos mesmos na microestrutura e propriedades dos aços SAE 4340 e 8640 através de técnicas de caracterização como ensaios de dureza e microdureza e análise das microestruturas obtidas nos microscópios óptico e eletrônico de varredura. Os ensaios de dureza nas amostras temperadas e revenidas dos aços SAE 4340 e 8640 permitiram a determinação de curvas de revenimento. Através da análise de tais curvas, percebeu-se que os aços analisados apresentaram valores semelhantes de dureza, mesmo quando alterada a temperatura de austenitização. Dessa forma, em termos macroestruturais não percebeu-se diferença na temperabilidade entre os aços SAE 4340 e 8640. Entretanto, os ensaios de microdureza permitiram a verificação do comportamento de maior temperabilidade esperado para o aço SAE 4340 em relação ao aço SAE 8640. Além disso, percebeu-se o efeito de aumento da temperabilidade dos aços com a realização da normalização prévia à têmpera ou com a utilização de uma maior temperatura de austenitização. Quanto às microestruturas encontradas para os aços SAE 4340 e 8640 temperados e revenidos, verificou-se que elas foram semelhantes e não apresentaram diferenças muito evidentes. Constatou-se que o aumento da temperatura de revenimento tornava a microestrutura mais difusa e a martensita menos acicular e que em temperaturas maiores como 500°C e 700°C a mesma já não se apresentava como martensita revenida e sim como sorbita, constituída por ferrita e partículas de cementita. Percebeu-se que a martensita foi estabilizada, mesmo com redução do caráter acicular, até temperaturas de revenimento em torno de 400°C, o que pode ser justificado pela presença de elementos de liga como Cr, Mo e Si, apesar de elementos como Ni e Mn atuarem reduzindo a estabilidade da martensita.

Palavras-chaves: Aços SAE 4340 e 8640. Têmpera. Revenimento.

## ABSTRACT

This study evaluated the effects of parameters of heat treatment of quenching and tempering on microstructure and properties of SAE 4340 and 8640 steels. Delimiting different parameters, such as austenitizing temperature and tempering temperature, it was verified their influence on the microstructure and properties of SAE 4340 and 8640 steels through characterization techniques such as hardness and microhardness testing and analysis of microstructures obtained in the optical and scanning electron microscopes. The hardness tests on the quenched and tempered samples of SAE 4340 and 8640 steels curves allowed the determination of tempering allowed the determination of tempering curves. Through analysis of these curves, it was noticed that the steels analyzed showed similar hardness values, even when the austenitizing temperature changed. Thus, in macrostructural terms, it was not perceived a difference in hardenability between the SAE 4340 and 8640 steels. However, the microhardness tests permitted the verification of the behavior expected for the higher hardenability of the SAE 4340 steel compared to the SAE 8640 steel. Moreover, it was noticed the effect of increasing the hardenability of steels with the realization of prior normalization to the quenching or with the use of a higher temperature austenitizing. Regarding the microstructure found in the SAE 4340 and 8640 steel quenched and tempered, it was found that they were very similar and showed no obvious differences. It was observed that increasing the tempering temperature became the microstructure more diffuse and the martensite less acicular and that at higher temperatures such as 500 and 700 ° C, it is no longer presented as tempered martensite but as sorbite consisting of ferrite and cementite particles. It was noticed that the martensite was stabilized, even with reduction of acicular character, until tempering temperatures around 400 ° C, which can be justified by the presence of alloying elements such as Cr, Mo and Si, although elements such as Ni and Mn act reducing the stability of the martensite.

Key words: SAE 4340 and 8640 steels. Quenching. Tempering.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-C .....	16
Figura 2 - Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenimento .....	19
Figura 3 - Efeitos dos elementos de liga no campo austenítico.....	30
Figura 4 - Diagramas de transformação isotérmica da austenita.....	38
Figura 5 - Efeito da quantidade de elementos nos pontos de transformação martensítica.....	40
Figura 6 - Influência do Cr e do Mo na dureza martensítica.....	40
Figura 7 - Influência dos elementos de liga na quantidade de austenita retida em aços com 1% C temperados.....	41
Figura 8 - Influência dos elementos de liga na faixa de transformação martensítica.....	42
Figura 9 - Curva TTT do aço SAE 1050 .....	45
Figura 10 - Curva TTT do aço SAE 4340 .....	46
Figura 11 - Curva TTT do aço SAE 8640 .....	47
Figura 12 - Microestrutura martensítica revenida de aço baixa liga SAE 8640.....	48
Figura 13 - Micrografias ópticas mostrando a morfologia da martensita e os tamanhos de grão relativos aos dois tratamentos. “P” indica placas de martensita largas .....	49
Figura 14 - Micrografia MEV de aços diversos.....	51
Figura 15 - Microestruturas do aço SAE 4340 temperado e revenido .....	52
Figura 16 - Imagens da microestrutura de martensita temperada para o aço SAE 4340.....	53
Figura 17 - Microestruturas do aço SAE 4340 obtidas para o revenimento a 200°C .....	54
Figura 18 - Microestrutura do aço SAE 4340 obtida para o revenimento a 300°C por 2 h .....	55
Figura 19 - Imagem de campo escuro da estrutura da martensita do aço SAE 4340 revenido a 300°C.....	55
Figura 20 - Microestruturas do aço SAE 4340 obtidas para o revenimento a 650°C .....	56
Figura 21 - Variação do limite de resistência à tração e do limite de escoamento em função da temperatura de revenimento e do tempo de encharque .....	58
Figura 22 - Variação da dureza em função da temperatura de revenimento e do tempo de encharque.....	58
Figura 23 - Curvas de revenimento do aço SAE 4340 em função do tempo e da temperatura.....	59
Figura 24 – Fluxograma com as etapas de desenvolvimento do trabalho .....	61
Figura 25 – Espectrofotômetro Shimadzu modelo 720.....	63
Figura 26 – Esmeril Jowa modelo D76.....	63

Figura 27 – Máquina de corte Kontrol modelo KR170.....	64
Figura 28 – Retífica Sulmecânica modelo RPH600.....	64
Figura 29 – Imagens das amostras.....	65
Figura 30 – Fornos elétricos utilizados para os tratamentos térmicos.....	67
Figura 31 – Durômetro IGV modelo RM401/A.....	68
Figura 32 – Microdurômetro Vickers da marca Shimadzu modelo 2T .....	69
Figura 33 – Equipamentos usados na metalografia.....	70
Figura 34 – Microscópios empregados.....	70
Figura 35 – Fotomicrografias do aço SAE 4340 no estado inicial.....	73
Figura 36 – Fotomicrografias do aço SAE 8640 no estado inicial.....	74
Figura 37 – Curva de microdureza para o aço SAE 4340 normalizado e temperado à 870°C.....	77
Figura 38 – Curva de microdureza para o aço SAE 4340 temperado à 870°C.....	77
Figura 39 – Curva de microdureza para o aço SAE 4340 temperado à 970°C.....	78
Figura 40 – Curva de microdureza para o aço SAE 8640 normalizado e temperado à 870°C.....	78
Figura 41 – Curva de microdureza para o aço SAE 8640 temperado à 870°C.....	79
Figura 42 – Curva de microdureza para o aço SAE 4340 temperado à 970°C.....	79
Figura 43 – Fotomicrografias do aço SAE 4340 .....	81
Figura 44 – Fotomicrografias do aço SAE 8640 .....	83
Figura 45 – Curvas de revenimento dos aços SAE 4340 e 8640 temperados à 870°C e 970°C e revenidos.....	85
Figura 46 – Fotomicrografias obtidas por microscopia óptica com aumento de 400X do aço SAE 4340 temperado e revenido .....	87
Figura 47 – Fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura com aumento de 2000X do aço SAE 4340 temperado e revenido.....	88
Figura 48 – Fotomicrografias obtidas por microscopia óptica com aumento de 400X do aço SAE 8640 temperado e revenido .....	89
Figura 49 – Fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura com aumento de 2000X do aço SAE 8640 temperado e revenido.....	90



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Tipos padrão de aços baixa liga .....	27
Tabela 2 - Composição química do aços SAE 4340 e 8640.....	28
Tabela 3 - Propriedades mecânicas do aço SAE 8640 variando com a temperatura em barras redondas de diâmetro de 25 mm (temperadas a 830°C e resfriadas em óleo).....	57
Tabela 4 – Composição química dos aços SAE 4340 e 8640 fornecida pelos fabricantes .....	62
Tabela 5 – Parâmetros para a realização da normalização das amostras e aços SAE 4340 e 8640 .....	65
Tabela 6 – Parâmetros para a realização da têmpera das amostras de aços SAE 4340 e 8640 .....	66
Tabela 7 – Parâmetros para a realização do revenimento das amostras de aços SAE 4340 e 8640 .....	66
Tabela 8 – Análise quantitativa da composição química dos aços SAE 4340 e 8640 .....	71
Tabela 9 – Valores de dureza Rockwell C obtidos para as amostras de aço SAE 4340 .....	72
Tabela 10 – Valores de dureza Rockwell C obtidos para as amostras de aço SAE 8640 .....	72
Tabela 11 – Valores de dureza das amostras de aços SAE 4340 e 8640 temperadas depois de normalizadas e temperadas a partir do estado inicial .....	75
Tabela 12 – Valores de dureza das amostras de aços SAE 4340 e 8640 temperadas à 970°C.....	76
Tabela 13 – Aço SAE 4340 temperado à 870°C e revenido .....	84
Tabela 14 – Aço SAE 4340 temperado à 970°C e revenido .....	84
Tabela 15 – Aço SAE 8640 temperado à 870°C e revenido .....	85
Tabela 16 – Aço SAE 8640 temperado à 970°C e revenido .....	85

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	11
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	13
<b>2.1 Objetivo Geral</b> .....	13
<b>2.2 Objetivos Específicos</b> .....	13
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	14
<b>3.1 Tratamentos Térmicos</b> .....	14
<b>3.1.1 Fundamentos dos Tratamentos Térmicos</b> .....	14
<b>3.1.2 Fatores de influência nos Tratamentos Térmicos</b> .....	15
3.1.2.1 Aquecimento .....	15
3.1.2.2 Tempo de permanência à temperatura de aquecimento .....	16
3.1.2.3 Resfriamento .....	17
3.1.2.4 Atmosfera do forno .....	18
<b>3.1.3 Têmpera</b> .....	18
<b>3.1.4 Revenimento</b> .....	22
3.1.4.1 Fragilização no revenimento .....	24
3.1.4.2 Transformação da austenita retida .....	25
<b>3.2 Aços baixa liga</b> .....	26
<b>3.2.1 Características e aplicações dos aços SAE 4340 e 8640</b> .....	28
<b>3.3 Efeitos dos elementos de liga nos aços</b> .....	29
<b>3.3.1 Efeitos específicos dos elementos de liga</b> .....	30
3.3.1.1 Carbono .....	31
3.3.1.2 Cromo .....	32
3.3.1.3 Manganês .....	33
3.3.1.4 Molibdênio .....	33
3.3.1.5 Níquel .....	34
3.3.1.6 Silício .....	35
3.3.1.7 Outros elementos .....	35
<b>3.3.2 Distribuição dos elementos de liga</b> .....	36
<b>3.3.3 Efeito dos elementos de liga nas transformações austeníticas</b> .....	37
<b>3.3.4 Efeito dos elementos de liga na têmpera</b> .....	38
3.3.4.1 Efeito dos elementos de liga na austenita retida .....	41
<b>3.3.5 Efeito dos elementos de liga no revenimento</b> .....	42

3.3.5.1 Efeito dos elementos de liga no endurecimento secundário .....	44
<b>3.4 Tratamentos Térmicos de Têmpera e Revenimento dos aços SAE 4340 e 8640.....</b>	<b>45</b>
3.4.1 Efeitos na microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 através dos Tratamentos Térmicos de Têmpera e Revenimento .....	48
3.4.2 Efeitos nas propriedades dos aços SAE 4340 e 8640 através dos Tratamentos Térmicos de Têmpera e Revenimento .....	56
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>61</b>
4.1 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido.....	61
4.2 Materiais.....	62
4.3 Corpos de Prova .....	63
4.4 Tratamentos Térmicos .....	65
4.5 Propriedades Mecânicas .....	67
4.6 Caracterização Microestrutural.....	69
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>71</b>
5.1 Caracterização dos Materiais no Estado Inicial .....	71
5.1.1 Análise química dos aços SAE 4340 e 8640 no estado inicial .....	71
5.1.2 Análise de dureza dos aços SAE 4340 e 8640 no estado inicial .....	72
5.1.3 Análise da microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 no estado inicial.....	73
5.2 Caracterização dos Materiais após Têmpera.....	74
5.2.1 Análise de dureza dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera .....	74
5.2.2 Análise de microdureza dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera .....	76
5.2.3 Análise da microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera .....	80
5.3 Caracterização dos Materiais após Têmpera e Revenimento .....	84
5.3.1 Análise de dureza dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera e revenimento .....	84
5.3.2 Análise da microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera e revenimento...	86
<b>6 CONCLUSÕES.....</b>	<b>92</b>
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>93</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços SAE 4340 e 8640 são considerados como aços liga devido à adição de elementos de liga como níquel, cromo e molibdênio que contribuem para resultar em propriedades mecânicas superiores às apresentadas pelos aços carbono. Mais especificamente, pode-se destacar que os aços SAE 4340 e 8640 são considerados como baixa liga devido ao fato do somatório total dos elementos de liga (incluindo o carbono) ser menor do que 8%. A adição dos elementos mencionados anteriormente possibilita aplicações principalmente em construções mecânicas. A seleção dos aços para tais aplicações dar-se-á pelo conjunto de propriedades como resistência mecânica (que pode ser indicada pela dureza) e tenacidade. Dessa forma, pode-se destacar que os elementos como o Ni, Cr e Mo contribuem para promover o aumento da temperabilidade otimizando a resistência e tenacidade depois do tratamento térmico. Além da boa temperabilidade, outras características associadas aos aços baixa liga são a elevada resistência, excelente usinabilidade e boa forjabilidade.

O aço SAE 4340 é largamente empregado em aplicações da indústria mecânica para a manufatura de diversos componentes, tais como engrenagens, eixos e hastes de pistão. O efeito dos elementos de liga e dos parâmetros de tratamento térmico resultam na combinação de propriedades deste aço, tais como resistência, ductilidade e tenacidade, permitindo aplicações como as mencionadas anteriormente. Na produção de aços SAE 4340, os tratamentos térmicos normalmente empregados são a têmpera e o revenimento que resultam na formação de uma microestrutura martensítica revenida. No caso do revenimento, pode-se destacar que este tratamento térmico proporciona a redução da fragilidade e aumento da tenacidade da martensita que é supersaturada com átomos de carbono e extremamente frágil.

Em relação ao aço SAE 8640, pode-se destacar que este aço possui uma boa combinação de propriedades com o mínimo de adição de elementos de liga e também uma ótima temperabilidade. Assim como o aço SAE 4340, quando o aço SAE 8640 é submetido a um tratamento térmico de têmpera, em sequência ele é submetido a um tratamento de revenimento em busca de se atingir as propriedades ótimas para a aplicação almejada para este material. Entre as aplicações encontradas para o aço SAE 8640 devido às suas propriedades apresentadas, podem-se destacar fabricação de parafusos, engrenagens, pinos, eixos, componentes de máquinas e motores como virabrequins e pistões.

Este trabalho tem como proposta avaliar os efeitos das diferentes composições químicas apresentadas pelos aços SAE 4340 e 8640 (principalmente em relação aos elementos Cr e Ni que são os de maior diferença de teor entre estes dois aços) na microestrutura e

propriedades apresentadas de acordo com os parâmetros de têmpera e revenimento estabelecidos. A presença dos elementos de liga contribui de maneira geral para um aumento na temperabilidade, propriedade essa que se relaciona com a capacidade de determinado aço formar martensita e, conseqüentemente, à velocidade crítica de têmpera. Através dessa característica, pode-se perceber que a adição de elementos de liga é importante no sentido de tornar propício o processo de têmpera, principalmente no caso de aços carbono com baixo teor de carbono que apresentam um processo de têmpera que necessita ser realizado numa condição de resfriamento em períodos extremamente curtos ou inviáveis para que a martensita se forme num teor relevante e sem transformações perlíticas ou bainíticas. Os elementos de liga são importantes também no sentido de deslocar as curvas TTT de resfriamento e alterar o seu comportamento, alterar as temperaturas de transformação martensítica além de apresentarem contribuição para a formação de carbonetos podendo induzir à fragilidade em temperaturas específicas de revenimento. Os efeitos dos elementos de liga são diversos e a partir da proposta deste trabalho buscar-se-á determinar tais efeitos nos aços SAE 4340 e 8640 através da realização de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento com diferentes parâmetros e sequentes técnicas de caracterização das microestruturas e de determinação das propriedades apresentadas por estes materiais. Dessa forma, curvas de revenimento serão traçadas com o objetivo de verificar a real influência dos parâmetros de tratamento térmico, possibilitando, assim, a associação com a composição química dos aços SAE 4340 e 8640 para justificar os comportamentos apresentados.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

O objetivo geral deste trabalho é verificar os efeitos dos parâmetros de tratamento térmico na microestrutura e propriedades dos aços SAE 4340 e 8640 temperados e revenidos e a partir dos resultados obtidos estabelecer a relação entre a composição química dos mesmos e as consequentes microestruturas e propriedades encontradas.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Realizar tratamentos térmicos de têmpera e revenimento nos aços SAE 4340 e 8640 utilizando diferentes parâmetros;
- Realizar ensaios de caracterização para avaliar os efeitos na microestrutura e propriedades;
- Traçar curvas de revenimento para os aços avaliados;
- Determinar a relação dos elementos de liga e da modificação dos parâmetros de tratamento térmico com a microestrutura e propriedades encontradas para os aços SAE 4340 e 8640.

## 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 3.1 Tratamentos Térmicos

#### 3.1.1 Fundamentos dos Tratamentos Térmicos

Segundo Chiaverini (1988), tratamento térmico é todo o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços em que são controladas condições como temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de esfriamento visando-se alterar suas propriedades ou permitir características determinadas. Colpaert (2008) afirma que a utilização dos tratamentos térmicos pode ser considerada como o método mais comum de conseguir a alteração das propriedades mecânicas, físicas e mesmo químicas dos aços.

A estrutura do aço define as suas propriedades e os tratamentos térmicos visam permitir a modificação em maior ou menor grau da estrutura resultando na alteração de suas propriedades e características. Os tratamentos térmicos são aplicáveis em aços desde baixo carbono até alto carbono, assim como em aços que apresentam elementos de liga e são obrigatoriamente aplicáveis àqueles aços de maior teor de carbono e com elementos de liga antes de serem colocados em serviço (CHIAVERINI, 1988).

O emprego de tratamentos térmicos é de importância fundamental e alguns objetivos essenciais deste emprego foram definidos por Chiaverini (1988): remoção de tensões (oriundas do resfriamento desigual, trabalho mecânico ou outra causa); aumento ou diminuição da dureza; aumento da resistência mecânica; melhora da ductilidade; melhora da usinabilidade; melhora da resistência ao desgaste; melhora das propriedades de corte; melhora da resistência à corrosão; melhora da resistência ao calor; e modificação das propriedades elétricas e magnéticas. Diante de tais objetivos percebe-se a importância e a necessidade do emprego dos tratamentos térmicos dos aços.

De maneira geral, percebe-se que o emprego dos tratamentos térmicos visando a melhora de uma propriedade ou propriedades específicas acaba resultando no decréscimo de outras. Isso pode ser verificado, por exemplo, nos casos em que a melhora da ductilidade com o emprego de tratamentos térmicos acaba resultando em perdas de outras propriedades como dureza e resistência à tração. Diante disso, faz-se necessária a verificação e aplicação criteriosa do melhor tratamento térmico de modo a se atingir as propriedades desejadas e que as resultantes perdas em outras propriedades sejam reduzidas ou não afetem os requisitos essenciais necessários à aplicação final (CHIAVERINI, 1988).

Em um contexto geral os tratamentos térmicos envolvem aquecimento e resfriamento e compreendem: recozimento, normalização, têmpera e revenimento.

### ***3.1.2 Fatores de influência nos Tratamentos Térmicos***

Segundo Chiaverini (1988), como o tratamento térmico representa um ciclo de tempo-temperatura, tem-se que os fatores inicialmente levados em consideração são: aquecimento, tempo de permanência à temperatura de resfriamento e a atmosfera do recinto de aquecimento que são de importância fundamental sobre os resultados finais dos tratamentos térmicos.

#### ***3.1.2.1 Aquecimento***

Tem-se que o caso mais frequente de emprego dos tratamentos térmicos está na mudança de uma ou mais propriedades mecânicas a partir da modificação de sua estrutura. Assim sendo, a austenitização acaba por ser um requisito e o aquecimento acaba por ser realizado acima da temperatura crítica de modo a permitir a dissolução de todo carboneto de ferro no ferro gama. A austenitização consiste no ponto de partida para as transformações posteriores e que irão ser determinadas em acordo com a velocidade de resfriamento adotada (CHIAVERINI, 1988).

Chiaverini (1988) afirma que dois fatores são de importante influência durante o aquecimento e devem ser considerados: velocidade de aquecimento e temperatura máxima de aquecimento.

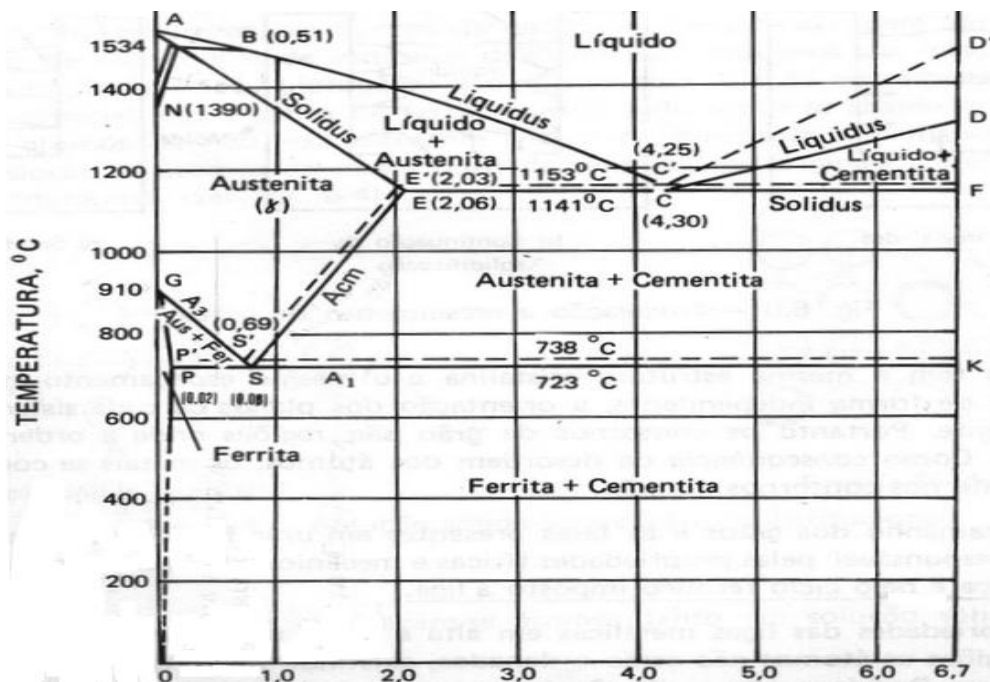
A velocidade de aquecimento pode influenciar de maneiras diferentes e deve ser corretamente estabelecida em acordo com a característica do aço que está sendo tratado. Para aços em estado de tensão interna ou com tensões residuais advindas do encruamento prévio ou do estado inteiramente martensítico o aquecimento não pode ser muito rápido devido ao fato de poder provocar empenamento ou fissuras. Em aços fortemente encruados o aquecimento deve ser mais rápido para evitar excessivo crescimento de grão (CHIAVERINI, 1988).

Em relação à temperatura máxima de aquecimento, Chiaverini (1988) afirma que ela é dependente da natureza do processo, das estruturas e propriedades finais desejadas e da composição química do aço, principalmente no que tange ao seu teor de carbono. A maior temperatura de aquecimento garante uma maior dissolução das fases no ferro gama, mas em compensação aumenta o tamanho de grão da austenita.



Segundo Chiaverini (1988), as desvantagens de um tamanho de grão excessivo são maiores do que a dissolução não total das fases no ferro gama. Temperaturas muito acima da linha superior ( $A_3$ ) devem ser evitadas sendo admitido 50 °C acima de  $A_3$  para aços hipoeutetóides. No caso de aços hipereutetóides o recomendado é uma temperatura inferior à da linha  $A_{cm}$  devido ao fato dela se tornar mais elevada com o aumento do teor de carbono, sendo assim, a completa dissolução do carboneto no ferro gama iria implicar em temperaturas muito elevadas e com crescimento excessivo de grão da austenita implicando em algo muito mais prejudicial do que a presença de carboneto não dissolvido. A Figura 1 a seguir apresenta o diagrama de equilíbrio Fe-C e as linhas  $A_3$  e  $A_{cm}$  mencionadas anteriormente.

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio Fe-C



Fonte: Chiaverini (1988)

### 3.1.2.2 Tempo de permanência à temperatura de aquecimento

Chiaverini (1988) afirma que o tempo de permanência do aço à temperatura de aquecimento não deve ser nada além daquela estritamente necessária para gerar a uniformização através de toda a seção, pois, semelhantemente à temperatura máxima de aquecimento, pode provocar crescimento excessivo de grão. Outra desvantagem de um tempo longo é o aumento da oxidação ou decarbonetação do material. É admitido que uma

temperatura ligeiramente mais elevada é mais vantajosa do que um tempo mais longo a uma temperatura inferior devido ao fato de se propiciar maior mobilidade atômica.

### *3.1.2.3 Resfriamento*

Segundo Chiaverini (1988), o resfriamento é o fator mais importante devido ao fato de determinar efetivamente a estrutura e conseqüentemente as propriedades finais. A velocidade de resfriamento determina o constituinte final obtido que pode ser desde a perlita grosseira de baixa resistência mecânica e dureza até a martensita que é o constituinte mais duro obtido por meio dos tratamentos térmicos. É importante destacar que a velocidade de resfriamento não é o único fator de influência no constituinte obtido, dentre outros, pode-se destacar a composição do aço, a dimensão das peças (seção), etc.

Os meios mais usuais aplicados no resfriamento são o ambiente do forno, ar e meios líquidos. A determinação do melhor meio de resfriamento deve ser embasada na composição do aço, propriedades finais desejadas e forma e dimensões da peça tratada termicamente. É de fundamental importância tal avaliação, pois caso contrário pode ocorrer efeitos indesejáveis no material como geração de tensões residuais e empenamento ou mesmo ruptura (CHIAVERINI, 1988).

Segundo Callister Júnior (2006), a severidade de um resfriamento é um termo usado para indicar a taxa de resfriamento e em relação aos meios mais comuns (ar, óleo e água), ele afirma que a água é o meio mais severo, seguida pelo óleo e por último o ar. Chiaverini (1988) afirma que a velocidade de resfriamento pode ser aumentada também com a circulação do meio de resfriamento ou a agitação, pois promove-se maior contato entre todas as partes da peça e o meio de resfriamento.

Um meio de resfriamento até certo ponto considerado ideal sob o ponto de vista de microestrutura e propriedades finais desejadas pode ser substituído por um outro de acordo com o efeito final que ele pode gerar na peça após o resfriamento, pois uma grande severidade do meio pode gerar problemas mais sérios como empenamento, fissuras e tensões internas. Dessa maneira, meios menos severos podem chegar a ser utilizados implicando na escolha de aços com melhor temperabilidade de modo a atingir um objetivo final do material com as características e propriedades desejadas e com um mínimo de empenamento e tensões internas (CHIAVERINI, 1988).

#### *3.1.2.4 Atmosfera do forno*

Chiaverini (1988) afirma que dois efeitos negativos principais devem ser cuidadosamente avaliados nos tratamentos térmicos de aços: oxidação que gera a indesejada casca de óxido; e a descarbonetação que pode provocar a formação de uma camada mais mole na superfície do metal. A presença de oxigênio, anidrido carbônico e vapor de água no meio são as principais influências na oxidação do aço, já a descarbonetação é influenciada principalmente por agentes como oxigênio, anidrido carbônico e hidrogênio.

A oxidação e a descarbonetação são evitados a partir do emprego de uma atmosfera protetora ou controlada no interior do forno que ajuda a prevenir a formação da “casca de óxido” e contribui para eliminar a necessidade de métodos de limpeza e para garantir a uniformidade de dureza da superfície e resistência ao desgaste. A avaliação da proporção ideal dos constituintes da atmosfera protetora deve ser cuidadosamente feita de modo a evitar a oxidação, a descarbonetação e a carbonetação no tratamento térmico normal dos aços (CHIAVERINI, 1988).

#### *3.1.3 Têmpera*

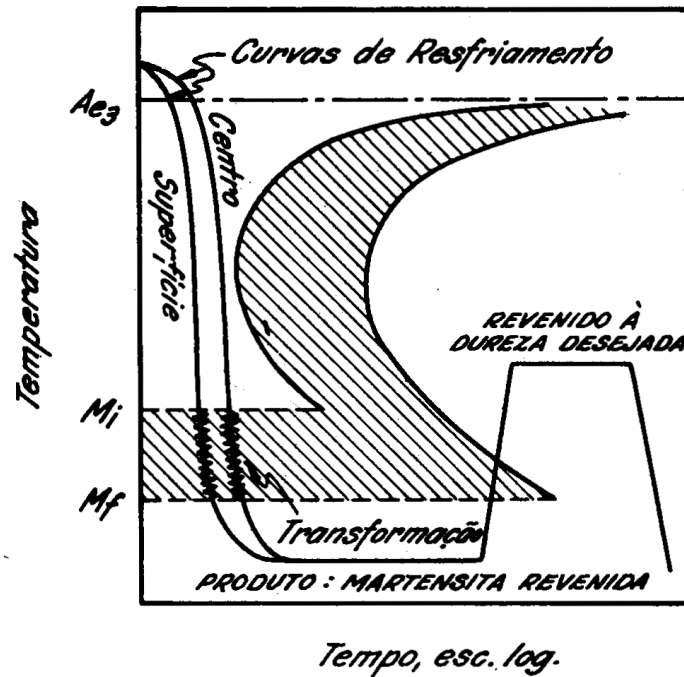
Segundo Chiaverini (1988), a têmpera consiste no resfriamento rápido do aço de uma temperatura superior à sua temperatura crítica em um meio como óleo, água, salmoura ou mesmo ar. O objetivo fundamental da têmpera é obter estrutura martensítica, o que é conseguido fazendo-se com que a curva de resfriamento passe a esquerda do cotovelo da curva em “C” como mostrado na Figura 2 que esquematiza o tratamento térmico de têmpera.

De acordo com Colpaert (2008), o tratamento de têmpera consiste de:

- a) Aquecimento até a temperatura adequada para obter uma microestrutura austenítica.
- b) Manutenção da peça neste patamar de temperatura por um tempo adequado.
- c) Resfriamento em um meio que resulte em velocidade apropriada para obter a formação de martensita.

Do ponto de vista de propriedades mecânicas, o objetivo da têmpera é promover o aumento do limite de resistência à tração do aço e também da sua dureza que deve verificar-se até uma certa profundidade. Como resultados do processo de têmpera, tem-se também redução da ductilidade, da tenacidade e aparecimento de tensões internas que podem ser atenuadas ou eliminadas através do revenimento (CHIAVERINI, 1988).

Figura 2 – Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenimento



Fonte: Chiaverini (1988)

Chiaverini (1988) destaca que fatores como a velocidade de resfriamento e a seção das peças devem ser levados em consideração na têmpera. A velocidade de resfriamento deve ser suficiente para impedir as transformações da austenita em altas temperaturas e a consequente perda de dureza. Já a seção da peça deve ser avaliada devido a possibilidade de ocorrer diferenças de resfriamento entre a superfície e o centro em peças de maiores dimensões onde se tem um resfriamento mais lento do centro quando comparado à superfície, gerando estruturas de transformações mistas.

Segundo Callister Júnior (2006), o resfriamento de uma amostra de aço a uma taxa uniforme é impossível durante o tratamento de têmpera, pois a superfície irá sempre resfriar mais rapidamente do que as regiões mais internas. Sendo assim, a austenita se transforma a uma faixa de temperaturas que resulta numa possível variação na microestrutura e nas propriedades de acordo com a posição na amostra.

Em relação à velocidade de resfriamento, tem-se que ela é diretamente relacionada ao meio de têmpera que é apresentado de acordo com um fator  $H$  que indica a severidade de têmpera, onde o resfriamento em água é adotado como referência ( $H=1$ ). Quanto mais rápido é o resfriamento, maior é a severidade da têmpera, mas isso implica também em maior potencial de ocorrência de trincas e distorção. A água como meio de têmpera deve ser usada preferencialmente em peças de geometria simples, simétrica e onde algumas distorções

possam ser toleradas. Nos casos em que a distorção e a possibilidade de trincas são fatores de risco, meios de resfriamento com uma severidade menor devem ser empregados. De forma geral, pode-se dizer que a tendência à formação de trincas está associada à temperatura de início de formação da martensita ( $M_I$ ) e ao teor de carbono equivalente ( $C_{eq}$ ) no aço escolhido (COLPAERT, 1988).

Segundo Chiaverini (1988) outro fator importante a ser considerado na operação de têmpera é a temperatura de aquecimento. Para aços hipoeutetóides, a temperatura deve estar acima de  $A_3$  a fim de se promover a austenitização completa. É importante destacar que a temperatura não pode ser muito acima da  $A_3$  devido à possibilidade de se produzir uma martensita acicular muito grosseira e de elevada fragilidade no resfriamento subsequente. No caso dos aços hipereutetóides, o aquecimento acima da linha  $A_1$  é suficiente, pois promove a total conversão de perlita em austenita, apesar de não alterar as partículas de carbonetos secundários. No resfriamento de aços hipereutetóides, os carbonetos secundários permanecem presentes, mas isso não implica em problemas em termos de objetivo final com a têmpera, pois a dureza deles é até mesmo superior à da martensita. Para os aços hipereutetóides deve-se evitar também o aquecimento a temperaturas muito elevadas (acima da linha  $A_{cm}$ ), pois pode provocar a formação de martensita acicular grosseira no resfriamento sequente.

Callister Júnior (2006) afirma que as propriedades ótimas de um aço submetido aos tratamentos de têmpera e revenimento só podem ser conseguidas caso o processo de têmpera tenha sido realizado de modo a propiciar que o aço tratado contenha alto teor de martensita, evitando a formação de qualquer perlita e/ou bainita que contribuem para características mecânicas piores.

Colpaert (2008) destaca que a temperabilidade é outro fator de influência na profundidade de endurecimento e na distribuição de dureza ao longo da seção de uma peça após a têmpera. A temperabilidade pode ser definida como a característica que define a variação de dureza desde a superfície até o núcleo da peça quando temperada e se relaciona com a capacidade de determinado aço formar martensita e, conseqüentemente, à velocidade crítica de têmpera. Fatores de influência na temperabilidade são o tamanho de grão austenítico e a homogeneidade da microestrutura austenítica inicial.

Segundo Colpaert (2008), a temperabilidade pode ser aumentada através da adição de elementos de liga ao aço devido ao fato da maior parte deles retardarem as transformações de decomposição difusional da austenita, implicando em menor velocidade crítica para a formação da martensita. O cobalto é uma exceção dentre os elementos de liga e atua reduzindo a temperabilidade.

Para a medida e quantificação da temperabilidade e previsão da microestrutura que se obtêm no resfriamento, alguns métodos como o Jominy e do diâmetro crítico de Grossmann são empregados. Modelos matemáticos eficazes foram também desenvolvidos e estão sendo aplicados para a realização dessa previsão (COLPAERT, 2008).

Segundo Chiaverini (1988), o processo de têmpera resulta na formação de martensita, que caracteriza-se pela excessiva dureza e pelas tensões internas consideráveis. Além das tensões provocadas pela estrutura martensítica, os aços temperados apresentam tensões térmicas advindas da não uniformidade de resfriamento entre a superfície e regiões mais internas da peça tratada, o que faz com que as camadas superficiais contraíam mais rapidamente do que as regiões internas, resultando numa parte central sob compressão e em camadas mais externas sob tração.

Após o tratamento de têmpera, o aço apresenta-se com dureza excessiva e em estado apreciável de tensões tanto estruturais quanto térmicas, sendo que tais tensões podem gerar empenamento, quando ultrapassam o limite de escoamento com conseqüente deformação plástica, e fissuras, quando o limite de resistência é superado resultando na perda do material (CHIAVERINI, 1988).

Colpaert (2008) afirma que as trincas de têmpera são normalmente intergranulares e que aços com maior tamanho de grão austenítico e menores temperaturas  $M_I$  apresentam maior susceptibilidade em apresentá-las.

Além da maior severidade do meio de têmpera, a falta de uniformidade do resfriamento que resulta em áreas de fluido estagnado ou com baixa circulação também é um fator causador de trincas, sendo que isso pode ser avaliado através da percepção da heterogeneidade de microestrutura e de dureza. Concentradores de tensão também são fontes de falhas em têmpera (COLPAERT, 2008).

Para que o tratamento de têmpera possa ter um resultado satisfatório, além da avaliação e correta utilização dos fatores mencionados anteriormente, como velocidade de resfriamento (associada à escolha de um meio com severidade adequada), temperatura de aquecimento (que atua na austenitização e crescimento de grãos austenítico), temperabilidade do aço (que está associada a sua composição e microestrutura) e uniformidade de resfriamento, faz-se necessária a avaliação do projeto da peça em si, que deve ser feito de maneira a evitar transições de seção bruscas e garantir a presença de raios de arredondamento adequado (contribuindo para evitar concentradores de tensão) e também de maneira a possibilitar forma e tamanho adequados para não gerar diferenças de resfriamento

consideráveis entre a superfície e as regiões centrais quando isso não for desejado (COLPAERT, 2008).

De forma sucinta, Callister Júnior (2006), afirma que o sucesso do tratamento de têmpera para a produção de uma microestrutura predominantemente martensítica em toda a seção transversal depende principalmente de três fatores: (1) composição da liga, (2) tipo e natureza do meio de resfriamento e (3) tamanho e forma da amostra.

As tensões internas advindas do tratamento térmico de têmpera são inevitáveis, sendo assim, faz-se necessária a aplicação de um outro tratamento para a redução da susceptibilidade às trincas e para um ganho em termos de tenacidade e ductilidade. Isso é conseguido através do revenimento, que permite a redução das tensões internas e um incremento de ductilidade e tenacidade ao aço para aplicações finais (CHIAVERINI, 1988; COLPAERT, 2008).

### ***3.1.4 Revenimento***

Segundo Chiaverini (1988), o revenimento tem a função de eliminar os inconvenientes gerados pela têmpera, eliminando ou aliviando as tensões internas e corrigindo a excessiva dureza e fragilidade, que contribui para promover o aumento da ductilidade e resistência ao choque.

Colpaert (2008) afirma que o nível de tensões excessivo e a baixa ductilidade e tenacidade associados à estrutura martensítica pelo tratamento de têmpera inviabilizam a aplicação dos aços obtidos na maior parte das aplicações. Sendo assim, o revenimento, que consiste no aquecimento a temperaturas inferiores a temperatura  $A_1$ , corrige tais inconvenientes, possibilitando a aplicação desses aços.

É recomendável realizar o revenimento logo após a têmpera a fim de se reduzir a perda de peças por ruptura que pode ocorrer com o aumento do tempo de espera de sua realização. Em relação ao aquecimento durante o revenimento, pode-se destacar que o mesmo promove a reversão do reticulado instável ao reticulado estável cúbico centrado, o que produz reajustamentos internos que aliviam as tensões. Além disso, o revenimento proporciona a precipitação de partículas de carbonetos que crescem e se aglomeram de acordo com a temperatura e o tempo (CHIAVERINI, 1988).

Segundo Colpaert (2008), a característica metaestável da martensita proporciona a sua transformação durante o aquecimento promovido pelo revenimento, resultando em

microestruturas compostas por ferrita e cementita e por carbonetos de elementos de liga (de acordo com a composição do aço).

De uma forma geral, o revenimento proporciona a redução da dureza e da resistência mecânica e o aumento da ductilidade. Em casos específicos como o de aços-ferramenta, pode ocorrer aumento da dureza no revenimento em virtude do endurecimento por precipitação chamado de endurecimento secundário. Em relação à tenacidade, é difícil generalizar o seu comportamento durante o revenimento, pois apesar de apresentar como tendência geral aumento de acordo com o aumento da temperatura de revenimento, em algumas faixas de temperatura, pode ocorrer fenômenos que conduzam à redução de tenacidade através de um processo denominado fragilização (COLPAERT, 2008).

Colpaert (2008) destaca que as várias etapas do processo de revenimento são complexas e diversas combinações de propriedades interessantes podem ser obtidas. Segundo Chiaverini (1988), a temperatura de revenimento pode ser escolhida de acordo com as propriedades mecânicas desejadas no aço temperado. Chiaverini (1988) também afirma que o tempo de permanência à temperatura de revenimento deve ser considerado e que o mesmo exerce maior influência no início e uma influência reduzida para intervalos de tempo maiores.

Callister Júnior (2006), afirma que normalmente o revenimento é realizado em temperaturas entre 250 °C e 650 °C e que as tensões internas podem ser aliviadas em temperaturas tão baixas quanto 200 °C. Tal tratamento permite através do processo de difusão, a formação da martensita revenida que é composta pelas fases estáveis ferrita e cementita.

A microestrutura da martensita revenida consiste em partículas de cementita extremamente pequenas e uniformemente dispersas em uma matriz contínua de ferrita. Tal microestrutura é semelhante à da cementita globulizada, exceto pelo fato das partículas de cementita serem muito menores. A martensita revenida pode ser tão dura e resistente quanto a martensita, mas com um efeito positivo de tenacidade e ductilidade melhoradas. A dureza e a resistência podem ser justificadas pelo fato de existir uma grande área de fronteiras por unidade de volume entre as fases ferrita e cementita advinda das numerosas e muito finas partículas de cementita. A fase cementita, dura, reforça a matriz de ferrita ao longo das fronteiras que também atuam como barreiras contra o movimento das discordâncias durante a deformação plástica. A fase contínua de ferrita é dúctil e tenaz, o que permite a melhora dessas propriedades (CALLISTER JÚNIOR, 2006).

Segundo Callister Júnior (2006), o tamanho das partículas de cementita também atua no comportamento mecânico da martensita revenida, sendo que o aumento do tamanho proporciona a diminuição da área de fronteiras entre as fases ferrita e cementita, resultando



em um material menos resistente, embora mais dúctil e tenaz. A temperatura e o tempo de tratamento térmico de revenimento são as variáveis que irão determinar o tamanho das partículas de cementita e o mesmo será maior quanto maior for a temperatura devido a maior difusão proporcionada.

As seguintes transformações que ocorrem na martensita de acordo com as faixas de temperatura no revenimento são destacadas por Colpaert (2008):

- a) Redistribuição dos átomos de carbono, até cerca de 100 °C.
- b) Precipitação de carbonetos na faixa de 100 °C a 300 °C. Pode ocorrer a precipitação de carbonetos  $\epsilon$  e no caso de aços com teor de carbono mais elevado, a precipitação de cementita ou cementita combinada com carbonetos  $\chi$ . Para a viabilização de revenimentos a temperaturas relativamente mais baixas, elementos como o silício podem ser empregados para dificultar a formação de carbonetos.
- c) A austenita retida em aços de médio e alto carbono se decompõe na faixa de 200 °C a 300 °C (precipitação de carbonetos na austenita, que reduz seu teor de carbono e permite a formação de martensita no resfriamento pós-revenimento).
- d) Acima de cerca de 300 °C inicia-se o processo de recuperação e recristalização da martensita que resultam em queda da dureza e da resistência mecânica.
- e) Na faixa entre 500 °C e 650 °C (caso de aços contendo elementos de liga formadores de carbonetos) pode ocorrer a precipitação de carbonetos destes elementos, como  $V_4C_3$  e  $Mo_2C$ , que resultam no aumento de resistência e dureza.

#### *3.1.4.1 Fragilização no revenimento*

Diversos aços e principalmente aços liga de baixo teor em liga caracterizam-se pela obtenção de fragilidade no aquecimento em temperaturas na faixa de 250-575 °C ou no resfriamento lento ao longo dessa faixa em um fenômeno definido como fragilização no revenimento (CHIAVERINI, 1988; COLPAERT, 2008).

A fragilização ocorre mais acentuadamente em temperaturas na faixa de 450-475 °C e aços contendo consideráveis quantidades de manganês, níquel e cromo, além de impurezas como antimônio, arsênio, fósforo ou estanho são mais susceptíveis a esse fenômeno. Apesar de não se ter uma explicação clara a respeito desse fenômeno, Chiaverini (1988) destaca que é necessária a presença das impurezas mencionadas juntamente com um elemento de liga para provocar a fragilidade. Callister Júnior (2006) afirma que a presença de tais elementos e

impurezas desloca a transição dúctil-frágil para temperaturas significativamente mais elevadas, dessa forma, a temperatura ambiente se situa abaixo dessa transição no regime de fragilidade.

A propagação de trincas nos aços que sofrem fragilização é intergranular, onde a trajetória da fratura ocorre ao longo dos contornos de grão da fase austenita precursora e, além disso, os elementos de liga e as impurezas se segregam de forma preferencial nessas regiões (CALLISTER JÚNIOR, 2006).

Chiaverini (1998) afirma que os aços que se tornaram frágeis podem voltar ao normal e ter a tenacidade restabelecida através do aquecimento em torno de 600 °C ou acima, seguido de resfriamento rápido, abaixo de aproximadamente 300 °C.

Para reduzir a severidade da fragilidade, deve-se evitar a presença de impurezas, sendo que no caso do estanho e do fósforo, as quantidades não devem ultrapassar 0,005% e 0,01% respectivamente. Além disso, o tratamento chamado de “inter-crítico” que consiste em manter o aço por longo tempo numa faixa de temperatura entre  $A_{C1}$  e  $A_{C3}$  pode ser aplicado em casos específicos para contribuir para a redução da fragilidade (CHIAVERINI, 1988).

#### *3.1.4.2 Transformação da austenita retida*

Colpaert (2008) destaca que à medida que se aumenta o teor de carbono dos aços, as temperaturas inicial ( $M_I$ ) e final ( $M_F$ ) de formação martensítica também diminuem, sendo assim, há uma tendência maior à retenção de austenita na têmpera. No revenimento, pode ocorrer a precipitação de carbonetos na austenita retida, o que reduz o seu teor de carbono e, conseqüentemente, aumenta  $M_I$  e  $M_F$ . Segundo Chiaverini (1988), a austenita residual pode se transformar posteriormente, resultando em instabilidade dimensional. Procedimentos podem ser aplicados para a transformação dessa austenita residual, dentre eles, pode-se destacar o revenimento a temperaturas na faixa de 200 °C a 300 °C que transforma a austenita retida em bainita em aços de médio ou alto carbono. No caso de aços como os rápidos, faz-se necessária a realização de mais de um revenimento, pois no resfriamento posterior ao primeiro revenimento, ocorre a formação de martensita que deve ser revenida através de um segundo aquecimento do aço.

Outro método destacado por Chiaverini (1988) para a transformação da austenita residual é o “resfriamento sub-zero” que consiste no resfriamento para temperaturas abaixo de zero após o aquecimento para a têmpera. Quanto mais baixa é a temperatura, mais completa é a transformação da austenita e menos provável é a ocorrência da instabilidade dimensional. De acordo com a posição da linha  $M_F$ , faz-se necessário o emprego de meios de resfriamento

bastante drásticos, como nitrogênio líquido ou “gelo seco”, o que entretanto não é seguro devido ao choque térmico estabelecido e o provável aparecimento de fissuras. Segundo Colpaert (2008), aços de alto carbono aplicados para ferramentas, calibres, rolamentos, etc., são os principais que podem ser submetidos ao resfriamento sub-zero devido ao fato da temperatura  $M_F$  ser muito baixa.

Um terceiro método destacado por Chiaverini (1988) é o “sazonamento” que consiste em manter as peças tratadas em estoque durante um determinado período de tempo ou em submetê-las repetidamente aos extremos de temperatura esperados em serviço, forçando a ocorrência de modificações dimensionais antes de utilizar as peças, que, no entanto, raramente se consegue.

Promoção de certo grau de encruamento nas peças proporciona a transformação da austenita retida, mas em compensação não garante a estabilidade dimensional. O choque mecânico pode ser utilizado com o mesmo objetivo, mas apresenta limitações nos resultados devido a dificuldade de controle. Por último, ciclos acelerados de envelhecimento com resultados aproximados ao do revenimento comum têm sido usados também para a transformação da austenita retida (CHIAVERINI, 1988).

### **3.2 Aços baixa liga**

Aços-liga são aqueles que tem suas propriedades melhoradas pela presença de um ou mais elementos especiais ou pelo emprego de elementos como o Mn e o Si em proporções maiores do que as usuais em ligas de ferro-carbono. Os elementos de liga possibilitam melhorar as propriedades mecânicas e de fabricação, dentre outras (TOTTEN, 2007).

Segundo Totten (2007), os aços ligados podem ser divididos em: (1) aços baixa liga (contém menos de 5% em peso no somatório de elementos de liga excetuando-se o carbono), (2) aços média-liga (contém de 5 a 10 em peso no somatório de elementos de liga excetuando-se o carbono) e (3) aços alta-liga (contém mais do que 10% em peso no somatório de elementos de liga excetuando-se o carbono). Outros autores como Lima (2007) e Carvalho (2012) consideram como aços baixa liga aqueles que apresentam o somatório das concentrações dos elementos na liga (incluindo-se o carbono) menor do que 8% em peso.

Os aços baixa liga em específico apresentam propriedades mecânicas superiores aos aços carbono devido à adição de elementos como níquel, cromo e molibdênio. Tais elementos quando adicionados possibilitam aplicações principalmente em construções mecânicas. A seleção dos aços para tais aplicações dar-se-á pelo conjunto de propriedades como resistência

mecânica (que pode ser indicada pela dureza) e tenacidade. Sendo assim, elementos como o Ni, Cr e Mo promovem o aumento da temperabilidade otimizando a resistência e tenacidade depois do tratamento térmico. Em alguns casos também, tais elementos de liga são utilizados para reduzir a degradação ambiental sob certas condições. Além da boa temperabilidade, outras características dos aços baixa liga que podem ser destacadas são a elevada resistência, excelente usinabilidade e boa forjabilidade (LIMA, 2007; SILVA, 2010; TOTTEN, 2007).

Lima (2007) destaca que existe uma grande gama de aços classificados como baixa liga e que as quantidades adicionadas dos elementos de liga conferem as propriedades específicas ao aço. A Tabela 1 apresenta os tipos de aços baixa liga e as suas correspondentes composições químicas.

Os aços baixa liga possuem diversas aplicações, entre elas podem-se citar as de processos de fabricação, como eixos, engrenagens, rolamentos, mancais, bielas, brocas virabrequins (LIMA, 2007).

**Tabela 1 – Tipos padrão de aços baixa liga**

(continua)

Tipos de aço baixa liga	Composição química (%) em peso na liga
13xx	Mg 1,75
40xx	Mo 0,20 ou 0,25; ou Mo 0,25 e S 0,042
41xx	Cr 0,50 ou 0,80 ou 0,95, Mo 0,12 ou 0,20 ou 0,30
43xx	Ni 1,83; Cr 0,50 ou 0,80; Mo 0,25
44xx	Mo 0,53
46xx	Ni 0,85 ou 1,83; Mo 0,20 ou 0,25
47xx	Ni 1,05; Cr 0,45; Mo 0,20 ou 0,25
48xx	Ni 3,50 ou Mo 0,25
50xx	Cr 0,40
51xx	Cr 0,80 ou 0,88 ou 0,93 ou 0,95 ou 1,00
51xxx	Cr 1,03
52xxx	Cr 1,45
61xx	Cr 0,60 ou 0,95; V 0,13 ou 0,15
86xx	Ni 0,55; Cr 0,50; Mo 0,20
87xx	Ni 0,55; Cr 0,50; Mo 0,25
88xx	Ni 0,55; Cr 0,50; Mo 0,35

(conclusão)

Tipos de aço	Composição química (%) em peso na liga
baixa liga	
92xx	Si 2,00; ou Si 1,40 e Cr 0,70
50Bxx	Cr 0,28 ou 0,50
51Bxx	Cr 0,80
81Bxx	Ni 0,30; Cr 0,45; Mo 0,12
94Bxx	Ni 0,45; Cr 0,40; Mo 0,20

Fonte: Lima (2007)

### 3.2.1 Características e aplicações dos aços SAE 4340 e 8640

Os aços SAE 4340 e 8640 são aços classificados como de baixa liga devido ao fato de possuírem somatório dos elementos ligantes (inclusive o carbono) abaixo de 8% em peso. Na denominação destes aços, os números 43 e 86 indicam que eles pertencem um grupo no qual os principais elementos adicionados são o níquel, o cromo e o molibdênio, sendo que a diferença básica entre os aços SAE 4340 e 8640 está no teor dos elementos de liga cromo e níquel. O 40 indica o teor de carbono que é de 0,4 % de carbono. Tal teor pode sofrer uma variação devido ao fato de existir uma faixa de teor que permite a classificação 40. Os elementos de liga e suas respectivas faixas de teor em peso na liga são apresentados na Tabela 2 para os aços SAE 4340 e 8640 (CARVALHO, 2012; LIMA, 2007).

**Tabela 2 – Composição química dos aços SAE 4340 e 8640**

Aço SAE	% C	% Mn	% Si	% Ni	% Cr	% Mo	% V
4340	0,38 – 0,43	0,60 – 0,80	0,15 – 0,35	1,65 – 2,00	0,70 – 0,90	0,20 – 0,30	-
8640	0,38 – 0,43	0,75 – 1,00	0,15 – 0,35	0,40 – 0,70	0,40 – 0,60	0,15 – 0,25	-

Fonte: Adaptado da norma ABNT NBR NM 87 (2000)

O SAE 4340 é um aço baixa liga largamente empregado em aplicações da indústria mecânica para a manufatura de diversos componentes, tais como engrenagens, eixos e hastes de pistão. As propriedades que possibilitam tais aplicações são a combinação de resistência, ductilidade e tenacidade (CHI *et al.*, 1989; LEE, 1999; LIM *et al.*, 2012; MARTINS, 2002). Tal combinação de propriedades é obtida tanto pelo efeito dos elementos de liga quanto pelo tratamento térmico que atuam na microestrutura e fornecem, assim, as propriedades

desejadas. Os tratamentos térmicos normalmente empregados na produção de aços SAE 4340 são a têmpera seguida pelo revenimento, que conduzem a formação de uma microestrutura martensítica revenida. O revenimento propicia reduzir a fragilidade e aumentar a tenacidade da martensita que é supersaturada com átomos de carbono (LIM *et al.*, 2012).

Embora o aço SAE 4340 apresente uma excelente combinação de propriedades, em uma específica faixa de temperatura durante o processo de revenimento ele está sujeito à fragilidade devido ao efeito de fragilização do revenimento que acontece em aços que apresentam consideráveis quantidades de manganês, níquel e cromo e presença de algumas impurezas como fósforo e enxofre (LEE; SU, 1999).

Saeidi (2009) destaca também que em muitas aplicações os aços de altíssima resistência, como o SAE 4340 apenas temperado, são limitados pela baixa ductilidade e tenacidade em ambientes de baixa temperatura. Nesse sentido o tratamento térmico de revenimento e modificações químicas na composição são de suma importância no sentido de melhorar as propriedades e propiciar a expansão da gama de aplicações.

Em relação ao aço SAE 8640, Lima (2007) destaca que ele apresenta uma boa combinação de propriedades com o mínimo de adição de elementos de liga e também uma ótima temperabilidade. Assim como os demais aços baixa liga, o aço SAE 8640 também necessita de tratamentos térmicos posteriores para a obtenção das propriedades mecânicas desejadas. O processo usual de tratamento térmico deste material corresponde a têmpera em óleo a uma temperatura de 850 °C, seguido pelo revenimento de 1 hora, acrescido de mais uma hora por polegada de espessura da peça. A temperatura de revenimento utilizada depende das propriedades finais desejadas para o aço (LIMA, 2007).

### **3.3 Efeitos dos elementos de liga nos aços**

O principal motivo da utilização de elementos ligantes nos aços é atingir propriedades específicas que propiciem uma determinada aplicação desejada. Os efeitos combinados dos elementos de liga com o tratamento térmico produzem uma enorme variedade de microestruturas e propriedades. No aço, tais elementos interagem com ferro, carbono e outros elementos levando às mudanças nas propriedades mecânicas, físicas e químicas. O nível de mudanças nas propriedades será inteiramente afetado tanto pela quantidade dos elementos de liga utilizados quanto pela interação com os principais elementos do aço. O efeito de um determinado elemento é influenciado pela presença de outros elementos e a interação entre os elementos de liga deve ser considerada ao analisar-se o seu efeito no aço. Em muitos casos,

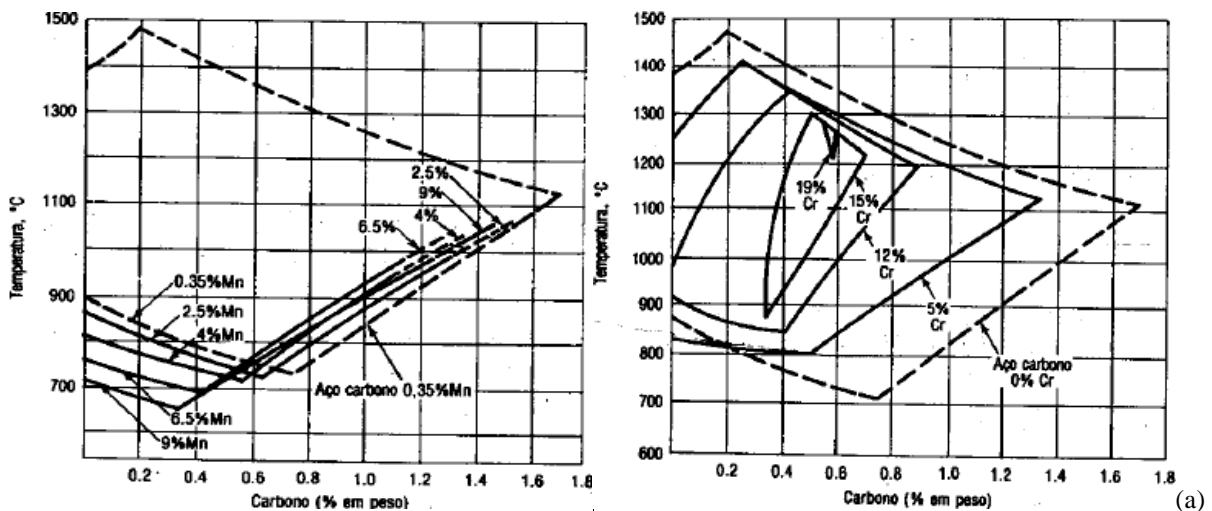
inclusive, pode-se destacar que os efeitos de pequenas quantidades de dois ou mais elementos de liga utilizados juntos são mais notáveis do que grandes quantidades de apenas um elemento, principalmente no que tange à temperabilidade. Os principais elementos de liga (destacados em ordem decrescente) utilizados nos aços são: Cr, Ni, Mn, Si, W, Mo, V, Co, Ti, Al, Cu, Nb, Zr, B, N e Be (DOSSET; BOYER, 2006; TOTTEN, 2007)

Em relação aos efeitos que podem causar na matriz, os elementos de liga podem ser divididos em dois grupos:

- Gamagêneos: são aqueles que aumentam o campo austenítico, expandindo e estabilizando a formação de austenita. Entre tais elementos podem-se destacar Ni, Co, Mn, Cu, C e N.
- Alfacêneos: são aqueles que contraem o campo austenítico, expandindo e estabilizando a formação de ferrita. Entre tais elementos podem-se destacar Si, Ti, Cr, W, Mo, P, Al, Sn, Sb, As, Zr, Nb, B, S e Ce.

Os efeitos de elementos de liga (a) gamagêneo (Mn) e (b) alfacêneo (Cr) no campo austenítico estão representados na Figura 3.

Figura 3 – Efeitos dos elementos de liga no campo austenítico



(a) Gamagêneo (Mn), (b) Alfacêneo (Cr)

Fonte: Silva (2010)

### 3.3.1 Efeitos específicos dos elementos de liga

Cada elemento, individualmente, tem uma função específica quando aplicado ao aço. As funções de alguns elementos de liga (principalmente daqueles encontrados nos aços SAE 4340 e 8640) são elucidadas a seguir.

### 3.3.1.1 Carbono

O carbono é o principal elemento empregado nos aços e mesmo em baixas concentrações confere grande aumento na resistência mecânica devido aos diferentes mecanismos de endurecimento que possui. Tal efeito do carbono na resistência mecânica e na dureza dos aços proporciona as características adequadas para a aplicação em componentes mecânicos e em outras diversas aplicações. O carbono quando precipitado forma carbonetos, sendo que em conjunto com o ferro forma um carboneto denominado cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). De acordo com o diagrama de equilíbrio ferro-carbono apresentado anteriormente na Figura 1, percebe-se que no ferro alfa (ferrita) a solubilidade máxima do carbono é de 0,02%, já no ferro gama (austenita) a sua solubilidade máxima é de 2,11%. O carbono é o principal elemento endurecedor em todos os aços, exceto em alguns, como os aços inoxidáveis austenítico endurecidos por precipitação e os aços livres de interstícios (IF) (CARVALHO, 2012; MARTINS, 2002; TOTTEN, 2007).

Os principais mecanismos de alteração nas propriedades dos aços pelo efeito da presença de carbono são a formação de perlita, a transformação martensítica e a transformação bainítica.

O mecanismo de formação de perlita ocorre devido à baixa solubilidade do carbono na rede cristalina. Tal característica confere ao aço a formação de cementita quando ele é resfriado. No resfriamento de um aço com condições adequadas de difusão ocorre a reação eutetóide, que consiste na formação da microestrutura perlítica a partir da austenita. Essa estrutura é composta por lamelas das fases ferrita (pobre em carbono e de grande ductilidade) e cementita (rica em carbono e de elevada dureza). A transformação martensítica ocorre a partir de um resfriamento com elevadas taxas. Tal condição inviabiliza a difusão dos átomos de carbono e conduz, assim, a formação de uma fase metaestável denominada martensita. A martensita é uma fase distorcida da estrutura estável cúbica de corpo centrado (CCC) e consiste em uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) de elevadas tensões internas, grande dureza e que confere elevada resistência ao aço. Em relação à formação martensítica, pode-se destacar que ela acentua-se cada vez mais com o aumento do teor de carbono, conferindo, assim, uma maior resistência e dureza, porém é importante destacar que tal fase é extremamente frágil, apresentando baixíssima tenacidade. A transformação bainítica ocorre em temperaturas na faixa de 215 °C a 540 °C. A bainita é constituída também pelas fases ferrita e cementita, porém a sua diferença básica em relação à perlita está no arranjo diferente de lamelas alternadas das duas fases. Devido ao fato de possuírem uma estrutura mais fina



que a perlita, os aços bainíticos são mais resistentes e mais duros que os aços perlíticos, mas exibem também uma boa combinação de resistência e ductilidade (CARVALHO, 2012).

Outra característica importante referente ao carbono que pode ser apontada é o fato deste elemento ter uma tendência moderada de macrosegregação durante a solidificação. Tal elemento tem forte tendência de segregar nos defeitos em aços (tais como os contornos de grãos). Quando na presença de outros elementos de liga, o carbono pode interagir com eles formando carbonetos (TOTTEN, 2007).

### 3.3.1.2 Cromo

O cromo afeta as propriedades dos aços de diversas maneiras. Além do efeito de elemento alfacênico que ele proporciona diminuindo o tamanho do campo austenítico, o cromo é um elemento de grande importância no sentido de aumentar a temperabilidade do aço devido à sua característica de retardar a taxa de transformação da austenita e contribuir para a formação de martensita. O cromo é também um elemento responsável por refinar a estrutura, sendo assim, este efeito combinado com o efeito de formação de carbonetos contribui para o aumento da dureza e tenacidade do aço. Pode-se destacar que depois do carbono o cromo é o principal elemento de liga utilizado em aços (CARVALHO, 2012; DOSSET; BOYER, 2006; TOTTEN, 2007).

Totten (2007) destaca que o cromo é um médio formador de carbonetos e que quando existe uma baixa faixa de relação entre Cr/C forma-se apenas cementita ligada  $(Fe,Cr)_3C$ . Nos casos em que a faixa de relação Cr/C aumenta, carbonetos de cromo  $(Cr,Fe)_7C_3$  ou  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  ou ambos são formados. Os carbonetos de cromo são muito duros, no entanto quando presentes propiciam maior ductilidade do que em aços de mesma dureza obtidos simplesmente pelo aumento na concentração de carbono. Além da dureza elevada, os carbonetos de cromo são resistentes ao desgaste, sendo assim, a presença de cromo principalmente em maiores teores de carbono contribui para o efeito de aumento da resistência ao desgaste da liga. Os carbonetos complexos de cromo-ferro entram lentamente em solução na austenita, sendo assim, um maior tempo na temperatura é necessário para permitir que a solução aconteça antes da têmpera ser realizada (CARVALHO, 2012; MARTINS, 2002; TOTTEN, 2007).

Outros efeitos importantes do cromo estão no sentido de aumentar a resistência à corrosão e à oxidação, melhorar a resistência em altas temperaturas, melhorar propriedades de hidrogenação a alta pressão e aumentar a resistência à abrasão em aços de alto-carbono. Em

relação ao aumento da resistência à oxidação e à corrosão é importante destacar que elas são aumentadas de maneira considerável quando porcentagens relativamente grandes de cromo estão presentes. Como na maioria dos aços-liga a quantidade de cromo empregada é de 2,00% ou menos, a principal função do cromo quando empregado é promover o aumento da temperabilidade (CARVALHO, 2012; DOSSET; BOYER, 2006; MARTINS, 2002; TOTTEN, 2007).

Entre alguns efeitos negativos na utilização de cromo, pode-se destacar que quando adicionado ao aço este elemento aumenta as impurezas, tais como P, Sn e As, segregando para os contornos de grão e induz a fragilização do revenimento (TOTTEN, 2007).

#### *3.3.1.3 Manganês*

O manganês é um importante elemento de liga e possui efeito gamagêneo quando utilizado nos aços, ou seja, contribui para a estabilidade da austenita, expandindo o campo austenítico. Este elemento está presente em quase todos os aços em quantidade de 0,30% ou mais (DOSSET; BOYER, 2006).

O manganês também atua como agente desoxidante e dessulfurante, melhora a qualidade de superfície de quase todas as categorias de aço, reduz o risco de fraturas durante as aplicações em tratamentos de altas temperaturas e pressões, como forjamento, estampagem e laminação, e favorece a forjabilidade e a soldabilidade. Este elemento dissolve-se na ferrita até uma composição de 3%, contribuindo para o aumento da tenacidade e tem uma menor tendência para macrosegregação do que qualquer um dos elementos comuns (CARVALHO, 2012; MARTINS, 2002; TOTTEN, 2007).

O manganês é um fraco formador de carbonetos e quando forma algum, apenas dissolve-se na cementita formando cementita ligada em aços. Largas quantidades de manganês (>2% Mn) contribuem para o aumento da tendência de fratura e distorção durante a têmpera. Assim como no caso do cromo, a presença de manganês no aço aumenta a quantidade de impurezas, tais como P, Sn, Sb, e As, segregando para os contornos de grão e induzindo a fragilização do revenimento (TOTTEN, 2007).

#### *3.3.1.4 Molibdênio*

O molibdênio é um elemento alfa-gêneo e de grande importância para a maioria dos aços. Depois do carbono, o Mo é o elemento de liga de maior efeito endurecedor e contribui

também para uma maior profundidade de endurecimento. Este elemento tem efeito pronunciado na formação de carbonetos e se dissolve levemente na cementita, sendo que os carbonetos de molibdênio são formados quando a quantidade de Mo no aço é alta o suficiente. Na formação de carbonetos, o Mo contribui para elevar a dureza e a resistência mecânica a quente, além de interferir positivamente na resistência ao desgaste, principalmente a resistência à abrasão. Quando o Mo está em solução, ele contribui para a melhora na resistência à corrosão de aços inoxidáveis. Na ferrita, o Mo dissolve-se até certo ponto, contribuindo para a dureza e tenacidade, além de atuar também no fornecimento de um tamanho de grão fino. O molibdênio pode induzir ao efeito de dureza secundária durante o revenimento de aços temperados contribuindo para a redução da fragilização da martensita revenida e melhora a resistência à fluência de aços baixa liga em elevadas temperaturas (CARVALHO, 2012; MARTINS, 2002; TOTTEN, 2007).

Em relação à temperabilidade, o Mo contribui para o seu aumento, pois retarda grandemente a transformação gama para alfa. Pode-se destacar que o efeito do Mo na temperabilidade é muito mais potente do que o do cromo devido as quantidades utilizadas que normalmente são menores do que 0,40%. Efeitos mais acentuados do molibdênio são encontrados quando o mesmo é utilizado em conjunto com níquel e/ou cromo (DOSSET; BOYER, 2006; MARTINS, 2002).

A presença de Mo contribui também para a formação de aços de grão fino e aumenta a resistência à fadiga. Aços que contém Mo na faixa de 0,20 a 0,40% exibem um retardo na fragilização do revenimento, mas não eliminam este efeito. Este elemento também aumenta a resistência à corrosão e tem um grande reforço da solução sólida em ligas austeníticas a temperaturas elevadas (TOTTEN, 2007).

#### *3.3.1.5 Níquel*

O níquel é um elemento gamagêneo e não formador de carbonetos em aços. O Ni forma uma solução sólida que contribui para um aumento na resistência sem reduzir a ductilidade e quando dissolvido em ferrita possibilita aumento na tenacidade, especialmente a baixas temperaturas. Este elemento tem efeito de aumentar a temperabilidade e quando combinado com Cr e Mo, produz além da maior temperabilidade, maiores resistência ao impacto e à fadiga. O Ni aumenta a temperabilidade pois este elemento tem efeito na transformação da austenita deslocando as curvas TTT para a direita. Este efeito contribui também para que a temperatura de transformação gama para alfa aconteça num ponto em que

o aço pode se tornar austenítico em temperatura ambiente quando grandes quantidades de níquel são empregadas. O níquel contribui também ao tornar austeníticas as ligas Fe-Cr que apresentam alto teor de cromo devido ao seu forte efeito gamagêneo (CARVALHO, 2012; DOSSET; BOYER, 2006; MARTINS, 2002; TOTTEN, 2007).

Pode-se destacar que o níquel é um elemento de liga muito versátil devido ao fato de fornecer um grau adicional de uniformidade para os aços temperados e por fortalecer os aços não-temperados e recozidos. O níquel atua favoravelmente na resistência à corrosão e à oxidação e costuma ser aplicado nos aços em quantidade menores do que 1,0%, sendo que, os grupos 43xx e 48xx são exceções (DOSSET; BOYER, 2006; MARTINS, 2002).

#### *3.3.1.6 Silício*

O silício é um elemento de liga alfacêneo e consiste também num elemento desoxidante que contribui para aumento da resistência à oxidação da liga. Na ferrita, o silício dissolve-se completamente quando a sua quantidade é inferior a 0,30%, aumentando a resistência sem diminuir consideravelmente a resistência nos aços. Quando empregado acima de 0,40%, o Si confere um decréscimo acentuado na ductilidade de aços ao carbono. Usualmente, o Si é usado como desoxidante em siderurgia em teores na faixa de 0,15 a 0,30%. Se combinado com Mn ou Mo, o silício possibilita maior efeito de temperabilidade aos aços e em aços tratados termicamente é um importante elemento de liga, atuando no aumento da temperabilidade, retardando a taxa de resfriamento crítica quando empregado em leves extensões, aumento da resistência ao desgaste e aumento do limite de escoamento em aços (CARVALHO, 2012; DOSSET; BOYER, 2006; TOTTEN, 2007).

O silício é um elemento não formador de carbonetos e livre de cementita ou carbonetos, dissolve-se em martensita e retarda a decomposição da martensita até acima de 300 °C (TOTTEN, 2007).

#### *3.3.1.7 Outros elementos*

Outros elementos de liga, tais como o enxofre e o fósforo são muitas vezes presentes nos aços, quando não intencionalmente colocados, como elementos residuais do processo de fabricação e dessa forma não conferem vantagens nas propriedades finais da liga (CARVALHO, 2012).

O fósforo segrega durante a solidificação, mas em extensão menor do que o C e o S. O P dissolve-se em ferrita e aumenta a resistência dos aços. Com o aumento no teor de fósforo nos aços, a ductilidade e a resistência ao impacto diminuem e fragilidade em baixas temperaturas aumenta. Outros efeitos da presença de fósforo em aços são a grande tendência de segregar nos contornos de grão e fragilidade do revenimento de aços-liga, principalmente em Mn, Cr, Mn-Si, Cr-Ni e Cr-Mn. Assim como o Si, o P aumenta a temperabilidade e retarda a decomposição de martensita (TOTTEN, 2007).

O enxofre tem efeito prejudicial na ductilidade transversal, resistência ao impacto com entalhe, soldabilidade e qualidade superficial dos aços (particularmente nos aços baixo carbono e baixo manganês), mas possui efeito leve nas propriedades mecânicas longitudinais. O enxofre tem uma grande tendência de segregar em contornos de grão e causa redução da ductilidade a quente em aços ligados (TOTTEN, 2007).

### ***3.3.2 Distribuição dos elementos de liga***

Segundo Totten (2007), os elementos de liga podem ser encontrados da seguinte forma nos aços-liga: (1) no estado livre; (2) como compostos intermetálicos com ferro ou com outros elementos metálicos; (3) como óxidos, sulfetos, e outras inclusões não metálicas; (4) na fase de carboneto como uma solução na cementita ou na forma de compostos independentes com carbono (carbonetos especiais); ou (5) como uma solução no ferro.

Em relação ao caráter da sua distribuição no aço, os elementos de liga são divididos em dois grandes grupos (TOTTEN, 2007):

- Elementos que não formam carbonetos no aço, tais como Ni, Si, Co, Al, Cu e N.
- Elementos que formam carbonetos estáveis no aço, tais como Cr, Mn, Mo, W, V, Ti, Zr e Nb.

Os elementos do grupo que não formam carbonetos no aço se encontram presentes em forma de solução sólida com o ferro, sendo que as únicas exceções são o cobre e o nitrogênio.

Em relação à maioria dos elementos de liga, pode-se destacar que eles são capazes de formar compostos intermetálicos com o ferro e com cada outro, mas tais compostos são formados apenas em concentrações não usuais dos elementos de liga nos aços comerciais. Compostos intermetálicos são formados apenas em aços de alta liga e só possuem significância maior para esta categoria de aços (TOTTEN, 2007).

Os elementos que formam carbonetos estáveis no aço apresentam uma distribuição muito mais complicada do que a dos que não formam. Tais elementos podem ser encontrados

na forma de compostos químicos com o carbono e o ferro ou podem estar presentes na solução sólida (TOTTEN, 2007).

Totten (2007) destaca que a maioria dos elementos de liga (exceto C, N, O, B e metaloides) posicionados longe do ferro na tabela periódica dissolvem em grande quantidade no ferro. Os elementos posicionados à esquerda do ferro na tabela periódica são distribuídos entre o ferro e carbonetos. Os elementos à direita do ferro (Co, Ni, Cu, etc) formam soluções com o ferro apenas e não entram em carbonetos. Desse forma, pode-se dizer que os elementos de liga dissolvem-se predominantemente em fases básicas (ferrita, austenita, cementita) de ligas de ferro-carbono ou formam carbonetos especiais.

### ***3.3.3 Efeito dos elementos de liga nas transformações austeníticas***

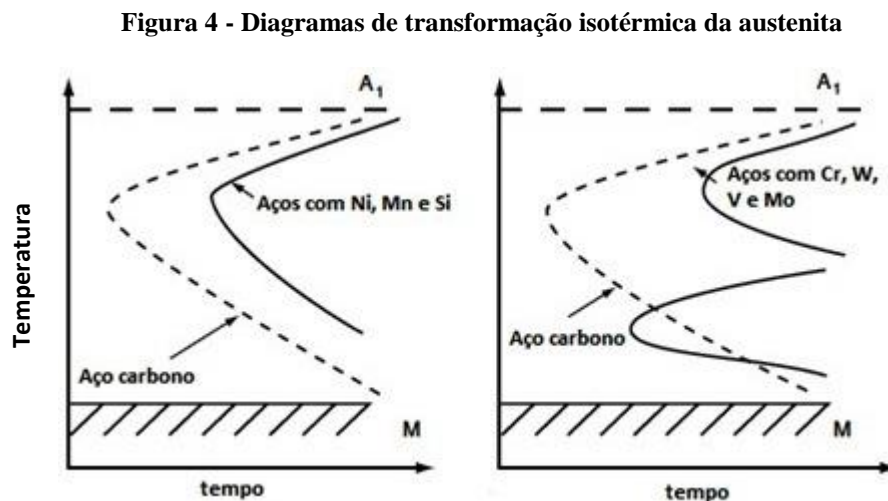
A maioria dos aços tratados termicamente passam por um estágio de austenitização para que subsequentemente possam passar por tratamentos como têmpera ou alguns tratamentos de recozimento. A estabilidade de transformação da austenita resfriada é determinada através do auxílio de diagramas de transformações austeníticas isotérmicas e termocinéticas (TOTTEN, 2007).

Nos diagramas isotérmicos a transformação cinética da austenita é determinada em temperaturas constantes de resfriamento. Tais diagramas são importantes no sentido de ajudar na comparação avaliativa de diferentes aços e também contribuir para esclarecer a influência de elementos de liga e outros fatores (temperatura de aquecimento, tamanho de grão, deformação plástica, entre outros) na transformação cinética da austenita resfriada. Os diagramas termocinéticos caracterizam a precipitação cinética da austenita sob resfriamento contínuo. Apesar de serem menos ilustrativos, tais diagramas têm grande importância prática devido ao fato da austenita transformar mais sob variação contínua de temperatura do que em condições isotérmicas quando submetida aos tratamentos térmicos. Sob resfriamento contínuo, pode-se dizer que as transformações ocorrem em menor temperatura e levam um tempo mais longo do que nos casos isotérmicos (TOTTEN, 2007).

Os elementos de liga exercem influência considerável e de diferentes formas na cinética e mecanismos dos três tipos de transformação da austenita resfriada (perlítica, martensítica e bainítica). Os elementos de liga que dissolvem apenas na ferrita e cementita sem a formação de carbonetos especiais exercem apenas um efeito quantitativo no processo de transformação. O cobalto acelera a transformação, mas a maioria dos elementos (como Ni, Si, Cu, Al, etc) reduzem a transformação (TOTTEN, 2007).

Os elementos de liga formadores de carbonetos produzem tanto efeitos quantitativos como qualitativos nas transformações cinéticas e isotérmicas. Alguns desses elementos influenciam a taxa de transformação de austenita de forma diferente em diferentes temperaturas: na faixa de 700-500 °C (formação perlítica) reduzem a transformação; na faixa de 500-400 °C reduzem drasticamente a transformação; e na faixa de 400-300 °C (formação bainítica) aceleram a transformação. Percebe-se então que os aços-liga que possuem elementos de liga formadores de carbonetos (Cr, Mo, Mn, W, V, etc) apresentam dois pontos máximos de taxa de transformação isotérmica de austenita separados por uma região de relativa estabilidade da austenita resfriada (TOTTEN, 2007).

A Figura 4 mostra os efeitos dos elementos não-formadores de carbonetos e de elementos formadores de carbonetos em aços-liga em comparação com aço carbono (TOTTEN, 2007).



(a) Aço carbono e aços-liga com elementos não-formadores de carbonetos, (b) Aço carbono e aços-liga com elementos formadores de carbonetos

Fonte: Totten (2007)

Como neste trabalho serão realizados tratamentos de têmpera e revenimento para o estudo de aços baixa liga SAE 4340 e 8640, a seguir a ênfase é dada nos efeitos dos elementos de liga nos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

### 3.3.4 Efeito dos elementos de liga na têmpera

Silva (2010) destaca que os elementos de liga podem influenciar nas propriedades dos aços temperados através de três modos:

a) Alterando as temperaturas de início ( $M_i$ ) e fim ( $M_f$ ) da transformação martensítica

A cinética de transformação martensítica da maioria dos aços carbono e aços liga possui característica atérmica, que é caracterizada por um aumento gradual da quantidade de martensita a medida que a temperatura é reduzida de modo contínuo no intervalo martensítico ( $M_i$ - $M_f$ ). Tal transformação ocorre de modo geral em aços com a temperatura  $M_i$  maior do que a temperatura ambiente (SILVA, 2010; TOTTEN, 2007).

Silva (2010) e Totten (2007) destacam que elementos como o Co e o Al são atuantes no sentido de aumentar a temperatura  $M_i$ . O Si apresenta pouco (se nenhum efeito) e a maioria dos elementos que entram em solução na austenita reduzem a temperatura  $M_i$ . Com relação ao carbono, pode-se destacar que ele é o principal elemento de influência na temperatura  $M_i$  e que quanto menor é o seu teor em aços, menor será a influência dos outros elementos de liga na temperatura  $M_i$ . Algumas fórmulas empíricas podem ser utilizadas no sentido de estimar o efeito dos elementos de liga na temperatura  $M_i$ . Silva (2010) apresenta a seguinte fórmula:

$$M_i (^{\circ}\text{C}) = 539 - 423(\% \text{C}) - 30,4(\% \text{Mn}) - 17,7(\% \text{Ni}) - 12,1(\% \text{Cr}) - 7,5(\% \text{Mo}) \quad (1)$$

Já Totten (2007) apresenta a seguinte fórmula empírica para aços-liga médio carbono:

$$M_i (^{\circ}\text{C}) = 520 - 320(\% \text{C}) - 50(\% \text{Mn}) - 30(\% \text{Cr}) - 20[\% (\text{Ni} + \text{Mo})] - 5[\% (\text{Cu} + \text{Si})] \quad (2)$$

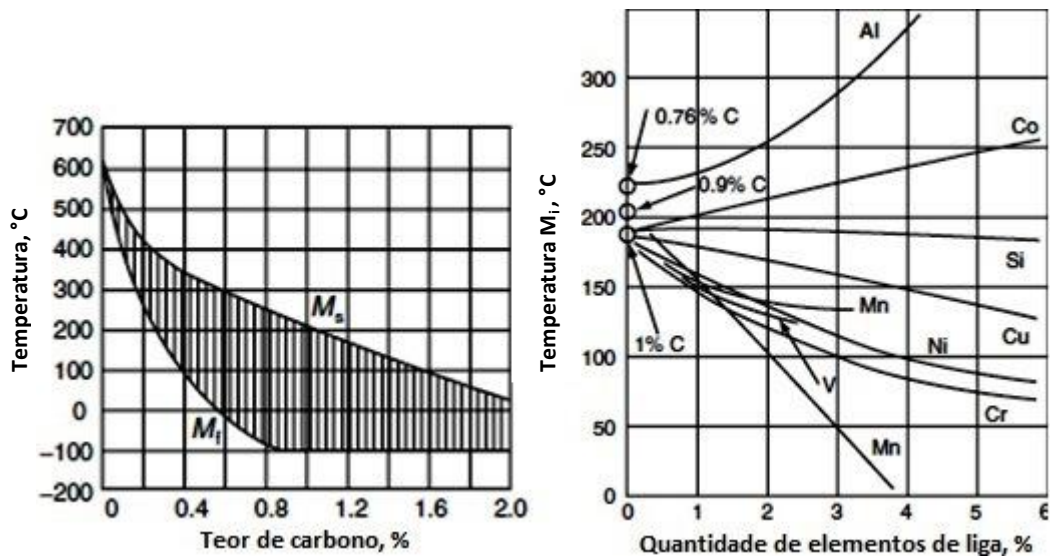
É necessário, no entanto, ter um cuidado ao utilizar tais fórmulas para estimar a temperatura de início da transformação martensítica. Totten (2007) destaca que os resultados advindos dos cálculos utilizando a Equação 2 estão em boa concordância com os dados experimentais para aços contendo de 0,2 a 0,8% de carbono. Entretanto, para aços com vários elementos de liga essa fórmula nem sempre fornece dados confiáveis, pois se o aço contém vários elementos de liga, torna-se impossível a determinação do efeito combinado na temperatura  $M_i$  utilizando-se apenas uma simples simulação.

A razão para a influência de elementos de liga nas temperaturas de transformação martensítica é principalmente devido a mudança na relativa estabilidade termodinâmica das fases austenita e ferrita do ferro porque a própria transformação martensítica consiste em uma transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  (TOTTEN, 2007).

A Figura 5 apresenta o efeito da quantidade de carbono e dos elementos de liga em um aço com 1% C nos pontos de transformação martensítica (TOTTEN, 2007).



Figura 5 – Efeito da quantidade de elementos nos pontos de transformação martensítica



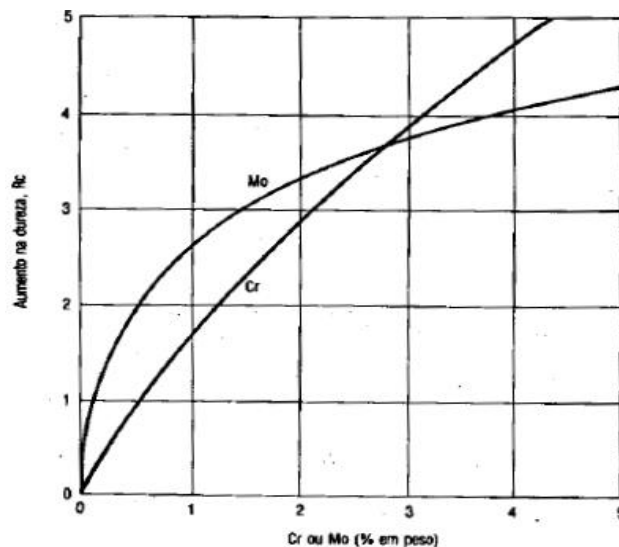
(a) Carbono, (b) Elementos de liga em um aço com 1% C

Fonte: Totten (2007)

#### b) Aumentando a dureza da martensita

O carbono é o principal elemento no sentido de elevar a dureza da martensita, mas outros elementos podem elevar a dureza martensítica de dois modos específicos: se o teor de carbono do aço for baixo ou se a têmpera for realizada de forma a obter máxima dureza. Na Figura 6, pode-se notar a influência do molibdênio e do cromo na dureza martensítica. É notável que o efeito destes elementos é muito menor do que o do carbono que é o elemento que define de maneira efetiva a dureza martensítica (SILVA, 2010).

Figura 6 – Influência do Cr e do Mo na dureza martensítica



Fonte: Silva (2010)

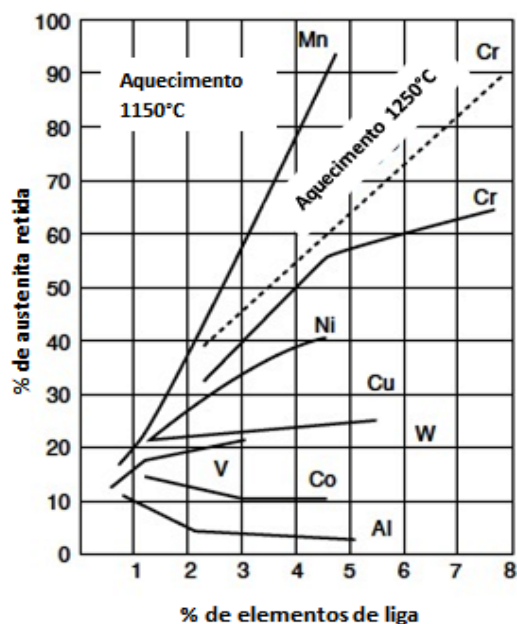
### c) Alterando a temperabilidade

Em relação à temperabilidade, pode-se dizer que todos elementos dissolvidos na austenita aumentam a temperabilidade do aço, exceto o cobalto. O carbono exerce grande influência na temperabilidade, mas seu uso é limitado devido à perda de tenacidade em que resulta, o que aumenta as chances de ocorrência de distorção e trincas durante o tratamento térmico e também resulta em dificuldades na soldagem. Elementos de liga como o manganês, molibdênio e o cromo são utilizados para aumentar a temperabilidade. O boro em pequenas quantidades (0,001%) tem grande poder no sentido de aumentar a temperabilidade, mas quando utilizado o boro deve permanecer em solução sólida e não formar nitretos ou óxidos. Para isso, os aços em boro necessitam ser desoxidados e apresentar baixo teor de oxigênio. Adições acima de 0,008% B em aços de baixo teor de carbono e acima de 0,005% B nos aços de alto carbono são prejudiciais e resultam em perda de ductilidade a quente (SILVA, 2010).

#### 3.3.4.1 Efeito dos elementos de liga na austenita retida

Segundo Totten (2007), os dados experimentais disponíveis mostram que os elementos de liga que reduzem a temperatura  $M_i$ , aumentam a quantidade de austenita retida. Já aqueles elementos que aumentam a temperatura  $M_i$  acabam por reduzir a quantidade de austenita retida. Tal efeito é apresentado na Figura 7.

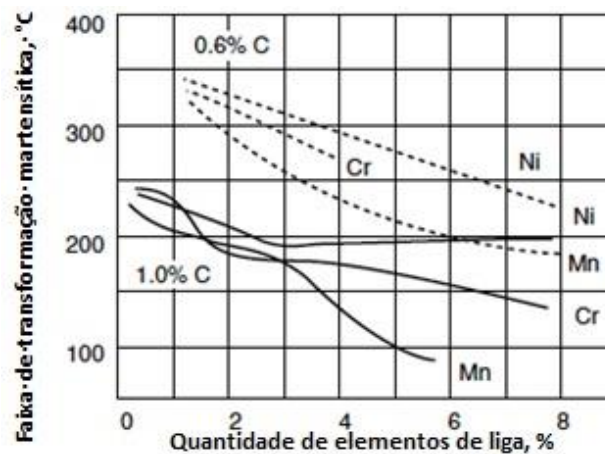
**Figura 7 – Influência dos elementos de liga na quantidade de austenita retida em aços com 1% C temperados**



Fonte: Totten (2007)

Na Figura 7 observa-se uma determinada sequência na disposição dos elementos de liga em termos de influência qualitativa. O Mn exerce maior influência no nível de austenita retida, em sequência vem o Cr, Ni, etc. Percebe-se que os elementos que exercem maior influência no aumento da quantidade de austenita retida são os que exercem maior influência na redução de  $M_i$ . Tais elementos seguem praticamente a mesma ordem também no sentido de reduzir a faixa de transformação martensítica como mostra a Figura 8 (TOTTEN, 2007).

**Figura 8 – Influência dos elementos de liga na faixa de transformação martensítica**



Fonte: Totten (2007)

É importante destacar que mesmo em aços-liga, o elemento que exerce maior influência tanto na temperatura  $M_i$  quanto na faixa martensítica é o carbono. Este elemento possui efeito muito mais forte do que os outros elementos de liga e implica na redução da temperatura  $M_i$  de maneira mais acentuada e estreitamento da faixa de transformação martensítica (TOTTEN, 2007).

Em aços com vários elementos de liga percebe-se que um determinado elemento favorece a formação de uma maior quantidade de austenita retida do que aquela esperada pela soma obtida pelo efeito individual de cada elemento de liga. Além disso, é notado que em aços com múltiplos elementos de liga prevalece a relação entre a redução da temperatura  $M_i$  e um aumento na quantidade de austenita retida (TOTTEN, 2007).

### **3.3.5 Efeito dos elementos de liga no revenimento**

Em relação ao efeito dos elementos de liga em transformações que ocorrem durante o revenimento, pode-se destacar que ele é dependente do fato dos elementos se dissolverem em ferrita e cementita ou do fato de formarem carbonetos. Pode-se destacar que a maioria dos

carbonetos de elementos de liga são mais estáveis do que os carbonetos de ferro, no entanto durante o revenimento dos aços ligados, os carbonetos de elementos de liga não são formados até a faixa de 500 a 600 °C devido à dificuldade de difusão que os elementos metálicos possuem. O que é notável a respeito dos elementos de liga dissolvidos na ferrita é que a sua mobilidade de difusão é bastante inferior à mobilidade dos átomos de carbono. Tal efeito pode ser justificado devido aos átomos dos elementos de liga se difundirem pelo método substitucional, enquanto que os átomos de carbono se difundem pelo método intersticial. Dessa forma, pode-se destacar que abaixo de 400°C nenhuma redistribuição de elementos de liga ocorre na matriz ferrítica (SILVA, 2010; TOTTEN, 2007).

No primeiro estágio de transformações na martensita (em torno de 150 °C) a nucleação depende principalmente da supersaturação da solução- $\alpha$  com carbono e os elementos de liga pouco afetam (TOTTEN, 2007).

No segundo estágio de transformação, no entanto, os elementos de liga exercem grande influência ao retardar o crescimento de partículas de carboneto, resultando na preservação da supersaturação da solução- $\alpha$  com carbono (manutenção do estado da martensita temperada em temperaturas na faixa de 450-500 °C). Elementos que contribuem para tal efeito e atuam estabilizando a martensita até temperaturas em torno de 500 °C são Cr, W, Mo, V, Ti, Co, e Si. Outros elementos como o Mn e o Ni contribuem diminuindo a estabilidade da martensita. No caso do Si, este elemento estabiliza os carbonetos  $\epsilon$  e retarda a transformação dos mesmos em cementita. Em aços com 1 a 2 % Si, os carbonetos  $\epsilon$  ocorrem até 400 °C, enquanto que nos aços sem silício esses carbonetos são estáveis apenas até 200 °C. O retardo na transformação martensítica pelo efeito dos elementos de liga nessa faixa de temperatura é justificado por dois fatores principais: redução da taxa de difusão de carbono na solução- $\alpha$  e aumento da resistência de ligações interatômicas na solução- $\alpha$  reticulada que previne os átomos de atravessarem a interface dos carbonetos na solução- $\alpha$  (SILVA, 2010; TOTTEN, 2007).

Em revenimentos em temperaturas perto ou acima de 450 °C os movimentos de difusão de elementos de liga tornam-se possíveis. Assim, carbonetos são formados e com o aumento da temperatura carbonetos intermediários metaestáveis conseguem estabilizar (TOTTEN, 2007).

Os elementos de liga exercem influência também na taxa de coagulação de partículas de carbonetos. Elementos como o Ni aceleram a taxa de coagulação, enquanto que cromo, molibdênio, vanádio e alguns outros elementos contribuem para a redução da taxa de coagulação. Em aços carbono, pode-se destacar que as partículas de cementita começam a

coalescer entre 350 e 400°C, já nos aços que apresentam Cr, Si, Mo e W essa faixa muda para 500 a 550°C. Pode-se destacar que a taxa de coagulação de carbonetos prossegue lentamente devido à baixa taxa de difusão dos elementos de liga, tanto que a cementita ligada  $(Fe,Cr)C_3$  coagula de uma forma muito mais lenta do que a cementita  $Fe_3C$  em um aço carbono (SILVA, 2010; TOTTEN, 2007).

Em relação à recristalização e à poligonalização os elementos de liga também exercem efeito ao desacelerarem as mesmas. Com a formação de ambientes de impurezas próximas às discordâncias, os átomos dos elementos de liga impedem a movimentação dessas mesmas discordâncias durante a poligonalização. Também, partículas dispersas de carbonetos de elementos de liga contribuem para o retardamento do movimento dos contornos de ângulos elevados durante a poligonalização (TOTTEN, 2007).

#### *3.3.5.1 Efeito dos elementos de liga no endurecimento secundário*

A maioria dos elementos de liga possuem efeito de reduzir a temperatura de início da transformação martensítica  $M_i$  e aumentar a austenita retida nos aços temperados. Assim, durante o revenimento, a austenita retida transforma-se em torno de 230 °C a 280 °C ou em menores temperaturas para tempo de encharque estendido. A precipitação dos carbonetos metálicos durante o revenimento contribui no aumento da dureza e de resistência mecânica do aço no fenômeno conhecido como endurecimento secundário. Tal efeito é pronunciado em aços com molibdênio, vanádio, tungstênio, titânio e também em aços com altos teores de cromo. É relevante destacar que após a dureza passar por um pico, o coalescimento dos carbonetos metálicos implica novamente em perda de dureza no aço. Quanto aos elementos de liga não formadores de carbonetos, como o Si, o Ni e o Co, eles não possuem efeito de endurecimento secundário, mas aumentam a dureza por solução sólida (SILVA, 2010; TOTTEN, 2007).

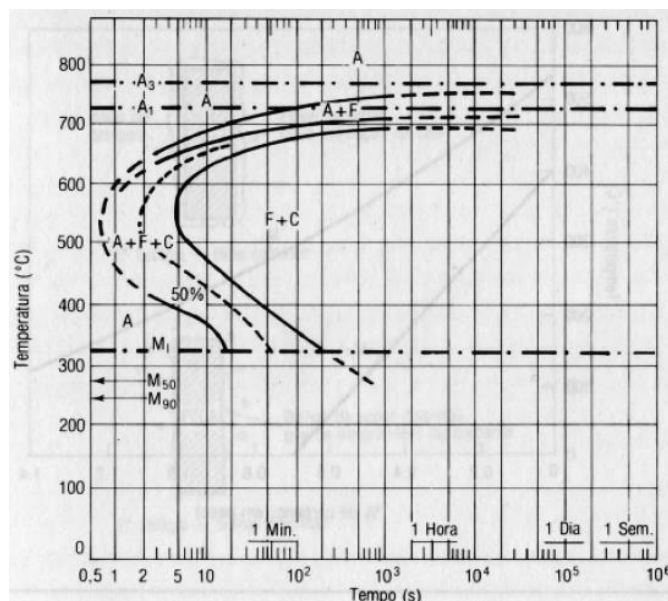
No caso de aços que apresentam elevados teores de austenita retida, o efeito obtido pelo endurecimento secundário pode implicar inclusive em uma dureza superior a obtida pela têmpera. Para que tal efeito não ocorra (se desejado), pode-se utilizar uma menor temperatura de austenitização. Quando utiliza-se uma temperatura de austenitização menor, ocorre menor solubilização de carbonetos e, como resultado disso, o teor de carbono dissolvido na austenita também é menor. Dessa forma, devido ao menor teor de carbono dissolvido, a fração da austenita que consegue se transformar em martensita é maior (devido às maiores temperaturas  $M_i$  e  $M_f$ ). Sendo assim, o aço com elevado teor de martensita (75 a 90%) apresentará uma

dureza elevada após a têmpera e o efeito do posterior endurecimento será menos pronunciado (SILVA, 2010).

### 3.4 Tratamentos Térmicos de Têmpera e Revenimento dos Aços SAE 4340 e 8640

Quando submetidos a um tratamento térmico de têmpera, os aços SAE 4340 e 8640, assim como todos os aços de uma forma geral, necessitam passar pelo tratamento térmico de revenimento para que haja obtenção de melhora na tenacidade e o efeito de grande fragilidade da estrutura martensítica possa ser amenizado nos aços. Como mencionado anteriormente, a têmpera depende da temperabilidade do aço e a temperabilidade depende principalmente da composição química, sendo que as dimensões do material tratado também influenciam nessa propriedade. Em aços com baixo teor de carbono é extremamente difícil ou impossível realizar o tratamento térmico de têmpera com a conseqüente formação de estrutura martensítica, uma vez que as transformações perlíticas e ferríticas levam um tempo muito curto para começarem e numa ordem de grandeza de décimos de segundos até segundos. Assim, peças de maiores espessuras apresentarão ferrita e cementita em seu interior, uma vez que tal região não sofre um resfriamento rápido necessário para a formação da estrutura martensítica. A Figura 9 mostra um diagrama de transformação em função do tempo e da temperatura (curva TTT) do aço SAE 1050 que corresponde a um aço carbono com 0,5% de carbono em sua composição (CARVALHO, 2012).

**Figura 9 – Curva TTT do aço SAE 1050**

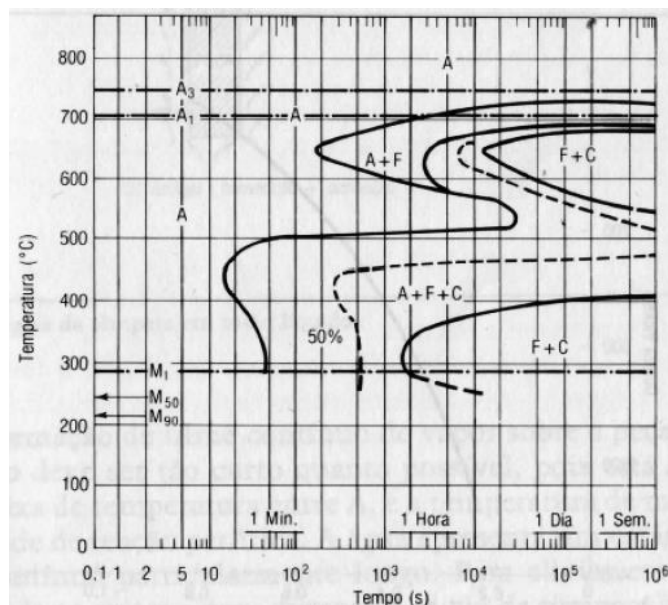


Fonte: Carvalho (2012)

A Figura 9 mostra que o início da transformação martensítica pode ocorrer num tempo inferior a 1 segundo e termina em poucos segundos, o que inviabiliza a formação de martensita numa quantidade que incremente nas propriedades mecânicas do aço como esperado através da têmpera (CARVALHO, 2012).

Para que a limitação anterior apresentada por alguns aços baixo carbono fosse superada, o desenvolvimento de algumas ligas especiais se tornou importante para propiciar a obtenção da estrutura martensítica numa quantidade satisfatória mesmo para aços com baixo teor de carbono. Entre tais ligas podem-se destacar os aços SAE 4340 e 8640 que apresentam elementos de liga em suas composições que contribuem para retardar as transformações perlíticas e bainíticas. De uma forma simplificada, a explicação disso está no fato dos elementos de liga possuírem uma difusão muito lenta quando inicialmente dissolvidos na austenita, o que atrasa a transformação para permitir a nucleação das outras fases a partir da austenita. Com isso, possibilita-se obtenção de estruturas martensíticas em aços baixo carbono mesmo em peças de grande espessura. A Figura 10 mostra o efeito de deslocamento na curva TTT pela presença dos elementos de liga no aço SAE 4340 em que os tempos para as transformações perlíticas e bainíticas alteram-se para valores bem superiores para que possam terminar (CARVALHO, 2012).

**Figura 10 – Curva TTT do aço SAE 4340**

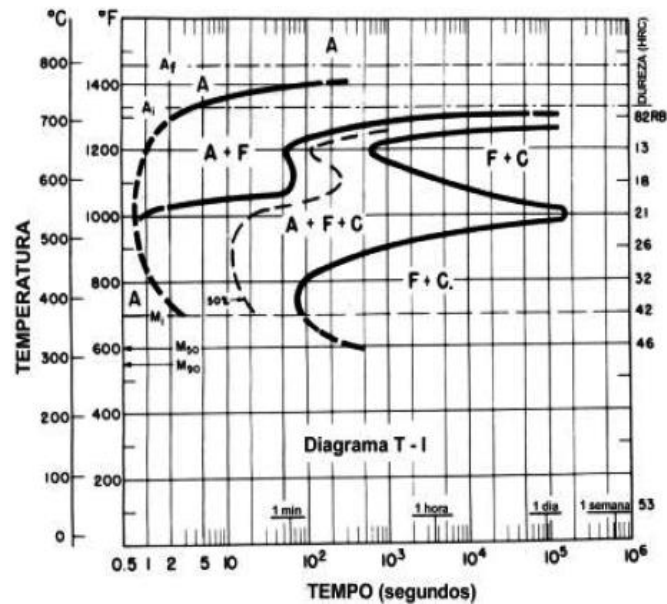


Fonte: Carvalho (2012)

Na Figura 11 está destacada a curva TTT para o aço SAE 8640. Analisando tal curva, percebe-se que ela se encontra menos deslocada para a direita quando comparada a curva TTT

para o aço SAE 4340. De maneira geral, pode-se justificar isso devido ao menor teor total de elementos de liga no aço SAE 8640 em comparação ao aço SAE 4340 (principalmente em relação aos elementos de liga Cr e Ni, como observado na Tabela 2). Ou seja, o aço SAE 4340 apresenta melhor temperabilidade do que o aço SAE 8640 (MARTINS, 2002).

Figura 11 – Curva TTT do aço SAE 8640

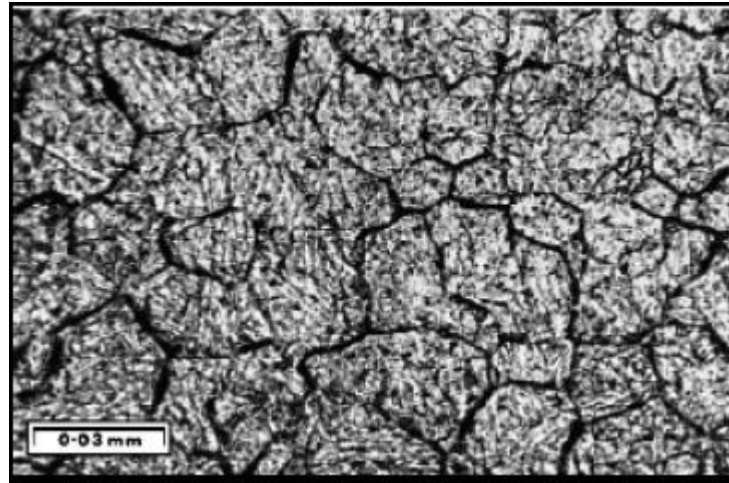


Fonte: Martins (2002)

Os parâmetros para o tratamento térmico de têmpera e o seguinte revenimento podem variar conforme as propriedades finais desejadas para o aço. Para o caso do aço SAE 8640, por exemplo, Lima (2007) destaca que o processo usual consiste em têmpera em óleo a uma temperatura de 850 °C, seguido de revenimento durante 1 hora, acrescido de mais uma hora por polegada de espessura da peça. A temperatura de revenimento irá depender das propriedades que se deseja alcançar para o aço. Como resultado final deste tipo de tratamento, de maneira geral, obtém-se a estrutura martensítica revenida para o aço SAE 8640 como mostrado na Figura 12, onde os traços mais escuros indicam os contornos dos grãos austeníticos prévios (LIMA, 2007).



**Figura 12- Microestrutura martensítica revenida de aço baixa liga SAE 8640**



Fonte: Lima (2007)

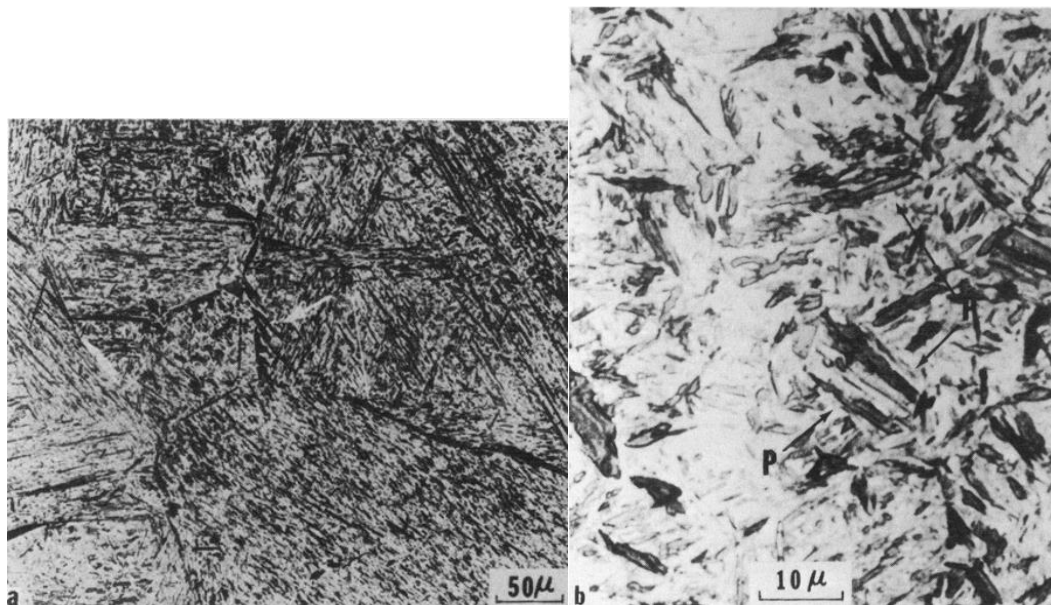
### ***3.4.1 Efeitos na microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 por meio dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento***

As condições sob as quais são realizados os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento irão influenciar diretamente na microestrutura final obtida dos aços SAE 4340 e 8640. Entre os principais parâmetros associados a tais condições, podem-se destacar a temperatura de austenitização, tempo de encharque e temperatura a qual o revenimento é realizado. Na literatura estão disponíveis maiores informações a respeito do efeito dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para os aços SAE 4340 e a seguir serão discutidos efeitos na microestrutura especificamente no caso deste tipo de aço.

Em relação à temperatura de austenitização, Lai *et al.* (1974) realizaram um estudo para verificar os efeitos na microestrutura obtida para o aço SAE 4340 temperado em óleo utilizando duas diferentes temperaturas de austenitização: 1200 °C e 870 °C. Para o primeiro caso mencionado, como a temperatura de austenitização utilizada foi superior, o tamanho de grão final obtido foi uma ordem de magnitude maior. Em relação às microestruturas obtidas sob as duas condições de austenitização, Lai *et al.* (1974) observaram através do MEV que em ambos os tratamentos as microestruturas foram mistas e constituídas por martensita autorevenida, martensita não revenida e pequenas quantidades de bainita inferior. Os pacotes de ripas de martensita observados foram muito semelhantes nos dois tratamentos realizados. A respeito dos pacotes de ripas de martensita, pode-se destacar que geralmente elas apresentam elevada densidade de discordâncias, no entanto, Lai *et al.* (1974) observaram poucas ripas macladas. Quanto às diferenças observadas na subestrutura da martensita, pode-

se destacar que quando a austenitização foi realizada a 870 °C obteve-se uma mistura de placas deslocadas e placas macladas para a martensita, sendo que as placas deslocadas sofreram autorevenimento gerando precipitados de carbonetos- $\epsilon$  enquanto que as placas macladas não sofreram nenhum tipo de autorevenimento, sugerindo que as placas macladas foram as últimas a se formarem em temperaturas mais baixas. O passo realizado de temperatura mais elevada em 1200 °C e em sequência o resfriamento para 870 °C para realização da austenitização resultou na eliminação das placas de martensita macladas. A Figura 13 mostra imagens de micrografia óptica que ilustram aspectos do tamanho de grão e da morfologia da martensita.

**Figura 13 – Micrografias ópticas mostrando a morfologia da martensita e os tamanhos de grão relativos aos dois tratamentos. “P” indica placas de martensita largas**



(a) Tratamento de 1200 °C, (b) Tratamento de 870 °C

Fonte: Lai *et al.* (1974)

Outro efeito das diferentes condições de temperaturas de austenitização notados por Lai *et al.* (1974) foi um grande aumento na quantidade de austenita retida quando a temperatura de austenitização foi elevada de 870 °C para 1200 °C. As placas de martensita obtidas na condição de temperatura de austenitização maior apresentaram extensivo autorevenimento. Para a condição de temperatura a 870 °C, houve uma quantidade pequena de austenita retida. Pode-se justificar o aumento da austenita retida devido ao aumento da solução de carbonetos e precipitados intermetálicos em temperaturas mais elevadas de austenitização. O aumento da concentração de elemento de liga na matriz resultou dessa

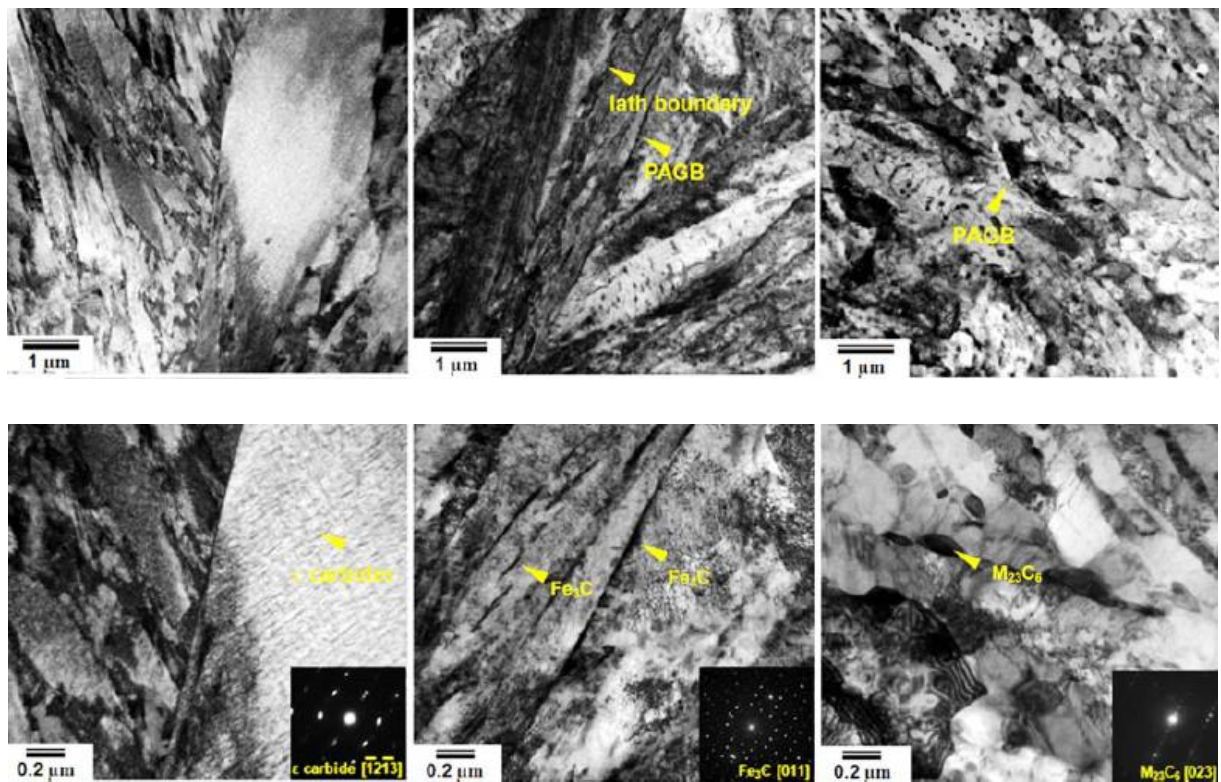
forma numa redução na temperatura de início da formação da martensita  $M_i$  que, por sua vez, causou o aumento na quantidade de austenita retida (LAI *et al.*, 1974).

Nos casos em que são realizados o tratamento térmico de revenimento, os parâmetros importantes de efeito na microestrutura são a temperatura e o tempo de encharque. No estudo realizado por Lim *et al.* (2012), foi analisada a influência de diferentes temperaturas de revenimento na microestrutura do aço SAE 4340. Lim *et al.* (2012) utilizaram três amostras de aços SAE 4340 que foram austenitizadas na temperatura de 1100 °C durante 1 h e em seguida passaram por diferentes condições de tratamento térmico: um aço A que passou apenas pelo tratamento de têmpera em óleo em temperatura ambiente, um aço B que foi temperado e em seguida revenido a 400 °C durante 1 h e um aço C que foi temperado e em seguida revenido a 700 °C durante 1 h. O estudo realizado revelou que mesmo a transformação martensítica tendo sido incompleta, a fase austenita retida dificilmente foi observada devido à alta temperatura de início de formação da martensita ( $M_i = 483$  °C). Foi verificada uma variedade de carbonetos de acordo com a temperatura de revenimento. No aço A percebeu-se a formação de carbonetos- $\epsilon$  em forma de agulhas no interior da martensita. Normalmente, pode-se destacar que tais carbonetos são obtidos a partir da martensita em baixas temperaturas de revenimento, mas alguns relatos apontam que carbonetos- $\epsilon$  existem em aços multifásicos contendo austenita retida sem revenimento e tais carbonetos podem formar-se a partir da transformação da austenita supersaturada. No aço C foi notada uma maior quantidade de precipitação e maior tamanho de carbonetos do que no aço B. Segundo Lim *et al.* (2012), no aço C os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  (onde  $M = Fe, Cr, Mn$  e  $Mo$ ) formados se localizaram não apenas nas inter ou intra-ripas de martensita como também ao longo dos contornos de grão da austenita prévia. No caso do aço B, houve a presença de cementita em forma de filme localizada no contorno de grão da austenita prévia e no contorno da ripa de martensita. A Figura 14 apresenta as imagens obtidas por MEV das microestruturas para os aços SAE 4340 nas diferentes condições mencionadas anteriormente de tratamentos térmicos.

Lim *et al.* (2012) também constataram que no aço A (apenas temperado), os átomos de carbono segregaram fortemente ao longo dos contornos de grão da austenita prévia, mas a medida que a temperatura de revenimento foi aumentada, houve uma redução brusca no teor de carbono devido a um aumento na difusividade dos átomos de carbono que difundiram a partir dos contornos de grão da austenita prévia como também da região martensítica supersaturada. Tais átomos de carbono foram consumidos gerando carbonetos. Foi notada também uma ligeira segregação de átomos de fósforo ao longo dos contornos de grão da

austenita prévia devido à sua quantidade relativamente menor. Além dos átomos de carbono e fósforo, o cromo também teve um maior teor no contorno de grão da austenita prévia do que em contornos de ripas de martensita. Lim *et al.* (2012) justificam isso devido ao fato do contorno de grão da austenita prévia estar em maior ângulo do contorno em comparação com o contorno da ripa de martensita, sendo, por isso, o contorno de grão da austenita prévia um local mais favorável termodinamicamente para segregação. Com o aumento da temperatura de revenimento, os átomos de fósforo acabaram segregando preferencialmente para a superfície dos carbonetos.

**Figura 14 – Micrografia MEV de aços diversos**



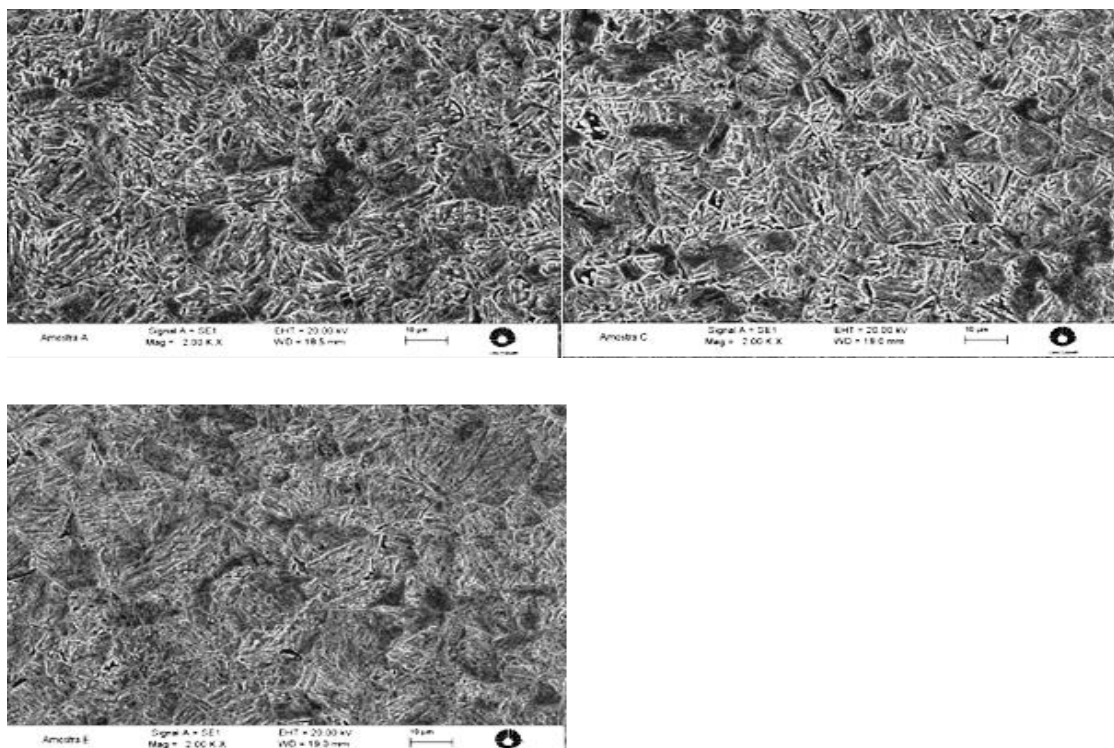
(a) Aço A, (b) Aço B, (c) Aço C, (d) Carboneto no aço A, (e) Carboneto no aço B, (f) Carboneto no Aço C

Fonte: Lim *et al.* (2012)

As dimensões das partículas de cementita geradas com o revenimento de um aço temperado são cada vez maiores a medida que se aumenta a temperatura e o tempo de encharque. No estudo realizado por Carvalho (2012) foi constatado apenas o efeito da temperatura no revenimento, uma vez que o tempo de encharque foi o mesmo para três condições de revenimento em diferentes temperaturas. Carvalho (2012) estabeleceu em seu estudo tratamento de têmpera a 845 °C por 1 h de maneira a obter austenitização total e seguido resfriamento em óleo à temperatura ambiente. Em seguida foram realizados

tratamentos de revenimento em três diferentes temperaturas (350 °C, 400 °C e 500 °C) durante 1 h e sequente resfriamento ao ar gerando a estrutura final martensítica revenida. Na análise das microestruturas geradas utilizando o MEV, foi verificado que na temperatura de revenimento de 500 °C as partículas de cementita foram maiores do que no revenimento a 400 °C que por sua vez foram maiores do que as partículas obtidas no revenimento a 350 °C. A Figura 15 mostra as imagens obtidas por MEV das microestruturas do aço SAE 4340 resultantes dos revenimentos realizados a 500 °C, 400 °C e 350 °C, respectivamente.

**Figura 15 – Microestruturas do aço SAE 4340 temperado e revenido**



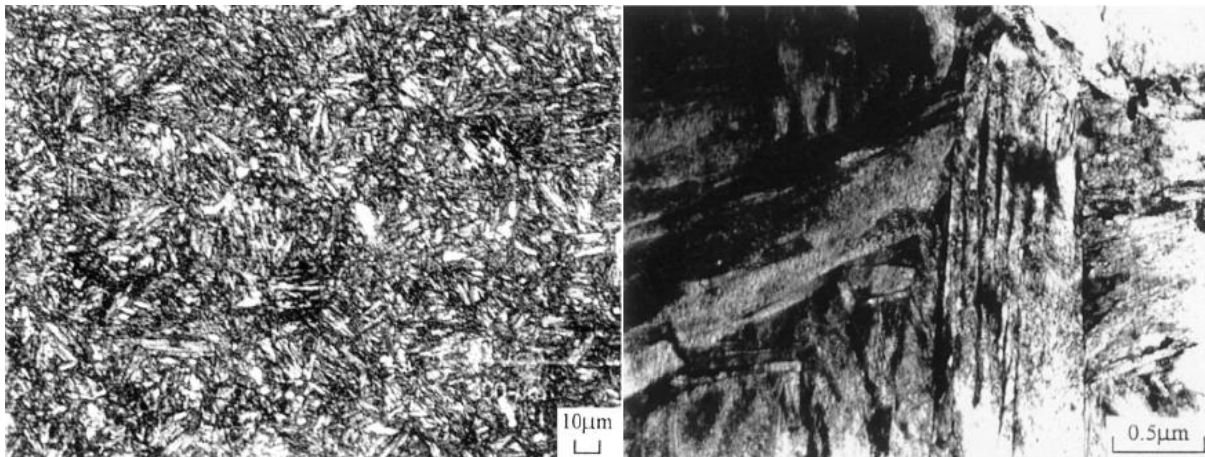
(a) Revenido à 500 °C, (b) Revenido à 400 °C, (c) Revenido à 350 °C

Fonte: Carvalho (2012)

No estudo realizado por Lee e Su (1999) foram avaliados tanto o efeito da temperatura de revenimento quanto do tempo de encharque na microestrutura final obtida para o aço SAE 4340. As amostras de aço foram austenitizadas a 850 °C durante 30 minutos e depois resfriadas em óleo para produzir a estrutura martensítica temperada. Feito isso, realizou-se o revenimento a 100 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C e 650 °C por 2 h e 48. Na análise por MEV da microestrutura obtida para o aço SAE 4340 na condição temperada e sem revenimento, percebeu-se que a morfologia da martensita consistia na maior parte de ripas desordenadas e em torno de 0,5 µm de comprimento, sendo que exemplos isolados de maclas

também foram vistos nas poucas placas. As ripas apresentavam-se geralmente separadas por um contorno de baixo ângulo e cada ripa de martensita era composta por muitas células de discordâncias. Tais características da microestrutura temperada estão apresentadas na Figura 16, onde em (a) está apresentada uma imagem obtida por microscópio óptico e em (b) uma imagem obtida por MEV.

**Figura 16 – Imagens da microestrutura de martensita temperada para o aço SAE 4340**



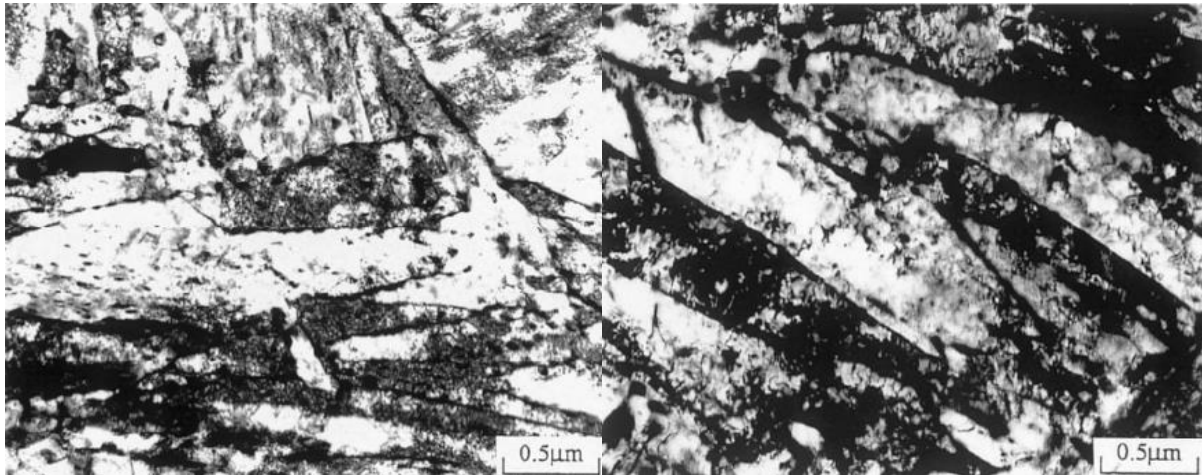
(a) Imagem obtida por microscopia óptica, (b) Imagem obtida por MEV

Fonte: Lee e Su (1999)

Para o material revenido a 200 °C por 2 h houve a precipitação de carbonetos- $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2,3}\text{C}$ ). Na microestrutura do material nessa condição percebe-se como principais características das estruturas de discordâncias os entrelaçados de alta densidade de discordâncias e células menores de discordâncias. Verificam-se também precipitados de carbonetos- $\epsilon$  para a martensita em ripas. Quando o material foi revenido a 200 °C com um tempo maior de encharque (48 h), percebeu-se que as ripas cresceram amplamente devido a dois mecanismos: movimento dos contornos das ripas e eliminação dos contornos das ripas devido ao movimento e eliminação das discordâncias nos contornos. Para esta condição de revenimento, altas densidades de discordâncias com carbonetos precipitados estão presentes na maioria das ripas, entretanto poucas são visíveis. Estes carbonetos imobilizam as discordâncias e não podem produzir arranjos de discordâncias com uma baixa energia como a presente em contornos de grão de pequeno ângulo. A Figura 17 apresenta as microestruturas do aço SAE 4340 obtidas para o revenimento em 200 °C para 2 h e 48 h, respectivamente (LEE; SU, 1999).



**Figura 17 – Microestruturas do aço SAE 4340 obtidas para o revenimento a 200 °C**

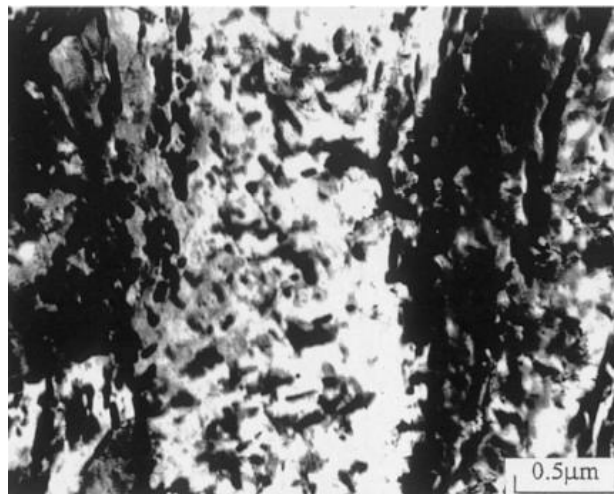


(a) Revenimento de 2 h, (b) Revenimento de 48 h

Fonte: Lee e Su (1999)

Para o revenimento realizado a 300 °C por 2 h, Lee e Su (1999) verificaram a formação de cementita dendrítica ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) e com morfologia inicial na martensita em forma de placas como verificado na Figura 18. Como sítios de nucleação, foi verificado que os contornos das ripas de martensita em baixas temperaturas exerciam este papel e para temperaturas mais elevadas foram os contornos de grão da ferrita que apresentavam a função de sítios de nucleação. No caso do material revenido a 300 °C durante 48 h foram verificadas semelhantes estruturas dendríticas de carboneto.

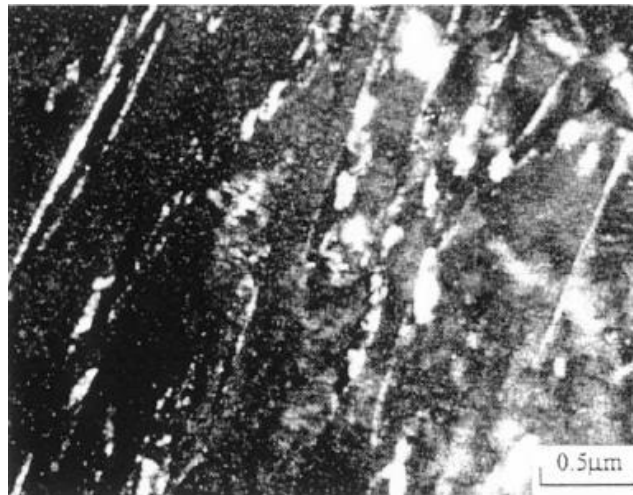
**Figura 18 – Microestrutura do aço SAE 4340 obtida para o revenimento a 300°C por 2 h**



Fonte: Lee e Su (1999)

Na temperatura de revenimento de 300 °C, Lee e Su (1999) constataram a ocorrência de fragilidade do revenimento. Segundo os referidos autores, tal efeito não pode ser atribuído a um simples mecanismo. Foi observado que a austenita é retida como filmes inter-ripas ou blocos discretos na estrutura revenida a 300 °C. Isso pode ser percebido através da Figura 19 de imagem de campo escuro onde as áreas claras mostram muitos filmes de austenita retida existentes nos contornos das ripas (áreas escuras). Esta austenita retida presente nos contornos das ripas decompõe-se formando filmes de carbonetos de cementita que são os principais responsáveis pelo efeito de fragilidade da martensita revenida.

**Figura 19 – Imagem de campo escuro da estrutura da martensita do aço SAE 4340 revenido a 300 °C**



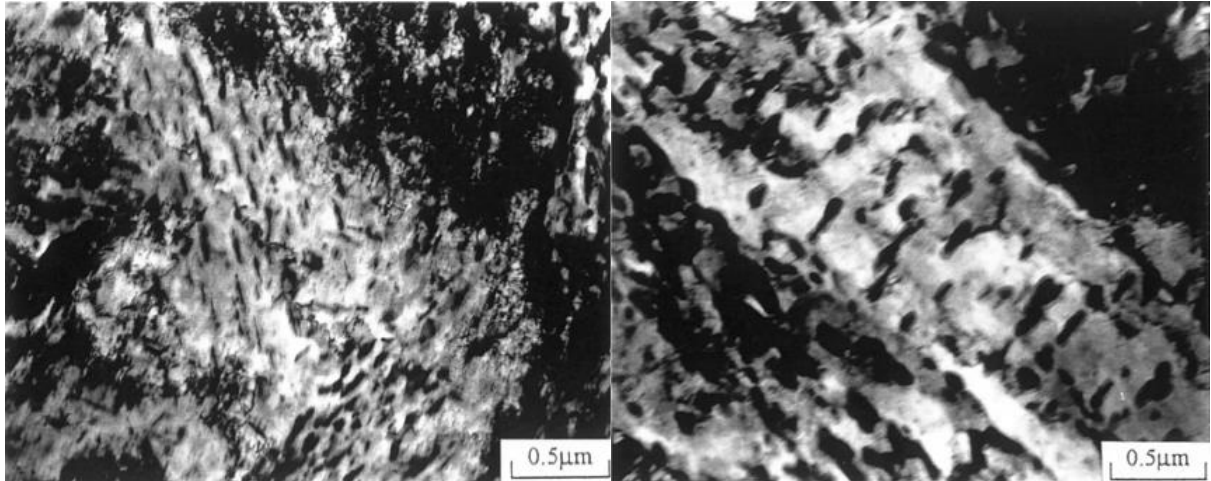
Fonte: Lee e Su (1999)

Em temperaturas de revenimento mais elevadas, como no caso de 650 °C, foi verificado que no revenimento por 2 h a microestrutura do aço consistiu de grãos equiaxiais de ferrita e diferentes pequenos carbonetos em forma de bastonetes, distribuídos no interior dos grãos da matriz ferrítica em direções específicas. No caso do revenimento a 650 °C por 48 h, percebeu-se que a microestrutura apresentou uma matriz de ferrita com carbonetos dispersos por toda parte. Na temperatura de revenimento de 650 °C, a ocorrência de recristalização contribui para um rápido decréscimo da densidade de discordâncias e tensões internas. Isso foi notado por Lee e Su (1999) a partir da ocorrência de reação de  $Fe_3C$  para  $Cr_7C_3$ , onde diferentes tipos de carbonetos podem ser encontrados na microestrutura. Segundo Lee e Su (1999), alguns pesquisadores destacam que a  $Fe_3C$  não é diretamente transformada em  $Cr_7C_3$ , mas sim dissolvida na matriz ferrítica enquanto o precipitado de  $Cr_7C_3$  cresce em outro lugar. O  $Cr_7C_3$  encontrado apresentou forma esferoidal para a temperatura de 650 °C e a partir dos resultados obtidos, Lee e Su (1997) concluíram que o  $Cr_7C_3$  é provavelmente



formado devido a reação da cementita com a matriz. A Figura 20 apresenta as microestruturas do aço SAE 4340 obtidas para o revenimento em 650 °C para 2 e 48 h, respectivamente (LEE; SU, 1999).

**Figura 20 – Microestruturas do aço SAE 4340 obtidas para o revenimento a 650 °C**



(a) Revenimento de 2h, (b) Revenimento de 48 h

Fonte: Lee e Su (1999)

### ***3.4.2 Efeitos nas propriedades dos aços SAE 4340 e 8640 através dos Tratamentos Térmicos de Têmpera e Revenimento***

Os parâmetros mencionados anteriormente como temperatura de austenitização, temperatura de revenimento e tempo de encharque exercem influência na microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 e, uma vez alterando a microestrutura, atuam nas propriedades exibidas por estes aços.

No que tange à temperatura de austenitização, Lai *et al.* (1974) verificaram que um maior valor da mesma para o aço SAE 4340 resulta em um aumento significativo na resistência à fratura, sem perda de resistência mecânica. Os efeitos de aumento na quantidade de austenita retida e eliminação da martensita maclada com o aumento da temperatura de austenitização contribuem para elevar a tenacidade.

Lee e Su (1999) destacam que os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento quando bem estabelecidos produzem resistência aos aços alcançada principalmente devido à precipitação de fina dispersão de carbonetos de elementos de liga durante o revenimento. O comportamento mecânico do aço SAE 4340 é bastante sensível à temperatura e ao tempo de encharque. Quando o material se encontra na condição temperada, os níveis de dureza e

resistência são os mais elevados e a ductilidade é a mais reduzida devido a mudança imediata da estrutura cúbica de face centrada presente na condição austenitizada para uma tetragonal de corpo centrado (fase martensita) que apresenta grande quantidade de distorção para a formação de plaquetas de martensita. Para que tal condição possa ser alterada, devido à baixíssima ductilidade apresentada pelo material, o tratamento de revenimento se faz importante no sentido de incrementar ductilidade, reduzindo o nível de tensões e, conseqüentemente, reduzindo a fragilidade do material. O tratamento de revenimento acaba resultando também numa redução da resistência mecânica e dureza do material e a temperatura e o tempo de encharque serão estabelecidos de acordo com os valores específicos dessas propriedades e também de tenacidade do material desejados para uma determinada aplicação (LEE; SU, 1999).

Carvalho (2012) em seu estudo analisou o efeito de três temperaturas de revenimento (350 °C, 400 °C e 500 °C) na dureza e resistência mecânica do aço SAE 4340 e destacou que quanto menor é a temperatura de revenimento, maiores são a resistência mecânica e dureza do material devido ao fato de menores temperaturas resultarem em partículas de carbonetos menores. Dessa forma, grande quantidade de partículas pequenas gera uma extensa área de contato (contornos) por unidade de volume entre a cementita e a ferrita, o que contribui na atuação como barreira ao movimento de discordâncias e, conseqüentemente, resulta em maior resistência mecânica e dureza.

No caso do aço SAE 8640, Lima (2007) destaca que a temperatura de revenimento utilizada depende das propriedades finas desejadas ao aço. Na Tabela 3 estão apresentados os valores de algumas propriedades obtidos com a variação na temperatura de revenimento para barras redondas de aço SAE 8640 de 25 mm de diâmetro temperadas a 830 °C e resfriadas em óleo.

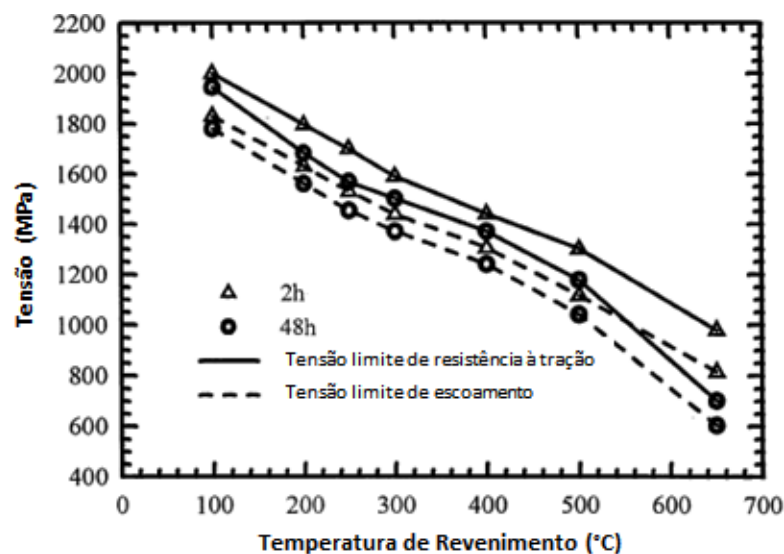
**Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço SAE 8640 variando com a temperatura em barras redondas de diâmetro de 25 mm (temperadas a 830°C e resfriadas em óleo)**

Temperatura de revenimento (°C)	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite convencional de elasticidade (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)	Redução em área (%)	Energia do golpe, em ensaio de choque (J)	Dureza (HRC)
425	1382	1230	10	46	27	44
480	1250	1120	13	51	41	42
540	1070	940	17	56	54	36
595	1020	910	16	57	73	32
650	865	760	20	61	83	28

Fonte: Lima (2007)

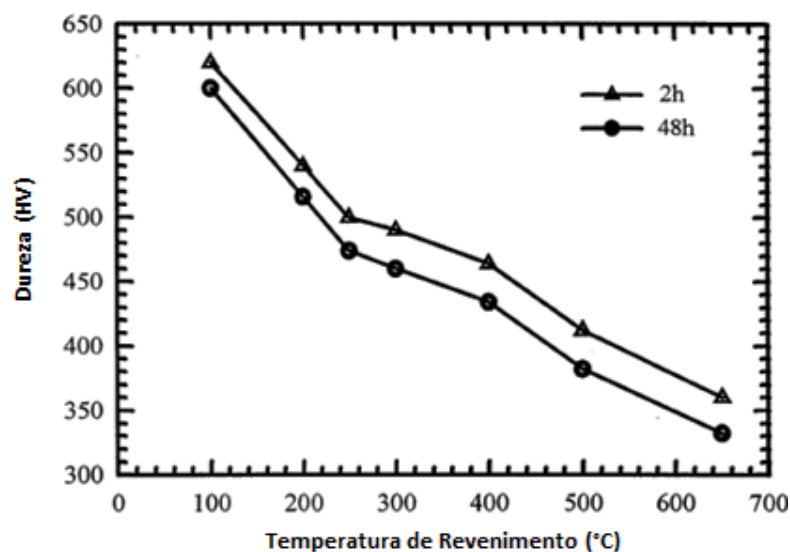
Quando comparam-se os efeitos da temperatura de revenimento e tempo de encharque, percebe-se que o aumento da temperatura de revenimento é muito mais relevante no sentido de alterar as propriedades do material revenido. Lee e Su (1999), por exemplo, verificaram este efeito mais acentuado da temperatura de revenimento do que do tempo de encharque nas propriedades do aço SAE 4340 como apresentado nas Figuras 21 e 22 que apresentam os efeitos da temperatura de revenimento na tensão limite de resistência e tensão limite de escoamento e na dureza, respectivamente.

**Figura 21 – Variação do limite de resistência à tração e do limite de escoamento em função da temperatura de revenimento e do tempo de encharque**



Fonte: Lee e Su (1999)

**Figura 22 – Variação da dureza em função da temperatura de revenimento e do tempo de encharque**

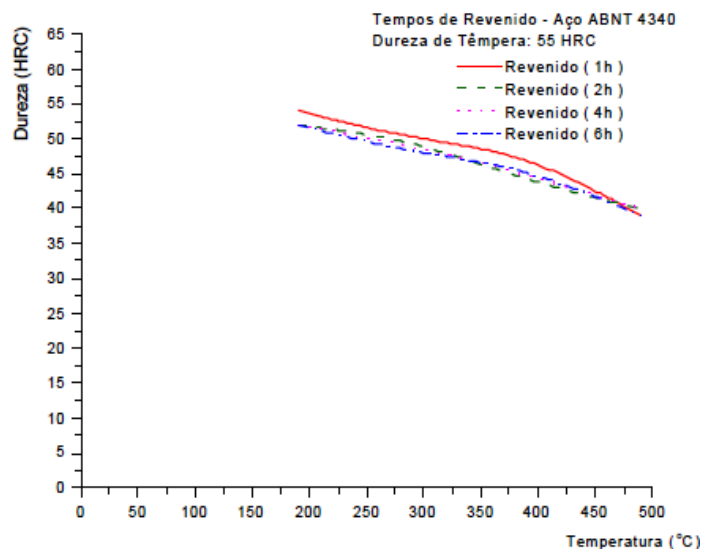


Fonte: Lee e Su (1999)

Apesar do efeito de tendência de aumento na ductilidade do aço SAE 4340 com o aumento da temperatura de revenimento, deve-se destacar que na faixa de 300 °C o material está submetido a uma perda de ductilidade devido à transformação da austenita retida em carbonetos. Em análises fractográficas realizadas por Lee e Su (1999), foi verificado que em todas as temperaturas de revenimento utilizadas em seus estudos o modo de fratura predominante do aço SAE 4340 foi o dúctil, no entanto, quando o material revenido a 300°C passou por tal análise, percebeu-se que o material falha de maneira frágil, o que confirma a ocorrência de fragilização da martensita revenida.

No estudo realizado por Martins (2002), também foi verificado o efeito mais pronunciado da temperatura em relação ao tempo de encharque. Foram tomadas quatro diferentes temperaturas de revenimento (190 °C, 290 °C, 390 °C e 490 °C) e quatro diferentes tempos de encharque para cada temperatura (1, 2, 4 e 6 h) em busca de se avaliar o efeito na dureza dos aços SAE 4340. Através dos resultados obtidos, traçaram-se as curvas de revenimento em busca de se avaliar os efeitos da temperatura e do tempo de encharque na dureza do aço investigado. Na Figura 23 estão expressas as curvas de revenimento para o aço SAE 4340. O maior gradiente de dureza encontrado para os tempos de encharque utilizados foi de 2 HRC utilizando-se a temperatura de 190 °C. Entretanto, analisando-se o efeito da temperatura no revenimento, pôde-se perceber que a sua influência foi muito maior produzindo um gradiente de dureza de 15 HRC para temperaturas na faixa de 190 °C e 490 °C para um tempo de 1 h.

**Figura 23 – Curvas de revenimento do aço SAE 4340 em função do tempo e da temperatura**



Fonte: Martins (2002)

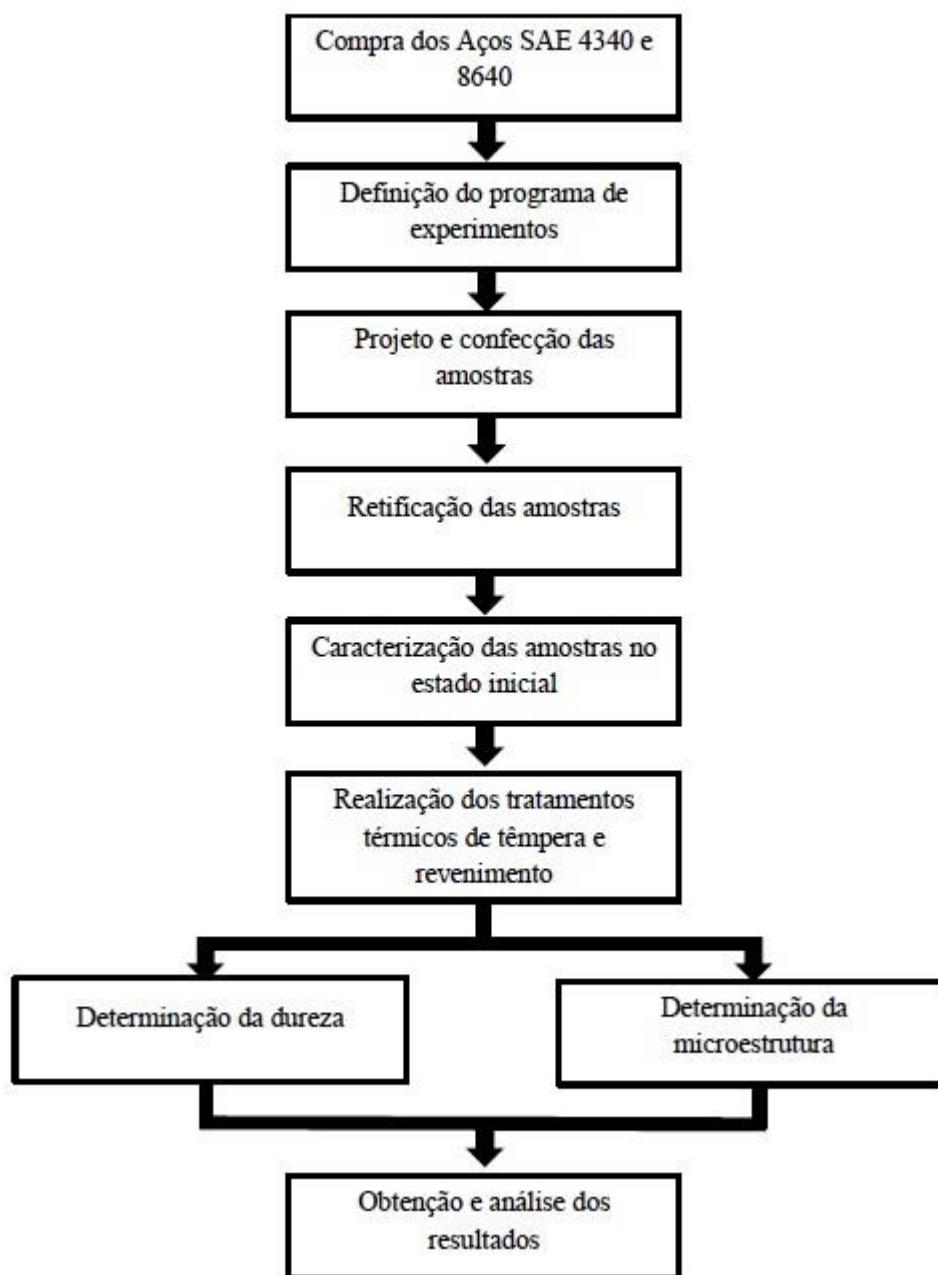
Outro efeito importante encontrado no estudo realizado por Martins (2002) foi o fato dos aços liga analisados, tais como os aços SAE 4340 e 8640, terem apresentado uma queda de dureza menos acentuada com o aumento na temperatura de revenimento e tempo de encharque adotados quando comparados aos aços comuns ao carbono.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido

O intuito principal deste trabalho foi verificar os efeitos dos parâmetros de tratamento térmico na microestrutura e propriedades dos aços SAE 4340 e 8640. As etapas de desenvolvimento do trabalho são apresentadas no fluxograma da Figura 24.

Figura 24 – Fluxograma com as etapas de desenvolvimento do trabalho



Fonte: Produzido pelo autor

Para a compra dos aços SAE 4340 e 8640 verificou-se em diferentes empresas a disponibilidade de tais tipos de aços nas dimensões de diâmetro e comprimento desejadas para o trabalho.

Em relação à definição do programa de experimentos, pode-se dizer que ela foi feita por meio da determinação dos tratamentos térmicos a serem feitos, da temperatura e demais condições dos mesmos e dos ensaios para determinação de propriedades (dureza e microdureza) e da microestrutura (microscopia óptica MO e microscopia eletrônica de varredura MEV).

Para a confecção das amostras, pode-se dizer que as mesmas foram obtidas a partir das barras dos aços SAE 4340 e 8640 de modo a possuírem uma espessura adequada para a realização dos tratamentos térmicos e dos ensaios seguintes para a caracterização. Depois de cortadas, as amostras foram retificadas com o intuito de facilitar as seguintes operações de lixamento e polimento para a análise dos aços estudados.

A caracterização das amostras dos aços SAE 4340 e 8640 no estado inicial foi feita para confirmar a composição química fornecida pelo fabricante e também para avaliar a microestrutura e dureza inicial das mesmas. Os tratamentos térmicos foram feitos com base nos parâmetros estabelecidos no programa de experimentos e na literatura. Realizados tais tratamentos, procedeu-se para a realização dos ensaios de determinação de dureza e avaliação das microestruturas obtidas para cada condição, fornecendo-se, assim, as imagens de microestruturas e os dados para construção de gráficos e consequente interpretação e obtenção de conclusões.

## 4.2 Materiais

Os materiais empregados no trabalho foram os aços SAE 4340 e 8640. Para cada um desses aços foi comprada uma barra com 2 m de comprimento e 1” de diâmetro. A composição química fornecida pelos fabricantes (Gerdau no caso do aço SAE 4340 e Villares Metals no caso do aço SAE 8640) é apresentada na Tabela 4.

**Tabela 4 – Composição química dos aços SAE 4340 e 8640 fornecida pelos fabricantes**

Aço SAE	% C	% Mn	% Si	% Ni	% Cr	% Mo	% V
4340	0,40	0,70	0,23	1,74	0,76	0,21	0,005
8640	0,41	0,86	0,26	0,48	0,47	0,21	-

Fontes: Gerdau Aços Especiais Piratini e Villares Metals

Para verificar a composição química dos aços, realizou-se a análise de fluorescência de raios-x através do emprego do espectrofotômetro *Shimadzu* modelo 720 localizado no Laboratório de Caracterização do Departamento de Engenharia de Materiais. O espectrofotômetro utilizado está apresentado na Figura 25.

**Figura 25 – Espectrofotômetro *Shimadzu* modelo 720**



Fonte: Produzido pelo autor

### 4.3 Corpos de Prova

Os corpos de prova foram confeccionados a partir do corte das barras em amostras com 15 mm de espessura e diâmetro de 1". O corte das amostras foi feito com o auxílio da máquina de corte *Alje* modelo KR170. Após o corte as amostras foram passadas no esmeril *Jowa* modelo D76 para retirada da rebarba. O esmeril e a máquina de corte empregados são apresentados respectivamente nas Figuras 26 e 27.

**Figura 26 – Esmeril *Jowa* modelo D76**



Fonte: Produzido pelo autor



**Figura 27 - Máquina de corte *Alje* modelo KR170**



Fonte: Produzido pelo autor

Após o corte das amostras, realizou-se a retificação das mesmas com o auxílio da retífica *Sulmecânica* modelo RPH600 de forma a facilitar as operações de lixamento e polimento futuras para a caracterização dos aços. A retífica utilizada está apresentada na Figura 28.

**Figura 28 - Retífica *Sulmecânica* modelo RPH600**



Fonte: Produzido pelo autor

A Figura 29 apresenta o desenho com as dimensões estipuladas para as amostras e a imagem das mesmas após serem cortadas e retificadas.

**Figura 29 – Imagens das amostras**



(a) Desenho com as dimensões das amostras, (b) Amostras após cortadas e retificadas

Fonte: Produzido pelo autor

#### 4.4 Tratamentos Térmicos

Inicialmente, para a condução dos tratamentos térmicos foi definida a realização de um tratamento térmico de normalização em 2 amostras de aço SAE 4340 e 2 amostras de aço SAE 8640 para então seguir para um tratamento de têmpera. O intuito dessa etapa foi fazer uma comparação entre os aços tratados dessa maneira com aqueles apenas tratados diretamente via têmpera sem uma normalização prévia e, assim, depois de fazer ensaios de dureza e análises microestruturais definir se para os demais tratamentos térmicos seria necessária a realização da normalização antes da têmpera.

Para ajudar na definição dos parâmetros de tratamentos térmicos o ASM Handbook (2002) foi consultado. Os parâmetros definidos para a normalização estão apresentados na Tabela 5.

**Tabela 5 – Parâmetros para a realização da normalização das amostras de aços SAE 4340 e 8640**

Temperatura de austenitização	Tempo de encharque	Meio de resfriamento
870 °C	1 h	Ar

Fonte: Produzido pelo autor

O tratamento térmico de têmpera tanto para as amostras de cada aço que foram normalizadas, quanto para as amostras que estavam na sua condição inicial foi conduzido de acordo com os parâmetros estabelecidos na Tabela 6. É importante destacar que o ASM Handbook (2002) foi consultado também nessa etapa para ajudar na definição de tais parâmetros.

**Tabela 6 – Parâmetros para a realização da têmpera das amostras de aços SAE 4340 e 8640**

Temperatura de austenitização	Tempo de encharque	Meio de resfriamento
870 °C	30 minutos	Óleo

Fonte: Produzido pelo autor

Após os tratamentos térmicos iniciais percebeu-se que o tratamento de normalização não exerceu efeitos muito significativos para os aços, pelo menos para as técnicas de caracterização empregadas. Dessa forma, ficou definido que todas as amostras dos aços SAE 4340 e 8640 seriam temperadas sem a realização de uma normalização prévia.

Para a realização dos tratamentos térmicos de revenimento após a têmpera, definiram-se várias temperaturas por meio da consulta ao ASM Handbook (2002) e também de acordo com as transformações esperadas na microestrutura. As mesmas, além de outros parâmetros como tempo de revenimento e o meio de resfriamento estão apresentados na Tabela 7.

**Tabela 7 – Parâmetros para a realização do revenimento das amostras de aços SAE 4340 e 8640**

Temperaturas de revenimento	Tempo de revenimento	Meio de resfriamento
200 °C		
300 °C		
400 °C	1 h	Ar
500 °C		
600 °C		
700 °C		

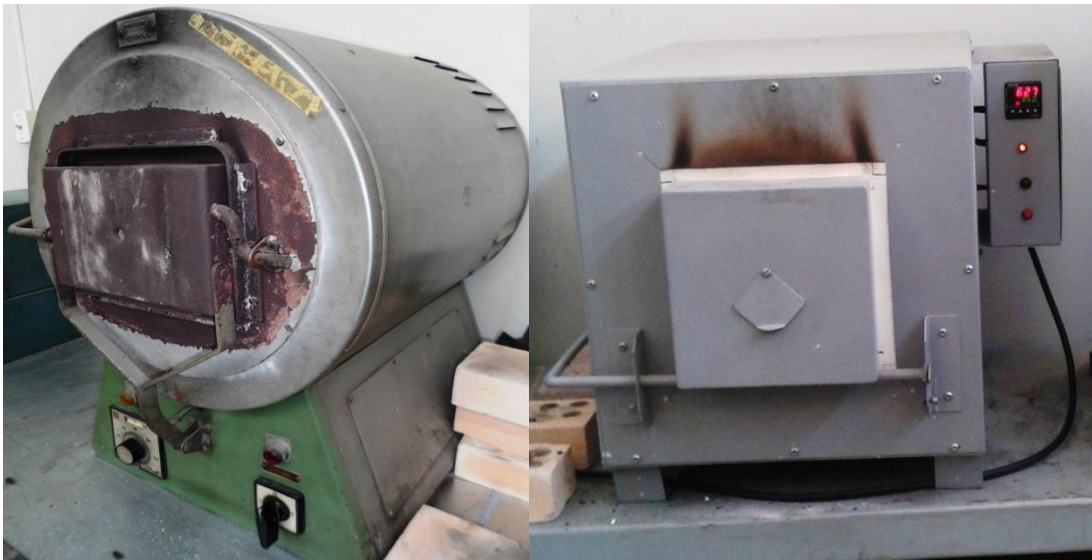
Fonte: Produzido pelo autor

Com o intuito de se fazer uma análise da influência da temperatura de austenitização nas propriedades e microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 temperados e revenidos, foi definida também uma temperatura de austenitização na têmpera de 970°C. Tal temperatura foi

definida pelo autor deste trabalho com o objetivo ser uma temperatura diferente e superior à empregada inicialmente. Dessa forma, todos os procedimentos mencionados anteriormente foram realizados novamente com essa única alteração.

Os tratamentos térmicos de normalização e de têmpera foram conduzidos no forno elétrico da marca *Brasimet* modelo KR170 apresentado na Figura 30 (a). Já os tratamentos de revenimento foram todos conduzidos no forno elétrico da marca *Magnus* modelo N1040 apresentado na Figura 30 (b). Tais fornos encontram-se localizados no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais.

**Figura 30 – Fornos elétricos utilizados para os tratamentos térmicos**



(a) Normalização e têmpera, (b) Revenimento

Fonte: Produzido pelo autor

#### 4.5 Propriedades Mecânicas

A propriedade mecânica analisada nas amostras de aços SAE 4340 e 8640 no estado inicial e também após tratadas termicamente por têmpera e revenimento foi a dureza. A mesma foi determinada através dos ensaios de dureza Rockwell C e de microdureza no caso das amostras que foram apenas temperadas.

As amostras dos aços SAE 4340 e 8640 (tanto no estado inicial quanto depois de tratadas termicamente por têmpera e revenimento) foram lixadas para tornar a superfície das mesmas mais adequadas para a realização dos ensaios de dureza.

Os ensaios de dureza Rockwell C foram conduzidos no durômetro da marca *IGV* modelo RM401/A localizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de

Engenharia de Materiais. Para a realização do ensaio, uma pré-carga de 10 kgf e uma carga de 150 kgf foram aplicados. O penetrador usado foi o cônico de diamante com um ângulo de 120 °. O tempo de aplicação da carga foi de 15 segundos e após este tempo a leitura do valor de dureza da amostra foi determinado pelo relógio comparador. Na determinação da dureza para cada condição dos aços SAE 4340 e 8640, duas amostras foram examinadas e seis medidas de dureza foram realizadas para cada amostra, possibilitando, dessa forma, definir um valor de dureza média. Tal quantidade de medidas foi definida como uma quantidade que seria suficiente e possível para o tamanho das amostras utilizadas. A Figura 31 apresenta o durômetro utilizado para os ensaios de dureza Rockwell C.

**Figura 31 – Durômetro IGV modelo RM401/A**



Fonte: Produzido pelo autor

Os ensaios de microdureza foram realizados apenas para as amostras dos aços SAE 4340 e 8640 na condição temperada. O intuito desse ensaio foi verificar a temperabilidade e comparar os aços SAE 4340 e 8640 nesse quesito. Para a realização da microdureza, as amostras foram cortadas na sua região central e então lixadas para tornar as suas superfícies mais adequadas para a realização do ensaio. Para a determinação dos valores através do ensaio de microdureza, foi empregado o microdurômetro Vickers da marca *Shimadzu* modelo 2T localizado no Laboratório de Microdureza do Departamento de Engenharia de Materiais. Em cada amostra analisada foram realizadas no total 23 medidas de modo a possibilitar a

construção de curvas de microdureza. As medidas foram tomadas desde o centro da amostra até as duas extremidades em intervalos de 1 mm de distância para cada medida. Dessa forma, duas curvas foram obtidas para cada amostra. A carga utilizada no ensaio foi de 1 kgf. A Figura 32 apresenta o microdurômetro empregado nos ensaios.

**Figura 32 - Microdurômetro Vickers da marca *Shimadzu* modelo 2T**



Fonte: Produzido pelo autor

#### **4.6 Caracterização Microestrutural**

Para realização da caracterização microestrutural das amostras de aços SAE 4340 e 8640 nas condições de estado inicial, temperada e normalizada foram empregadas a microscopia óptica (MO) e a microscopia eletrônica de varredura (MEV). A preparação metalográfica das amostras foi conduzida no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais. Inicialmente as amostras foram embutidas a frio com acrílico autopolimerizante. Depois, as amostras foram lixadas em lixas de granulometria de #240, #320, #400 e #600 e depois polidas em panos com pasta de diamante de 9  $\mu\text{m}$  e 3  $\mu\text{m}$ . Depois de polidas, as amostras foram atacadas com o reagente Nital 5%, composto de 5ml de ácido nítrico e 95ml de álcool etílico de forma a revelar as microestruturas no microscópio óptico e no microscópio eletrônico de varredura. A Figura 33 apresenta, respectivamente, a lixadeira da marca Struers e a politriz da marca Struers modelo DP9 utilizadas.



**Figura 33 – Equipamentos usados na metalografia**

(a) Lixadeira Struers, (b) Politriz Struers modelo DP9

Fonte: Produzido pelo autor

Realizadas as etapas de preparação metalográfica, as imagens das microestruturas das amostras dos aços SAE 4340 e 8640 nas condições inicial e tratadas termicamente por têmpera e revenimento nas diferentes temperaturas puderam ser obtidas. O microscópio óptico da marca *Kontrol* modelo IM713 localizado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais forneceu imagens com ampliação de 200X, 400X e 800X. Já o microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca *Shimadzu* situado no Laboratório de Caracterização do Departamento de Engenharia de Materiais forneceu imagens com ampliação de 1000X, 2000X, e 4000X. Estes dois microscópios empregados estão apresentados na Figura 34.

**Figura 34 – Microscópios empregados**

(a) Óptico Kontrol modelo IM713, (b) Eletrônico de varredura Shimadzu

Fonte: Produzido pelo autor

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Caracterização dos Materiais no Estado Inicial

#### 5.1.1 Análise química dos aços SAE 4340 e 8640 no estado inicial

Os resultados associados à análise da composição química do material, feitos por fluorescência de raios-x, estão apresentados na Tabela 8. A técnica utilizada para a análise não detecta elementos de baixo número atômico como é o caso do carbono, dessa forma, o mesmo não apresenta o seu teor estipulado na Tabela 8.

**Tabela 8 – Análise quantitativa da composição química dos aços SAE 4340 e 8640**

Aço SAE	% Fe	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo	% Cu
4340	96,393	0,695	1,702	0,801	0,309	0,099
8640	97,801	0,959	0,403	0,545	0,292	-

Fonte: Produzido pelo autor

Percebe-se que para o aço SAE 4340 o teor de Mn determinado pela fluorescência de raios-x (EDX) foi praticamente o mesmo informado pelo fornecedor, enquanto que os teores de Cr e Ni também foram bem semelhantes, mas com uma variação de aproximadamente 0,04% em relação ao informado pelo fornecedor. Já o Mo foi o elemento que apresentou a maior variação em relação ao valor informado pelo fornecedor (0,099% superior), estando inclusive com um valor superior ao teor máximo de Mo em aços SAE 4340 (0,30%) de acordo com a Tabela 2. No caso do aço SAE 8640, percebeu-se que os teores de Mn, Cr e Mo apresentaram valores de aproximadamente 0,08% superiores aos informados pelo fornecedor, sendo que no caso do Mo o valor estava inclusive fora da faixa estipulada para aços SAE 8640 (0,25%) segundo a Tabela 2. Em relação ao teor de Ni, pode-se destacar que ele foi aproximadamente 0,08% inferior ao informado. Apesar dos valores verificados pelo ensaio EDX não terem sido exatamente os informados pelo fornecedor, pode-se destacar que os valores encontrados para os teores dos elementos de liga estão dentro da faixa permitida para aços SAE 4340 e 8640, excetuando-se o Mo que apresentou um teor um pouco superior ao estipulado. É importante destacar também que a técnica EDX é mais qualitativa, dessa forma, os valores quantitativos que foram obtidos servem como referência, mas não podem ser tomados como verdade absoluta. Dessa forma, os valores fornecidos pelos fabricantes



apresentaram-se confiáveis e pôde-se confirmar através do EDX que os aços utilizados no trabalho eram realmente os aços SAE 4340 e 8640.

### 5.1.2 Análise de dureza dos aços SAE 4340 e 8640 no estado inicial

Os ensaios de dureza Rockwell C para os aços SAE 4340 e 8640 no estado inicial levaram à obtenção dos seguintes valores informados nas Tabelas 9 e 10 respectivamente.

**Tabela 9 – Valores de dureza Rockwell C obtidos para as amostras de aço SAE 4340**

Aço	Medida	Dureza (HRC)	Dureza média	$\sigma$
SAE 4340 1ª amostra	1ª	31	32 HRC	0,996
	2ª	32		
	3ª	33		
	4ª	33		
	5ª	34		
	6ª	32		
SAE 4340 2ª amostra	1ª	32	32 HRC	0,996
	2ª	31		
	3ª	33		
	4ª	31		
	5ª	31		
	6ª	32		

Fonte: Produzido pelo autor

**Tabela 10 – Valores de dureza Rockwell C obtidos para as amostras de aço SAE 8640**

(continua)

Aço	Medida	Dureza (HRC)	Dureza média	$\sigma$
SAE 8640 1ª amostra	1ª	23	23 HRC	1,371
	2ª	22		
	3ª	22		
	4ª	23		
	5ª	24		
	6ª	23		

(conclusão)

Aço	Medida	Dureza (HRC)	Dureza média	$\sigma$
SAE 8640 2ª amostra	1ª	19		
	2ª	23		
	3ª	24		
	4ª	22		
	5ª	23		
	6ª	24		

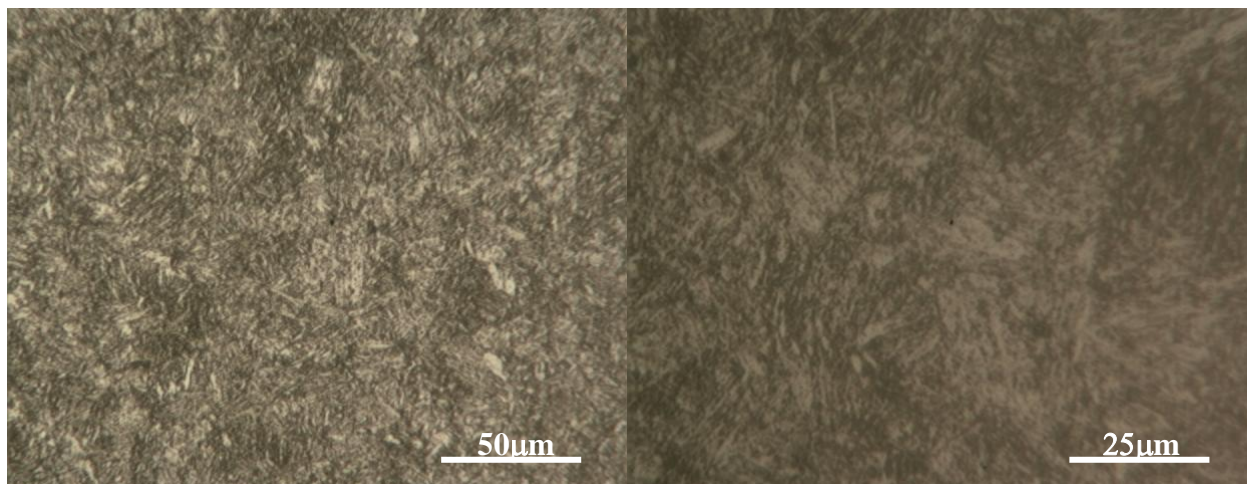
Fonte: Produzido pelo autor

Pode-se destacar que na condição inicial o aço SAE 4340 apresentou uma dureza superior ao aço SAE 8640, sendo que seu valor foi 9 HRC maior do que o valor do aço SAE 8640.

### 5.1.3 Análise da microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 no estado inicial

Na Figura 35 estão apresentadas as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica para o aço SAE 4340 com aumentos de 400 e 800X, respectivamente.

**Figura 35 – Fotomicrografias do aço SAE 4340 no estado inicial**



(a) Ampliação de 400X, (b) Ampliação de 800X

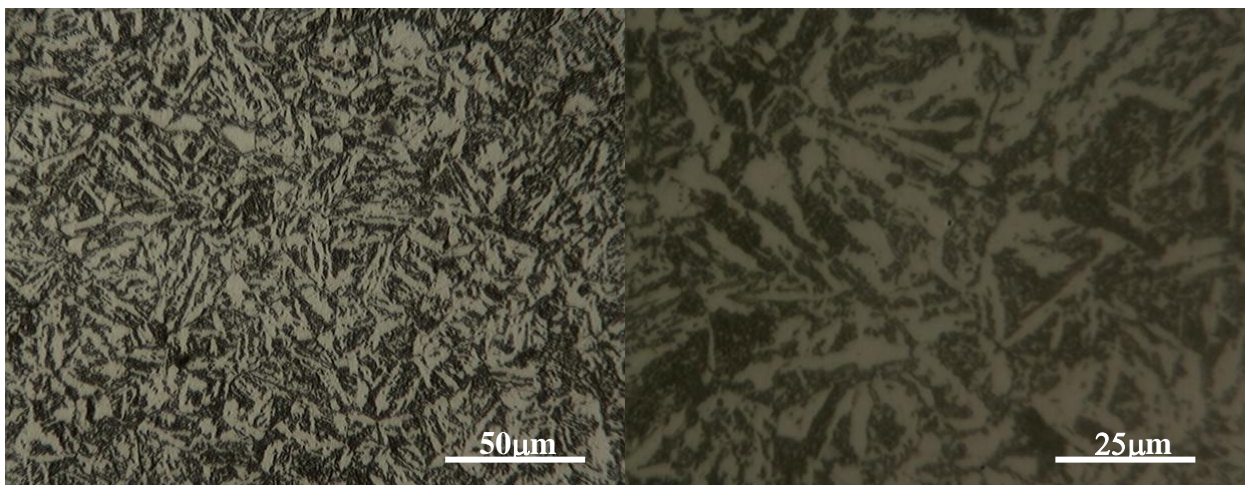
Fonte: Produzido pelo autor

Percebe-se que a microestrutura para o aço SAE 4340 no estado inicial consiste em martensita revenida devido à presença das agulhas de martensita de forma relativamente

difusa, com contornos não tão definidos. A microestrutura da martensita revenida consiste em partículas de cementita extremamente pequenas e uniformemente dispersas em uma matriz martensítica. Pôde-se perceber através de tal microestrutura apresentada para o aço SAE 4340 no estado inicial que o mesmo passou pelo processo de beneficiamento que consiste no tratamento térmico de têmpera seguido de revenimento.

A Figura 36 apresenta as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica para o aço SAE 8640 com aumentos de 400 e 800X, respectivamente.

**Figura 36 – Fotomicrografias do aço SAE 8640 no estado inicial**



(a) Ampliação de 400X, (b) Ampliação de 800X

Fonte: Produzido pelo autor

Nas fotomicrografias obtidas para o aço SAE 8640, percebe-se que no estado inicial este aço apresentou os constituintes ferrita e perlita em sua microestrutura, o que vai de encontro com o baixo valor de 23 HRC de dureza média encontrado para as amostras no estado inicial. Isso indica também que o aço SAE 8640 utilizado não passou por um processo de beneficiamento, diferentemente do que foi percebido para o aço SAE 4340.

## **5.2 Caracterização dos Materiais após Têmpera**

### ***5.2.1 Análise de dureza dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera***

Antes de se fazer a têmpera, quatro amostras do aço SAE 4340 e quatro amostras do aço SAE 8640 foram normalizadas. Duas dessas amostras para cada aço foram utilizadas para que medidas de dureza fossem tomadas. Depois de normalizadas, as amostras de aço SAE

4340 apresentaram dureza média de 29 HRC e desvio padrão ( $\sigma$ ) de 1,303, enquanto que as amostras de aço SAE 8640 apresentaram dureza média de 22 HRC e desvio padrão ( $\sigma$ ) de 1,815. Percebeu-se que não houve grande variação na dureza dos aços SAE 4340 e 8640 em relação ao estado inicial, sendo que no caso do aço SAE 4340 a dureza média na condição normalizada baixou 3 HRC em relação à dureza no estado inicial.

As outras 2 amostras de cada aço que foram normalizadas passaram na etapa seguinte pelo processo de têmpera. Medidas de dureza foram tomadas para as amostras nessa condição. A têmpera foi realizada também apenas para as amostras na condição inicial. Dessa forma, comparou-se os valores de dureza para as amostras nessas condições, valores estes que estão apresentados na Tabela 11.

**Tabela 11 – Valores de dureza das amostras de aços SAE 4340 e 8640 temperadas depois de normalizadas e temperadas a partir do estado inicial**

Aço	Dureza média (HRC)	$\sigma$
SAE 4340 normalizado e temperado	55	1,193
SAE 4340 temperado	54	0,965
SAE 8640 normalizado e temperado	53	1,557
SAE 8640 temperado	55	1,083

Fonte: Produzido pelo autor

Pela tabela 11, percebe-se que não houve diferenças consideráveis nos valores de dureza entre a condição normalizada e temperada e a condição temperada a partir do estado inicial para as amostras de aços SAE 4340 e 8640. Dessa forma, todos os processos de têmpera seguintes para a realização depois de tratamentos térmicos de revenimento foram conduzidos com as amostras a partir do estado inicial.

É importante destacar que os processos de têmpera mencionados anteriormente foram realizados com a temperatura de austenitização de 870 °C. Para que a temperatura de austenitização pudesse ser um parâmetro a ser analisado nos aços SAE 4340 e 8640, foi realizada também a têmpera com a temperatura de austenitização de 970 °C. Nessa temperatura, os valores de dureza média após a têmpera estão apresentados na Tabela 12 para os aços SAE 4340 e 8640.

**Tabela 12 – Valores de dureza das amostras de aços SAE 4340 e 8640 temperadas à 970°C**

Aço	Dureza média (HRC)	$\sigma$
SAE 4340 temperado à 970 °C	56	1,243
SAE 8640 temperado à 970 °C	56	1,435

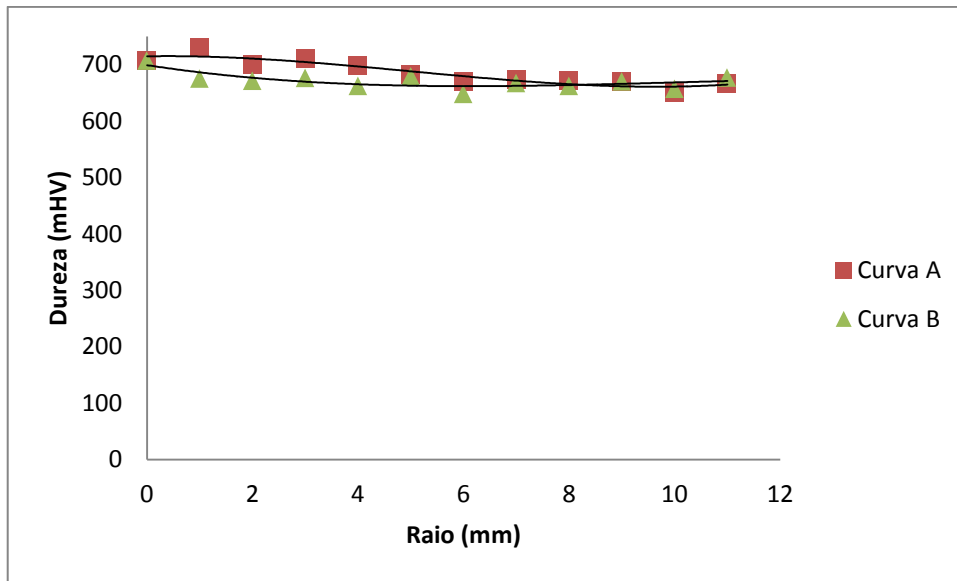
Fonte: Produzido pelo autor

Uma maior temperatura de austenitização tende a possibilitar maior valor de dureza após a têmpera devido ao fato de se ter grãos maiores que atrasam o início e o fim de formação da perlita possibilitando, conseqüentemente, uma formação mais fácil da estrutura martensítica. Entretanto, percebeu-se que, apesar de ser esperado esse aumento de dureza, o mesmo não foi tão acentuado com o aumento de 100 °C na temperatura de austenitização para os aços SAE 4340 e 8640, pois tais valores foram no máximo 2 HRC superior ao valor do aço na condição de temperatura de austenitização de 870 °C (caso do aço SAE 4340).

### **5.2.2 Análise de microdureza dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera**

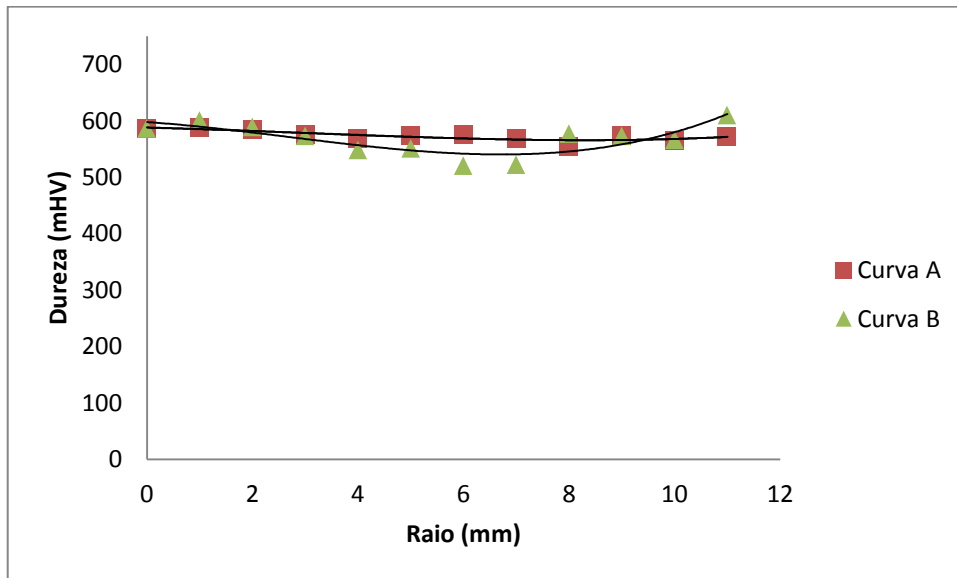
Após realizadas as medidas através do ensaio de microdureza, curvas de microdureza para analisarem a temperabilidade dos aços SAE 4340 e 8640 puderam ser construídas. Como as medidas de dureza foram feitas a partir do centro das amostras, a tendência esperada era que os valores de dureza aumentassem a medida que se aproximasse da extremidade, uma vez que as extremidades das amostras são as regiões que se resfriam inicialmente e a região central resfria por último. As curvas de microdureza dos aços SAE 4340 e 8640 para a condição normalizada e temperada à 870 °C e as condições temperadas a partir do estado inicial e de temperaturas de austenitização de 870 e 970 °C são apresentadas nas Figuras 37 a 42.

**Figura 37 – Curva de microdureza para o aço SAE 4340 normalizado e temperado à 870 °C**



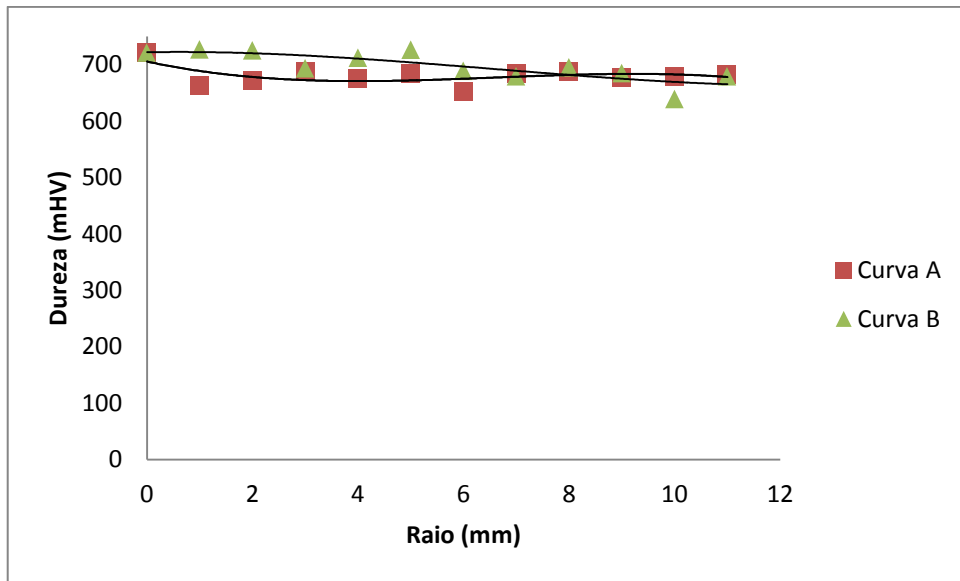
Fonte: Produzido pelo autor

**Figura 38 – Curva de microdureza para o aço SAE 4340 temperado à 870 °C**



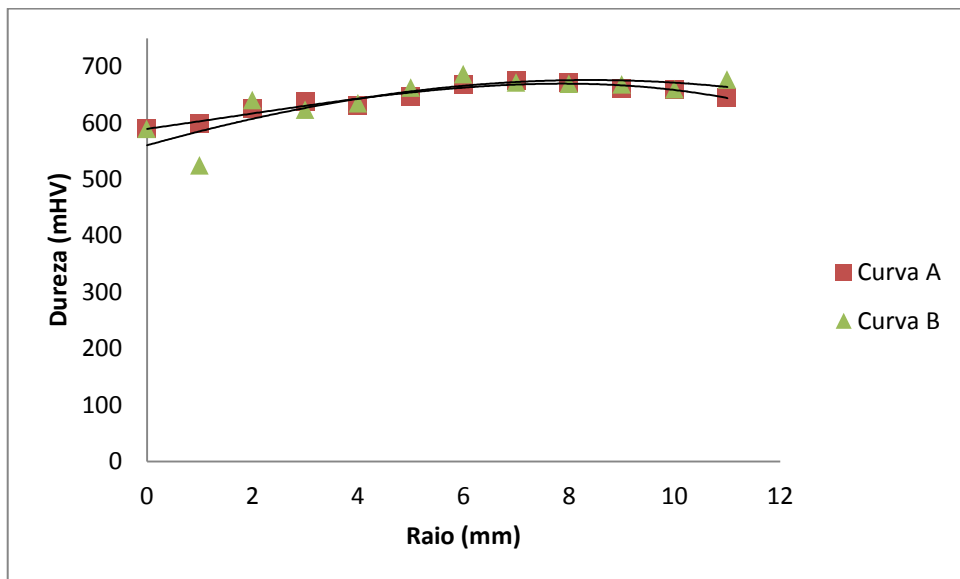
Fonte: Produzido pelo autor

**Figura 39 – Curva de microdureza para o aço SAE 4340 temperado à 970 °C**



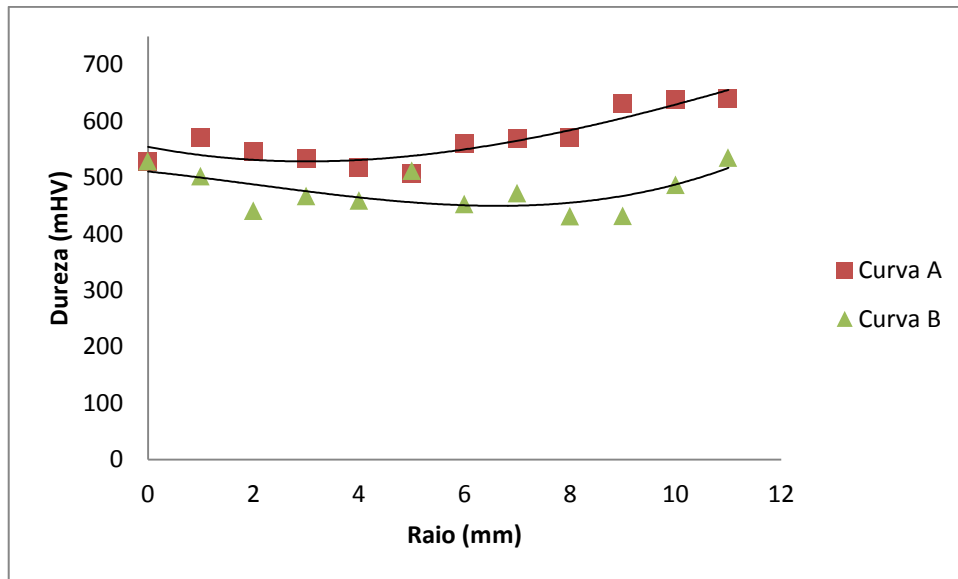
Fonte: Produzido pelo autor

**Figura 40 – Curva de microdureza para o aço SAE 8640 normalizado e temperado à 870 °C**



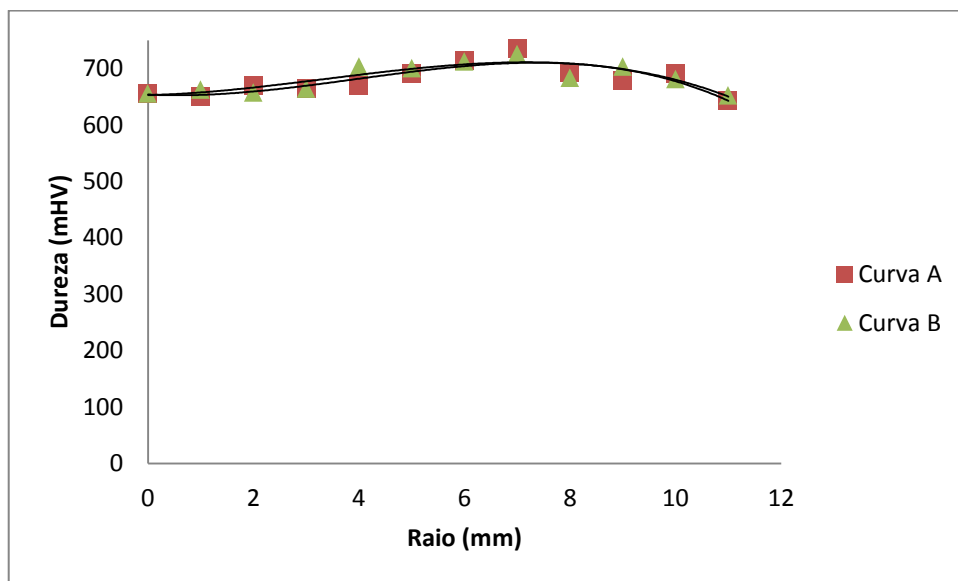
Fonte: Produzido pelo autor

**Figura 41 – Curva de microdureza para o aço SAE 8640 temperado à 870 °C**



Fonte: Produzido pelo autor

**Figura 42 – Curva de microdureza para o aço SAE 8640 temperado à 970 °C**



Fonte: Produzido pelo autor

Em relação às curvas, pode-se destacar que ficou evidente a maior temperabilidade do aço SAE 4340 em relação ao aço SAE 8640, pois quando comparados nos mesmos parâmetros de têmpera realizados, os valores de dureza para o aço SAE 4340 foram maiores. Isso era esperado devido ao fato do aço SAE 4340 ter maior teor de elementos de liga, resultando, assim, numa maior temperabilidade.



Analisando-se as curvas dos aços SAE 4340 e 8640, ficou claro que os menores valores de dureza ocorreram para a condição temperada à 870 °C. No caso da temperatura de austenitização à 970 °C, maiores valores de dureza eram esperados quando comparados aos aços SAE 4340 e 8640 temperados à 870 °C, pois uma maior temperatura propicia a formação de grãos maiores que atrasam o início e o fim de formação da perlita possibilitando, conseqüentemente, uma formação mais fácil da estrutura martensítica.

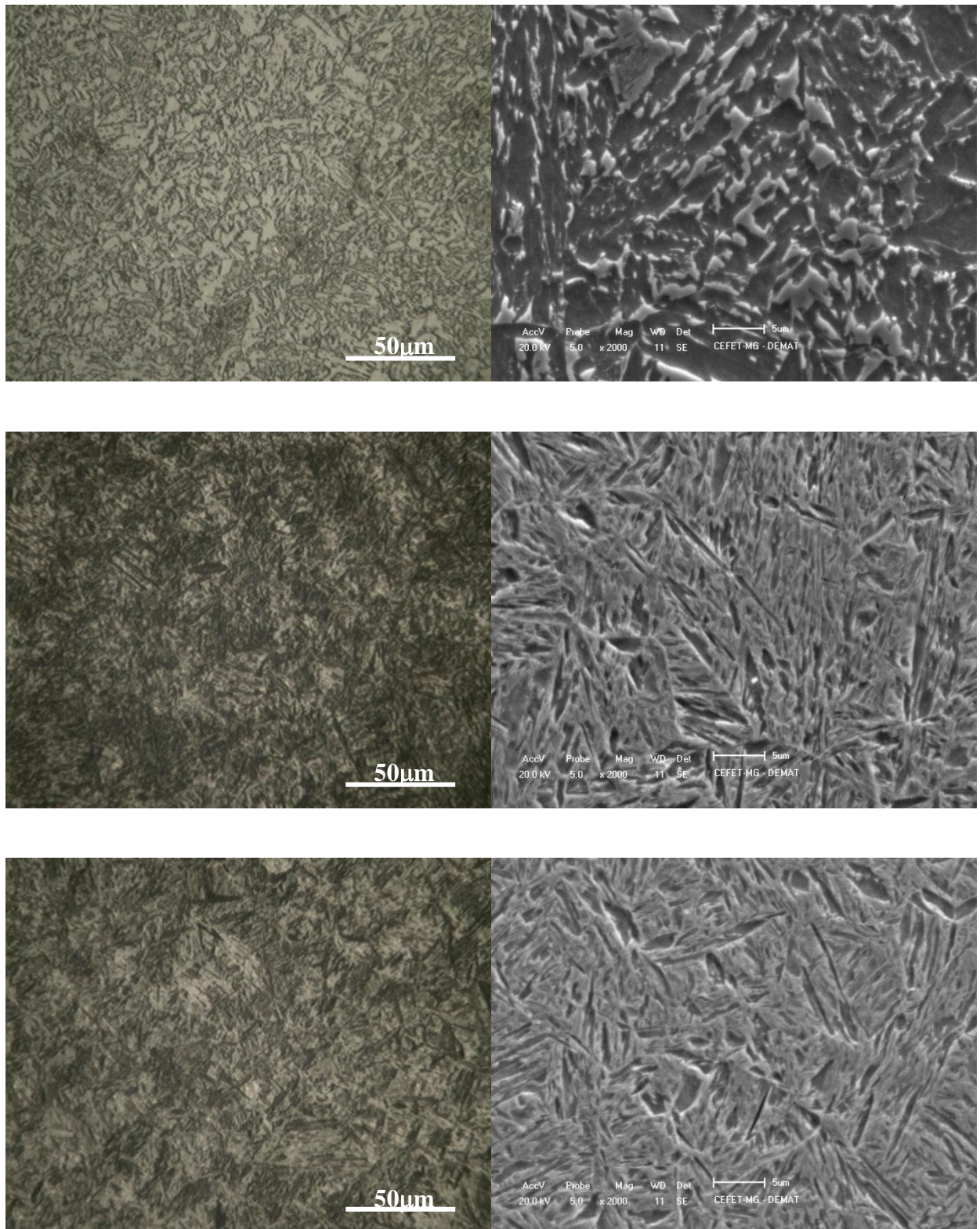
Os objetivos gerais em relação à análise da temperabilidade através das curvas de microdureza puderam ser evidenciados para os aços SAE 4340 e 8640. Nem todas as curvas atenderam ao comportamento esperado, a princípio, de aumento contínuo dos valores de dureza do centro até a extremidade das amostras analisadas. Entre os fatores que podem explicar isso, pode-se destacar a confirmação da relativamente elevada temperabilidade dos materiais e o fato de que o tamanho das amostras não era tão acentuado (1” ou 25,4 mm), o que pode ter inviabilizado a percepção mais clara do resfriamento mais lento das regiões centrais que contribui teoricamente para menores valores de dureza nas mesmas.

### ***5.2.3 Análise da microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera***

A Figura 43 apresenta fotomicrografias com as microestruturas obtidas para o aço SAE 4340 através do microscópio óptico e do microscópio eletrônico de varredura. Nas Figuras 43 (a) e (b) estão apresentadas as microestruturas obtidas após a normalização com ampliações de 400X e 2000X respectivamente. Já nas Figuras 43 (c) e (d) mostram-se as microestruturas das amostras que foram normalizadas e depois temperadas com ampliações de 400X e 2000X. Por fim, as Figuras 43 (e) e (f) apresentam as fotomicrografias obtidas para as amostras temperadas com ampliações de 400X e 2000X.

Nas Figuras 43 (a) e (b) percebe-se a microestrutura com os constituintes perlita (parte mais escura na Figura 43 (a) obtida por microscopia óptica e mais clara na Figura 43 (b) obtida por MEV) e ferrita (parte mais clara na Figura 43 (a) e mais escura na Figura 43 (b) obtida por MEV). Pode-se destacar que a microestrutura apresenta-se de uma forma refinada e uniforme, o que é característico do tratamento térmico de normalização, que é empregado com o objetivo de possibilitar tais características à microestrutura.

**Figura 43 – Fotomicrografias do aço SAE 4340**



(a) Normalizado, ampliação de 400X, (b) Normalizado, ampliação de 2000X, (c) Normalizado e temperado, ampliação de 400X, (d) Normalizado e temperado, ampliação de 2000X, (e) Temperado, ampliação de 400X, (f) Temperado, ampliação de 2000X

Fonte: Produzido pelo autor

Percebe-se que as Figuras 43 (c), (d), (e) e (f) apresentam a microestrutura martensítica de forma acicular que é caracteristicamente obtida pelo tratamento térmico de têmpera. As partes mais escuras das figuras indicam as ripas de martensita, enquanto que as partes mais claras apresentam a austenita retida. A principal diferença entre as fotomicrografias obtidas para o aço SAE 4340 normalizado e temperado e as fotomicrografias do aço SAE 4340 apenas temperado está no fato da normalização prévia ter permitido obter uma microestrutura martensítica mais uniforme e refinada, o que pode ser percebido pela comparação da Figura 43 (c) com a Figura 43 (e) em que a maior concentração de partes escuras na Figura 43 (c) indica a maior uniformidade e refinamento da microestrutura martensítica.

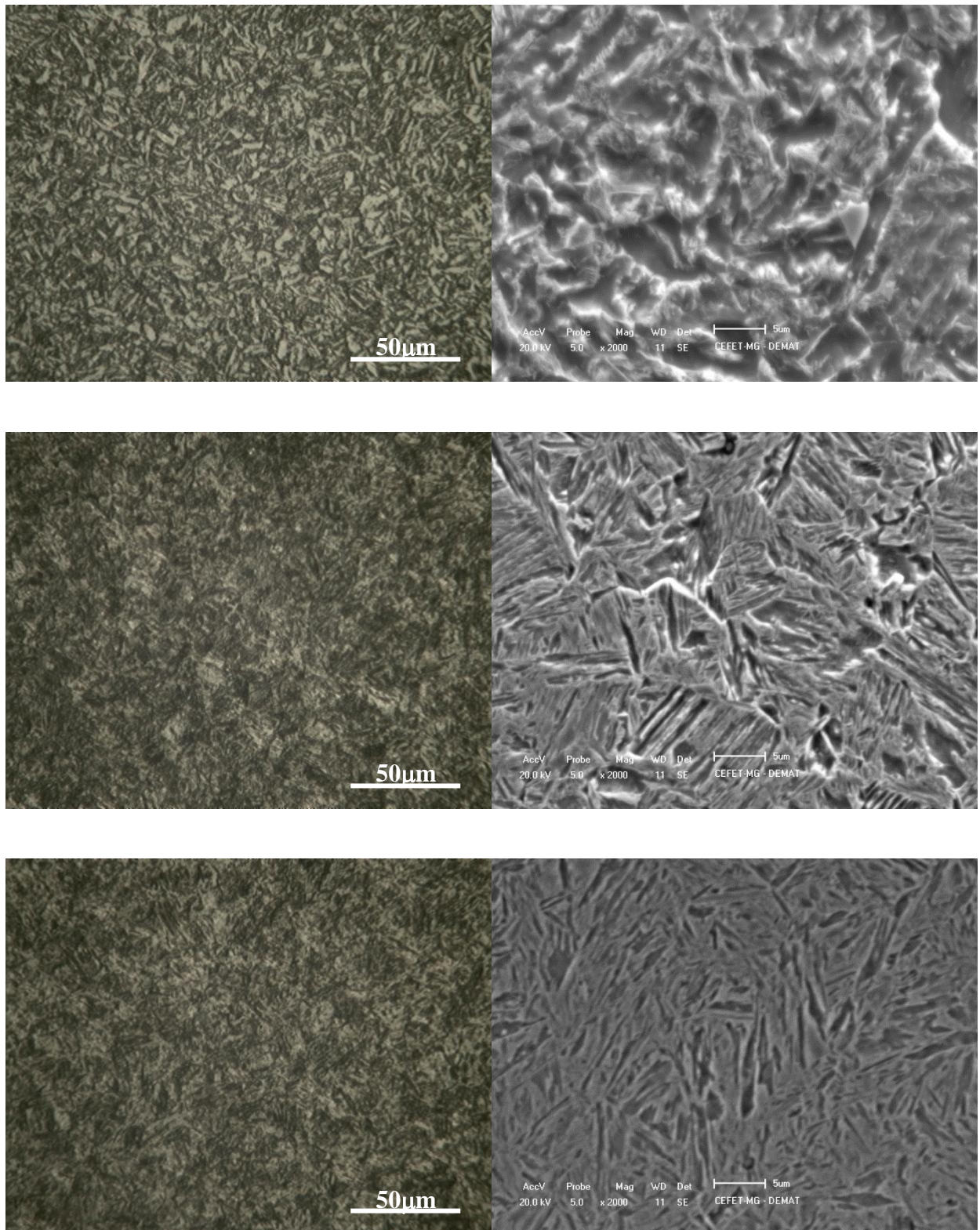
Na Figura 44 a seguir estão apresentadas as fotomicrografias com as microestruturas do aço SAE 8640 obtidas com o auxílio dos microscópios óptico e eletrônico de varredura. Nas Figuras 44 (a) e (b) mostram-se as microestruturas obtidas após a normalização com ampliações de 400X e 2000X, respectivamente. Já nas Figuras 44 (c) e (d) estão apresentadas as fotomicrografias das amostras que foram normalizadas e depois temperadas com ampliações de 400X e 2000X. Por último, as Figuras 44 (e) e (f) apresentam as microestruturas obtidas para as amostras temperadas com ampliações de 400X e 2000X.

As Figuras 44 (a) e (b) apresentam a microestrutura característica obtida através da normalização consistindo das fases perlita e ferrita. A perlita está apresentada na parte mais escura na Figura 44 (a) obtida por microscopia óptica e na parte mais clara na Figura 44 (b) obtida por MEV. Já a ferrita consiste na parte mais clara na Figura 44 (a) e na Figura 44 (b) obtida por MEV corresponde a parte mais escura. Percebe-se também o refinamento e a uniformidade da microestrutura possibilitados pelo tratamento térmico de normalização.

As fotomicrografias nas Figuras 44 (c), (d), (e) e (f) apresentam as microestruturas martensíticas caracteristicamente obtidas por têmpera em que as partes mais escuras indicam as ripas de martensita enquanto que as partes mais claras correspondem à austenita retida. Percebe-se que as microestruturas martensíticas do aço SAE 8640 foram muito semelhantes às obtidas para o aço SAE 4340. Além disso, percebeu-se também o efeito do tratamento térmico de normalização prévio à têmpera que possibilitou a obtenção de uma microestrutura mais refinada e uniforme como pode ser percebido ao comparar a Figura 44 (c) do aço SAE 8640 normalizado e temperado e a Figura 44 (e) do aço SAE 8640 apenas temperado.



**Figura 44 – Fotomicrografias do aço SAE 8640**



(a) Normalizado, ampliação de 400X , (b) Normalizado, ampliação de 2000X, (c) Normalizado e temperado, ampliação de 400X, (d) Normalizado e temperado, ampliação de 2000X, (e) Temperado, ampliação de 400X, (f) Temperado, ampliação de 2000X

Fonte: Produzido pelo autor

### 5.3 Caracterização dos Materiais após Têmpera e Revenimento

#### 5.3.1 Análise de dureza dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera e revenimento

Como dito, os aços SAE 4340 e 8640 foram temperados a partir do estado inicial para depois serem revenidos. As duas temperaturas de austenitização utilizadas foram de 870 °C e 970 °C. Depois de revenidas nas temperaturas definidas, as medidas de dureza foram tomadas para as amostras. Os valores de dureza determinados para os aços SAE 4340 e 8640 temperados à 870 °C e à 970 °C e revenidos estão apresentados nas Tabelas 13 a 16.

**Tabela 13 – Aço SAE 4340 temperado à 870°C e revenido**

Temperatura de revenimento	Dureza média (HRC)	$\sigma$
200 °C	50	1,443
300 °C	47	1,030
400 °C	44	0,985
500 °C	39	0,853
600 °C	34	0,622
700 °C	24	0,779

Fonte: Produzido pelo autor

**Tabela 14 – Aço SAE 4340 temperado à 970°C e revenido**

Temperatura de revenimento	Dureza média (HRC)	$\sigma$
200 °C	48	0,853
300 °C	45	1,505
400 °C	41	0,900
500 °C	38	1,240
600 °C	33	0,835
700 °C	23	0,754

Fonte: Produzido pelo autor

Tabela 15 – Aço SAE 8640 temperado à 870°C e revenido

Temperatura de revenimento	Dureza média (HRC)	$\sigma$
200 °C	52	0,522
300 °C	47	1,044
400 °C	44	0,668
500 °C	39	0,718
600 °C	35	0,965
700 °C	22	1,782

Fonte: Produzido pelo autor

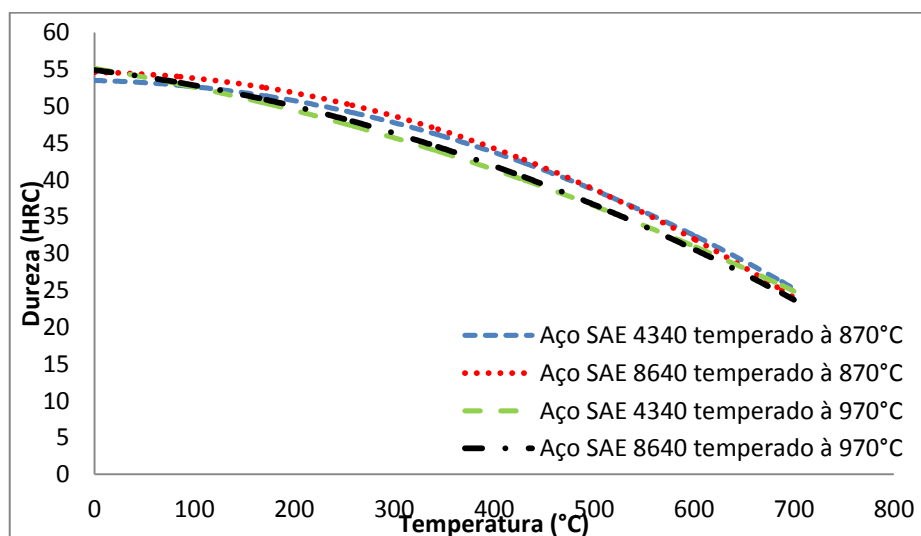
Tabela 16 – Aço SAE 8640 temperado à 970°C e revenido

Temperatura de revenimento	Dureza média (HRC)	$\sigma$
200 °C	48	1,267
300 °C	46	2,146
400 °C	41	2,151
500 °C	38	1,155
600 °C	34	0,754
700 °C	21	1,164

Fonte: Produzido pelo autor

A Figura 45 apresenta as curvas de revenimento obtidas para os aços SAE 4340 e 8640 temperados à 870 °C e à 970 °C e revenidos.

Figura 45 – Curvas de revenimento dos aços SAE 4340 e 8640 temperados à 870 °C e 970 °C e revenidos



Fonte: Produzido pelo autor

As curvas acima foram construídas a partir dos valores de dureza obtidos após o revenimento dos aços. Pelas curvas de revenimento encontradas não ficou evidenciado o comportamento de maior temperabilidade esperado para o aço SAE 4340 em relação ao SAE 8640 devido ao seu maior teor de elementos de liga e também não ficou evidenciado o aumento de temperabilidade esperado com o aumento da temperatura de austenitização na têmpera para 970 °C. As curvas mostraram valores muito semelhantes de dureza para o aço SAE 8640 em relação ao aço SAE 4340 e, sob a temperatura de austenitização de 870 °C, foram verificados maiores valores de dureza do que para a condição de temperatura de austenitização de 970 °C, o que não vai de encontro com o que era esperado em teoria. Como não houve grande variação de dureza entre os aços comparados, a conclusão que se chegou foi de que os valores de dureza para os aços SAE 4340 e 8640 temperados e revenidos são semelhantes e que o aumento da temperatura de austenitização em 100 °C não alterou a temperabilidade de forma significativa (apesar das curvas terem mostrado uma leve redução de dureza) e com isso, os resultados posteriores ao revenimento. Foi observado, por fim, conforme esperado, o decréscimo de dureza com o aumento na temperatura de revenimento.

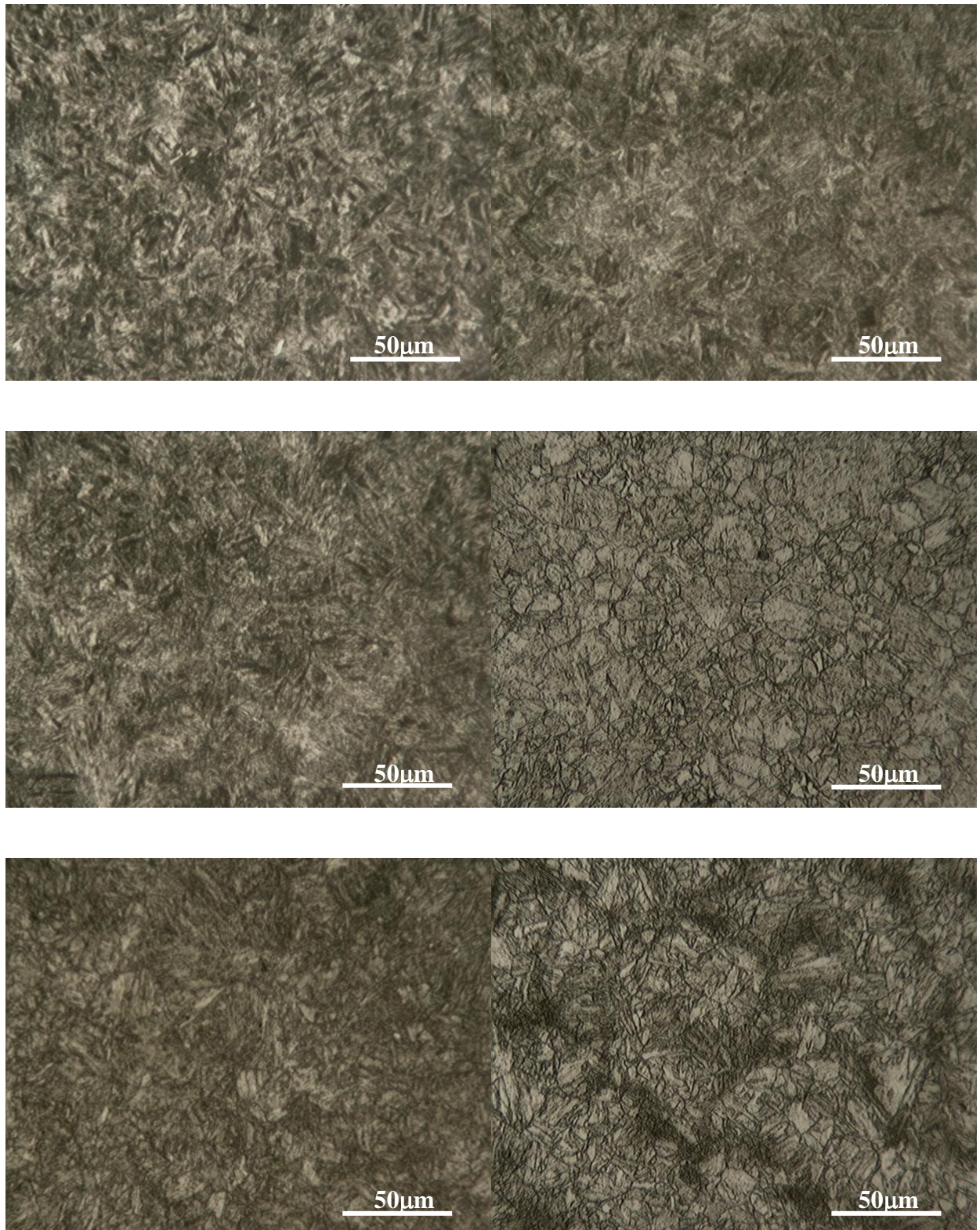
### ***5.3.2 Análise da microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640 após têmpera e revenimento***

A Figura 46 apresenta as fotomicrografias com as microestruturas obtidas através do microscópio óptico com ampliação de 400X após o revenimento do aço SAE 4340 nas temperaturas de 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C e 700 °C, respectivamente. Já a Figura 47 apresenta as fotomicrografias obtidas através do microscópio eletrônico de varredura com aumento de 2000X após o revenimento do aço SAE 4340 nas temperaturas de 200 °C, 300 °C, 400 °C e 600 °C.

Analisando-se as imagens obtidas através de microscopia óptica para as amostras temperadas e revenidas do aço SAE 4340, percebeu-se que a medida que as temperaturas de revenimento se tornavam maiores, menos acicular se tornava a martensita na microestrutura. Pôde-se verificar que o aumento da temperatura de revenimento tornava a microestrutura mais difusa, sendo que em temperaturas maiores como de 500 °C e 700 °C percebeu-se que o formato acicular da martensita já não era mais evidente devido ao fato da martensita já ter experimentado uma série de transformações perdendo carbono e se convertendo em ferrita gerando a microestrutura conhecida como sorbita, que é caracteristicamente obtida com o revenimento a temperaturas relativamente elevadas após a têmpera e composta de ferrita e partículas de cementita.



**Figura 46 – Fotomicrografias obtidas por microscopia óptica com aumento de 400X do aço SAE 4340 temperado e revenido**

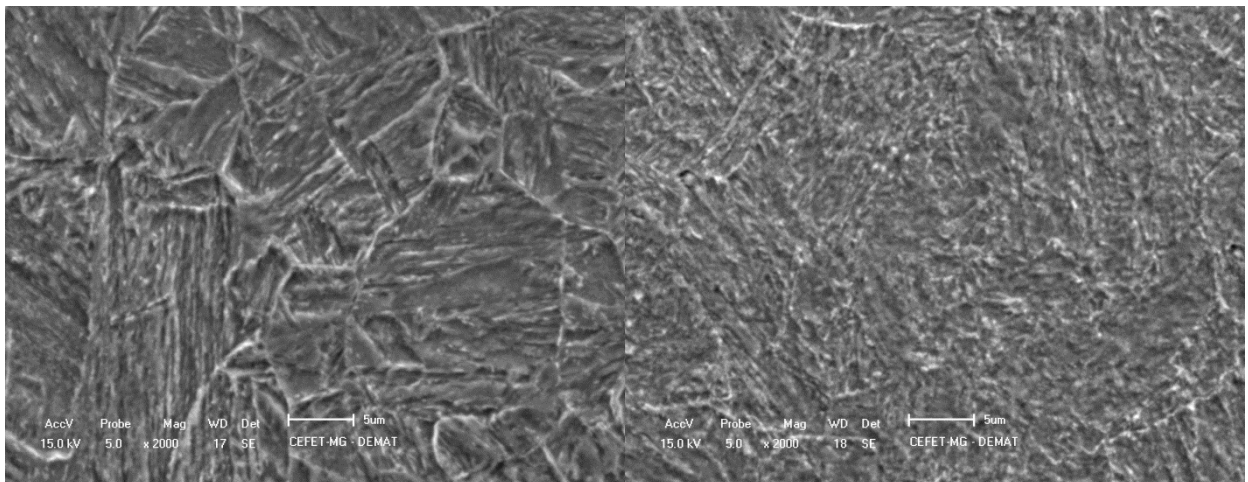
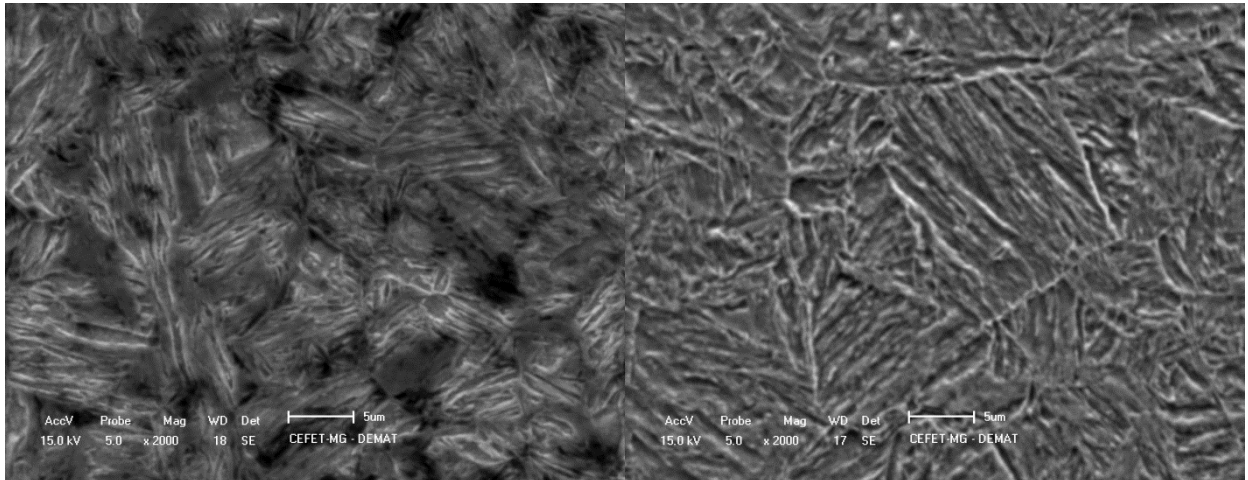


(a) Temperado e revenido à 200 °C, (b) Temperado e revenido à 300 °C, (c) Temperado e revenido à 400 °C, (d) Temperado e revenido à 500 °C, (e) Temperado e revenido à 600 °C, (f) Temperado e revenido à 700 °C

Fonte: Produzido pelo autor



**Figura 47 – Fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura com aumento de 2000X do aço SAE 4340 temperado e revenido**



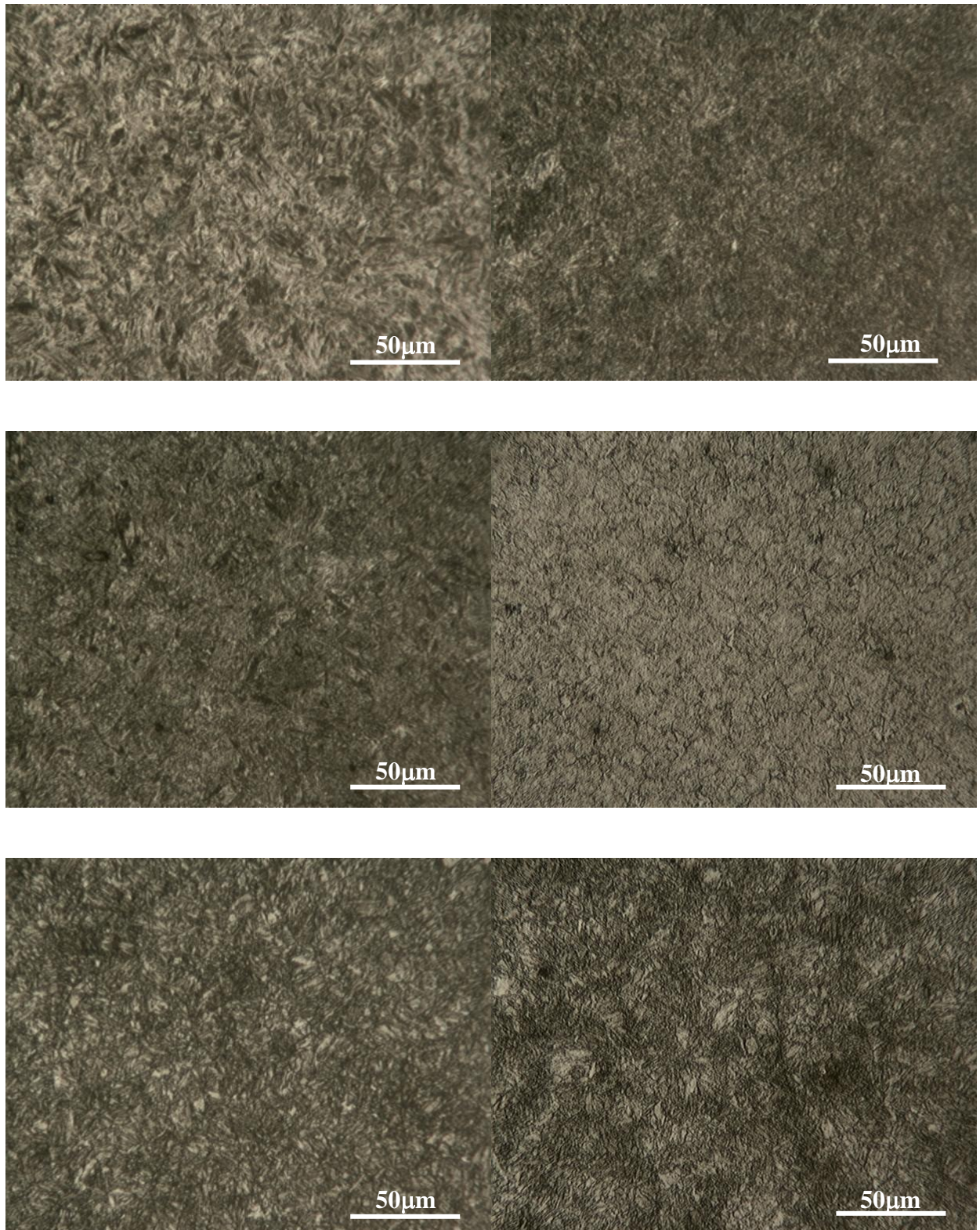
(a) Temperado e revenido à 200 °C, (b) Temperado e revenido à 300 °C, (c) Temperado e revenido à 400 °C, (d) Temperado e revenido à 600 °C

Fonte: Produzido pelo autor

Na Figura 47 com as imagens obtidas por MEV, percebe-se mais claramente a redução do caráter acicular da martensita com o aumento da temperatura de revenimento, sendo que na Figura 47 (d) pôde-se verificar a formação de partículas de carbonetos e a ausência de martensita de caráter acicular.

A Figura 48 apresenta as microestruturas obtidas através do microscópio óptico com ampliação de 400X após o revenimento do aço SAE 8640 nas temperaturas de 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C e 700 °C, respectivamente. Já a Figura 49 apresenta as fotomicrografias obtidas através do MEV com ampliação de 2000X após o revenimento do aço SAE 8640 nas temperaturas de 200 °C, 300 °C, 400 °C e 600 °C.

**Figura 48 – Fotomicrografias obtidas por microscopia óptica com aumento de 400X do aço SAE 8640 temperado e revenido**

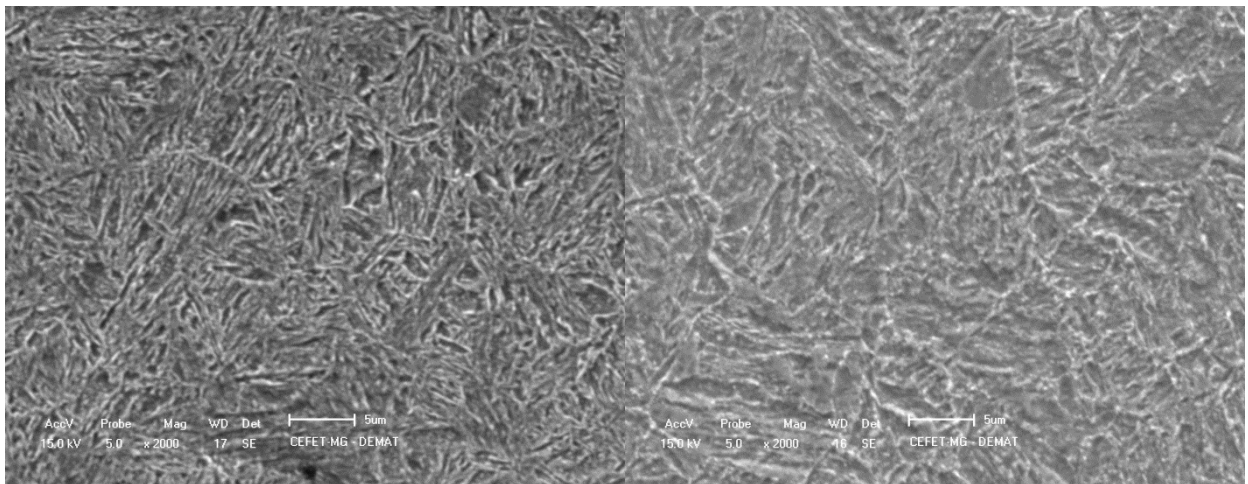
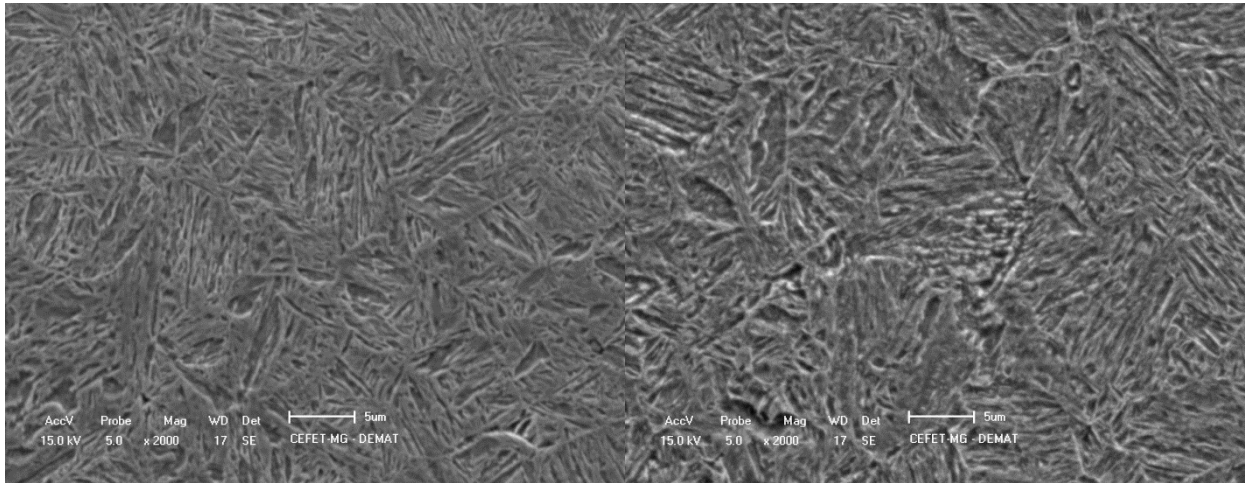


(a) Temperado e revenido à 200 °C, (b) Temperado e revenido à 300 °C, (c) Temperado e revenido à 400 °C, (d) Temperado e revenido à 500 °C, (e) Temperado e revenido à 600 °C, (f) Temperado e revenido à 700 °C

Fonte: Produzido pelo autor



**Figura 49 – Fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura com aumento de 2000X do aço SAE 8640 temperado e revenido**



(a) Temperado e revenido à 200 °C, (b) Temperado e revenido à 300 °C, (c) Temperado e revenido à 400 °C, (d) Temperado e revenido à 600 °C

Fonte: Produzido pelo autor

Verificando-se as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica para as amostras temperadas e revenidas do aço SAE 8640 apresentadas na Figura 48, percebeu-se que não houve diferenças muito evidentes em relação às microestruturas apresentadas pelo aço SAE 4340 na condição temperada e revenida. Assim como no caso do aço SAE 4340, o aumento da temperatura de revenimento tornou a microestrutura mais difusa e temperaturas mais elevadas como 500 °C e 700 °C mostraram que a microestrutura já não era mais de martensita revenida e sim de sorbita, composta por ferrita e partículas de cementita.

Já as imagens obtidas através do MEV para as amostras do aço SAE 8640 temperadas e revenidas também foram semelhantes às encontradas para o aço SAE 4340 apresentando

também a evidência da redução do caráter acicular da martensita com o aumento da temperatura de revenimento e a formação de partículas de carbonetos e ausência de martensita acicular para a temperatura de 600 °C.

Um ponto importante que pode ser destacado a respeito dos dois aços analisados após os tratamentos de têmpera e revenimento é que foi possível perceber que a martensita apesar de ter uma redução do seu caráter acicular com aumento da temperatura de revenimento apresentou-se estabilizada até temperaturas acima de 400 °C. Isso pode ser justificado devido à presença de elementos de liga como o Cr, o Mo e o Si que atuam estabilizando a martensita até temperaturas em torno de 500 °C. Elementos como o Ni e o Mn não contribuem para este efeito e atuam diminuindo a estabilidade da martensita.

## 6 CONCLUSÕES

- Em termos de dureza os aços SAE 4340 e 8640 apresentaram comportamento semelhante nas condições temperada e revenida.
- Já os ensaios de microdureza permitiram a verificação da maior temperabilidade do aço SAE 4340 e também o efeito do aumento da temperabilidade dos aços com a maior temperatura de austenitização e a normalização prévia à têmpera.
- Com os parâmetros empregados neste trabalho não constataram-se diferenças muito evidentes na microestrutura dos aços SAE 4340 e 8640.
- Percebeu-se que a normalização prévia à têmpera tornou a microestrutura mais uniforme e refinada, o que é característico do tratamento térmico de normalização.
- O aumento da temperatura de revenimento tornou a microestrutura martensítica mais difusa e a martensita menos acicular.
- Em temperaturas menores de revenimento a microestrutura encontrada foi a martensita revenida, já em temperaturas maiores percebeu-se a obtenção da microestrutura sorbita.
- Verificou-se a influência de elementos como Cr, Mo e Si em estabilizar a martensita até temperaturas de revenimento em torno de 400 °C.

## REFERÊNCIAS

- ASM HANDBOOK. **Heat treating**. Ohio: ASM International, 2002. v.4. 2173p.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR NM 87: aço carbono e ligados para construção mecânica: designação e composição química. Rio de Janeiro, 2000.
- CALLISTER JÚNIOR, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais**: uma abordagem integrada. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006. 704 p.
- CARVALHO, Ícaro Zanetti de. **Fragilização por hidrogênio nos aços SAE 4340 (AMS 6414K e AMS 6415S) temperados e revenidos**. 2012. 104 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012. Disponível em: <<http://www.bibliotecadigital.unicamp.br/document/?code=000854404>>. Acesso em: 01 jul. 2013.
- CHI, Y. C. et al. The effects of tempering and test temperature on the dynamic fracture initiation behavior of an SAE 4340 VAR steel. **Elsevier: Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 114, p.105-126, July 1989.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 1988. 576p.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.
- DOSSET, Jon L.; BOYER, Howard E. **Practical Heat Treating**. Ohio: American Society for Metals – ASM International, 2006. 296 p.
- LAI, G. Y. et al. The effect of austenitizing temperature on the microstructure and mechanical properties of as-quenched 4340 steel. **Springer: Metallurgical Transactions**, [s. l.], v. 5, n. 7, p.1663-1670, July 1974.
- LEE, Woei-shyan; SU, Tzay-Tian. Mechanical properties and microstructural features of SAE 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions. **Elsevier: Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 87, p.198-206, 1999.
- LIM, Nam Suk et al. Influence of tempering temperature on both the microstructural evolution and elemental distribution in SAE 4340 steels. **Springer: Metals and Materials International**, [s. l.], v. 18, n. 1, p.87-94, Feb. 2012.
- LIMA, Diego Rodolfo Simões de. **Desenvolvimento de tecnologia de forjamento de aço SAE 8640 destinado à produção de brocas de perfuração**. 2007. 79 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Departamento de Metalurgia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007. Disponível em: <<http://hdl.handle.net/10183/13435>>. Acesso em: 01 jul. 2013.

MARTINS, Marcelo. **Temperabilidade Jominy e influência do revenio sobre a dureza**: um estudo em aços estruturais nacionais. 2002. 103 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2002. Disponível em: <<https://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/82731>>. Acesso em: 01 jul. 2013.

SAEIDI, N.; EKRAMI, A. Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels. **Elsevier: Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 523, p.125-129, 2009.

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

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