

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

PAULA LOPES RUAS

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE ENCHARQUE NO REVENIMENTO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE4140 TEMPERADO EM ÓLEO

BELO HORIZONTE

2014

PAULA LOPES RUAS

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE ENCHARQUE NO REVENIMENTO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE4140 TEMPERADO EM ÓLEO**

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. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Msc. Wanderlei Ferreira de Freitas

BELO HORIZONTE

2014

PAULA LOPES RUAS

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE ENCHARQUE NO REVENIMENTO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE4140 TEMPERADO EM ÓLEO**

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

Prof. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Orientadora

Prof. Msc. Wanderlei Ferreira de Freitas - Coorientador

Prof. Dr. Wellington Lopes

Eng. Mestranda Suzanny Cristina Soares Martins

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço à minha orientadora Profa. Dra. Fofa Elaine Carballo Siqueira Corrêa pelo auxílio e paciência durante elaboração deste trabalho, além de todo o conhecimento a mim passado durante disciplina de Tratamentos Térmicos pelo curso de Engenharia de Materiais no CEFET-MG.

Agradeço também a Dra.Célia pelo tratamento que me permitiu a execução desse trabalho além de reflexões sobre a vida.

À minha família por todo suporte prestado e apoio para conclusão e elaboração deste trabalho.

E por último agradeço às meninas “filhas da Elaine” por todo auxílio e ajuda prestados.

RESUMO

Este trabalho tem por objetivo estudar a influência do tempo de encharque, no revenimento, nos resultados de propriedade mecânica do aço SAE4140. Determinando-se diferentes parâmetros de tempo e temperatura para têmpera e revenimento verificou-se a influência dos mesmos na microestrutura e dureza do aço SAE4140 por meio de técnicas de caracterização como ensaio de dureza Rockwell C e análise das microestruturas obtidas no microscópio óptico. Analisando as curvas de revenimento traçadas a partir dos resultados de dureza obtidos foi possível observar a maior influência do tempo de encharque para temperaturas superiores a 400°C devido à natureza difusional da transformação de microestrutura martensítica para martensita revenida. Quanto à análise microestrutural percebeu-se que com o aumento tanto da temperatura com do tempo de encharque há a formação microestrutura mais difusa e a martensita menos acicular.

Palavras-chave: aço SAE 4140, tratamentos térmicos, propriedades mecânicas, encharque.

ABSTRACT

The main objective of this paper is to study the influence of soaking time, in tempering process, on the results of mechanical property of steel SAE4140. Through the determination of different treatment parameters related to soaking time for quenching and tempering it was observed the influence on the microstructure and hardness of steel SAE4140 through characterization techniques like hardness testing Rockwell C and analysis of microstructures obtained in the optical microscope. Analyzing the tempering curves plotted from the results of hardness obtained was possible to observe the greater influence of soaking time for temperatures above 400°C due to the diffusive nature of the martensitic transformation to tempered martensite microstructure. As for microstructural analysis it was realized that with the increase of both temperature and soaking time, there is a more diffuse microstructure formation and less acicular martensite.

Key words: SAE 4140 steel, heat treatment, mechanical property, soaking time.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Diagrama de equilíbrio de fases Fe-C.....	14
Figura 2 - Detalhe do Diagrama Fe-C (AC3 e ACM).....	15
Figura 3 - Representação esquemática da curva TTT de um aço eutetóide ($C \approx 0,8\%$).....	18
Figura 4 – Representação esquemática dos tratamentos de têmpera e revenimento.....	19
Figura 5 - Representação esquemática dos tratamentos de normalização e recozimento.....	21
Figura 6 - Mecanismos de formação dos principais constituintes do aço.....	22
Figura 7 - Micrografia dos contornos de grão austeníticos para um aço com 0,08% de C.....	23
Figura 8 - Micrografia de grãos de ferrita para aço com teor de carbono extra baixo.....	24
Figura 9 - Microestrutura de grãos de ferrita com pequenos grãos de cementita globular.....	25
Figura 10 - Mecanismo simplificado de formação e crescimento de perlita.....	26
Figura 11 - Micrografia das estruturas perlíticas para aços.....	26
Figura 12 - Microestrutura em ripas da martensita.....	27
Figura 13 - Curva TTT de representação esquemática das transformações do aço SAE4140.....	29
Figura 14 - Microestrutura do aço SAE4140 após tratamentos térmicos especificados.....	30
Figura 15 - Representação dos tratamentos térmicos CQT e DQT.....	30
Figura 16 - Microestrutura do aço SAE4140 para o tratamento de têmpera direta após conformação mecânica a quente e posterior revenimento.....	32
Figura 17 - Microestrutura do aço SAE4140 nos estados recozido e normalizado.....	33
Figura 18–Fluxograma com as etapas experimentais de elaboração do trabalho.....	34
Figura 19 - Corpos de prova após corte e rebarbamento.....	36
Figura 20 - Máquina de corte <i>Kontrol</i> modelo KR170.....	36
Figura 21 - Esmeril <i>Jowa</i> modelo D76.....	36
Figura 22- Forno <i>Magnus</i> modelo N1040.....	38
Figura 23 - Durômetro <i>IGV</i> modelo RM401/A.....	38
Figura 24 - Equipamentos para preparação e análise de amostras metalográficas.....	39
Figura 25- Fotomicrografias do material no estado inicial.....	40
Figura 26- Fotomicrografias do material no estado normalizado.....	41
Figura 27- Fotomicrografias do material temperado com 10 minutos de encharque.....	42
Figura 28- Fotomicrografias do material no temperado com 60 minutos de encharque.....	43
Figura 29- Fotomicrografias do material temperado com 120 minutos de encharque.....	44
Figura 30 - Fotomicrografia da trinca do material temperado com 120 minutos de encharque, ampliação de 200X.....	45

Figura 31 - Gráfico com os resultados de dureza do material temperado e revenido para o material temperado com 10 minutos de encharque	47
Figura 32 - Gráfico com os resultados de dureza do material temperado e revenido para o material temperado com 60 minutos de encharque	48
Figura 33 - Gráfico com os resultados de dureza do material temperado e revenido para o material temperado com 120 minutos de encharque	48
Figura 34- Fotomicrografias do material no estado temperado com 60 minutos de encharque e revenido a 200°C	50
Figura 35- Fotomicrografias do material no estado temperado com 60 minutos de encharque e revenido a 400°C	51
Figura 36- Fotomicrografias do material no estado temperado com 60 minutos de encharque e revenido a 600°C	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Severidade de têmpera de diferentes meios comparados com a água.....	17
Tabela 3- Composição química do aço SAE4140	28
Tabela 4 - Medições relacionadas à propriedade mecânica e tamanho de grão para os tratamentos CQT e DQT.....	31
Tabela 5 - Valores de dureza para o aço SAE4140 temperado e revenido a diferentes temperaturas.....	32
Tabela 6 – Composição química do aço SAE4140 fornecida pelo fabricante	35
Tabela 7 - Parâmetros de tratamento térmico estabelecidos	37
Tabela 8 - Resultados de dureza do material no estado inicial.....	40
Tabela 9 - Resultados de dureza do material no estado normalizado.....	41
Tabela 10 - Resultados de dureza do material no estado temperado com 10 minutos de encharque.....	42
Tabela 11 - Resultados de dureza do material no estado temperado com 60 minutos de encharque.....	43
Tabela 12 - Resultados de dureza do material no estado temperado com 120 minutos de encharque.....	44
Tabela 12 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 200°C	46
Tabela 13 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 300°C	46
Tabela 14 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 400°C	46
Tabela 15 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 500°C	46
Tabela 16 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 600°C	47

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
2	OBJETIVOS	12
2.1	Objetivo Geral	12
2.2	Objetivos Específicos	12
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
3.1	Tratamento Térmico	13
<i>3.1.1</i>	<i>Fundamentos dos tratamentos térmicos</i>	13
<i>3.1.2</i>	<i>Fatores que influenciam o tratamento térmico</i>	13
<i>3.1.2.1</i>	<i>Aquecimento</i>	14
<i>3.1.2.2</i>	<i>Tempo de manutenção da temperatura (encharque)</i>	15
<i>3.1.2.3</i>	<i>Resfriamento</i>	16
<i>3.1.2.4</i>	<i>Atmosfera do forno</i>	17
<i>3.1.3</i>	<i>Têmpera</i>	18
<i>3.1.3.1</i>	<i>Temperabilidade</i>	19
<i>3.1.4</i>	<i>Revenimento</i>	20
<i>3.1.5</i>	<i>Normalização</i>	21
3.2	Propriedades dos Principais Constituintes Microestruturais do Aço	22
<i>3.2.1</i>	<i>Austenita</i>	23
<i>3.2.2</i>	<i>Ferrita</i>	24
<i>3.2.3</i>	<i>Cementita</i>	24
<i>3.2.4</i>	<i>Perlita</i>	25
<i>3.2.5</i>	<i>Martensita</i>	27
<i>3.2.5.1</i>	<i>Martensita revenida</i>	28
3.3	O Aço SAE4140	28
<i>3.3.1</i>	<i>Tratamento térmico no aço SAE4140</i>	29
<i>3.3.1.1</i>	<i>Têmpera</i>	30

3.3.1.2	<i>Revenimento</i>	31
3.3.1.3	<i>Normalização</i>	33
4	MATERIAIS E MÉTODOS	34
4.1	Descrição Geral do Trabalho Realizado	34
4.2	Material	35
4.2.1	<i>Corpos de prova</i>	35
4.3	Tratamentos Térmicos	37
4.4	Propriedades Mecânicas	38
4.5	Caracterização Microestrutural	39
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
5.1	Caracterização do Material no Estado Inicial	40
5.2	Caracterização do Material no Estado Normalizado	41
5.3	Caracterização do Material no Estado Temperado	42
5.3.1	<i>Têmpera com 10 minutos de encharque</i>	42
5.3.2	<i>Têmpera com 60 minutos de encharque</i>	43
5.3.3	<i>Têmpera com 120 minutos de encharque</i>	44
5.4	Caracterização do Material no Estado Temperado e Revenido	45
5.4.1	<i>Resultados de dureza do aço SAE4140 no estado temperado e revenido</i>	45
5.4.2	<i>Análise da microestrutura do aço SAE4140 no estado temperado e revenido</i>	49
6	CONCLUSÕES	53
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	54

1 INTRODUÇÃO

O aço SAE4140 é comercialmente classificado como para construção mecânica e é empregado normalmente na forma de produto temperado e revenido. Tal aço possui aplicações em diversos setores como: petroquímico (tubos), aeronáutico (fuselagem) e automobilístico (elementos do motor) devido a suas características de elevada resistência mecânica e boa tenacidade após tratamento térmico.

Os tratamentos térmicos são descritos como ciclos de aquecimento até uma dada temperatura; encharque, ou seja, manutenção desta temperatura por um determinado tempo; e resfriamento em condições controladas, tendo como objetivo uma alteração nas propriedades mecânicas dos aços por meio da mudança da microestrutura desses.

Dependendo da velocidade de resfriamento há a formação da microestrutura por mecanismo de difusão para menores velocidades, e/ou por mecanismo de cisalhamento para taxas mais elevadas. Dada essa diferença do mecanismo de formação, a microestrutura do aço tende a apresentar propriedades relacionadas à ductilidade e a tenacidade mais satisfatórias em taxas de resfriamento menores, e dureza e resistência mecânica em taxas maiores.

Esse trabalho tem por objetivo estudar a influência do tempo de encharque no revenimento nas propriedades mecânicas do aço SAE4140, por meio da medição de dureza de amostras normalizadas, temperadas e revenidas sob diferentes parâmetros de tratamento.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho foi estudar a influência do tempo de encharque no revenimento nas propriedades mecânicas do aço SAE4140 temperado em óleo.

2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos consistiam em:

- Realizar tratamentos térmicos de normalização, têmpera e revenimento no aço SAE4140 com diferentes parâmetros de tempo e temperatura;
- Traçar curvas de revenimento a partir dos resultados de dureza;
- Avaliar as consequências dos diferentes tratamentos na dureza e na microestrutura do aço por meio de análise de fotomicrografias e das curvas de revenimento.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Tratamento Térmico

3.1.1 Fundamentos dos tratamentos térmicos

Os aços são ligas metálicas de Fe-C em solução sólida que, dependendo da sua composição química e processamento, possuem propriedades mecânicas diferentes de acordo com a microestrutura formada ao longo do seu histórico de processamento (CALLISTER, 2008). O aço apresenta polimorfismo, sendo possível a formação de diferentes fases: austenita, ferrita e cementita (CHIAVERINI, 1990).

O tratamento térmico consiste em um processo no qual são estabelecidos parâmetros como temperatura, tempo de manutenção da temperatura, atmosfera do forno e meio de resfriamento adequados à composição química do material. O objetivo é promover mudanças nas propriedades mecânicas dos aços por meio da alteração da microestrutura, o que se dá pelas diferentes solubilidades de carbono e carbonetos nas diferentes fases (COLPAERT, 2008; SILVA & MEI, 2010). Dessa forma, diversas propriedades podem ser modificadas, como dureza, resistência mecânica, ductilidade, usinabilidade, resistência ao desgaste, resistência à corrosão, resistência ao calor, propriedades de corte, propriedades elétricas e magnéticas (CHIAVERINI, 1990).

Ao realizar um tratamento térmico deve-se considerar as condições às quais o material será submetido em uso, visto que a possível melhora em uma propriedade pode acarretar uma alteração indesejável em outra (CHIAVERINI, 1990). Um exemplo é o aumento da ductilidade em detrimento da resistência mecânica quando um aço temperado passa por processo de revenimento.

Os principais tratamentos térmicos são têmpera, revenimento, normalização e recozimento.

3.1.2 Fatores que influenciam o tratamento térmico

Como citado, a realização de tratamento térmico se dá pelo controle de variáveis como aquecimento, tempo de manutenção da temperatura, resfriamento e atmosfera do forno (CHIAVERINI, 1990). A influência de cada variável é explicada a seguir.

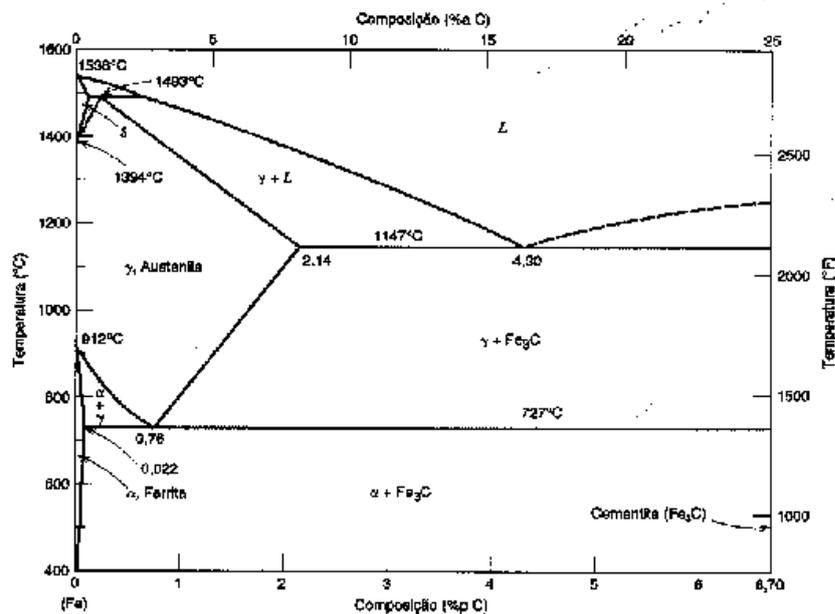
3.1.2.1 Aquecimento

Em relação ao aquecimento no tratamento térmico devem ser consideradas a temperatura final de aquecimento e a velocidade de aquecimento. A temperatura final é determinada em função tanto do objetivo do tratamento como da composição química do aço, a velocidade de aquecimento é determinada de acordo com o estado inicial do aço quanto a tensões, de forma a evitar-se choque térmico que resultaria em empenamentos e/ou fissuras (CHIAVERINI, 1990).

A determinação da temperatura de aquecimento depende do tratamento sendo realizado, podendo esse ser aquecimento para austenitização e aquecimento para alívio de tensões. O primeiro para obtenção de microestrutura austenítica para posterior resfriamento, e o segundo para ressolubilização de carbono e carbonetos, diminuindo tensões internas.

A temperatura de austenitização é determinada pelo diagrama Fe-C, Figura 1 a seguir, e é definida como aquela temperatura em que se garante dissolução total de carbonetos em microestrutura completamente austenítica (VAN VLACK, 1984).

Figura 1- Diagrama de equilíbrio de fases Fe-C.



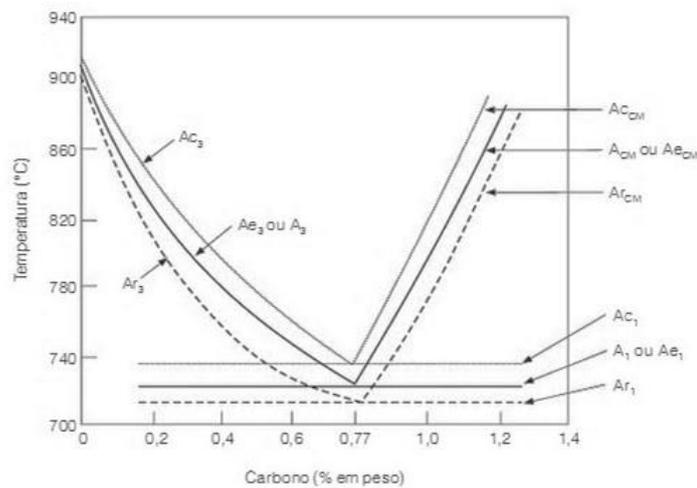
Fonte: CALLISTER, 2008.

A temperatura de austenitização é determinada de acordo com linhas de transformação detalhadas na Figura 2, uma aproximação na região de transformação austenítica do diagrama Fe-C. Para os aços hipoeutetóides estabelecem-se temperaturas entre A_3 , final do campo intercrítico, e no máximo 50°C acima da temperatura da linha A_3 , representado pela linha

Ac_3 . E para os aços hipereutetóides estabelecem-se temperaturas entre a linha Ac_{CM} , final da transformação da cementita em austenita, e no máximo a temperatura da linha Acc_{CM} , temperatura máxima de transformação da cementita em austenita (CALLISTER, 2008). Todas as linhas citadas são ilustradas e identificadas pela Figura 2.

Deve-se levar em consideração a temperatura máxima, pois, se muito elevada, pode acarretar na formação de grãos austeníticos muito grandes que prejudicariam a propriedade final do aço tratado. O tamanho de grão austenítico elevado é mais prejudicial à queda da propriedade mecânica de aços temperados que a presença de carbonetos não dissolvidos devido a esse limite máximo de temperatura (CHIAVERINI, 1990).

Figura 2 - Detalhe do Diagrama Fe-C (Ac_3 e Ac_{CM}).



Fonte: SILVA & MEI, 2010.

A temperatura de austenitização é o primeiro fator de influência na mudança de microestrutura durante tratamento térmico. O segundo fator mais relevante é a velocidade de resfriamento que determinará a microestrutura final de um aço tratado (CHIAVERINI, 1990).

3.1.2.2 Tempo de manutenção da temperatura (encharque)

Após atingir a temperatura final de aquecimento a peça metálica deve permanecer um tempo, denominado tempo de encharque, sob essa temperatura. Esse tempo é necessário para uniformização da temperatura ao longo de toda seção transversal da peça metálica sob tratamento (CHIAVERINI, 1990).

É importante garantir que esse tempo de encharque não seja excessivo para se prevenir um crescimento exagerado do tamanho de grão, além de considerações quanto à oxidação e

descarbonetação da superfície da peça, dependendo da atmosfera de trabalho dentro do forno (CHIAVERINI, 1990).

Para se garantir algum tipo de transformação microestrutural durante o tratamento térmico é mais eficiente realizar tratamentos a temperaturas superiores do que durante maiores intervalos de tempo (CHIAVERINI, 1990). As transformações dependem de mobilidade atômica dos carbonos e carbonetos, principalmente, e essa mobilidade atômica depende de energia fornecida pelas altas temperaturas durante tratamento térmico (SILVA & MEI, 2010).

3.1.2.3 Resfriamento

O resfriamento, como apresentado anteriormente, determina o constituinte final da microestrutura do aço dependendo da velocidade de resfriamento da peça metálica, podendo a microestrutura variar no final entre perlita grosseira e martensita (CHIAVERINI, 1990). Além da velocidade de resfriamento, a composição química e as dimensões da peça também determinarão o constituinte microestrutural final.

A velocidade de resfriamento pode ser também denominada severidade de têmpera do meio de resfriamento (CALLISTER, 2008). Quanto maior essa velocidade de resfriamento, maior a severidade da têmpera e maior a probabilidade de formação da martensita. A martensita é fase meta estável, que se forma pela distorção da estrutura austenítica devido à diminuição da solubilidade do carbono nessa com a queda de temperatura (SILVA & MEI, 2010).

O meio mais comum de resfriamento é a água cuja severidade é $H=1$, como medida de referência (CALLISTER, 2008). Outros meios de resfriamento são o forno, ao ar e meios líquidos (óleo, polímero, salmoura e água), em ordem crescente de severidade. A Tabela 1 mostra uma comparação entre a severidade de diferentes meios de resfriamento.

O resfriamento uniforme de uma peça metálica é dificultado devido à superfície, em contato direto com o meio, resfria mais rapidamente que o interior da peça (CALLISTER, 2008). Resfriando em diferentes velocidades, a microestrutura final será diferente, então haverá heterogeneidade de propriedade ao longo da seção transversal. Considerando esse fator, é importante que ao determinar o meio de resfriamento, esse deve ser capaz de minimizar esta heterogeneidade microestrutural. Uma opção é aumentar a circulação do meio de resfriamento que garante um resfriamento mais homogêneo.

Tabela 1 - Severidade de têmpera de diferentes meios comparados com a água.

Meio de têmpera	Severidade de têmpera (H)
Óleo sem agitação	0,2
Óleo moderadamente agitado	0,5
Óleo violentamente agitado	0,7
Água sem agitação	1,0
Água fortemente agitada	1,5
Salmoura sem agitação	2,0
Salmoura fortemente agitada	5,0

Fonte: COLPAERT, 2008.

Na escolha do meio de resfriamento há de se pensar também sobre a aplicação da peça. Dependendo da severidade da têmpera e do estado inicial do material pode haver a formação de trincas que condenam a peça, caso a trinca seja um fator de risco. Nesse caso escolhe-se outro tipo de têmpera menos severa que, ainda sim, garanta microestrutura objetivada (CHIAVERINI, 1990).

3.1.2.4 Atmosfera do forno

Durante o aquecimento e o tempo de encharque a peça metálica, a altas temperaturas, fica exposta a uma atmosfera com elementos que podem oxidar e/ou descarbonetar a superfície do material. A oxidação pode levar à formação de uma “casca de óxido” que prejudica a uniformidade da dureza na superfície da peça, e a descarbonetação pode levar ao amolecimento e redução de dureza da superfície (CHIAVERINI, 1990).

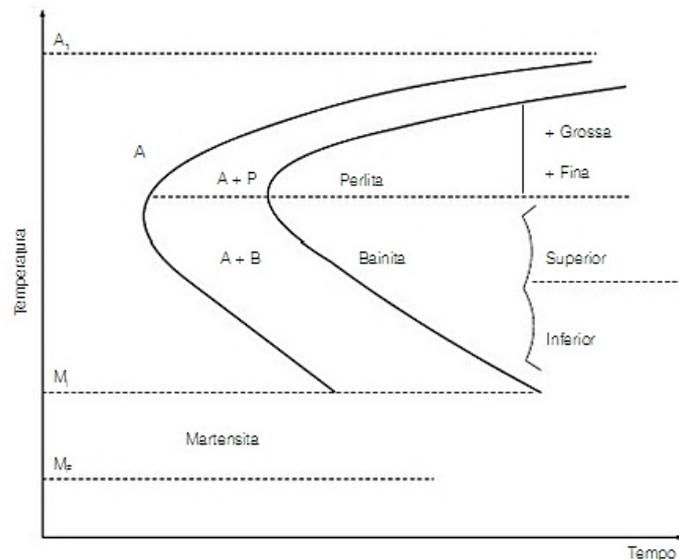
A oxidação pode ser promovida pela presença de atmosfera rica em oxigênio e anidrido carbônico e/ou vapor de água promove oxidação. Já a descarbonetação pode ser influenciada pelos mesmos fatores, excetuando o vapor de água, mas é mais evidente quando há presença de hidrogênio. Com o objetivo de evitar-se que isso aconteça, é possível que haja o controle para formação de uma atmosfera protetora no forno, de forma a evitar esses elementos que promovem a oxidação e a descarbonetação.

3.1.3 Têmpera

Têmpera é o tratamento térmico que objetiva a formação de martensita por meio do resfriamento severo a partir da temperatura de austenitização da liga (COLPAERT, 2008). A peça deve ser aquecida até a temperatura final de transformação austenítica, permanecer nessa temperatura durante o tempo de encharque e sofrer resfriamento severo em meio adequado.

Existem representações esquemáticas das transformações microestruturais do aço que buscam prever a microestrutura final após tratamento térmico para cada composição química diferente, as curvas TTT, cujo exemplo pode ser visto na pela Figura 3. Analisando essas curvas pode-se estabelecer qual deve ser a velocidade de resfriamento da têmpera de modo a se atingir a microestrutura desejada.

Figura 3 - Representação esquemática da curva TTT de um aço eutetóide ($C \approx 0,8\%$).



Fonte: SILVA & MEI, 2010.

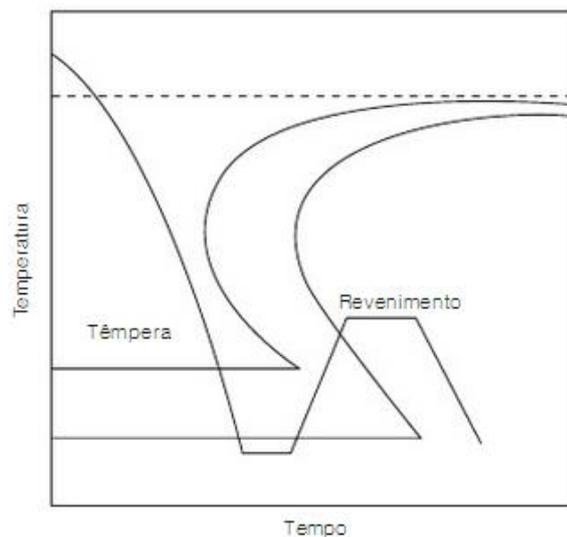
Pela representação, para formação de estrutura completamente martensítica é preciso que a curva de resfriamento passe à esquerda do “cotovelo” da curva de transformação de fases, o que significa elevada taxa de resfriamento do metal favorecendo o mecanismo de transformação por cisalhamento.

Durante a formação da martensita são geradas tensões internas no material advindas tanto do mecanismo de formação da martensita, por cisalhamento, quanto da não uniformidade do resfriamento entre superfície e interior da peça (CALLISTER, 2008). É muito importante que seja considerada a geometria da peça a ser tratada para que não haja concentradores de tensão que promovam a propagação de trincas no material.

Devido às características de alta tensão interna das peças de aço temperado, faz-se necessário realizar um segundo tratamento para redução da fragilidade e da suscetibilidade a trincas (CHIAVERINI, 1990). Esse tratamento é denominado revenimento, tendo por objetivo reduzir as tensões internas inerentes ao processo de têmpera, promovendo a dissolução de parte do carbono da estrutura martensítica, aumentando ductilidade e tenacidade (CHIAVERINI, 1990).

As curvas de resfriamento dos tratamentos de têmpera e revenimento são representadas pela Figura 4.

Figura 4 – Representação esquemática dos tratamentos de têmpera e revenimento.



Fonte: SILVA & MEI (2010).

3.1.3.1 Temperabilidade

Temperabilidade é uma característica que define a capacidade do aço em formar martensita durante tratamento de têmpera, analisando profundidade e homogeneidade da dureza ao longo da seção transversal (COLPAERT, 2008). A temperabilidade pode ser afetada pela velocidade de resfriamento da têmpera, pelo tamanho de grão austenítico e pela homogeneidade da estrutura austenítica.

Além das variáveis do tratamento térmico a principal influência na temperabilidade é da composição química do aço a ser tratado. Existem elementos de liga que quando adicionados retardam a decomposição da austenita, diminuindo a velocidade de formação martensítica, acarretando uma maior uniformidade durante a transformação e menores tensões internas, diminuindo a probabilidade de formação de trincas. Elementos como Ni, Cr e Mo aumentam a temperabilidade dos aços.

Resumindo, para realização da têmpera deve-se ter controle da temperatura final de aquecimento, suficiente para austenitização, mas que não aumente o tamanho de grão; da velocidade de resfriamento, meio severo o bastante para formação de microestrutura martensítica, mas sem danos à geometria e estrutura da peça; da uniformidade do resfriamento, para que não haja diferença microestrutural ao longo da seção transversal através da uniformidade de seções da peça tratada, evitando concentradores de tensão e também pela circulação do meio de resfriamento (COLPAERT, 2008). Além disso, tem-se que ter conhecimento sobre a temperabilidade do material, a composição química e microestrutura austenítica pré-têmpera, de forma a se obter a maior quantidade de microestrutura martensítica com as menores tensões internas que fragilizariam o material.

3.1.4 Revenimento

O revenimento tem por objetivo equilibrar o alto nível de tensões a baixa ductilidade da estrutura martensítica, ampliando a aplicação dos aços tratados (CHIAVERINI, 1990). Deve aquecer-se o material temperado até a temperatura de revenimento, manter essa temperatura durante o tempo de encharque e posterior resfriamento.

A temperatura de revenimento é determinada dependendo do objetivo de propriedade final da peça tratada termicamente. O aquecimento do aço a temperaturas entre 250°C e 650°C é suficiente para ressolubilizar parte do carbono retido na estrutura supersaturada da martensita, formando estrutura composta por ferrita, cementita e carbonetos que são mais estáveis que a martensita metaestável (COLPAERT, 2008).

O tempo de encharque deve ser o necessário para que a temperatura de revenimento fique homogênea ao longo de todo o material (CHIAVERINI, 1990). O efeito da temperatura é notoriamente maior do que o efeito do tempo de encharque nas propriedades mecânicas devido à natureza da transformação difusional da martensita durante o revenimento (SILVA & MEI, 2010).

O material revenido, se comparado com o temperado, possui melhor tenacidade e ductilidade em detrimento da dureza e resistência mecânica (CALLISTER, 2008). O material revenido passa a ter características que o fazem menos suscetível a trincas e fissuras pela redução da fragilização do aço (CHIAVERINI, 1990). Quanto maior a temperatura e o tempo de encharque do revenimento, maior essa diferença entre o material temperado e o revenido. A temperatura é fator mais influente, sendo o efeito do tempo mais evidente para intervalos menores, e diminui para intervalos muito grandes de tempo (CHIAVERINI, 1990).

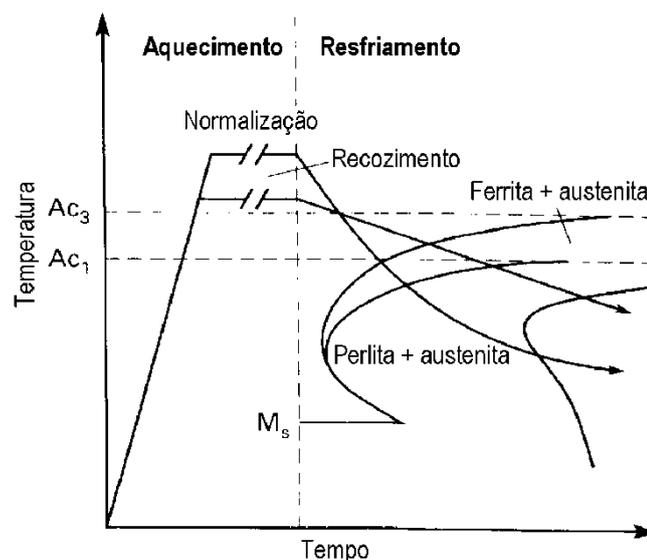
O revenimento ainda pode promover um fenômeno de endurecimento secundário pela precipitação de carbonetos e elementos de liga. Temperaturas de revenimento entre 230°C e 370°C são suficientes para promover a precipitação de carbonetos ao longo da microestrutura revenida, melhorando propriedades de resistência mecânica em relação ao material que não sofre endurecimento secundário, mas, ao mesmo tempo, pode levar à fragilização do aço (CHIAVERINI, 1990).

3.1.5 Normalização

A normalização é um tratamento térmico com objetivo de melhorar a uniformidade estrutural do aço, pela homogeneização e refino do tamanho de grão (CHIAVERINI, 1990). Assim como na têmpera, o material deve ser completamente austenitizado, mas o resfriamento realizado ao ar. Tal procedimento é recomendado como etapa anterior ao tratamento de têmpera e revenimento para aços de médio a alto teor de carbono com objetivo de evitar o aparecimento de trincas (COLPAERT, 2008).

Devido ao resfriamento ao ar ser menos severo que as têmperas em meio líquido, a normalização promove a formação de uma microestrutura com menores tensões internas que a do material temperado, pois há formação de constituintes do equilíbrio (COLPAERT, 2008). A Figura 5 ilustra a curva de resfriamento do tratamento de normalização.

Figura 5 - Representação esquemática dos tratamentos de normalização e recozimento.



Fonte: SILVA & MEI, 2010.

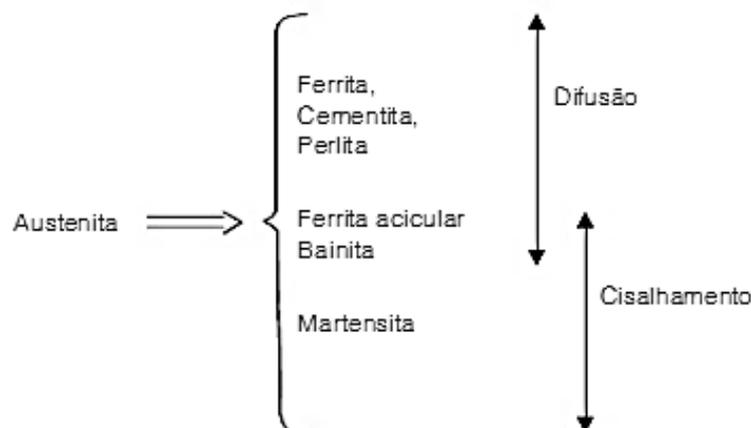
3.2 Propriedades dos Principais Constituintes Microestruturais do Aço

A microestrutura dos aços pode ser formada por dois mecanismos principais: difusão e cisalhamento (SILVA & MEI, 2010). Difusão para o caso de microestruturas formadas no equilíbrio, que acarreta menores tensões residuais e propriedades mecânicas quanto à dureza e ao limite de escoamento. As microestruturas formadas no equilíbrio são austenita, ferrita, cementita e perlita.

Já o cisalhamento é possível através de maiores velocidades de resfriamento que impedem a difusão do carbono (SILVA & MEI, 2010). O melhor exemplo para cisalhamento seria a formação da martensita, que possui microestrutura acicular e deformada devido à supersaturação de carbono.

A Figura 6 indica os mecanismos de formação para os principais constituintes dos aços. Generalizando, os constituintes formados por cisalhamento têm características mais frágeis, elevada dureza e baixa tenacidade, enquanto os formados por difusão tendem a ter melhores características relacionadas a tenacidade e resistência ao impacto (COLPAERT, 2008).

Figura 6 - Mecanismos de formação dos principais constituintes do aço.



Fonte: SILVA & MEI, 2010.

Além do mecanismo de formação, a solubilidade de carbono em cada estrutura determina as características de propriedade mecânica de cada microestrutura (SILVA & MEI, 2010). Quanto maior a solubilidade de carbono, mais elevadas as propriedades relacionadas à dureza, resistência mecânica e, conseqüentemente, mais frágil a microestrutura. Quanto menor a solubilidade melhores as características relacionadas a ductilidade, tenacidade e resistência ao impacto (SILVA & MEI, 2010).

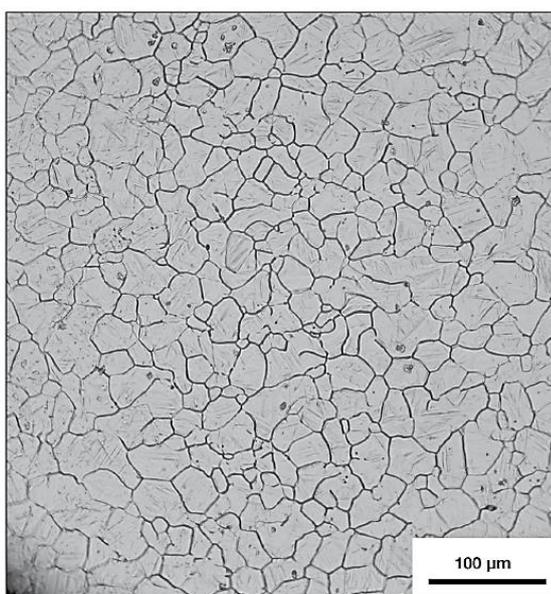
3.2.1 Austenita

Fase do equilíbrio que começa a ser formada no aquecimento a partir de 727°C para os aços em geral e que tem o fim da sua formação determinado pela linha Ac_3 do diagrama de equilíbrio Fe-C, linha de transformação final do campo intercrítico. É um constituinte com estrutura CFC, cúbica de faces centradas, e que possui alta solubilidade de carbono (2,11%). Caracteriza-se por ser um constituinte mais maleável que os outros e, normalmente, para tratamentos térmicos os aços são aquecidos até a formação completa desta e posterior resfriamento em velocidade adequada para formação de cada outro constituinte (COLPAERT, 2008). Apesar da alta solubilidade de carbono, a austenita possui maleabilidade, pois é normalmente observada a altas temperaturas.

Podem ainda existir casos de estrutura austenítica a temperatura ambiente pela adição de elementos de liga que são estabilizadores de austenita, como o níquel, que promove a formação de estrutura CFC, cúbica de faces centradas, e que possibilita a existência do aço inoxidável austenítico, que possui tal constituinte à temperatura ambiente (COLPAERT, 2008).

A Figura 7 ilustra os contornos de grão de uma estrutura austenítica de um aço com 0,08% de carbono.

Figura 7 - Micrografia dos contornos de grão austeníticos para um aço com 0,08% de C.



Fonte: COLPAERT, 2008.

3.2.2 Ferrita

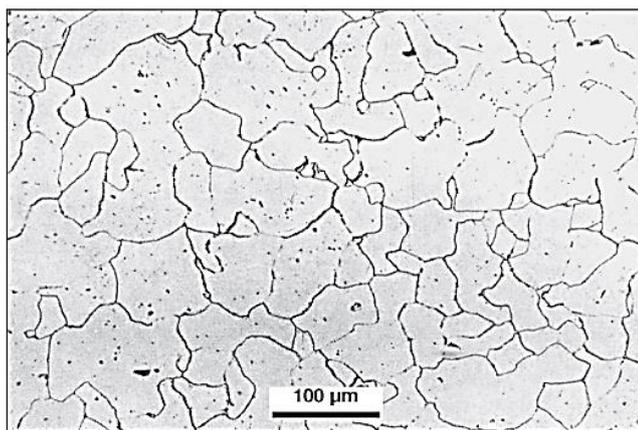
Fase do equilíbrio que durante o resfriamento começa a ser formada, para os aços hipoeutéticos, abaixo da temperatura de A_{c3} , linha do final da transformação do campo intercrítico, e para os demais abaixo de 727°C (CHIAVERINI, 1990). Fase com estrutura CCC, cúbica de corpo centrado, e que possui uma menor solubilidade do carbono (0,008%). Assim, os aços com baixo teor de carbono tendem a formar uma microestrutura essencialmente monofásica (COLPAERT, 2008).

Fase normalmente presente à temperatura ambiente juntamente com a cementita, de acordo com o diagrama de equilíbrio, para maioria dos aços. Por ser fase do equilíbrio pode ser obtida através do resfriamento lento a partir da estrutura austenítica, característico do recozimento, com resfriamento dentro do forno.

Possui características de baixa dureza e alta ductilidade. Como exemplo, um aço IF, interstitial free, ou seja, sem interstícios, característico pela presença de fase única, após recozimento, apresenta estrutura apenas de ferrita, possuindo durezas entre 33 e 36HRB e limite de escoamento próximo a 150MPa, se comparado com outras microestruturas possui propriedades bem baixas em relação à resistência mecânica (COLPAERT, 2008).

A Figura 8 ilustra a micrografia de grãos de ferrita com inclusões não metálicas para um aço com teor de carbono extra baixo.

Figura 8 - Micrografia de grãos de ferrita para aço com teor de carbono extra baixo.



Fonte: COLPAERT, 2008.

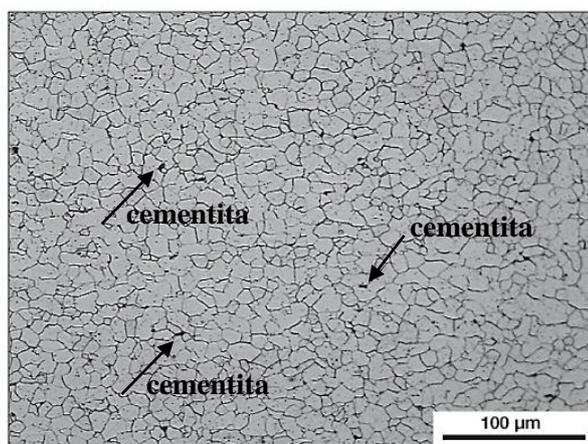
3.2.3 Cementita

Dada pela fórmula Fe_3C , a cementita é formada quando a solubilidade do carbono é excedida, causando a precipitação do carboneto, formando uma segunda fase dispersa

(COLPAERT, 2008). As partículas de cementita começam a nucleação nas heterogeneidades da estrutura e crescem através da difusão de carbono (COLPAERT, 2008). São muito resistentes e possuem característica de elevada dureza, apesar de sua formação depender da difusão do carbono, devido à formação de carboneto (COLPAERT, 2008).

A Figura 9 mostra microestrutura de ferrita e pequenos grãos de cementita globular para um aço com 0,042% de carbono, laminado a quente.

Figura 9 - Microestrutura de grãos de ferrita com pequenos grãos de cementita globular.



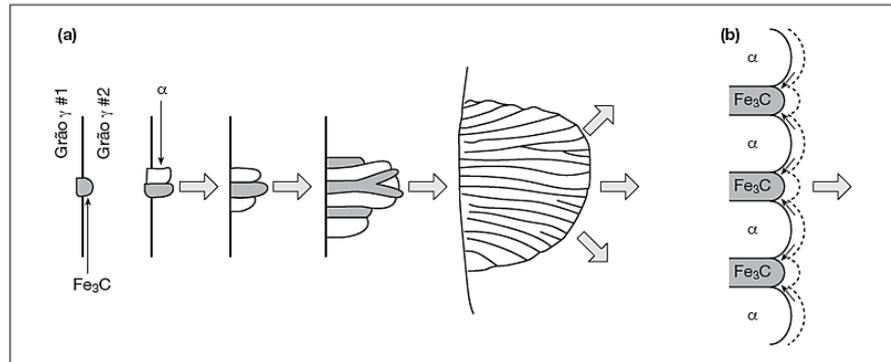
Fonte: COLPAERT, 2008.

3.2.4 *Perlita*

É um constituinte formado pela combinação de duas fases: ferrita e cementita. Normalmente formado no equilíbrio, pois depende da difusão de carbono para formação da cementita. Durante o resfriamento quando a temperatura fica abaixo da A_{c1} , temperatura eutetóide de austenitização (727°C), ocorre a formação da perlita a partir dos grãos de austenita, caracterizando uma reação eutetóide (COLPAERT, 2008).

A perlita é formada pelo “crescimento cooperativo de ferrita e cementita” (COLPAERT, 2008, p. 104). Devido a diferença de composição química entre essas duas fases a formação de uma favorece a formação da outra fase. À medida que as lamelas de ferrita vão criando forma a partir da austenita é preciso que haja a precipitação do carbono solubilizado a mais na estrutura austenítica (2,11% de C) para transformação em ferrita (0,008% de C). Esse carbono precipitado favorece a cementita, que é a fase do equilíbrio com maior solubilidade de carbono (SILVA & MEI, 2010). A estrutura final obtida possui forma de lamelas intercaladas das duas fases, ferrita e cementita. Tal processo pode ser melhor ilustrado pela Figura 10.

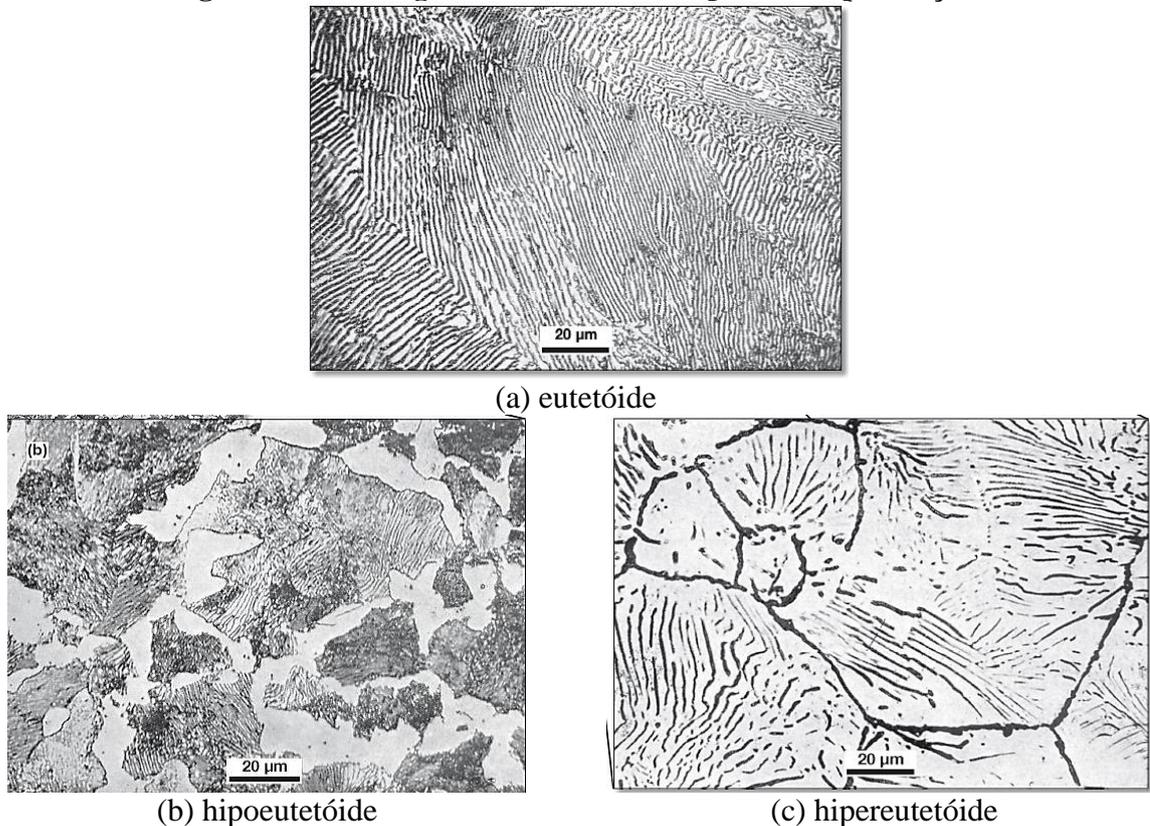
Figura 10 - Mecanismo simplificado de formação e crescimento de perlita.



Fonte: COLPAERT, 2008.

Para aços com composição eutetóide, 0,77% de carbono, há a transformação completa, no resfriamento, de estrutura austenítica para estrutura perlítica. Já para aços hipoeutetóides a transformação austenítica passa pelo campo de formação da ferrita, resultando ao final em uma microestrutura composta por grãos de ferrita pró eutetóide, formada a temperaturas superiores que a temperatura eutetóide, e grãos perlíticos. Para os aços hipereutetóides há a formação de cimentoita pró eutetóide, normalmente nos contornos de grão da estrutura perlítica (COLPAERT, 2008). A Figura 11 ilustra as três estruturas explicadas.

Figura 11 - Micrografia das estruturas perlíticas para aços.



Fonte: COLPAERT, 2008.

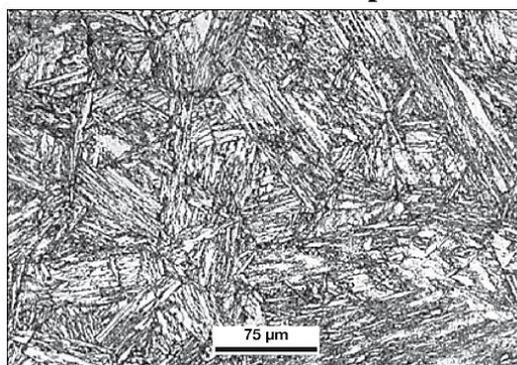
As propriedades da estrutura perlítica se dão por uma combinação de comportamentos entre a ferrita e a cementita. Dependendo da quantidade de cada fase formada, existe maior tendência à ductilidade ou fragilidade. Em relação a resistência mecânica, essa é considerada como elevada devido à alta área de contorno de grão entre as lamelas de ferrita e perlita que dificultam a deformação do material (COLPAERT, 2008).

3.2.5 *Martensita*

É a fase com maiores propriedades quanto à dureza e resistência mecânica, porém é muito frágil e tem baixa tenacidade e resistência ao impacto. Tais propriedades se dão devido ao alto teor de carbono solubilizado em sua estrutura supersaturada. É obtida através do resfriamento brusco do metal após completa austenitização.

A formação da martensita se dá, diferentemente das estruturas formadas por difusão, de forma mais cinética e a baixas temperaturas. Com o resfriamento muito rápido os carbonos têm mais dificuldade de difusão promovendo a formação da martensita pela mudança da estrutura cristalina, de CFC, cúbica de faces centradas, da austenita para TCC, tetragonal de corpo centrado da martensita e não pela mudança de composição química entre as fases como no caso da difusão (COLPAERT, 2008). A Figura 12 ilustra a microestrutura martensítica, característica por suas ripas, formadas pela distorção da estrutura austenítica, revelada como acicular por microscópio óptico.

Figura 12 - Microestrutura em ripas da martensita.



Fonte: COLPAERT, 2008.

Devido a sua alta fragilidade, é comercialmente encontrada como martensita revenida, que é a martensita propriamente dita, porém ajustada quanto ao teor de carbono solubilizado supersaturadamente. Durante o revenimento o carbono supersaturado é precipitado na forma de carboneto, principalmente cementita (COLPAERT, 2008). As propriedades da martensita

revenida dependem tanto da temperatura quanto do tempo de encharque aplicados durante o revenimento, sendo inversamente proporcionais a ambos.

3.2.5.1 *Martensita revenida*

A martensita revenida se caracteriza por ter microestrutura formada por pequenas partículas de cementita dispersas em uma matriz contínua de ferrita (COLPAERT, 2008). Possui propriedades de dureza e resistência próximas às da martensita convencional, porém mais tenacidade e ductilidade (COLPAERT, 2008).

Devido à configuração de partículas dispersas em uma matriz contínua, a martensita revenida possui ampla área de contorno de grão entre ferrita e cementita que possibilita altos níveis de resistência mecânica (CALLISTER, 2008). A fase contínua ferrítica possui características dúctil e tenaz, aumentando ductilidade e tenacidade (COLPAERT, 2008).

O tamanho da partícula também influencia nas propriedades. Quanto maior a cementita precipitada menor será a área de contorno de grão por toda microestrutura, diminuindo valores de dureza e resistência mecânica. O tamanho da cementita, por sua vez, depende da temperatura de revenimento, quanto maior, mais energia para difusão, portanto maior o tamanho da cementita formada (CALLISTER, 2008).

3.3 O Aço SAE4140

O aço SAE4140 é classificado comercialmente como aço para construção mecânica de liga cromo-molibdênio, principalmente utilizado no estado temperado e revenido (MEYSAMI *et al.*, 2009). Sua principal aplicação é relacionada a transportes devido a combinação de propriedades de resistência mecânica e tenacidade após tratamento térmico. A composição química estabelecida por norma está representada pela Tabela 2 e justifica suas características de média temperabilidade, com capacidade de, normalizado, ser endurecido por têmpera até 54HRC.

Tabela 2- Composição química do aço SAE4140.

	%C	%Cr	%Mo	%Si	%Mn	%S
SAE4140	0,38-0,43	0,8-1,10	0,15-0,25	0,15-0,35	0,75-1,00	0-0,04

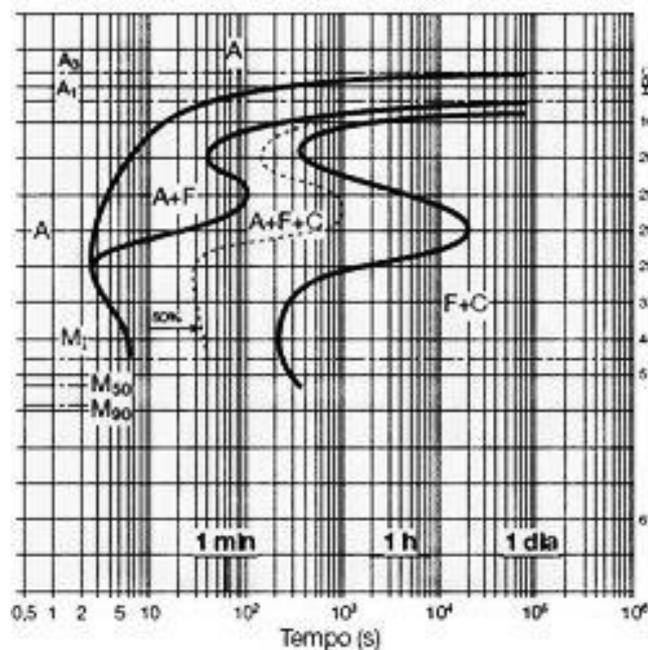
Fonte: ABNT, 2000.

O aço SAE4140 possui aplicações diversas, como para aeronaves por apresentar características de boa soldabilidade e média temperabilidade. Também pode ser usado na indústria petroquímica como fuselagem de tubos soldados. Devido a boa resistência a corrosão pela presença do cromo em sua composição atende requisitos da API 5CT, norma internacional que rege este campo de mercado. Pode ainda ser aplicado na fabricação de virabrequins, bielas e cabeçotes, por possuir boa resistência mecânica, soldabilidade e tenacidade. Além de fabricação de eixos, pinos, grampos, fixadores para a indústria agrícola, automobilística, de máquinas e equipamentos. Em todos os casos o aço SAE4140 deve ser tratado termicamente, adequando as propriedades do material às melhores condições para cada aplicação. (KHANI SANIJ *et al.*, 2012; MEYSAMI *et al.*, 2009)

3.3.1 Tratamento térmico no aço SAE4140

Para realização de tratamento térmico em aços em geral auxilia-se pela curva TTT, transformação tempo temperatura, para cada aço específico. Essa curva prevê, dada diferentes velocidades de resfriamento, qual a microestrutura formada ao final do tratamento. Na Figura 13 pode ser visualizada a representação da curva TTT do aço SAE4140.

Figura 13 - Curva TTT de representação esquemática das transformações do aço SAE4140.



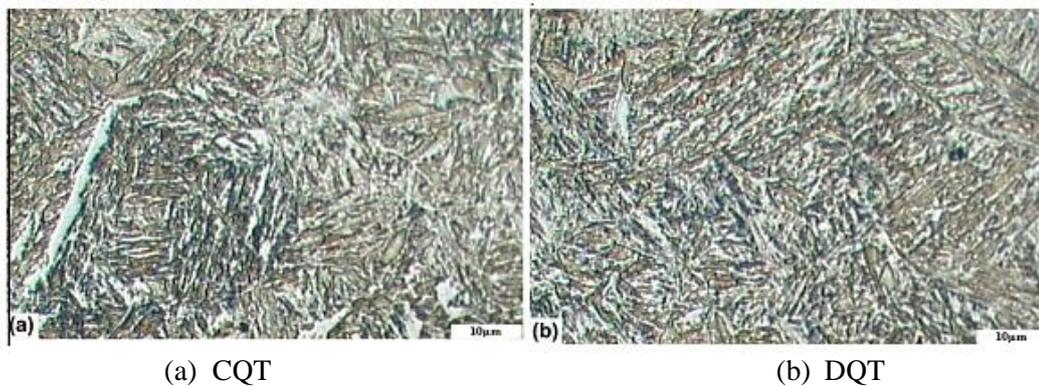
Fonte: COLPAERT, 2008.

3.3.1.1 Têmpera

O material deve ser aquecido até a temperatura de austenitização, que varia entre 840°C e 880°C, com tempo de encharque proporcional às dimensões da peça (0,5h/pol.) e resfriamento em meio fluido com agitação, água ou óleo (VILLARES METALS, 2010). Recomenda-se o uso de óleo como meio de têmpera devido a menor severidade, dado o teor de carbono do aço SAE4140. Após têmpera, a microestrutura observada para esse aço é de martensita, como observou Khani Sanij *et al.* (2012) mostrada na Figura 14.

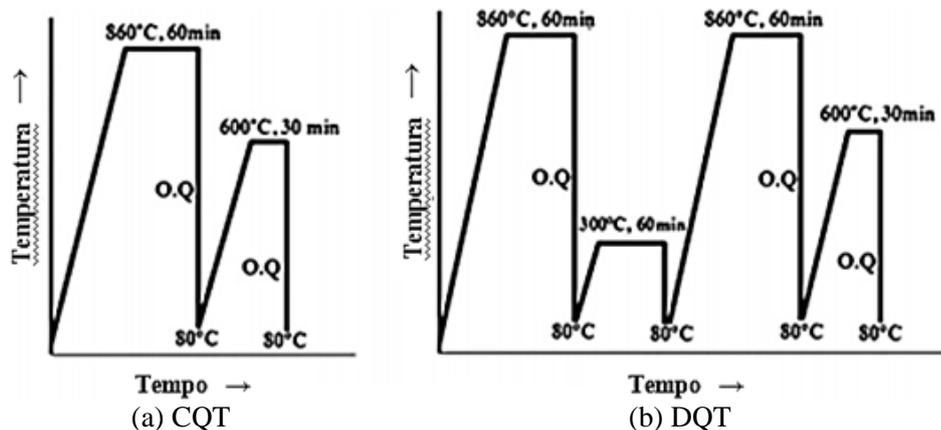
Khani Sanij *et al.* (2012) analisou dois tipos de tratamento, CQT, tratamento comum de têmpera e revenimento, sendo a têmpera a 860°C e 60 minutos de encharque e posterior revenimento a 600°C e 30 minutos de encharque e o tratamento DQT, dupla têmpera e revenimento, duas etapas de têmpera e revenimento, a primeira com têmpera a 860°C e 60 minutos de encharque e posterior revenimento a 300°C e 60 minutos de encharque e a segunda com tratamento igual ao CQT. Em todos os processos o resfriamento foi realizado em óleo até a temperatura de 80°C. A Figura 15 ilustra os tratamentos descritos.

Figura 14 - Microestrutura do aço SAE4140 após tratamentos térmicos especificados.



Fonte: KHANI SANIJ *et al.*, 2012.

Figura 15 - Representação dos tratamentos térmicos CQT e DQT.



Fonte: Adaptado de KHANI SANIJ *et al.*, 2012.

Como resultado das medições de propriedade mecânica e tamanho de grão é apresentada a Tabela 3. Pode se observar que as propriedades relacionadas ao ensaio de tração são semelhantes, com maior diferença em relação ao alongamento, 32% maior para o tratamento DQT. Observa-se também que o tamanho de grão do tratamento CQT é quase duas vezes maior em relação ao tratamento DQT e, apesar de tal diferença, as medições de dureza para os dois tratamentos foram semelhantes, variando em apenas 2% para mais para o tratamento de CQT.

Tabela 3 - Medições relacionadas à propriedade mecânica e tamanho de grão para os tratamentos CQT e DQT.

Tratamento Térmico	Limite de escoamento a 0,2% (MPa)	Resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)	Energia de impacto Charpy (J)	Dureza (HRC)	Tamanho de grão (μm)
CQT	975	1136	12,8	61	33	11,4
DQT	1000	1185	17	79	32,25	5,8

Fonte: KHANI SANIJ *et al.*, 2012.

Ainda de acordo com Khani Sanij *et al.* (2012), o aumento das propriedades relacionadas a tenacidade e ductilidade é devido ao refinamento do grão austenítico e, conseqüentemente, das ripas de martensita formadas após têmpera. É importante ressaltar, também, que apesar de valores muito próximos de dureza entre os dois tratamentos houve um aumento de 23% da energia absorvida no impacto para a amostra tratada de acordo com o tratamento DQT.

3.3.1.2 Revenimento

Com objetivo de diminuir tensões internas do material tratado via têmpera, deve-se controlar parâmetros de temperatura e tempo de encharque. A determinação da temperatura de encharque, bem como do tempo de encharque, é feita de acordo com as propriedades desejadas ao final do processo. A Tabela 4 mostra valores padrões de dureza do aço SAE4140 para diferentes temperaturas de revenimento. O tempo de encharque é primeiramente determinado de acordo com as dimensões das peças e objetiva a uniformidade térmica ao longo da seção transversal da peça metálica, aumentando-se o tempo de encharque há, em geral, queda de propriedades relacionadas à resistência mecânica.

Tabela 4 - Valores de dureza para o aço SAE4140 temperado e revenido a diferentes temperaturas.

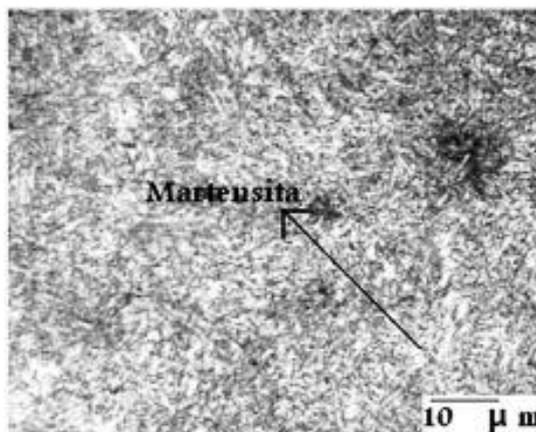
Temperatura de revenimento (°C)	Dureza (HRC)
200	55
260	50
290	48
320	47
340	46
370	44
430	39
480	36
540	31

Fonte: HANDBOOK, 2002.

Meysami *et al.* (2009) realizaram estudo comparando os resultados entre dois tratamentos, um com têmpera direta após conformação a quente, com temperaturas superficiais entre 829 e 870°C, e o outro com têmpera a partir de austenitização a 840°C por 2 horas, e posterior revenimento para ambos a 630°C por 2 horas. Os resultados de dureza obtidos variaram entre 34 e 38HRC.

Ainda, de acordo com Meysami *et al.* (2009), como mostra a Figura 16, observou-se a formação de microestrutura de martensita revenida após o tratamento de têmpera e revenimento independente dos parâmetros de cada tratamento.

Figura 16 - Microestrutura do aço SAE4140 para o tratamento de têmpera direta após conformação mecânica a quente e posterior revenimento.



Fonte: MEYSAMI *et al.*, 2009.

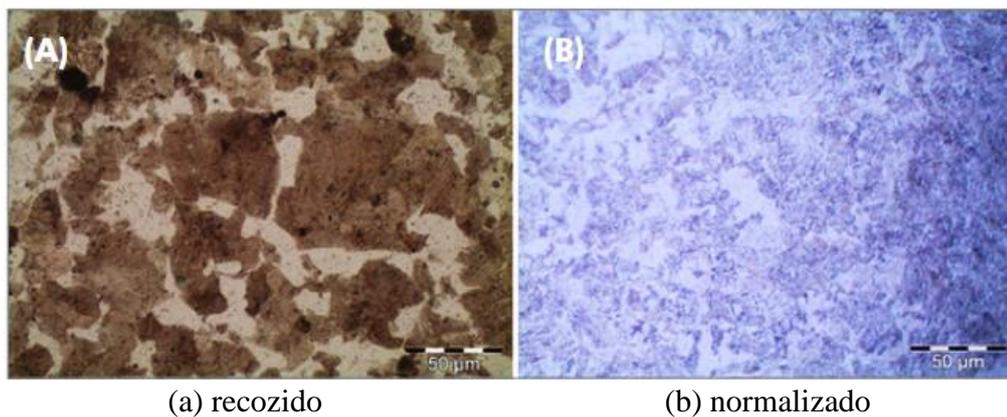
3.3.1.3 Normalização

O objetivo da normalização é a obtenção de uma estrutura mais homogênea em relação ao tamanho de grão e a presença de tensão residual induzida por algum processamento mecânico anterior. O aço deve ser aquecido até a temperatura de austenitização, permanecer nesta temperatura até homogeneização térmica e posterior resfriamento, normalmente ao ar. Para o aço SAE4140, é recomendado aquecer a temperaturas entre 840 e 880°C com tempo de encharque proporcional às dimensões da peça, variando de 2 a 3 horas por polegada (CORRÊA & SCHAEFFER, 2013).

Corrêa e Schaeffer (2013) executaram tratamento de normalização em aço SAE4140 com corpos de prova de 10mm de diâmetro e determinaram os parâmetros de tratamento como 880°C e tempo de encharque de 1 hora. Para dureza, obteve-se o resultado de $34,5 \pm 2,6$ HRC para o material normalizado. A Figura 17 mostra a micrografia do material no estado normalizado em relação ao mesmo material após recozimento.

Observou-se que, como descrito, o tratamento de normalização apresentou tamanhos de grão mais homogêneos em relação ao tamanho de grão do material recozido além de microestrutura mais refinada, devido às diferentes velocidades de resfriamento (CORRÊA & SCHAEFFER, 2013).

Figura 17 - Microestrutura do aço SAE4140 nos estados recozido e normalizado.



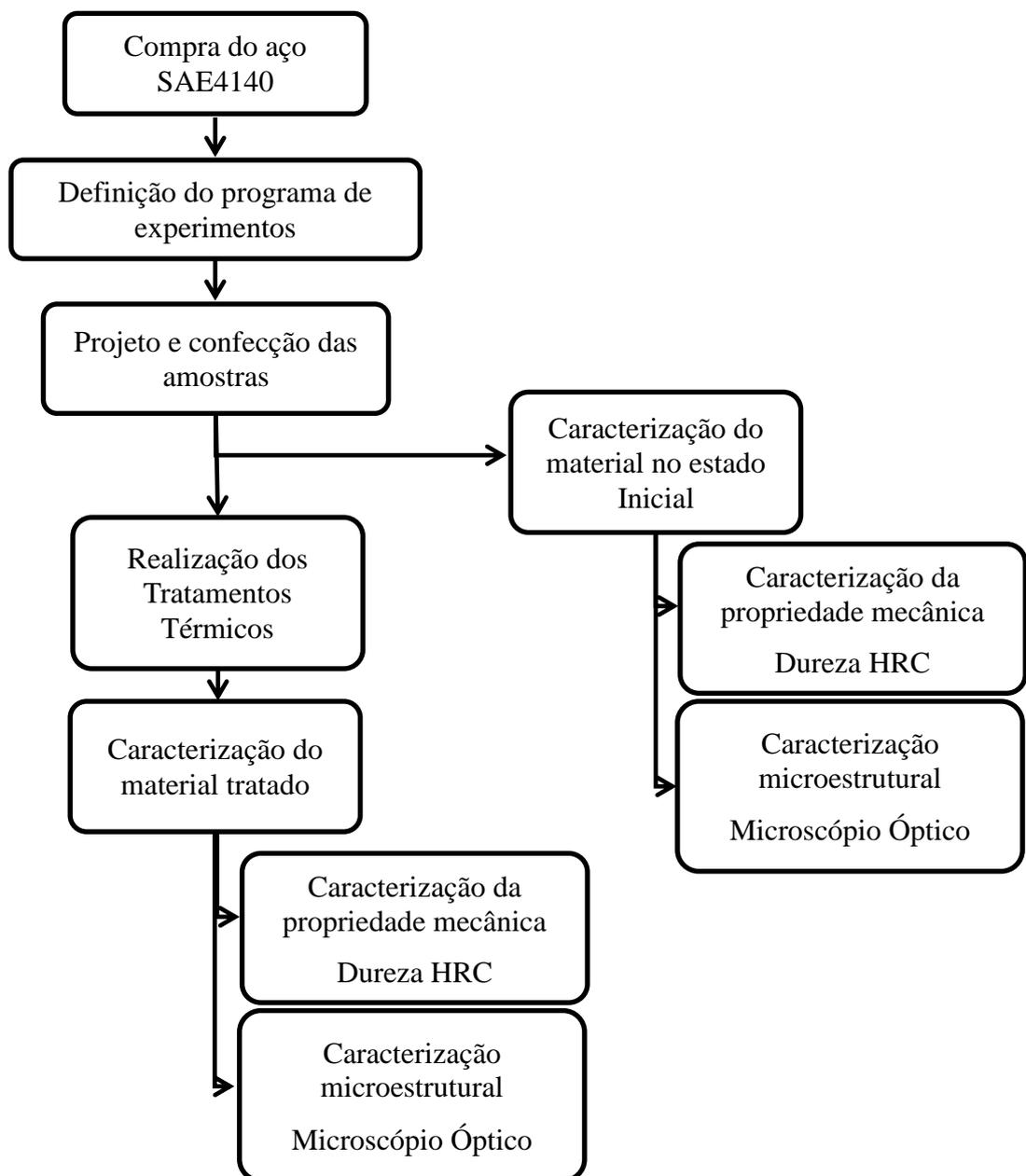
Fonte: CORRÊA & SCHAEFFER, 2013.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição Geral do Trabalho

O objetivo principal do presente trabalho foi estudar a influência do tempo de encharque no revenimento nas propriedades mecânicas do aço SAE4140 temperado em óleo. A Figura 18 apresenta as etapas experimentais de elaboração do trabalho.

Figura 18–Fluxograma com as etapas experimentais de elaboração do trabalho



Fonte: Produzido pelo autor.

A definição do programa de experimentos consistiu na determinação dos parâmetros dos tratamentos térmicos a serem realizados, bem como dos ensaios para caracterização do material. As amostras foram confeccionadas de modo a se conseguir corpos de prova adequados aos tratamentos térmicos realizados e aos métodos de caracterização estabelecidos.

Os tratamentos térmicos foram realizados de acordo com os parâmetros estabelecidos, baseados na literatura. Após os tratamentos térmicos, o material foi caracterizado mecanicamente, fornecendo os resultados de dureza para construção de gráficos, e microestruturalmente, fornecendo as imagens de fotomicrografias.

4.2 Material

Para realização do presente trabalho foi aplicado o aço SAE4140. O mesmo foi adquirido na forma de 2 barras cilíndricas de 1m de comprimento e diâmetro de 1 polegada. A composição química é mostrada na Tabela 5 e foi fornecida pelo fabricante por meio de certificado.

Tabela 5 – Composição química do aço SAE4140 fornecida pelo fabricante.

	%C	%Cr	%Mo	%Si	%Mn	%S	%P
SAE4140	0,39	0,97	0,19	0,35	0,85	0,009	0,015

Fonte: Açoliver.

4.2.1 Corpos de prova

Os corpos de prova foram confeccionados a partir do corte das barras de aço compradas em espessuras de 15mm. A Figura 19 mostra um corpo de prova após processo de corte e rebarba. O corte dos corpos de prova foi realizado com auxílio da máquina de corte *Kontrol* modelo KR170. Em seguida, as amostras foram rebarbadas em esmeril *Jowa* modelo D76. Ambos os equipamentos são ilustrados nas Figura 20 e Figura 21 respectivamente.

Figura 19 - Corpos de prova após corte e rebarbamento.



Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 20 - Máquina de corte *Kontrol* modelo KR170.



Fonte: Produzido pelo autor

Figura 21 - Esmeril *Jowa* modelo D76.



Fonte: Produzido pelo autor.

4.3 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos realizados foram normalização, têmpera e revenimento, nessa ordem. Os parâmetros de todos os tratamentos térmicos são ilustrados pela Tabela 6. Todos os parâmetros foram determinados de acordo com consulta ao ASM Handbook (2002).

Tabela 6 - Parâmetros de tratamento térmico estabelecidos.

		Normalização	Têmpera	Revenimento
Parâmetros		860°C	860°C	10 min
				30 min
				60 min
				180 min
				200°C
				10 min
				30 min
				60 min
				180 min
				300°C
				10 min
				30 min
60 min				
180 min				
400°C				
10 min				
30 min				
60 min				
180 min				
Resfriamento ar	Resfriamento óleo	10min	10 min	
		60 min	30 min	
		120 min	60 min	
			180 min	
			500°C	
			10 min	
			30 min	
			60 min	
			180 min	
			600°C	
			10 min	
			30 min	
			60 min	
			180 min	

Fonte: Produzido pelo autor.

As operações representadas na Tabela 6 são um resumo dos tratamentos realizados nas amostras, de forma que ao final foram analisados, no total, mais de 60 corpos de prova.

Todos os tratamentos foram conduzidos em forno elétrico da marca *Magnus* modelo N1040 localizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais, e é ilustrado pela Figura 22.

Figura 22- Forno *Magnus* modelo N1040.



Fonte: Produzido pelo autor

4.4 Propriedades Mecânicas

A propriedade mecânica analisada foi a dureza através do método de medição Rockwell C. As amostras foram todas preparadas por processo de lixamento em lixas de #120, #240, #320 e #400, e foram realizadas 6 medidas de dureza, obtendo-se a dureza média das amostras e o desvio padrão.

As medidas de dureza foram realizadas em durômetro *IGV* modelo RM401A, localizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais, sendo mostrado na Figura 23. Pelo método Rockwell C, foi aplicada uma pré-carga de 10kgf e posterior carga de 150kgf por 15 segundos sobre um perfurador cônico com raio de 120° , feito de diamante. A leitura do valor da dureza é feita por meio de relógio comparador.

Figura 23 - Durômetro *IGV* modelo RM401A.



Fonte: Produzido pelo autor

4.5 Caracterização Microestrutural

As amostras caracterizadas quanto à microestrutura foram no total de 5 para o material antes do revenimento, estado inicial, normalizado e as 3 têmperas (10, 60 e 120min de encharque). E 6 amostras de material temperado e revenido: 2 revenidas a 200°C (10 e 180min de encharque), 2 amostras revenidas a 400°C (10 e 180min de encharque) e duas amostras revenidas a 600°C (10 e 180min de encharque).

Todas as amostras passaram por processo de preparação que envolve o lixamento em lixas de #120, #240, #320, #400 e #600 e posterior polimento em panos com pasta de diamante de 9 μ m e 3 μ m. Após o polimento as amostras foram atacadas com solução de Nital 3% para identificação da microestrutura.

Após preparação, as amostras foram, então, analisadas em microscópio óptico *Kontrol* modelo IM71B localizado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais, obtendo imagens com ampliação de 400 e 800 vezes.

A lixadeira de marca *Struers*, a politriz de marca *Struers* modelo DP9 e o microscópio óptico *Kontrol* estão ilustrados na Figura 24.

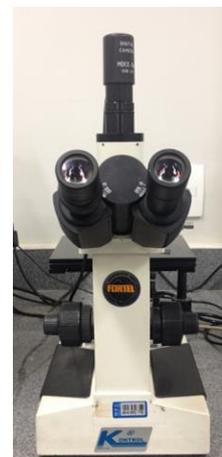
Figura 24 - Equipamentos para preparação e análise de amostras metalográficas.



(a) lixadeira



(b) politriz



(c) microscópio óptico

Fonte: Produzido pelo autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização do Material no Estado Inicial

As medições de dureza Rockwell C da amostra no estado inicial do aço SAE4140 são demonstradas na Tabela 7.

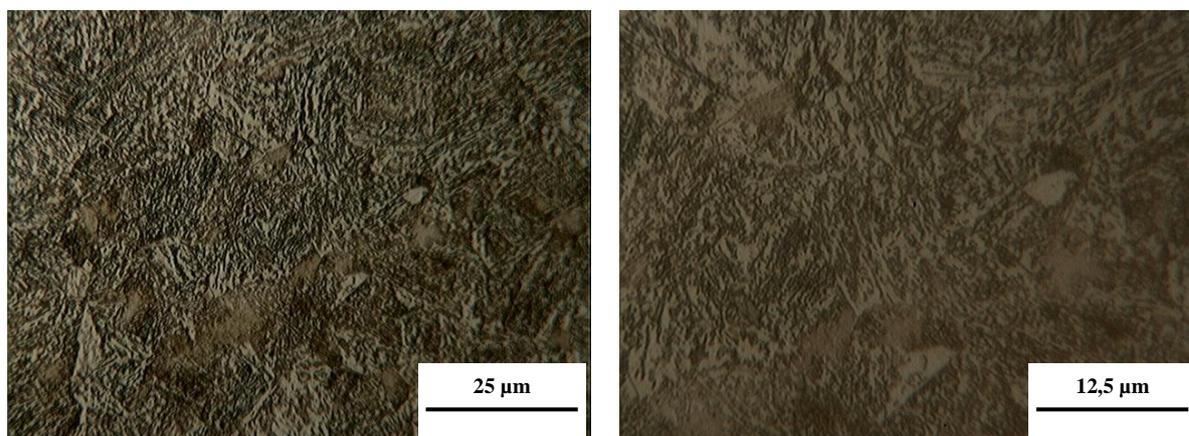
Tabela 7 - Resultados de dureza do material no estado inicial.

	Individuais			Média	σ
Medições	31	30	30	29,5	1,05
	29	29	28		

Fonte: Produzido pelo autor.

A Figura 25 apresenta as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica para o aço SAE4140 no estado inicial.

Figura 25- Fotomicrografias do material no estado inicial.



(a) ampliação de 400X

(b) ampliação de 800X

Fonte: Produzido pelo autor.

Analisando a Figura 25, percebe-se uma microestrutura composta de perlita fina e grãos de ferrita, de granulação refinada. Considerando essa microestrutura, a barra de aço provavelmente deve ter passado por algum tipo de processamento a quente e posterior resfriamento em meio menos lento que no forno, como o ar.

5.2 Caracterização do Material no Estado Normalizado

As medições de dureza Rockwell C da amostra no estado normalizado do aço SAE4140 são demonstradas na Tabela 8.

Tabela 8 - Resultados de dureza do material no estado normalizado.

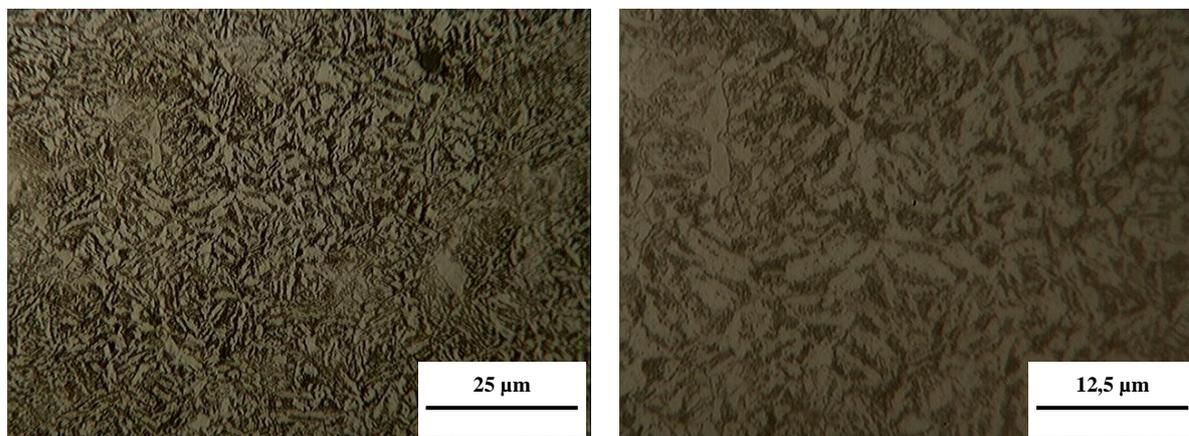
	Individuais			Média	σ
Medições	31	30	30	30,7	1,21
	29	32	32		

Fonte: Produzido pelo autor.

Observa-se que, em comparação com o material no estado inicial, o material normalizado tem valores de dureza ligeiramente maiores, talvez devido a um resfriamento mais brusco durante o tratamento de normalização do que do material inicial. Mas, se comparado com o resultado de Corrêa e Schaeffer (2013), o resultado é 12% menor para o material do presente trabalho.

A Figura 26 apresenta as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica para o aço SAE4140 no estado normalizado.

Figura 26- Fotomicrografias do material no estado normalizado.



(a) ampliação de 400X

(b) ampliação de 800X

Fonte: Produzido pelo autor.

Analisando a Figura 26 percebe-se novamente uma estrutura de perlita fina e grãos de ferrita de tamanhos relativamente reduzidos. Esses grãos têm tamanhos mais uniformes se comparados com os do material no estado inicial. Em relação ao trabalho de Corrêa e Schaeffer (2013), percebe-se semelhança da microestrutura formada.

5.3 Caracterização do Material no Estado Temperado

5.3.1 Têmpera com 10 minutos de encharque

As medições de dureza Rockwell C da amostra no estado temperado com 10 minutos de encharque do aço SAE4140 são demonstradas na Tabela 9.

Tabela 9 - Resultados de dureza do material no estado temperado com 10 minutos de encharque.

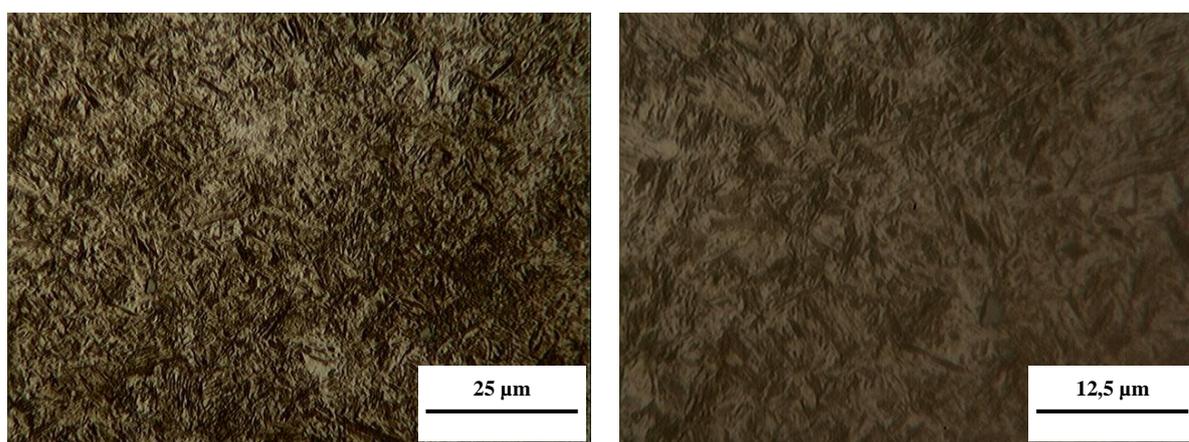
	Individuais			Média	σ
Medições	53	54	56	54,7	1,01
	53	55	54		

Fonte: Produzido pelo autor.

Dado o valor de média de 54,7HRC, é coerente com os valores apresentados pelo ASM Handbook (2002), com dureza próxima a 54HRC para material de aço SAE4140 normalizado e temperado.

A Figura 27 apresenta as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica para o aço SAE4140 no estado temperado com 10 minutos de encharque.

Figura 27- Fotomicrografias do material temperado com 10 minutos de encharque.



(a) ampliação de 400X

(b) ampliação de 800X

Fonte: Produzido pelo autor.

Analisando a Figura 27 percebe-se uma estrutura de martensita, dada a presença de ripas com alta concentração de carbono e, devido ao teor de carbono do aço SAE4140, possivelmente a presença de austenita retida. Dado o objetivo do tratamento de têmpera pela

formação de estrutura completamente martensítica e pela limitação da formação de martensita dada a composição química do aço, tal resultado pode ser considerado satisfatório.

5.3.2 *Têmpera com 60 minutos de encharque*

As medições de dureza Rockwell C da amostra no estado temperado com 60 minutos de encharque do aço SAE4140 são demonstradas na Tabela 10.

Tabela 10 - Resultados de dureza do material no estado temperado com 60 minutos de encharque.

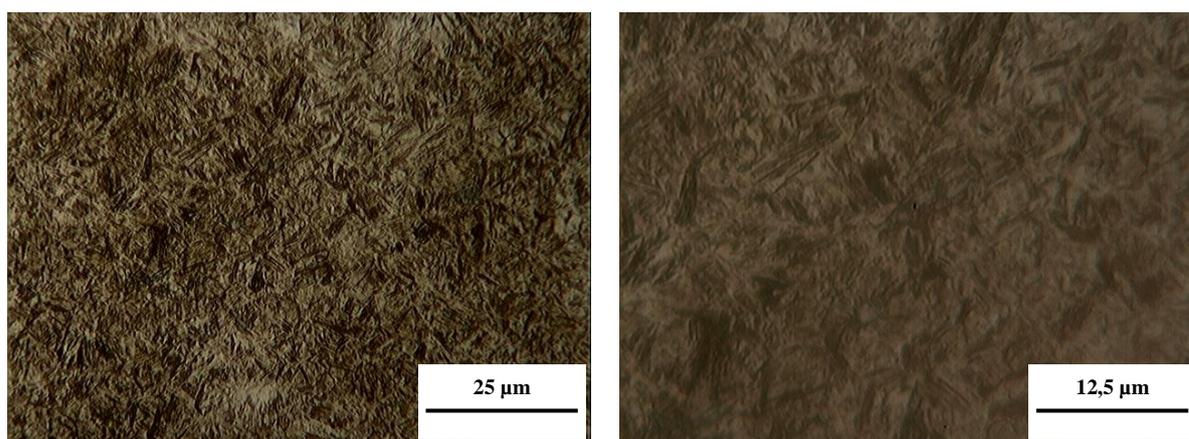
	Individuais			Média	σ
Medições	52	54	53	52,7	1,03
	53	53	51		

Fonte: Produzido pelo autor.

Comparando com o resultado de dureza obtido para o material temperado com 10 minutos de encharque, o material temperado com 60 minutos de encharque apresenta resultado de dureza ligeiramente menor, provavelmente devido à quantidade diferente de austenita retida formada.

A Figura 28 apresenta as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica para o aço SAE4140 no estado temperado com 60 minutos de encharque.

Figura 28- Fotomicrografias do material no temperado com 60 minutos de encharque.



(a) ampliação de 400X

(b) ampliação de 800X

Fonte: Produzido pelo autor.

Analisando a Figura 28, percebe-se uma estrutura semelhante ao material temperado com 10 minutos de encharque, de martensita, dada a presença de ripas com alta concentração

de carbono e, devido ao teor de carbono do aço SAE4140, possivelmente a presença de austenita retida.

5.3.3 *Têmpera com 120 minutos de encharque*

As medições de dureza Rockwell C da amostra no estado temperado com 120 minutos de encharque do aço SAE4140 são demonstradas na Tabela 11.

Tabela 11 - Resultados de dureza do material no estado temperado com 120 minutos de encharque.

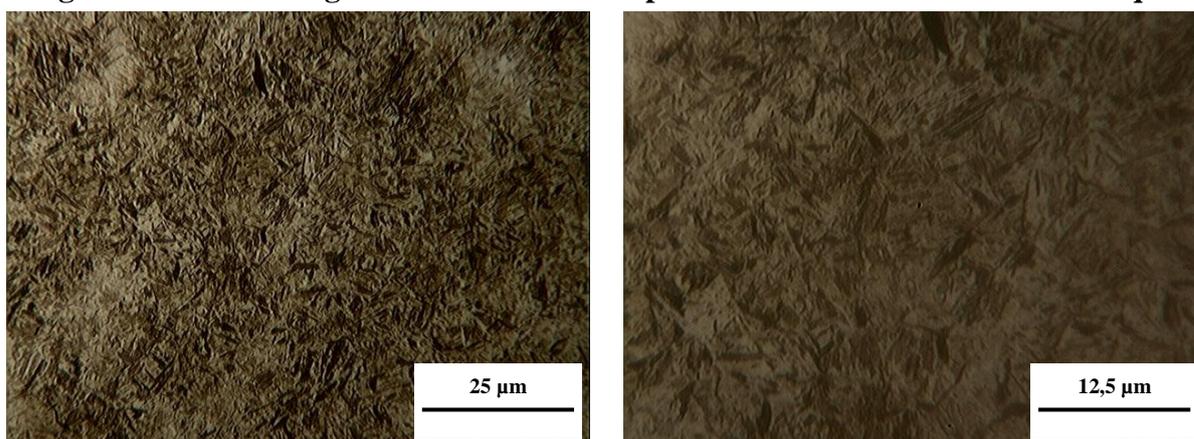
	Individuais			Média	σ
Medições	51	51	51	51,3	0,52
	51	52	52		

Fonte: Produzido pelo autor.

Observando o valor de dureza média encontrado percebe-se que mantém o comportamento de queda da propriedade de dureza com o aumento do tempo de encharque em relação a tempos de 10, 30 e 60 minutos, provavelmente devido à diferença na quantidade de austenita retida formada.

A Figura 29 apresenta as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica para o aço SAE4140 no estado temperado com 120 minutos de encharque.

Figura 29- Fotomicrografias do material temperado com 120 minutos de encharque.



(a) ampliação de 400X

(b) ampliação de 800X

Fonte: Produzido pelo autor.

Analisando a Figura 29 percebe-se uma estrutura semelhante tanto ao material temperado com 10 como para o material com 60 minutos de encharque.

Observou-se também a presença de trinca no material temperado com 120 minutos de encharque. Tal fato pode ser explicado devido à maior facilidade de propagação de trincas com o aumento do grão austenítico prévio à formação da martensita. Com o aumento do tamanho de grão os pacotes de martensita formada também são maiores o que cria maiores áreas de material fragilizado. Também, pelo aumento do tamanho dos pacotes de martensita formada, é mais fácil a nucleação de trincas nas regiões de descontinuidade nos contornos dos pacotes e entre dois pacotes de crescimento em direções diferentes (CHIAVERINI, 1990). A fotomicrografia da fissura é mostrada pela Figura 30.

Figura 30 - Fotomicrografia da trinca do material temperado com 120 minutos de encharque, ampliação de 200X.



Fonte: Produzido pelo autor.

5.4 Caracterização do Material no Estado Temperado e Revenido

5.4.1 Resultados de dureza do aço SAE4140 no estado temperado e revenido

As medições de dureza Rockwell C das amostras no estado temperado e revenido do aço SAE4140 são apresentadas pelas Tabelas 12 a 16. Essas apresentam os resultados de medição de dureza para a mesma temperatura de revenimento e compara com os diferentes tempos de encharque da têmpera.

Pela análise das tabelas, percebe-se que, com o aumento do tempo de encharque no revenimento há de forma genérica a diminuição da dureza, sendo essa diferença mais evidente a partir dos 400°C durante o revenimento. Também é evidente que, ao compararmos os resultados para o material revenido com 500°C e 600°C, com 30 e 60 minutos de tempo de encharque, a diminuição da dureza é maior quando se compara os resultados para 60 e 180

minutos. Essa diminuição menor da dureza para maiores intervalos de tempo também foi citado por Chiaverini (1990).

Tabela 12 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 200°C.

Tempo de encharque no revenimento	Tempo de encharque na têmpera		
	10 min	60 min	120 min
10 min	52,4 ±1,3	51,6 ±1,3	49,4 ±0,5
30 min	52,4 ±1,5	51,6 ±1,3	49,9 ±2,5
60 min	49,8 ±2,2	49,7 ±1,8	45,6 ±2,1
180 min	50,4 ±0,7	51,3 ±0,8	48,3 ±1

Fonte: Produzido pelo autor.

Tabela 13 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 300°C.

Tempo de encharque no revenimento	Tempo de encharque na têmpera		
	10 min	60 min	120 min
10 min	52,6 ±1,2	49,4 ±1	45,9 ±1,1
30 min	46,8 ±1,3	48,7 ±1	46,7 ±2,3
60 min	43,7 ±2,4	46,1 ±0,9	45,4 ±0,9
180 min	43,7 ±6,4	46,6 ±1	45 ±1,3

Fonte: Produzido pelo autor.

Tabela 14 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 400°C.

Tempo de encharque no revenimento	Tempo de encharque na têmpera		
	10 min	60 min	120 min
10 min	45,1 ±1,1	46,6 ±1,5	46,4 ±1
30 min	41,3 ±1,6	44,8 ±1,2	43,3 ±1,4
60 min	42,1 ±1,1	44,3 ±0,8	42,6 ±0,7
180 min	40,1 ±1,8	40,9 ±2,3	43,2 ±1,4

Fonte: Produzido pelo autor.

Tabela 15 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 500°C.

Tempo de encharque no revenimento	Tempo de encharque na têmpera		
	10 min	60 min	120 min
10 min	42 ±1,1	43,3 ±0,8	41,8 ±1,1
30 min	39,1 ±1,3	39 ±1	36,8 ±2,5
60 min	38 ±1,3	38 ±1,4	35,7 ±1,2
180 min	37,6 ±0,9	38,4 ±0,8	34,7 ±1,8

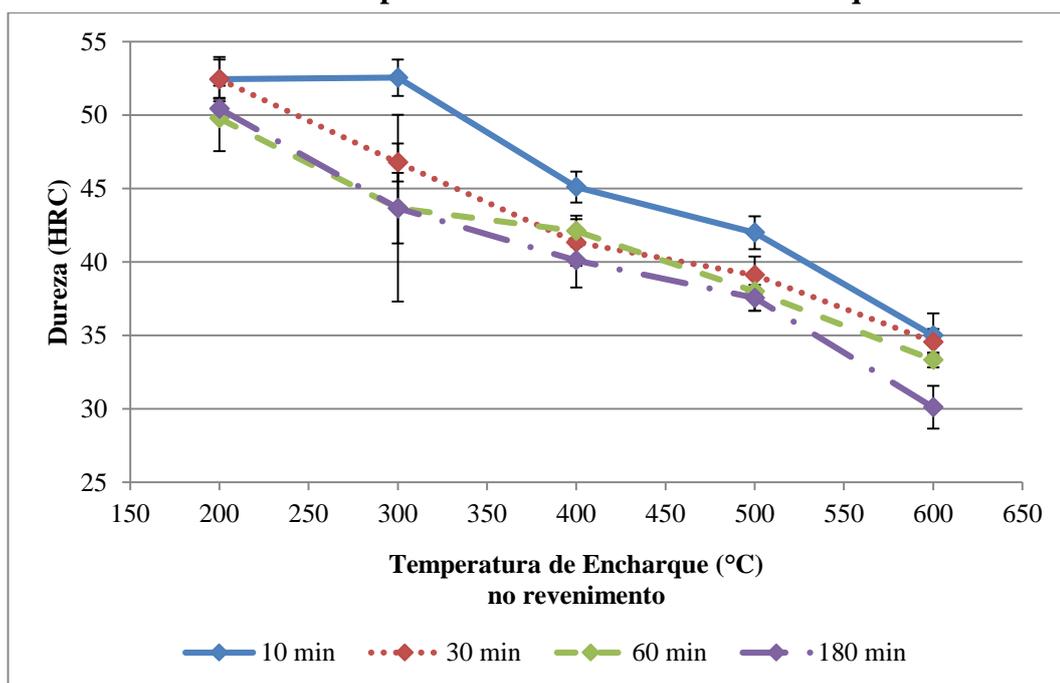
Fonte: Produzido pelo autor.

Tabela 16 - Resultados de dureza HRC para os materiais revenidos a 600°C.

Tempo de encharque no revenimento	Tempo de encharque na têmpera		
	10 min	60 min	120 min
10 min	35 ±1,5	37 ±0,6	34,9 ±0,9
30 min	34,6 ±0,9	33,6 ±1,3	31,7 ±1,3
60 min	33,3 ±0,5	31,9 ±2	29,6 ±1,4
180 min	30,1 ±1,5	30,1 ±2	28,3 ±1,4

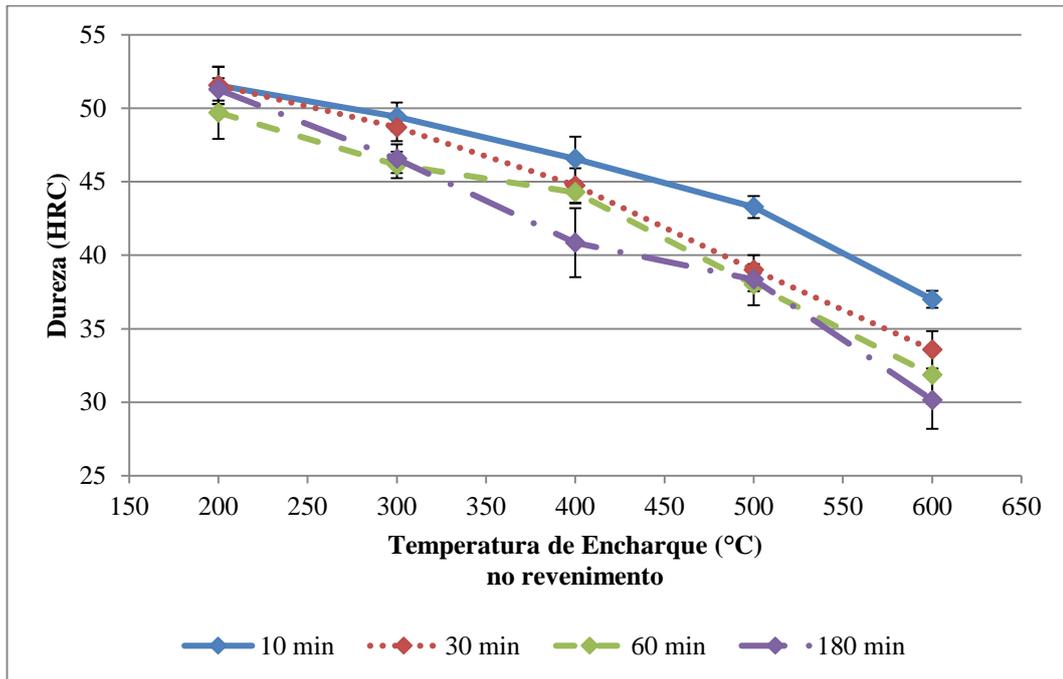
Fonte: Produzido pelo autor.

A partir dos dados apresentados pelas tabelas anteriores, foi possível a confecção dos gráficos que representam a curva de revenimento do material em relação aos três tipos de têmpera e são representados pelas Figura 31 a 33.

Figura 31 - Gráfico com os resultados de dureza do material temperado e revenido para o material temperado com 10 minutos de encharque.

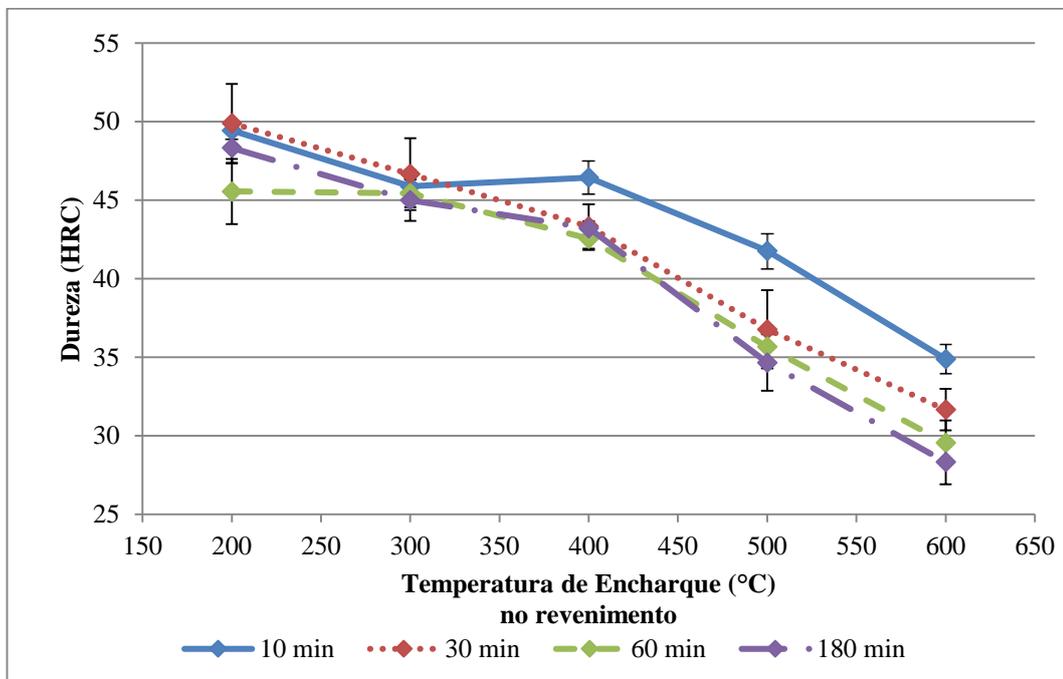
Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 32 - Gráfico com os resultados de dureza do material temperado e revenido para o material temperado com 60 minutos de encharque.



Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 33 - Gráfico com os resultados de dureza do material temperado e revenido para o material temperado com 120 minutos de encharque.



Fonte: Produzido pelo autor.

Analisando os gráficos apresentados pelas Figura 31 a 33, percebe-se que existe influência do tempo de encharque do revenimento nos resultados de medição de dureza, porém essa influência só é mais bem percebida quanto maior a temperatura de revenimento. E

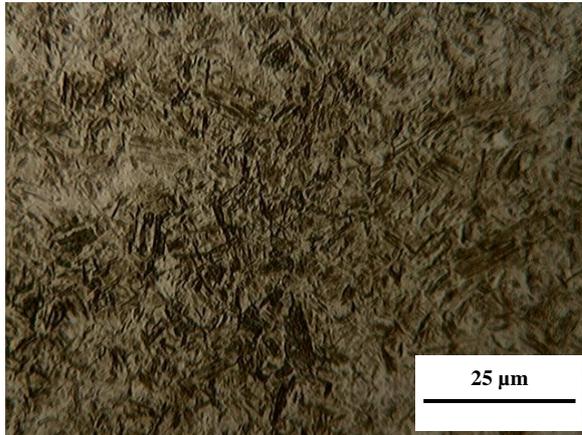
esse comportamento é observado para os três tempos de encharque da têmpera. A influência do tempo passa a ser mais evidente no resultado de dureza para revenimento a partir de 400°C.

5.4.2 *Análise da microestrutura do aço SAE4140 no estado temperado e revenido*

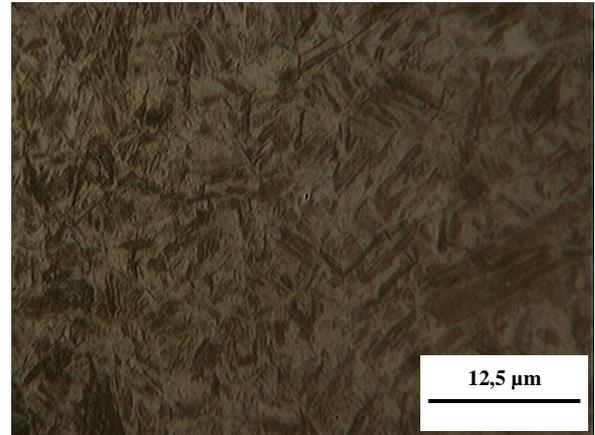
Para análise microestrutural foram selecionadas apenas as amostras temperadas com 60 minutos de encharque e as condições de revenimento de 200°C, 400°C e 600°C com os tempos de encharque de 10 e 180 minutos para as três, totalizando 6 amostras. As Figura 34 a 36 apresentam as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica para o aço SAE4140 no estado temperado com 60 minutos de encharque e revenidas a 200°C, 400°C e 600°C, respectivamente.

Analisando as Figura 34 a 36, percebe-se uma estrutura de martensita revenida, dada a presença de ripas com alta concentração de carbono, e com o contorno mais difuso devido ao revenimento sofrido que promove a precipitação dos carbonetos. A microestrutura identificada é coerente com os resultados obtidos tanto por Khani Sanij *et al.* (2012) como por Meysami *et al.* (2009) e a partir das imagens que são mostrados pelas Figura 14 e 16, respectivamente. Além disso percebe-se que os contornos das ripas de martensita são mais difusos quanto maior o tempo de encharque e também quanto maior a temperatura de revenimento. Pode ser visto também que, quanto maior a temperatura e o tempo de encharque no revenimento percebe-se a formação de martensita revenida menos acicular.

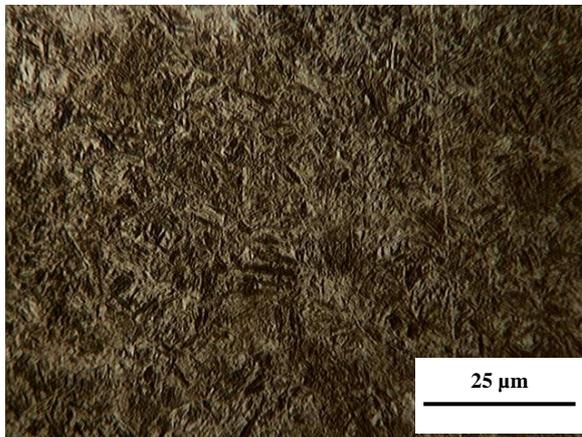
Figura 34- Fotomicrografias do material no estado temperado com 60 minutos de encharque e revenido a 200°C.



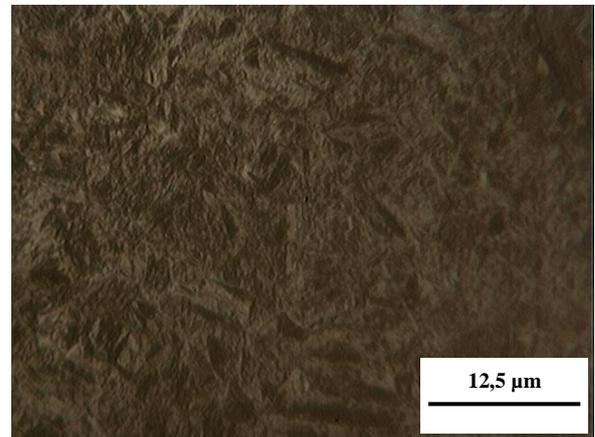
(a) 10min de encharque e ampliação de 400X



(b) 10min de encharque e ampliação de 800X



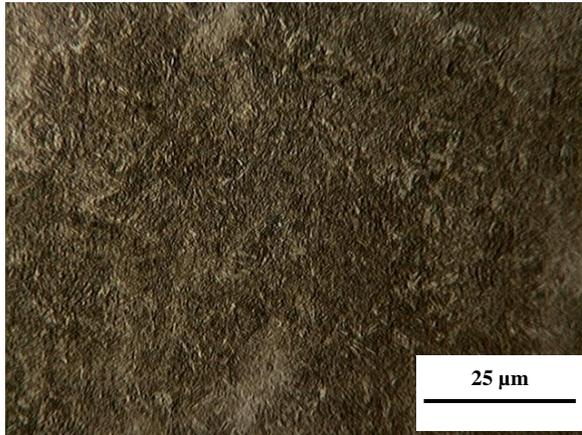
(c) 180min de encharque e ampliação de 400X



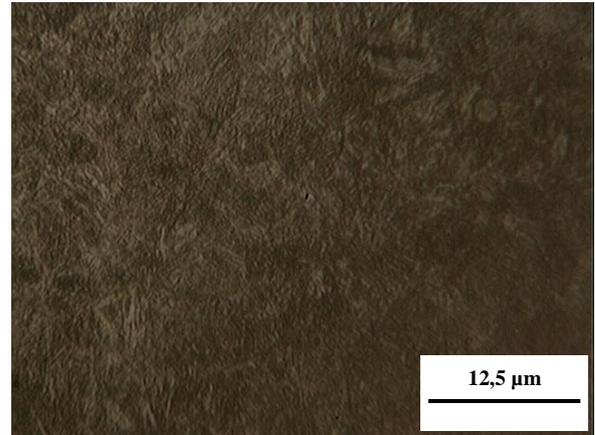
(d) 180min de encharque e ampliação de 800X

Fonte: Produzido pelo autor.

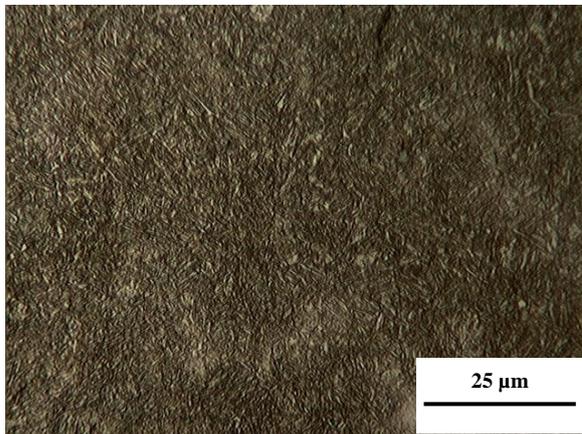
Figura 35- Fotomicrografias do material no estado temperado com 60 minutos de encharque e revenido a 400°C.



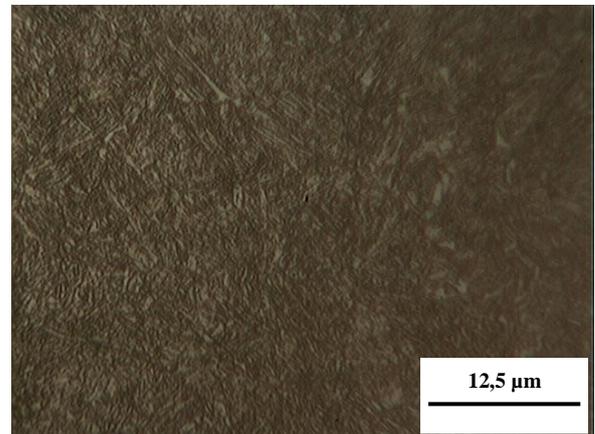
(a) 10min de encharque e ampliação de 400X



(b) 10min de encharque e ampliação de 800X



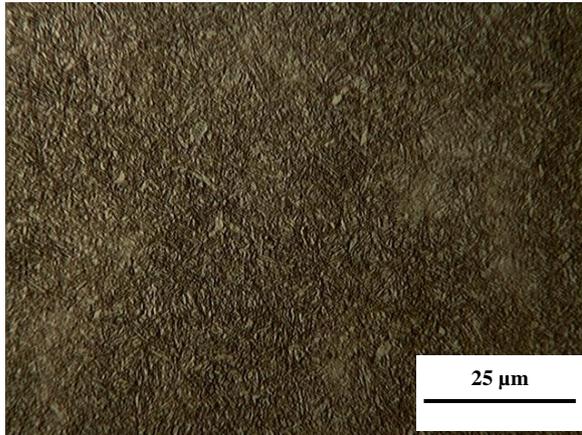
(c) 180min de encharque e ampliação de 400X



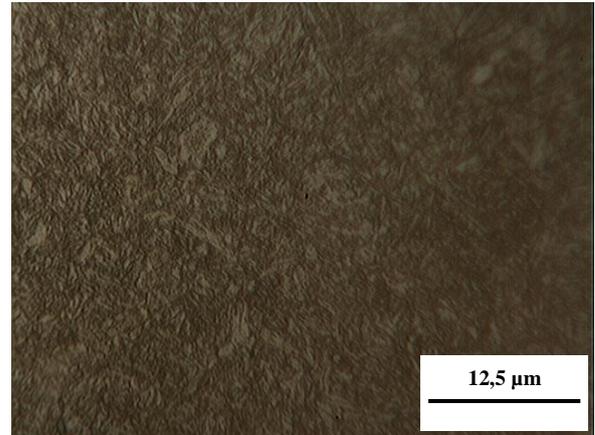
(d) 180min de encharque e ampliação de 800X

Fonte: Produzido pelo autor.

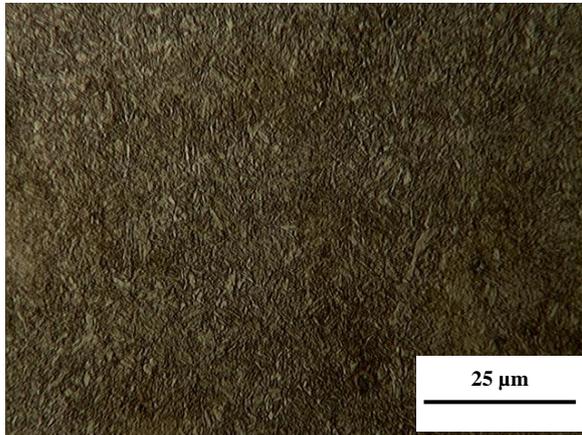
Figura 36- Fotomicrografias do material no estado temperado com 60 minutos de encharque e revenido a 600°C.



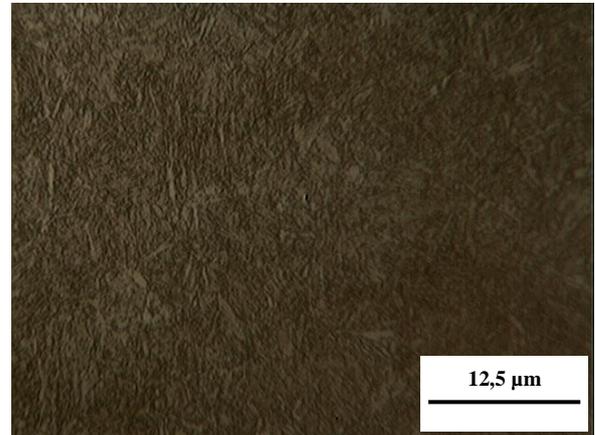
(a) 10min de encharque e ampliação de 400X



(b) 10min de encharque e ampliação de 800X



(c) 180min de encharque e ampliação de 400X



(d) 180min de encharque e ampliação de 800X

Fonte: Produzido pelo autor.

6 CONCLUSÕES

Pela análise dos resultados percebeu-se uma influência mais evidente do tempo de encharque do revenimento sobre a dureza em temperaturas superiores a 400°C. Dada a natureza difusional dessa transformação em martensita revenida, é possível justificar o fato de que em temperaturas superiores a 400°C existe energia o suficiente para haver difusão dos carbonetos, diminuindo a dureza do material revenido. Portanto, o tempo só se torna mais evidente a essas temperaturas pois acontecem mais precipitações de carbonetos.

Comparando os resultados para o material revenido a temperaturas de 200°C e 600°C percebe-se uma redução da dureza para os corpos de prova tratados com 10 minutos de encharque de até 48% para 600°C. Para o material revenido 600°C por 10 e 180 minutos observa-se a diminuição da dureza em 19%, de 37 para 30 HRC, para o maior tempo de encharque. Conclui-se que o tempo é influente, porém a temperatura tem influência mais evidente devido à natureza difusional da transformação em martensita revenida.

Pela análise das fotomicrografias percebeu-se que o material foi tratado adequadamente quanto à formação de estrutura martensítica na têmpera e, quando revenido, passa por transformação de fases de martensita para martensita revenida. Quanto maior o tempo de encharque e a temperatura de revenimento mais difusos os contornos da estrutura martensítica devido a uma maior dissolução dos carbonetos.

Observou-se também que para tempos muito grandes de encharque durante a têmpera há uma maior probabilidade de formação de trincas devido à fragilização do material provavelmente pelo crescimento elevado do tamanho de grão austenítico para essas condições.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM HANDBOOK. **Heat treating**. Ohio: ASM International, 2002. 2173p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM: 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, 2008. 704 p.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 1990. 576p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.

CORRÊA, F. J.; SCHAEFFER, L. Comparação das propriedades mecânicas do aço AISI 4140 no estado recozido e no estado normalizado. **FORGES**, p 30-31. Maio a Ago. 2013.

KHANI SANIJ, M. H.; GHASEMI BANADKOUKI, S. S.; MASHREGHI, A. R.; MOSHREFIFAR, M. The effect of single and double quenching and tempering heat treatments on the microstructure and mechanical properties of AISI 4140 steel. **Elsevier: Materials and Design**, v. 42, p. 339-346. Jun. 2012.

MEYSAMI, A. H.; GHASEMZADEH, S. H.; SEYEDEIN, S. H.; ABOUTALEBI, M. R.. An investigation os the microstructure and mechanical properties of direct-quenched and tempered AISI 4140 steel. **Elsevier: Materials and Design**, v. 31, p. 1570-1575. Set. 2009.

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

VAN VLACK, L. H. **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais**, 4 ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 1984.

VILLARES METALS. **Aços para construção mecânica VL30FO**. 2010. Disponível em <<http://www.villaresmetals.com.br>>. Acesso em Ago. 2013.