UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

JOSÉ EDUARDO NUCCI

**COMPORTAMENTO AO IMPACTO DOS AÇOS SAE 4140 E SAE O1
SOB DIFERENTES CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO:
TEMPERADO E REVENIDO (COM E SEM BANHO CRIOGÊNICO) E
AUSTEMPERADO.**

São Carlos

2014

JOSÉ EDUARDO NUCCI

**COMPORTAMENTO AO IMPACTO DOS AÇOS SAE 4140 E SAE 01
SOB DIFERENTES CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO:
TEMPERADO E REVENIDO (COM E SEM BANHO CRIOGÊNICO) E
AUSTEMPERADO.**

Dissertação apresentada a Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração:

Materiais

Orientadora: **Profa. Dra. Luralice de Campos Franceschini Canale**

ESTE EXEMPLAR TRATA-SE DA
VERSÃO CORRIGIDA.
A VERSÃO ORIGINAL ENCONTRA-
SE DISPONÍVEL JUNTO AO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA
MECANICA DA EESC-USP.

São Carlos

2014

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

N962c NUCCI, JOSÉ EDUARDO
COMPORTAMENTO AO IMPACTO DOS AÇOS SAE 4140 E SAE 01
SOB DIFERENTES CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO:
TEMPERADO E REVENIDO (COM E SEM BANHO CRIOGÊNICO) E
AUSTEMPERADO / JOSÉ EDUARDO NUCCI; orientadora
LAURALICE DE CAMPOS FRANCESCHINI CANALE. São Carlos,
2013.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica e Área de Concentração em
Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo, 2013.

1. AUSTÊMPERA. 2. TÊMPERA E REVENIDO. 3.
CRIOGÊNICO. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **JOSÉ EDUARDO NUCCI**.

Título da dissertação: "Comportamento ao impacto dos aços SAE 4140 e SAE 01 sob diferentes condições de tratamento térmico: temperado e revenido (com e sem banho criogênico) e austemperado".

Data da defesa: 21/03/2014

Comissão Julgadora:

Resultado:

Profa. Associada **Lauralice de Campos Franceschini Canale (orientadora)**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Dr. **Artur Mariano de Souza Malafaia**
(Universidade Federal de São João del Rei/UFSJ)

APROVADO

Prof. Dr. **Jan Vatauvuk**
(Universidade Presbiteriana Mackenzie)

Aprovado

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica:
Prof. Associado **Marcelo Areias Trindade**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Titular **Denis Vinicius Coury**

*Dedico este trabalho a minha esposa,
Débora S. F. Nucci, a minha filha
Helena F. Nucci, pelo apoio, força,
paciência e compreensão pelas minhas
ausências durante a dedicação no
desenvolvimento deste trabalho.*

AGRADECIMENTOS:

A Deus por iluminar o meu caminho durante todo o desenvolvimento desse trabalho, principalmente sendo o meu companheiro fiel nas viagens semanais de Piracicaba a São Carlos.

A minha esposa Débora e a minha filha Helena pela paciência e compreensão pelas minhas ausências em alguns momentos importantes de suas vidas devido à dedicação no desenvolvimento desse trabalho.

Ao meu pai Nelson e a minha mãe Aurea que rezaram e torceram muito por mim para eu conseguir vencer mais este desafio na minha vida.

A Professora Doutora Lauralice de Campos Franceschini Canale, pela dedicação e paciência na orientação.

Ao Professor Doutor Jan Vatauvuk por ter levantado a necessidade desse estudo e pela ajuda nas obtenções das Microestruturas Eletrônica por Varredura (MEV).

Ao Sr. Ivan Andrade, diretor-proprietário da empresa M.B.B. Metalúrgica Ltda, por ter me concedido um dia na semana para eu me dedicar ao desenvolvimento deste trabalho.

Ao Sr. Laudemir da empresa LC usinagem e ao Sr. André da empresa Rian Usinagem pela usinagem dos copos de prova.

Aos funcionários do departamento de engenharia de materiais SMM.

***“Se proje tas alguma coisa, ela
te sairá bem. E a luz brilhará em
teus caminhos.” Jó 22:28***

RESUMO

Nucci, J. E. Comportamento ao impacto dos aços SAE 4140 e SAE O1 sob diferentes condições de tratamento térmico: temperado e revenido (com e sem banho criogênico) e austemperado. 2013. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil. 2013.

Grandes partes dos estudos disponíveis na literatura sobre o comportamento dos materiais com microestruturas martensítica e bainítica relatam que a microestrutura bainítica, comparativamente à martensita revenida, promove melhores propriedades de impacto. No presente trabalho foi proposto o estudo de comportamento ao impacto de aços SAE 4140 e SAE O1 (VND) sob diferentes condições de tratamento térmico. Ao todo foram feitos 57 corpos de prova CHARPY para cada tipo de aço divididos em 3 lotes que foram então: temperados e revenidos, com e sem banho criogênico e austemperados. A dureza final após tratamento térmico foi similar nos diferentes tratamentos térmicos. Os resultados obtidos para os dois tipos de aço mostram que os corpos de provas que passaram pelo tratamento térmico de têmpera, revenido e banho criogênico apresentaram melhor tenacidade ao impacto.

Palavras-chaves: Austêmpera, têmpera e revenido, criogênico

ABSTRACT

Nucci, J. E. Behavior impact of SAE 4140 and SAE O1 steel under different conditions of heat treatment: quenched and tempered (with and without bath cryogenic) and austempered. 2013. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil. 2013.

Studies available in the literature about bainitic and martensitic microstructure report that bainitic microstructure compared to tempered martensite has better impact properties. In present work has proposed the study of the impact performance of steel SAE 4140 and SAE O1 (VND) under different conditions of heat treatment. A total 57 CHARPY specimens were divided in 3 sets, which were quenched and tempered, with and without cryogenic bath and austempered. The final hardness after heat treatment was similar in the different heat treatments. The results obtained for the two types of steel showed better impact performance for samples submitted to quenching tempering and cryogenic bath.

Keywords: Austempering, tempering and quenching, cryogenic process

LISTA DE FIGURAS

Figura 1:	Diagrama de equilíbrio Fe – C (Callister, 2006)	36
Figura 2:	Diagrama IT e CCT para o aço SAE4140 (Krauss, 2000).....	38
Figura 3:	Diagrama CCT para o aço SAEO1	39
Figura 4:	Diagramas esquemáticos IT para têmpera convencional + revenimento e austêmpera. (ASM Handbook,1991)	40
Figura 5:	Curvas IT para diferentes aços mostrando a possibilidade de aplicação da austêmpera. (Silva; Mei, 2006).	42
Figura 6:	Esquema das duas morfologias de bainita mais comum: (a) bainita superior; (b) bainita inferior; (c) esquema simplificado dos crescimentos da bainita superior e (d) esquema simplificado dos crescimentos da bainita inferior (Colpaert, 2008); (a) e (b) adaptado de Porter e Easterling (1992); (c) e (d) adaptado de Reynolds; Aaronson e Spanos (1991).....	44
Figura 7:	Crescimento de placas da bainita superior a partir de inclusões intragranulares em aço com 0,38%C, 1,39%Mn, 0,039%S, 0,09%V, 0,013%N, tratado isotermicamente por 38s a 450°C. A seta indica ripas de bainita com carbonetos entre as ripas, assim como no interior destas. (Thewlis, 2004).....	45
Figura 8:	Bainita Inferior em aço 1,10%C, transformação isotérmica a 190°C por 5h, (Krauss, 2005).....	45
Figura 9:	Diagramas esquemáticos IT para (a) têmpera convencional e (b) martêmpera. (ASM Handbook, 1991)	47

Figura 10:	Diagramas esquemáticos IT para (a) martêmpera convencional e (b) martêmpera modificada (ASM Handbook, 1991).....	49
Figura 11:	O mecanismo de Bain para a transformação da austenita em martensita. (a), (b) e (c) representam as três direções nas quais o eixo tetragonal pode ser acomodado na estrutura CFC original. Somente os átomos de ferro são mostrados. (Guillén, 1995).....	52
Figura 12:	Parâmetros de rede da martensita, em função do teor de carbono. (adaptado de Krauss, 2005)	53
Figura 13:	Temperatura de formação da martensita quanto à morfologia (ripas e placas) em função da porcentagem de carbono das ligas de aço. (Krauss, 1995).....	54
Figura 14:	Transição da microestrutura martensita de ripas para placas em ligas Fe-C com porcentagem de carbono entre 0,67 a 1,0% de carbono. A: 0,67% carbono; B: 0,75%; C: 0,82%C; D: 0,85%; E: 0,93%; F: 1,00% (Krauss, 1995).	55
Figura 15:	Austenita Retida em Função da Porcentagem de Carbono em Ligas Fe-C (ASM Handbook, 1991)	56
Figura 16:	Estágios do Revenido (Honeycombe, 1982)	59
Figura 17:	Deslocamento da curva de transição de impacto para uma temperatura maior como resultado da fragilidade do revenido produzido em um aço SAE 3140 através de revenimento isotérmico e resfriamento em forno através da faixa de fragilização do revenido (Krauss, 2005).....	60
Figura 18:	Efeitos do teor de C na curva CHARPY V de um aço temperado e revenido para limite de escoamento na ordem de 1170 MPa (ASM Handbook, 1996).....	61

Figura 19:	Tenacidade ao impacto como uma função da temperatura de revenimento de aços baixa liga médio carbono endurecido (Krauss, 1995).....	62
Figura 20:	Energia absorvida em função da temperatura de revenido para austenitização a 860°C (Vatavuk et al., 2000).	64
Figura 21:	Energia absorvida em função da temperatura de revenido para austenitização a 1000° + 860°C para amostra de aço ABNT 5160 (Vatavuk et al., 2000).....	65
Figura 22:	Fraturas obtidas em ensaios de tração uniaxial. (a) fratura 100% dúctil; (b) fratura moderadamente dúctil; (c) fratura frágil (Callister, 2006).	71
Figura 23:	Estágio da fratura taça e cone. (a) Empescoçamento inicial. (b) Pequena formação de cavidade. (c) Coalescência de cavidade para a formação de uma trica. (d) Propagação da trica. (e) Fratura final por cisalhamento em um ângulo de 45° em relação a direção de tração (Callister, 2006).....	72
Figura 24:	(a) Fratura do tipo taça e cone no alumínio. (b) Fratura frágil (Callister, 2006).....	73
Figura 25:	Fractografia eletrônica por varredura mostrando: (a) microcavidades esféricas características de uma fratura dúctil resultante de carga de tração uniaxial. (b) microcavidade com formato parabólico característica de uma fratura dúctil que resulta da aplicação de uma carga de cisalhamento (Callister, 2006).....	74
Figura 26:	Fractografia eletrônica por varredura mostrando: (a) superfície de fratura transgranular de um ferro fundido dúctil. (b) superfície de fratura intergranular. Ampliação de 50X (Callister, 2006).....	75

Figura 27:	Posição da extração do corpo de prova da barra de aço laminado.....	77
Figura 28:	Dimensões de corpo de prova para ensaio CHARPY, tipo A, B e C (ASTM E23, 2001).....	78
Figura 29:	Diagrama IT e CCT para o aço SAE4140 (Krauss, 2000) (Adaptado)	79
Figura 30:	Forno Mufla do laboratório de metalurgia da EESC – USP.....	81
Figura 31:	Recipiente e corpos de prova CHARPY durante o tratamento criogênico.....	83
Figura 32:	Pontos de inspeção de dureza nos corpos de prova.	84
Figura 33:	Durômetro usado nas inspeções de dureza nos corpos de prova.	84
Figura 34:	Máquina para ensaio de impacto INSTRON WOLPERT® PW30.	85
Figura 35:	Gráfico: Aço SAE 4140. Durezas em função da temperatura de revenido.	90
Figura 36:	Gráfico: Aço SAE O1. Durezas em função da temperatura de revenido.	90
Figura 37:	Gráfico: Aço SAE 4140. Energia de impacto para diferentes temperaturas de revenido.	91
Figura 38:	Gráfico: Aço SAE O1, Energia de impacto para diferentes temperaturas de revenido.	92
Figura 39:	Tenacidade vs. Temperatura de Revenido para aço 4140, tempo de revenido 1h (ASM Handbook, 1991).	93
Figura 40:	Micrografia do Aço SAE 4140 Temperado e Revenido (400°C, 1h).....	94

Figura 41:	Micrografia do Aço SAE O1 Temperado e Revenido (450°C, 1h).....	95
Figura 42:	Micrografia do Aço SAE 4140 Austemperado.	96
Figura 43:	Micrografia do Aço SAE O1 Austemperado	96
Figura 44:	Aço SAE 4140: Análise macroscópica do corpo de prova CHARPY, (A) temperado e revenido e (B) austemperado. Aspecto macroscópico da fratura, (A) presença de shear lips nas bordas (B) ausência de shear lips.	104
Figura 45:	Aço SAE O1: Análise macroscópica do corpo de prova CHARPY, (A) temperado e revenido e (B) austemperado. Aspecto macroscópico da fratura, (A) presença de shear lips nas bordas (B) ausência de shear lips.	105
Figura 46:	Micrografia MEV aço SAE O1: (a) temperado e revenido e (b) austemperado.....	107
Figura 47:	Micrografia MEV aço SAE 4140: (a) temperado e revenido e (b) austemperado.....	108

LISTA DE TABELAS

Tabela 1:	Aços Empregados no Processo de Martêmpera (Silva; Mei, 2006).....	48
Tabela 2:	Dureza média me HRC inspecionadas nas amostras de aço ABNT 5160 para duas temperaturas de austenitização (860°C e 1000°C + 860°C) e diferentes temperatura de revenido (Vatavuk et al., 2000).	64
Tabela 3:	Parâmetros para realização do tratamento isotérmico de austêmpera.	80
Tabela 4:	Parâmetros para realização de têmpera nos aços SAE 4140 e SAE O1.	81
Tabela 5:	Composição Química do aço SAE 4140.	87
Tabela 6:	Composição Química do aço SAE O1.	87
Tabela 7:	Dureza média e desvio padrão após têmpera para o aço SAE 4140 e SAE O1.	88
Tabela 8:	Dureza média e desvio padrão para as diferentes temperaturas de revenido para o aço SAE 4140 e SAE O1. Tempo de encharque 1 hora.	89
Tabela 9:	Aço SAE 4140. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços temperados e revenido (400°C – 1h).	97
Tabela 10:	Aço SAE O1. Energia de Impacto em aços temperados, revenido (450°C - 1h).	98
Tabela 11:	Aço SAE 4140. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços temperados, revenido (400°C - 1h) e criogênico (1h).....	98

Tabela 12:	Aço SAE O1. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços temperados, revenido (450°C - 1h) e criogênico (1h).	99
Tabela 13:	Aço SAE 4140. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços austemperado.	100
Tabela 14:	Aço SAE O1. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços austemperado.	101
Tabela 15:	Resultados comparativos entre os diferentes aços nas diversas situações de tratamento térmicos finais obtidos no estudo.	102
Tabela A1:	Dureza após têmpera para o aço SAE 4140.	119
Tabela A2:	Dureza após têmpera para o aço SAE O1.	120
Tabela A3:	Dureza após Revenido para o aço SAE 4140. Tempo de encharque 1 hora.	121
Tabela A4:	Aço O1, Dureza para diferentes temperaturas de Revenido. Tempo de encharque 1 hora.	122
Tabela A5:	Aço SAE 4140. Energia de impacto para diferentes temperaturas de revenido.	123
Tabela A6:	Aço SAE O1. Energia de impacto para diferentes temperaturas de revenido.	124
Tabela A7:	Aço SAE 4140. Dureza após têmpera e revenido (400° C – 1h).	125
Tabela A8:	Aço SAE O1. Dureza após têmpera e revenido (450° C – 1h).	125
Tabela A9:	Aço SAE 4140. Dureza após têmpera e revenido com banho criogênico.	126

Tabela A10: Aço SAE O1. Dureza após têmpera e revenido com banho criogênico.....	126
Tabela A11: Aço SAE 4140. Dureza após austêmpera.....	127
Tabela A12: Aço SAE O1. Dureza após austêmpera.....	127

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnica
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
C	Carbono
CCC	Estrutura Cristalina Cúbica de Corpo Centrado
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
CFC	Estrutura Cristalina Cúbica de Face Centrada
ϵ	Carboneto épsilon
EESC	Escola de Engenharia de São Carlos
Fe	Ferro
Fe_3C	Cementita
HRC	Dureza Rockwell C
IT	Isothermal Transformation
K_{IC}	Tenacidade à fratura em deformação plana
MEV	Microscopia Eletrônica por Varredura
M_f	Temperatura final de transformação da martensita
Mn	Manganês
Mo	Molibidênio
M_s	Temperatura inicial de transformação da martensita
P	Fósforo
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
TCC	Estrutura Cristalina Tetragonal de Corpo Centrada
TME	<i>Tempered Martensite Embrittlement</i>
TTT	Tempo Temperatura Transformação
USP	Universidade de São Paulo

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	31
2.	OBJETIVO.....	33
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	35
3.1.	Tratamentos Térmicos e Isotérmicos	35
3.1.1.	Diagrama de Equilíbrio Fe-C e Diagramas TTT.....	35
3.1.2.	Tratamento Isotérmico	39
3.1.2.1.	Austêmpera	39
3.1.2.1.1.	Bainita	43
3.1.2.2.	Martêmpera	46
3.1.2.3.	Martêmpera Modificada	49
3.1.3.	Têmpera Convencional.....	50
3.1.3.1.	Martensita.....	50
3.1.3.2.	Austenita Retida	56
3.1.3.3.	Revenido	57
3.1.4.	Tratamento Criogênico	65
3.2.	Fraturas.....	69
3.2.1.	Tipos de Fraturas.....	69
3.2.1.1.	Fratura Dúctil	70
3.2.1.2.	Fratura Frágil	73
4.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	77
4.1.	Fabricação dos Corpos de Prova.....	77
4.2.	Tratamento Térmico.....	79
4.2.1.	Austêmpera.....	79
4.2.2.	Determinação da Faixa de Fragilização do Revenido.....	80
4.2.3.	Têmpera, Revenido e Tratamento Criogênico	82
4.3.	Ensaio Realizados.....	83
4.3.1.	Ensaio de Dureza	83
4.3.2.	Ensaio CHARPY	84
4.4.	Análise da Fratura.....	85
5.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	87

5.1. Composição Química.....	87
5.2. Faixa de Fragilidade da Martensita Revenida	88
5.3. Caracterização Microestrutural das Amostras Tratadas Termicamente.....	94
5.4. Resultados de Dureza e Tenacidade nas Condições Estudadas.....	97
5.5. Fratura	103
5.5.1. Análise Macroscópica	104
5.5.2. Análise da Fratura por MEV.....	106
6. CONCLUSÃO.....	109
7. TRABALHOS FUTUROS.....	111
REFERÊNCIAS.....	113
ANEXOS	119

1. INTRODUÇÃO

É consenso entre a maioria dos estudiosos em tratamento térmico que a austêmpera, com sua microestrutura bainítica, comparativamente à têmpera e revenido convencional, que produz martensita revenida, apresenta melhores propriedades de impacto comparadas com a microestrutura martensítica.

Barreiro (1985) relata que austêmpera é um tratamento isotérmico que pode formar bainita inferior, quando o banho é feito na faixa de 250° a 400°C, ou bainita superior quando a temperatura é mais alta, de 500° a 550°C e que peças submetidas ao tratamento de austêmpera apresentam tenacidade muito mais elevada que peças idênticas, com a mesma dureza, que passaram pelo tratamento de têmpera e revenido.

Embora a grande maioria dos trabalhos coloque a austêmpera como o tratamento térmico que confere ao aço as melhores propriedades de impacto, há trabalhos controversos como o de Santos, Goldenstein e Vatauvuk (2011).

Assim, neste contexto, o trabalho se propõe a apresentar resultados de ensaio de impacto para dois aços (SAE 4140 e SAE O1) submetidos a tratamento térmico envolvendo a formação de bainita e de martensita revenida. Esses aços apresentam teores de carbono diferentes, sendo que o aço SAE 4140 é muito utilizado na fabricação de peças para a indústria de exploração de petróleo, automotiva, siderúrgica e de bens de capital enquanto que o aço SAE O1 é muito utilizado na fabricação de ferramentas para trabalho em madeira, pinos de guia, rolos laminadores de roscas, estampos e matrizes em geral, calibres e padrões (Villares Metals, 2013).

2. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é realizar uma comparação da tenacidade de dois aços: o aço SAE 4140, um aço liga cromo-molibdênio com médio teor de carbono e o aço SAE O1, um aço ferramenta com alto teor de carbono, e verificar, através do ensaio de impacto CHARPY, a tenacidade dos aços após passarem pelo processo de tratamento térmico de têmpera e revenido, com e sem banho criogênico e tratamento isotérmico de austêmpera, levando em consideração um mesmo patamar de dureza.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Tratamentos Térmicos e Isotérmicos

Tratamento térmico envolve um conjunto de operações às quais se submetem os materiais para a obtenção de propriedades específicas. Para os processos de aquecimento e resfriamento nas quais se submetem os aços, devem ser levados em consideração os seguintes parâmetros: temperatura, tempo, meios de resfriamento e velocidade de resfriamento. O objetivo do tratamento térmico é a de conferir aos materiais propriedades particulares, adequadas à sua transformação ou emprego futuro (NBR NM136, 2000).

O tratamento térmico continua a ser um aspecto vital na fabricação de produtos de aço, permitindo-os exibir uma ampla variedade de propriedades dependendo da sua composição química, bem como as fases e microconstituintes presentes, que por sua vez são dependentes desse tratamento térmico.

Os tipos de tratamentos térmicos e isotérmicos são (ASM Handbook, 1991):

- Tratamento térmico: têmpera, revenido, normalização e recozimento;
- Tratamento isotérmico: austêmpera, martêmpera e recozimento isotérmico.

Os parâmetros para os diversos tratamentos térmicos dos aços são baseados no diagrama Fe-C e nas curvas TTT.

3.1.1. Diagrama de Equilíbrio Fe-C e Diagramas TTT

O diagrama de equilíbrio Fe-C é mostrado na Figura 1 e ilustra as alterações de estado físico e de estrutura que sofrem as ligas Fe-C, em decorrência de aquecimentos ou resfriamentos lentos em equilíbrio. Com ele é possível prever as transformações de fases devido às alterações de composição e de temperatura

(Rizzo, 2007). Sendo possível, com o seu auxílio determinar as temperaturas de processamento de ligas Fe-C (Colpaert, 2008).

Figura 1: Diagrama de equilíbrio Fe – C (Callister, 2006)

Os diagramas TTT podem ser subdivididos em diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) e diagramas IT (*Isothermal Transformation*). Os diagramas CCT são compostos por curvas que tem como objetivo demarcar início e fim da transformação microestrutural que ocorre nos aços durante um resfriamento contínuo, mostrando as transformações da austenita em função do tempo para diferentes taxas de resfriamento (Reed-Hill, 1982).

Aspectos relacionados com a forma de diagrama TTT são dependentes da porcentagem de carbono e da variação do teor de outros elementos da liga (Santos; Goldenstein; Vatauvuk, 2011).

Nos tratamentos térmicos de têmpera, recozimento pleno e normalização, o aço após o aquecimento no campo austenítico é resfriado de maneira contínua,

portanto, é possível usar as curvas de transformação em resfriamento contínuo (CCT) para análise e diagnóstico. Os diagramas IT são construídos a partir do estudo das transformações isotérmicas. A Figura 2 mostra um diagrama IT e CCT para o aço SAE 4140. Para situações, caracterizadas pela ocorrência de transformações isotérmicas, os diagramas IT seriam aqueles utilizados, como por exemplo, nas operações de recozimento isotérmico, austêmpera e martêmpera. Em termos de resultados, comparando os dois diagramas mencionados, pode-se afirmar que o resfriamento contínuo leva à ocorrência da transformação da austenita em constituintes diversos às temperaturas mais baixas e tempos mais longos (Reed-Hill, 1982).

A Figura 2, na área inferior, apresenta uma legenda referenciando o significado de cada curva, nos quais tem-se:

- Linhas contínuas finas (diagrama IT) representam o início e o fim da transformação da austenita em microestruturas variadas por processo isotérmico.
- Linhas contínuas grossas e linhas tracejadas grossas (diagrama CCT) representam a transformação em resfriamento contínuo;
- Linhas tracejadas finas representam as curvas de resfriamento, com diversas velocidades de resfriamentos e ao final a definição dos microconstituintes gerados para cada velocidade de resfriamento.

Figura 2: Diagrama IT e CCT para o aço SAE4140 (Krauss, 2000)

A Figura 3 ilustra o diagrama de transformação por resfriamento contínuo (CCT) para o aço SAE O1 onde se pode identificar diferentes taxas de resfriamento e suas respectivas durezas adquiridas após os respectivos resfriamentos, obtendo-se microestruturas como martensita, bainita e ferrita em função da velocidade de resfriamento. Percebe-se também que, por resfriamento contínuo, é possível formar bainita.

Figura 3: Diagrama CCT para o aço SAE01
 (http://www.metalravne.com/selector/steels_cct/ow4.html)

3.1.2. Tratamento Isotérmico

3.1.2.1. Austêmpera

Austêmpera é o tratamento térmico obtido a partir da transformação isotérmica de uma liga ferrosa, a uma temperatura inferior à de formação da perlita e, acima da formação da martensita, assim obtendo-se a microestrutura bainítica (ASM Handbook, 1991).

É desejável que as peças austemperadas apresentem estrutura 100% bainítica, mas muitos aços austemperados, devido à espessura da parede, não apresentam 100% de estrutura bainítica e sim uma estrutura mista, pois há alguma formação de martensita, e às vezes, por apresentarem dureza abaixo do normal, verifica-se também a presença de uma determinada porcentagem de perlita, que é mais comum quando, durante o resfriamento para a temperatura de austêmpera, se atinge o “nariz” da curva IT (ASM Handbook, 1991).

O resfriamento, após a temperatura de austenitização, é realizado em banho de sal, banho de óleo ou chumbo derretido. Os parâmetros de tempo e temperatura da austêmpera são definidos conforme a curva IT do aço. Atingindo os parâmetros definidos, o aço é tirado do banho e resfriado ao ar até atingir a temperatura ambiente.

Após esse tratamento não há necessidade do revenimento posterior, como é o caso do tratamento térmico de têmpera. A Figura 4 ilustra um diagrama esquemático onde se pode comparar os dois tipos de tratamento: austêmpera e têmpera e revenido convencional

Figura 4: Diagramas esquemáticos IT para têmpera convencional + revenimento e austêmpera. (ASM Handbook, 1991)

A definição do aço para aplicação do processo de austêmpera requer uma análise cuidadosa da curva IT do respectivo aço (Silva; Mei, 2006). Três parâmetros são importantes:

- A localização do nariz da curva IT e a velocidade de resfriamento a ser utilizada;
- O tempo necessário para a completa transformação da austenita em bainita à temperatura de austêmpera;
- A temperatura M_s .

A Figura 5 apresenta a curva IT dos aços 1080, 1034, 5140 e 9261. A curva IT do aço 1080 mostra uma limitação para aplicação da austêmpera, o resfriamento a partir da temperatura de austenitização para o banho de austêmpera, deve ser realizado em menos de 1 segundo, para evitar o nariz da curva IT, e assim, impedir a transformação em perlita durante o resfriamento. Dependendo da temperatura, a transformação isotérmica no banho é completada dentro de um período que varia de poucos minutos a cerca de 1 hora. Por causa da necessidade de uma taxa de resfriamento rápido, a austêmpera em aços 1080 é recomendada para peças com seções máximas de 5 mm (Silva; Mei, 2006).

O aço 5140 é um aço de baixa liga e ideal para ser submetido ao tratamento de austêmpera, como indicado pela curva IT deste aço mostrado na Figura 5. O tempo de resfriamento, a partir da temperatura de austenitização é próximo de 2 segundos, não tocando o nariz da curva, e a transformação bainítica é concluída dentro de 1 a 10 minutos em temperatura de 315 a 400 °C. Peças fabricadas com aço 5140, ou de outras ligas com características de transformação semelhantes são ideais para o processo de austêmpera. Devido o tempo para resfriamento, a partir da temperatura de austenitização, ser maior comparado com o do aço 1080, pode-se austemperar peças fabricadas com aços 5140 com dimensões maiores que as praticadas com o aço 1080 (Silva; Mei, 2006).

Além dos aços 1080 e 5140, o tratamento isotérmico de austêmpera pode ser aplicado nos seguintes tipos de aço:

- Aços carbono contendo 0,50 - 1,00 %C e com mínimo de 0,60 %Mn;

- Aços alto carbono contendo mais do que 0,90% de C e, eventualmente, um pouco menos do que 0,60% de Mn;
- Certos aços carbono (tais como 1041) com: %C < 0,50, e com $1,00\% < \text{Mn} < 1,65\%$

Alguns aços de baixa liga (tais como os aços da série 51XX) contendo mais de 0,30%C, aços da série 13XX – 4XXX com teores de carbono acima de 0,40%, e outros aços, tais como 6145 e 9440. (ASM Handbook, 1991)

Figura 5: Curvas IT para diferentes aços mostrando a possibilidade de aplicação da austêmpera. (Silva; Mei, 2006).

3.1.2.1.1. Bainita

Barreiro (1985) define que bainita é um microconstituente que se forma na transformação isotérmica da austenita, quando a temperatura do banho de resfriamento está aproximadamente entre 250° e 550°C. Há dois tipos de bainita, bainita inferior e bainita superior.

A bainita superior apresenta um aspecto arborescente, formada de 500° a 550°C, que difere bastante da bainita inferior, formada a mais baixa temperatura (250° a 400°C) e que tem aspecto de agulha bastante parecido com a martensita.

A bainita superior é composta de “pacotes” de cristais de ferrita paralelos entre si, que crescem através dos grãos de austenita. Carbonetos estão presentes entre os cristais de ferrita. Esses carbonetos são maiores que os encontrados na bainita inferior, mas não são visíveis por metalografia ótica (Colpaert, 2008).

Em análise metalográfica a bainita superior aparece com uma tonalidade escura (ou seja, tem baixa refletividade) devido à rugosidade causada pelo ataque químico em torno das partículas de cementita. O aspecto de “plumas e/ou penas de aves” nos pacotes de cristais de ferrita é possível visualizar por microscopia óptica (Krauss, 1995).

A bainita inferior é formada por grandes e longas placas de ferrita não paralelas e se assemelha à microestrutura da martensita em placas; é frequentemente denominada como formas de agulhas. A Figura 6 mostra um esquema das duas morfologias de bainita mais comum, (a) bainita Superior (b) bainita Inferior, as partículas pretas representam cementita, as regiões brancas, ferrita. E também mostra o esquema simplificado dos crescimentos (c) da bainita superior, com precipitação dos carbonetos entre as placas de ferrita e (d) da bainita inferior em que os carbonetos seriam precipitados dentro da ferrita após a transformação. Na bainita inferior pode ocorrer, também, carbonetos entre as placas (Colpaert, 2008).

Figura 6: Esquema das duas morfologias de bainita mais comum: (a) bainita superior; (b) bainita inferior; (c) esquema simplificado dos crescimentos da bainita superior e (d) esquema simplificado dos crescimentos da bainita inferior (Colpaert, 2008); (a) e (b) adaptado de Porter e Easterling (1992); (c) e (d) adaptado de Reynolds; Aaronson e Spanos (1991).

A Figura 7 e a Figura 8 mostram a bainita inferior para aços com 0,38% de carbono e com 1,10% de carbono respectivamente, onde se pode ver o crescimento de placas de bainita a partir de inclusões intragranulares. Os carbonetos das placas de ferrita que compõem a bainita inferior são responsáveis pela sua aparência gerada pelo ataque químico na metalografia, mas são muito finos para ser visualizado por microscopia óptica (Krauss, 1995).

Figura 7: Crescimento de placas da bainita superior a partir de inclusões intragranulares em aço com 0,38%C, 1,39%Mn, 0,039%S, 0,09%V, 0,013%N, tratado isotermicamente por 38s a 450°C. A seta indica ripas de bainita com carbonetos entre as ripas, assim como no interior destas. (Thewlis, 2004)

Figura 8: Bainita Inferior em aço 1,10%C, transformação isotérmica a 190°C por 5h, (Krauss, 2005)

Meng-Yin *et al.* (2008) realizando estudos com tratamentos isotérmicos envolvendo martêmpera e austêmpera, concluiu que a uma dada dureza, a bainita inferior tem maior tenacidade e ductilidade do que a martensita revenida. As amostras que passaram pelo processo convencional de têmpera e revenido apresentaram tenacidade inferior à das amostras que passaram pelo processo de martêmpera e revenido. Além disso, a resistência à tração das duas estruturas (bainita e martensita) permaneceu praticamente igual e a resistência à deformação da martensita revenida é maior comparado com bainita inferior.

3.1.2.2. Martêmpera

O tratamento isotérmico de martêmpera tem como objetivo a obtenção da martensita, mas em condições diferentes da têmpera convencional. Na martêmpera, o resfriamento é interrompido por alguns instantes a uma temperatura pouco superior temperatura M_S , de modo a eliminar ou diminuir substancialmente os gradientes térmicos, prosseguindo em seguida para a formação da martensita. O tratamento de martêmpera minimiza as distorções nas peças. Assim tem-se um maior controle dimensional sobre os lotes de peças quando comparada à têmpera convencional. Para a realização da martêmpera, é necessário um conhecimento adequado das curvas IT dos aços a serem submetidos a esse tratamento (SILVA; Mei, 2006).

A Figura 9 apresenta um diagrama esquemático de têmpera convencional e um diagrama esquemático de martêmpera, mostrando as diferenças de taxa de resfriamento entre a superfície e o centro da peça durante o tratamento. No diagrama referente à têmpera convencional, tem-se que o tempo no resfriamento no centro da peça é mais longo comparado com o tempo de resfriamento na superfície. Assim ocorre diferença na taxa de transformação da austenita em martensita, provocando tensões de tração na superfície. No tratamento de martêmpera as temperaturas do centro da peça e da superfície são equalizadas um pouco acima da temperatura M_S . Com isso a transformação da austenita em martensita ocorre simultânea uniformemente em todas as seções da peça (ASM Handbook, 1991).

Figura 9: Diagramas esquemáticos IT para (a) têmpera convencional e (b) martêmpera. (ASM Handbook, 1991)

Embora o próprio processo de martêmpera diminua o potencial de distorção do componente, Totten, Bates e Clinton (1993) relatam que durante o resfriamento no processo de martêmpera a otimização da agitação permite um maior controle no gradiente térmico, minimizando ainda mais as distorções.

Maciejewski e Regulski (2009) realizaram estudos para avaliação de fratura no aço AISI 4140 martemperado e temperado e revenido. Os aços que passaram pelo tratamento de martêmpera apresentaram menor distorção, eliminação de trincas, maior resistência à fadiga e melhora na energia do impacto absorvido. Os resultados obtidos para a energia de impacto e para resistência à tração apresentaram mínima variação ao comparar os aços que passaram pelo tratamento de martêmpera e pelo tratamento de têmpera e revenido. Os autores relatam que os dados referentes à maior energia de impacto são escassos e parecem ser mais amplamente divulgado para os aços de alto carbono.

No tratamento isotérmico de martêmpera, as peças podem ser tratadas em banhos aquecidos, por exemplo, a cerca de 350°C , apenas até igualar a temperatura entre a superfície e o centro da peça, enquanto o aço está ainda está no estado austenítico; depois o resfriamento prossegue, obtendo-se martensita com menos risco de trincas e empenamentos. Após a martêmpera deve-se realizar o revenido. (Colpaert, 2008).

Os meios de resfriamento usados para o processo de martêmpera são banho de sal ou banho de óleo (Silva; Mei, 2006).

O custo para a realização do processo de martêmpera é maior quando comparado ao processo de têmpera convencional. A Tabela 1 apresenta aços empregados no processo de martêmpera.

Aço (ABNT/AISI)	Temperatura (°C)		
	Austenitização	Martêmpera	
		Óleo	Sal
1024	870	135	--
1070	845	175	--
1146	815	175	--
1330	845	175	--
4063	845	175	--
4130	845	--	200 – 260
4140	845	150	--
4140	830	--	230 – 270
4340 – 4350	815	--	230 – 270
52100	860	190	--
52100	845	--	175 – 245
8740	830	--	230 – 270
Aço para Cementação			
3312	815	--	175 – 190
4320	830	--	175 – 190
4315	955	190	--
4720	845	--	175 – 190
8617 – 8620	925	150	--
8620	860	--	175 – 190
9310	815	--	175 – 190

Tabela 1: Aços Empregados no Processo de Martêmpera (Silva; Mei, 2006).

3.1.2.3. Martêmpera Modificada

A martêmpera modificada difere da martêmpera convencional apenas na temperatura que se encontra o banho de sais (Figura 10). A temperatura do banho de sais está abaixo da temperatura M_s . A temperatura mais baixa aumenta a gravidade da têmpera. No caso dos aços de baixa temperabilidade, que requer arrefecimento mais rápido para conseguir atingir uma profundidade de têmpera suficiente, e também, quando a temperatura M_s do aço é elevada e ocorre a formação de alguns bainita que é prejudicial à peça acabada, quando submetido a martêmpera convencional. Portanto, o tratamento isotérmico de martêmpera modificada é aplicável a uma gama maior de aço comparado com a martêmpera convencional.

Figura 10: Diagramas esquemáticos IT para (a) martêmpera convencional e (b) martêmpera modificada (ASM Handbook, 1991).

Como meios de resfriamento, na martêmpera modificada usa-se óleo e sais de nitrato-nitrito fundido na temperatura de até 175°C. Devido os coeficientes de transferência de calor dos sais fundidos serem mais elevados, os sais fundidos

oferecer algumas vantagens operacionais e metalúrgicas comparado ao uso do óleo como meio de resfriamento (ASM Handbook, 1991).

Santos, Goldenstein e Vatauvuk (2011) realizaram estudos com o aço SAE O1 para verificar a tenacidade do aço após serem submetidos aos tratamentos de austêmpera, têmpera e revenido e martêmpera modificada para um mesmo patamar de dureza. A martêmpera modificada foi realizada à temperatura de 180°C. Como resultado, os autores chegaram que o aço submetido ao tratamento de martêmpera modificada apresentou maior tenacidade e maior resistência ao impacto comparado aos demais tratamentos.

3.1.3. Têmpera Convencional

3.1.3.1. Martensita

No processo de têmpera, o aço é aquecido até a temperatura de austenitização, deixando-o nessa temperatura por um intervalo de tempo determinado, conforme a composição química do aço. O aço é retirado do forno e resfriado rapidamente até atingir a temperatura ambiente. Nesse processo ocorre a transformação da austenita, que apresenta uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), em martensita, que apresenta uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC). Devido ao processo de resfriamento ser rápido a transformação da martensita a partir de austenita é um processo que ocorre sem difusão do carbono.

Conforme definido por Porter e Easterling (1992) a transformação martensítica é conhecida como um processo de transformação “militar” no aço, isto é, ocorre um movimento coordenado dos átomos com baixa mobilidade, esse movimento é menor que a distância intra-atômica. Nessa transformação não há difusão.

A formação da martensita está diretamente relacionada à temperatura: temperatura inicial de transformação da martensita (M_s), onde *s* significa *start*, e a temperatura que finaliza a formação da martensita (M_f), onde *f* significa *finish*. O carbono é o elemento de liga que tem a maior influência sobre a temperatura M_s ,

que é a principalmente responsável pela morfologia da martensita nos aços (Krauss, 2005).

A deformação da estrutura cristalina no processo de formação da martensita foi explicada pela primeira vez por Bain, conhecido como deformação de Bain. Isto pode ocorrer por lâmina, por distorção mecânica, ou por uma mistura de ambos os mecanismos de acordo com a composição química do aço. Esta movimentação provoca uma alteração na célula unitária ocorrendo uma expansão do sistema policristalino (Vatavuk; Canale, 2008).

Uma das maneiras de visualizar a transformação da austenita (CFC) para martensita (TCC) é a distorção de Bain, como mostrada na Figura 11. A estrutura CFC da austenita pode ser relacionada com uma rede TCC, com uma razão axial **c:a** de **1:2**. Na Figura 11, existem três direções nas quais o eixo tetragonal pode ser acomodado na estrutura CFC original. Na Figura 11, somente os átomos de ferro são representados. Os átomos de carbono ocupam os sítios intersticiais octaédricos comuns às três estruturas e não se movem. (Santos, 2008)

A estrutura TCC pode ser visualizada como uma distorção da estrutura CCC em que os parâmetros de rede na direção [001] não são iguais aos parâmetros nas direções [010] e [100]. (Colpaert, 2008)

À medida que a austenita é resfriada, a mobilidade atômica é cada vez mais restrita e as transformações que envolvem difusão e movimentos atômicos extensos ficam cada vez mais dificultados. Ainda assim, mesmo quando não existem condições para que esta reorganização dos átomos ocorra através de difusão, movimentos significativos dos átomos através de uma interface são possíveis para que as ligas de aço se reorganizem em estrutura de menor energia do que a austenita (Colpaert, 2008).

Ao contrário das transformações de fase envolvendo processo de difusão atômica, a formação da martensita depende apenas da temperatura de equilíbrio, não levando em consideração o tempo. O deslocamento rápido dos átomos resulta em uma mudança rápida da estrutura cristalina do aço durante o resfriamento.

Figura 11: O mecanismo de Bain para a transformação da austenita em martensita. (a), (b) e (c) representam as três direções nas quais o eixo tetragonal pode ser acomodado na estrutura CFC original. Somente os átomos de ferro são mostrados. (Guillén, 1995).

A Figura 12 mostra que quanto maior a porcentagem de carbono na composição química do aço maior será a distorção associada à formação da martensita, assim para que seja possível transformar a austenita em martensita é necessária mais energia acumulada para que ocorra a transformação (Colpaert,

2008). A tetragonalidade, medida pela relação entre os eixos $\frac{c}{a}$, aumenta com o teor de carbono. Pela equação a seguir tem-se:

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,045\%C \text{ (em peso)}$$

Pela equação anterior, observa-se que para 0% de carbono $c = a$, ou seja, a estrutura é CCC. O aumento do teor de carbono provoca um aumento na dimensão c em relação à dimensão a , distorcendo a estrutura CCC para formar a estrutura TCC. No ferro CCC, a expansão é maior no eixo c , dando origem a estrutura tetragonal (Silva; Mei, 2006).

Figura 12: Parâmetros de rede da martensita, em função do teor de carbono. (adaptado de Krauss, 2005)

Quanto à morfologia da martensita pode-se defini-las como: martensita em forma de ripas e martensita em forma de agulhas ou placas. Para aços com a porcentagem de carbono $\leq 0,60\%$ a martensita estará em forma de ripas, para aços com a porcentagem de carbono entre $1,0\%$ e $1,4\%$ a martensita aparece em forma de placas e para aços com a porcentagem de carbono entre $0,6\%$ e $1,0\%$ ocorre uma mistura na forma da martensita com ripas e placas (Krauss, 1995).

A Figura 13 mostra a morfologia da martensita em função da porcentagem de carbono que, quanto maior o teor de carbono, menor a temperatura M_s , provocando um aumento na porcentagem de austenita retida na microestrutura.

Figura 13: Temperatura de formação da martensita quanto à morfologia (ripas e placas) em função da porcentagem de carbono das ligas de aço. (Krauss, 1995).

No processo de formação da estrutura martensítica ocorre um aumento no volume na microestrutura contribuindo para o aparecimento de tensões residuais fragilizando a microestrutura. A microestrutura martensita é dura e resistente, e por ser frágil, possui, na realidade, uma ductilidade desprezível, principalmente para aços com maiores teores de carbono (Krauss, 1995).

A Figura 14 (A → F) mostra a transição da microestrutura da martensita em função da porcentagem do teor de carbono, de 0,67 a 1,00% de carbono. Com o aumento do teor de carbono, as placas de martensita se tornam mais evidentes, diferenciando-se da microestrutura de martensita em forma de ripa. Com o aumento de placas na microestrutura ocorre maior tendência de aparecimento de micro trincas, como é perceptível na microestrutura (setas) (Krauss, 1995).

Figura 14: Transição da microestrutura martensita de ripas para placas em ligas Fe-C com porcentagem de carbono entre 0,67 a 1,0% de carbono. A: 0,67% carbono; B: 0,75%; C: 0,82%C; D: 0,85%; E: 0,93%; F: 1,00% (Krauss, 1995).

3.1.3.2. Austenita Retida

No processo de tratamento térmico de têmpera convencional, devido à maioria dos aços apresentarem a temperatura M_f (temperatura final da martensita) abaixo da temperatura ambiente, a microestrutura adquirida pelo aço, após a têmpera, não é 100% martensítica, pois uma porcentagem da austenita não é transformada em martensita. Esta austenita é denominada como austenita retida.

Krauss (2005) relata que a transformação completa da austenita em martensita depende da temperatura M_f e também da porcentagem de carbono do aço. Os aços com a porcentagem de carbono acima de 0,3% apresentam a temperatura M_f abaixo da temperatura ambiente. Assim, na temperatura ambiente, quantidades significativas de austenita não transformada, especialmente nos aços carbono, podem estar presentes junto à martensita. Como mostra a Figura 15, para aços com 1,2 a 1,4% de carbono a porcentagem de austenita retida à temperatura ambiente é da ordem de 30 a 40 %. Já para os aços com 0,3 a 0,4 % C, é encontrada uma pequena quantidade de austenita retida na temperatura ambiente.

Figura 15: Austenita Retida em Função da Porcentagem de Carbono em Ligas Fe-C (ASM Handbook, 1991)

Wilson (1975) relata que os elementos de liga nos aços ferramentas, dissolvidos na austenita, tem um efeito marcante na quantidade de austenita que se espera ser retida na microestrutura do aço à temperatura ambiente após o

resfriamento rápido (têmpera). Esta quantidade depende significativamente da porcentagem de carbono do aço. A temperatura de austenitização também tem um grande efeito sobre a M_s e consequentemente sobre a retenção de austenita após o resfriamento do aço. Considerando apenas o carbono, quanto maior a temperatura de austenitização e quanto maior a porcentagem de carbono, maior será a porcentagem de austenita retida no aço à temperatura ambiente. Em geral, os elementos de liga diminuem a temperatura de transformação martensítica e colaboram para um aumento em sua quantidade de austenita retida. Considerando o cromo, por exemplo, uma vez que os carbonetos são substancialmente dissolvidos em temperatura da ordem de 1040°C , ocorre um aumento de austenita retida com o aumento de cromo. O mesmo se aplica aos outros fortes elementos formadores de carboneto como molibdênio e tungstênio. Os aços ferramenta por possuírem alta liga, possuem também elevada fração de austenita retida, principalmente nos aços para trabalho a frio e aços rápido.

3.1.3.3. Revenido

O revenido é um tratamento térmico com o objetivo de melhorar a tenacidade dos aços temperados. A martensita formada no aço após a têmpera, apresenta alta dureza, mas é frágil. O objetivo do revenido é realizar um alívio de tensões provocado por uma alteração na microestrutura. A martensita com estrutura TCC monofásica, saturada em carbono se transforma em martensita revenida, composta de ferrita e cementita. O tratamento do revenido consiste em aquecer o aço a temperatura abaixo da temperatura de austenitização, mantê-lo nessa temperatura até alcançar os valores de dureza e tenacidade desejadas, retirá-lo do forno e deixar esfriar ao ar até a temperatura ambiente. Na Figura 16 se pode ver as fases do revenido, para diferentes aços, com o aumento da temperatura do revenido (Silva; Mei, 2006).

Rajan, Sharma C. e Sharma A., (1994) define que para os aços carbono, são verificados os seguintes estágios do revenido:

O primeiro estágio do revenido, também conhecido como revenido à baixa temperatura, o aço é aquecido até a temperatura de 250°C . Neste estágio a

martensita, com alto teor de carbono, perde carbono transformando em martensita de baixo carbono e carbonetos. A porcentagem de carbono na martensita de baixo carbono é independente do teor de carbono da martensita original. O teor de carbono da martensita diminui com o aumento do tempo de revenido. Nesta temperatura o decréscimo de carbono da martensita ocorre até a mesma obter 0,30% de carbono. A martensita, com este percentual de carbono e dentro desta gama de temperatura, se torna estável e não se decompõe mais.

O carboneto precipitado a partir da martensita de alto carbono é conhecido como carboneto ϵ ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$). Os átomos de carbono estão localizados nos interstícios octaédricos e se arranjam, de tal modo que eles ficam separados com a máxima distância possível entre eles. A faixa de temperatura em que a martensita é metaestável influencia na forma dos carbonetos ϵ . Assim, as partículas de carbonetos ϵ são muito finas. E também, a porcentagem de carbono na martensita original influencia na temperatura de formação dos carbonetos ϵ . Neste estágio do revenido conseguem-se algumas alterações nas propriedades do aço, tais como: diminuição da dureza, alívio nas tensões internas geradas pela têmpera e excelentes resistência ao desgaste.

O segundo estágio do revenido, também conhecido como revenido à média temperatura, o aço é aquecido na temperatura entre 350°C e 500°C. Nesse estágio a austenita retida é transformada em bainita. Esta bainita difere da bainita convencional devido ela ter em sua microestrutura ferrita mais carboneto ϵ . Os aços, submetidos ao revenido nessa faixa de temperatura, apresentam ganho de tenacidade e ductilidade.

O terceiro estágio do revenido, também conhecido como revenido à alta temperatura, os aços são aquecidos na temperatura entre 500°C e 680° C. O aquecimento do aço nesta faixa de temperatura resulta em uma microestrutura formada por ferrita e cementita. A martensita transforma em ferrita. Os carbonos liberados pela martensita formam os carbonetos ϵ e estes em seguida transforma em cementita. Os aços revenidos nessa faixa de temperatura apresentam melhores resistências à tração e maior tenacidade, comparados aos aços recozidos e normalizados, e também, menores tensões internas.

Figura 16: Estágios do Revenido (Honeycombe, 1982)

Em determinadas temperaturas de revenido alguns aços podem apresentar uma redução na tenacidade, conforme medidas por ensaio de impacto. Isso é conhecido como fragilidade do revenido.

A fragilidade ao revenido é uma condição que se desenvolve durante o revenido de aços ao carbono e aços ligas endurecidos e quando submetidos por períodos relativamente longos, ou por meio de resfriamento lento com a temperatura entre 375°C e 575°C. A fragilidade do revenido está associada à fratura intergranular e segregação de impurezas ao longo dos contornos de grãos austeníticos. É manifestada por um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil como mostra a Figura 17 para o aço SAE 3140 (1,15%Ni e 0,65% Cr). Pode-se perceber que esse aço apresenta fragilidade do revenido através do revenimento isotérmico e resfriamento lento através da faixa de temperatura de fragilização do revenido. Com relação às impurezas, as mais prejudiciais são antimônio, fósforo, estanho e arsênico e que tem sido mostrado que relativamente pequenas quantidades destes elementos, da ordem de 100 ppm (0,01 %) ou menos, podem causar a fragilização do revenido. Silício e manganês em grande quantidade também parecem ser prejudiciais (Krauss, 2005).

Guttmann *et al.* (1982) pesquisou a fragilidade do revenido através das interações entre as impurezas e os elementos de liga. Esta pesquisa relata que, não só as impurezas, mas a interação dessas impurezas com elementos de liga é responsável pela segregação que leva ao desprendimento dos contornos de grão em aços fragilizados no revenido. Por exemplo, uma avaliação quantitativa da co-segregação interativa de fósforo e elementos de liga comuns mostra que o manganês segrega fracamente por conta própria e, a segregação de níquel, de cromo e de molibdênio é movida por fortes interações com fósforo. A forte interação entre o molibdênio e fósforo correlaciona-se com o efeito benéfico do molibdênio na fragilidade do revenido e oferece suporte para a formação de $(\text{Mo,Fe})_3\text{P}$ ou MoP , que impede a segregação de fósforo para os contornos de grão. É também relatada uma forte repulsão entre carbono e fósforo, que se opõe à segregação de fósforo (Krauss, 2005).

Figura 17: Deslocamento da curva de transição de impacto para uma temperatura maior como resultado da fragilidade do revenido produzido em um aço SAE 3140 através de revenimento isotérmico e resfriamento em forno através da faixa de fragilização do revenido (Krauss, 2005).

Os aços carbono não são considerados altamente suscetíveis à fragilização do revenido, desde que o teor de manganês seja mantido abaixo de 0,5%. Aços liga são mais suscetíveis, especialmente os aços cromo-níquel que são frequentemente utilizados para rotores pesados. O molibdênio, contudo, reduz à susceptibilidade a fragilização do revenido e, em quantidades de 0,5 % ou menos, é um importante elemento de liga adicionado ao aço com esta finalidade (Krauss, 2005).

O teor de carbono influencia no aumento na temperatura de transição para aços ferrítico-perlíticos. Porém para aços martensíticos, com mesmos níveis de resistência mecânica, a temperatura de transição pouco se altera, como ilustrado na Figura 18, sendo o efeito benéfico do menor teor de carbono apenas o de aumentar os níveis de energia absorvida na região dúctil (ASM Handbook, 1996; Lima, 2006).

Figura 18: Efeitos do teor de C na curva CHARPY V de um aço temperado e revenido para limite de escoamento na ordem de 1170 MPa (ASM Handbook, 1996).

A Figura 19 mostra a tenacidade ao impacto em função da temperatura de revenimento para aços endurecidos contendo 0,4 e 0,5% de carbono. Existem duas faixas de temperatura de revenimento que produzem melhorias significativas na tenacidade apresentada no estado após têmpera. Revenimento na faixa de 150 a 200°C (300 a 400°F) produz um aumento modesto da tenacidade, que é adequado em aplicações que requerem alta resistência e resistência a fadiga (aços médio carbono) ou onde o carregamento é primariamente compressivo (aços alto carbono). O revenimento acima de 425°C (800°F) é a outra faixa importante de temperatura de revenimento. A Figura 19, também mostra que a tenacidade aumenta significativamente após revenido nesta faixa, porém a dureza e a resistência também diminuem significativamente. Por isso, o revenido acima de 425°C é usado onde se deseja aumentar a tenacidade, e a resistência mecânica e a dureza sejam importantes, mas estejam em segundo plano (Krauss, 1995; Lima, 2006).

Figura 19: Tenacidade ao impacto como uma função da temperatura de revenimento de aços baixa liga médio carbono endurecido (Krauss, 1995).

Isso é um indicativo de que se o aço temperado for revenido nesta faixa de fragilidade, por certo essa microestrutura de martensita revenida resultante apresentará propriedades de impacto prejudicadas se comparada a outras microestruturas como a bainita por exemplo.

Vatavuk *et al.* (2000) estudaram a fragilidade do revenido para o aço ABNT 5160. O estudo foi realizado em corpos de prova CHARPY, para dois patamares de temperaturas de austenitização (860°C e 1000°C + 860°C) e revenido nas temperaturas de 420, 460, 500, 540, 580 e 620°C para cada temperatura de austenitização. Os corpos de provas foram submetidos aos seguintes tratamentos: na primeira condição, a temperatura de austenitização foi de 860°C, permanecendo no forno por 40 minutos, utilizando como proteção cavaco fundido, seguido de resfriamento em óleo; na segunda condição, a temperatura de austenitização foi elevada para 1000°C com patamar de 20 minutos, deixando esfriar dentro do forno, com a porta aberta por 15 minutos até atingir 860°C, com um novo patamar de 40 minutos, usando como proteção cavaco fundido, seguido de resfriamento em óleo. Utilizou o meio de resfriamento em óleo para evitar trincas.

A dureza média inspecionada nos corpos de prova, para cada temperatura de revenido, está mostrada na Tabela 2 e também, os resultados de energia absorvida através do ensaio de impacto CHARPY para a temperatura de austenitização de 860°C e de 1000°C + 860°C são mostrados nas Figura 20 e Figura 21 respectivamente.

Temperatura de Revenido (°C)	Temperatura de austenitização 860°C (Dureza - HRC)	Temperatura de austenitização 1000°C + 860°C (Dureza - HRC)
420	48	45
460	46	44
500	44	41
540	41	37
580	35	35
620	32	32

Tabela 2: Dureza média me HRC inspecionadas nas amostras de aço ABNT 5160 para duas temperaturas de austenitização (860°C e 1000°C + 860°C) e diferentes temperatura de revenido (Vatavuk et al., 2000).

Figura 20: Energia absorvida em função da temperatura de revenido para austenitização a 860°C (Vatavuk et al., 2000).

Figura 21: Energia absorvida em função da temperatura de revenido para austenitização a $1000^{\circ} + 860^{\circ}\text{C}$ para amostra de aço ABNT 5160 (Vatavuk et al., 2000).

Pelos dados da Tabela 2 nota-se que quanto maior a temperatura do revenido menor a dureza. Agora, analisando os gráficos referentes à Figura 20 e à Figura 21, ocorrem uma redução da tenacidade em determinadas faixas de temperatura de revenido para as duas condições de austenitização, havendo, no entanto, uma tendência de deslocamento para a direita (maiores temperaturas de revenido) para a maior temperatura de austenitização. Apesar da maior energia absorvida pelos corpos-de-prova austenitizados em temperaturas mais baixas, esta foi a condição que apresentou a inversão mais acentuada de energia absorvida, com o mínimo de 500°C . Nessa temperatura identifica-se a fragilização do revenido para o aço ABNT 5160 em estudo (Vatavuk *et al.*, 2000).

3.1.4. Tratamento Criogênico

Os tratamentos sub-zeros e criogênico consistem em expor o aço à temperatura abaixo de zero, no intuito de melhorar as condições ou propriedades

específicas, tais como: aumentar a resistência e promover maior estabilidade dimensional ou microestrutural. Melhora da resistência ao desgaste e alívio as tensões residuais estão também entre os benefícios. Geralmente, considera-se 1 hora de banho sub-zero para cada centímetro de seção transversal para atingir os resultados desejados. (ASM Handbook, 1991)

Distinguindo o tratamento sub-zero do tratamento criogênico, tem-se que: o tratamento sub-zero é realizado à temperatura da ordem de -80°C usando como meio de resfriamento metanol, gelo seco ou freon e o tratamento criogênico é realizado à temperatura da ordem de -196°C sendo usado como meio de resfriamento o nitrogênio líquido.

O tratamento criogênico vem sendo considerado, nos últimos anos como um tratamento bastante eficaz. Consiste em submeter o aço, após a têmpera a um resfriamento até -196°C , deixando nesta temperatura por um tempo determinado, seguido de aquecimento de até a temperatura ambiente e finalizando com revenimento (Vales, 2010; Reitz & Pendray, 2001). Embora esta seja a sequência normalmente utilizada, há pesquisadores que estudam outros ciclos, colocando por exemplo, o tratamento criogênico entre dois revenidos. Pesquisas desenvolvidas por Vales (2010) estudou o tratamento criogênico entre dois revenidos.

O tratamento criogênico é especialmente importante para aços ferramentas e aços com elevado teor de carbono.

Collins (1996) relata que a finalidade usual do tratamento térmico de um aço ferramenta é conseguir uma microestrutura consistindo de uma distribuição adequada dos carbonetos do tipo desejado numa matriz de martensita temperada. Na maior parte dos aços-ferramenta, aço liga de alto carbono, há quantidades significativas de austenita retida após o endurecimento inicial, porque o M_f pode ser substancialmente inferior à temperatura ambiente. O tratamento criogênico provoca a transformação da austenita retida em martensita e também a precipitação de carbonetos, conseguindo-se assim melhorias significativas nas propriedades dos aços, tais como:

- Dureza: em muitos casos, aumento da ordem de 1 a 3 pontos HRC foi evidenciado, embora alguns autores reportem pequenos aumentos em dureza.

- Tenacidade: aumentos na tenacidade foram evidenciados em diversas experiências.
- Resistência ao desgaste: o aumento da resistência ao desgaste é um dos principais ganhos do tratamento criogênico (com ou sem aumento de dureza).
- Estabilidade dimensional: elimina-se a possibilidade de transformação da austenita retida oriunda do processo de têmpera. Na verdade esta era a proposta inicial dos banhos a baixas temperaturas.
- Resistência à corrosão Intergranular: redução da difusão para os contornos de grão.

Analisando as evidências de Collins (1996), verificou-se que, com o tratamento criogênico houve uma melhora na tenacidade dos aços SAE 4140 e SAE O1. Como já relatado anteriormente os ensaios foram realizados mantendo os aços num mesmo patamar de dureza.

Preciado, Bravo e Alegre (2006) especifica que o tratamento criogênico, no intervalo de temperatura de -125°C a -196°C melhora certas propriedades dos aços comparadas ao tratamento sub-zero. Além disso, descreve que há várias explicações sobre os efeitos do tratamento criogênico na melhora das propriedades dos aços quando submetidos a esse tratamento. Uma delas, conforme comentado, envolve a transformação mais completa da austenita retida em martensita. Isso tem sido verificado por medidas de difração de raio-X. Outra explicação baseia-se no fortalecimento do material provocado pela precipitação de carbonetos ultrafinos como um resultado do tratamento criogênico. Aliado a isto, tem-se a redução da tensão interna da martensita que acontece devido à precipitação desses carbonetos ultrafinos.

Yun, Xiaoping e Hongshen (1998) descreve em seu trabalho que, nos aços rápidos, submetidos ao tratamento sub-zero (temperatura entre 0°C e -80°C), ocorre à transformação de uma grande quantidade de austenita retida em martensita, de -80°C a -196°C apenas uma pequena quantidade de austenita retida é transformada em martensita.

Outra mudança na estrutura do aço rápido durante o tratamento criogênico é a decomposição da martensita e a precipitação de carbonetos ultrafinos. Próprio da contração de volume durante o processo, a rede cristalina

tende a diminuir e a deformação do cristal da martensita supersaturada tende a aumentar, tornando-a mais instável termodinamicamente. Isso resulta na decomposição da martensita, expulsando os átomos de carbono, aumentando a sua força motriz termodinâmica. Entretanto devido a inerente dificuldade de difusão dos átomos de C à baixa temperatura, esses fenômenos de decomposição da martensita e precipitação de carbonetos ultrafinos não acontecerá a -196 graus C. A capacidade de difusão dos átomos de C aumenta a medida que se retorna à temperatura ambiente, quando os átomos de C movem-se a curtas distâncias para segregar na superfície maclada do cristal, ou em outros defeitos, formando carbonetos ultrafinos (diâmetro 26 - 60 Angstrons) de forma coerente com a martensita. A martensita nos aços rápidos possui uma quantidade bastante elevada de supersaturação e aparentemente aumenta os defeitos estruturais, tornando-se possível a separação dos átomos de carbono e consequentemente a precipitação dos carbonetos ultrafinos (Yun, Xiaoping & Hongshen, 1998).

Senthilkumar e Rajendran (2011) realizou uma comparação de desgaste do aço En19 (SAE4140) quando submetido aos tratamentos térmicos: têmpera e revenido; tempera, revenido e tratamento criogênico (-196°C) e também têmpera, revenido e tratamento sub-zero (-80°C). Após os ensaios chegou-se a seguintes conclusões:

a.) O tratamento criogênico e o tratamento sub-zero provocaram a transformação da austenita retida em martensita, gerando um aumento significativo na resistência ao desgaste.

b.) Tendo como referência o desgaste das amostras temperadas e revenidas, a resistência ao desgaste aumentou em 118,38% para as amostras que passaram pelo tratamento sub-zero e aumentou 214,94% para as amostras que passaram pelo tratamento criogênico. A resistência ao desgaste das amostras que passaram pelo processo criogênico é 44,39% maior comparado com as amostras que passaram pelo processo sub-zero.

Prabhakaran *et al.* (2004) descreve que o tratamento criogênico melhora a tenacidade do material e a resistência ao desgaste. O tratamento criogênico não é um substituto para o processo convencional de tratamento térmico, mas completa o que um bom tratamento térmico começou. Além disso, o tratamento criogênico aumenta as propriedades mecânicas do material e permite que as moléculas do

material comprimam e expandam de uma forma uniforme e homogênea e, em seguida, realinhe de uma forma mais coerente, o que reduz o esforço interno e aumenta a vida útil do material. Além disso, a conversão de austenita retida em martensita aumenta a resistência e estabilidade dimensional do aço.

Este trabalho se propõe a verificar o comportamento ao impacto de aços de médio e alto carbono submetidos a diferentes tratamentos térmicos envolvendo austêmpera, têmpera e revenido e tratamento criogênico.

3.2. Fraturas

3.2.1. Tipos de Fraturas

Define-se fratura como a separação de um corpo em duas ou mais partes quando aplicado uma tensão de natureza estática (de tração, de compressão, de cisalhamento, ou de torção) ou de natureza dinâmica (fadiga) (Callister, 2006).

Para os materiais de engenharia, são possíveis dois modos de fraturas: a fratura dúctil e a fratura frágil. A classificação (dúctil e frágil) está baseada na habilidade de um material em experimentar uma deformação plástica (Callister, 2006). Na fratura dúctil a deformação plástica continua até uma redução de 100% na área enquanto que, na fratura frágil as partes adjacentes do material são separadas por tensões normais à superfície da fratura. Como na fratura frágil não produz deformação plástica, ela requer menos energia que na fratura dúctil, na qual se consome energia na formação de discordância e outras imperfeições no interior dos cristais. (Van Vlack, 1970).

Qualquer processo de fratura envolve duas etapas, a etapa de formação e a etapa de propagação de trincas, em resposta à imposição de uma tensão. O modo de fratura é altamente dependente do mecanismo de propagação da trinca. A fratura dúctil é caracterizada por uma extensão deformação plástica na vizinhança de uma trinca que está avançando. Além disso, o processo prossegue de maneira relativamente lenta à medida que o comprimento da trinca se estende. Esta trinca é considerada estável, ela resiste a qualquer extensão adicional, a menos que seja

aplicado um aumento na tensão. Em fratura frágil, as trincas se espalham de maneira extremamente rápida, com acompanhamento de muito pouca deformação plástica. Este tipo de trinca é considerado instável devido, uma vez iniciada, ela irá continuar espontaneamente sem um aumento na magnitude da tensão que está sendo aplicada (Callister, 2006).

3.2.1.1. Fratura Dúctil

As superfícies de fratura dúctil possuem suas próprias características distintas, tanto no nível macroscópico quanto no nível microscópico. A Figura 22 mostra uma representação esquemática para dois perfis de fratura macroscópicos característicos. A Figura 22.a mostra uma configuração de fratura típico de metais extremamente moles, como o ouro puro e o chumbo puro na temperatura ambiente, além de outros metais, polímeros e vidros inorgânicos a temperatura elevada. Como é observado na Figura 22.a, situação típica de ensaio de tração, ocorre uma fratura pontual como uma redução, praticamente, de 100% da área. A Figura 22.b apresenta o perfil mais comum em fratura, quando realizado ensaio de tração em metais dúcteis. Percebe-se um pequeno empescoçamento na região de fratura (Callister, 2006).

Figura 22: Fraturas obtidas em ensaios de tração uniaxial. (a) fratura 100% dúctil; (b) fratura moderadamente dúctil; (c) fratura frágil (Callister, 2006).

A Figura 23 representa esquematicamente os estágios que ocorrem durante a fratura em um metal submetido ao ensaio de tração. Após iniciar o empercoçamento, pequenas cavidades se formam na seção reta (Figura 23.b). Em seguida, à medida que a deformação prossegue, essas cavidades aumentam de tamanho, se unem e coalescem para formar uma trinca elíptica, a qual possui seu eixo mais longo perpendicular à direção da tensão. A trinca continua a crescer em uma direção paralela ao seu eixo principal através desse processo de coalescência de microvazios (Figura 23.c). Finalmente a fratura se sucede pela rápida propagação de uma trinca ao redor do perímetro externo do pescoço (Figura 23.d), por meio de deformação cisalhante em um ângulo de aproximadamente 45° em relação ao eixo de tração, onde ocorre a tensão máxima de cisalhamento. Fratura que possui esse tipo de contorno de superfície é conhecida como fratura taça e cone, pois uma das superfícies casadas possui a forma de uma taça, enquanto a outra lembra um cone. Nesse tipo de amostra fraturada (Figura 24.a), a região central interior da superfície possui uma aparência irregular e fibrosa, o que é indicativo de uma deformação plástica (Callister, 2006).

Figura 23: Estágio da fratura taça e cone. (a) Empescoçamento inicial. (b) Pequena formação de cavidade. (c) Coalescência de cavidade para a formação de uma trica. (d) Propagação da trica. (e) Fratura final por cisalhamento em um ângulo de 45° em relação a direção de tração (Callister, 2006).

Quando a região central fibrosa de uma superfície de fratura tipo taça e cone é analisada com o auxílio de microscopia eletrônica por varredura sob uma grande ampliação observa-se na superfície de fratura numerosas microcavidades esféricas. Essa estrutura é característica de uma fratura que resulta de uma falha por tração uniaxial. Cada microcavidade é uma metade de um microvazio que se formou e que se separou durante o processo de fratura. As microcavidades também se formam sobre a borda de cisalhamento em 45° da fratura tipo taça e cone. Contudo, essas serão alongadas ou terão um formato em “C”, como pode-se ver na Figura 25.b. Esse formato parabólico pode ser um indicativo de uma falha por cisalhamento (Callister, 2006).

Figura 24: (a) Fratura do tipo taça e cone no alumínio. (b) Fratura frágil (Callister, 2006).

3.2.1.2. Fratura Frágil

A fratura frágil ocorre através de uma rápida propagação de trinca, com pouca ou totalmente sem deformação. A direção do movimento da trinca está muito próximo de ser perpendicular a direção da tensão de tração que é aplicada e produz uma superfície de fratura relativamente plana (Figura 22.c). Os materiais que apresentam fraturas frágeis apresentam ausência de deformação plástica na superfície de fratura (Callister, 2006).

Figura 25: Fractografia eletrônica por varredura mostrando: (a) microcavidades esféricas características de uma fratura dúctil resultante de carga de tração uniaxial. (b) microcavidade com formato parabólico característica de uma fratura dúctil que resulta da aplicação de uma carga de cisalhamento (Callister, 2006).

Para a maioria dos materiais cristalinos frágeis, a propagação da trinca corresponde à quebra sucessiva e repetida de ligações atômicas ao longo de planos cristalográficos específicos. Esse processo é conhecido como clivagem e esse tipo de fratura é conhecida como **transgranular**, uma vez que as trincas passam através dos grãos. Macroscopicamente, a superfície de fratura pode exibir uma textura granulada ou facetada (Figura 24.b), como resultado de mudanças na orientação dos planos de clivagem de um grão para outro grão. A Figura 26.a mostra esse tipo de fratura através de uma micrografia eletrônica por varredura.

Em algumas ligas, a propagação de trincas se dá ao longo dos contornos dos grãos. Esse tipo de fratura é conhecida como **intergranular**. A Figura 26.b apresenta uma fratura intergranular através de uma micrografia eletrônica por varredura, onde pode-se observar a natureza tridimensional dos grãos. Esse tipo de fratura se dá normalmente após a ocorrência de processos responsáveis pelo enfraquecimento ou a fragilização das regiões dos contornos de grãos (Callister, 2006).

Figura 26: Fractografia eletrônica por varredura mostrando: (a) superfície de fratura transgranular de um ferro fundido dúctil. (b) superfície de fratura intergranular. Ampliação de 50X (Callister, 2006).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Fabricação dos Corpos de Prova

Neste trabalho foram utilizados os aços SAE 4140 e SAE O1 (VND). Ambos os aços foram adquiridos em barras laminadas com a área de seção redonda com diâmetro de 15,87 mm e 3.500 mm de comprimento.

Os corpos de provas para o ensaio de impacto foram fabricados conforme norma ASTM E23-1 (2001). O processo de fabricação dos corpos de prova foi realizado em duas etapas:

Etapa 01: Usando uma barra de aço laminado com seção transversal de diâmetro 15,87 mm por 3.500 mm de comprimento, os corpos de prova foram fabricados nas dimensões de 10,5 x 10,5 x 55 mm para a realização dos tratamentos térmicos. A posição de extração do corpo de prova da barra de aço laminado está evidenciada na Figura 27.

Etapa 02: Após o tratamento térmico os corpos de provas foram retificados onde os dimensionais atenderam as especificações da norma ASTM E23-1 (2001), tipo A (Figura 28). O processo de retífica foi executado com refrigeração em abundancia para evitar o aquecimento do material.

Figura 27: Posição da extração do corpo de prova da barra de aço laminado.

Figura 28: Dimensões de corpo de prova para ensaio CHARPY, tipo A, B e C (ASTM E23, 2001).

Os corpos de provas foram inspecionados usando um projetor de perfil do laboratório de metrologia da empresa MBB Metalúrgica Ltda.

Como o objetivo do trabalho é mostrar a comparação da tenacidade da martensita temperada com a microestrutura bainítica através da realização do ensaio de impacto, os tratamentos térmicos realizados foram: têmpera e revenido, com e sem banho criogênico e tratamento isotérmico de austêmpera.

Os parâmetros para a realização dos tratamentos térmicos foram estabelecidos conforme as curvas TTT de cada aço, disponível na literatura. A Figura 29 e apresentam o Diagrama IT e CCT para o aço SAE 4140, onde mostra esquematicamente o tratamento térmico de têmpera e revenido (linha vermelha) e o tratamento isotérmico de austêmpera (linha azul).

Tipo do aço	Temp. de austenitização (°C)	Tempo de austenitização (minutos)	Temp. de austêmpera (°C)	Tempo de austêmpera (minutos)
SAE 4140	860°C	60	350	40
SAE O1	820°C	60	350	40

Tabela 3: Parâmetros para realização do tratamento isotérmico de austêmpera.

A austêmpera foi realizada em banho de sal. A dureza adquirida nos corpos de prova austemperados foram usadas como parâmetro para realização dos tratamentos térmico de têmpera e revenido, para que a comparação acontecesse para uma mesma faixa de dureza.

Na Tabela A11 e na Tabela A12, em anexo, estão às durezas medidas nos corpos de prova após o tratamento isotérmico de austêmpera nos aços SAE 4140 e SAE O1 respectivamente.

4.2.2. Determinação da Faixa de Fragilização do Revenido

Para garantir que o revenido dos aços SAE 4140 e SAE O1 fossem feitos fora da faixa de fragilidade, foram feitos ensaios para determinar essa faixa de temperatura nos dois aços estudados.

Assim para a têmpera usou-se o forno do laboratório do departamento de engenharia de materiais da EESC – USP, forno mufla modelo INTIFL-1300 conforme ilustrado na Figura 30.

Figura 30: Forno Mufla do laboratório de metalurgia da EESC – USP.

Para os aços a temperatura de austenitização recomendada é de 830° a 870°C para o aço SAE 4140 e 790° a 815°C para o aços SAE O1 seguido de resfriamento em óleo (ASM Handbook, 1993). Os parâmetros de temperatura usados são especificados na Tabela 4.

Nessa etapa foram temperados 27 corpos de prova para cada aço estudado.

Tipo do aço	Temperatura de Aquecimento (°C)	Tempo de encharque (minutos)	Meio de Resfriamento
SAE 4140	860	60	Óleo mineral à temperatura ambiente
SAE O1	820	60	Óleo mineral à temperatura ambiente

Tabela 4: Parâmetros para realização de têmpera nos aços SAE 4140 e SAE O1.

Na Tabela A1 e na Tabela A2, em anexo, foram registrados os valores das durezas inspecionadas nos aços SAE4140 e SAE O1 respectivamente após a realização do tratamento térmico de têmpera. Em cada corpo de prova foram realizados 12 inspeções de dureza para verificar a uniformidade da dureza em toda a extensão do corpo de prova.

Após têmpera, os 27 corpos de prova foram separados em 9 grupos com 3 corpos de prova cada. Definiu-se então 9 temperaturas diferentes de revenidos para que a faixa de fragilidade no revenido pudesse ser determinada. Para o aço SAE 4140 definiu-se as temperaturas de revenido entre 230°C e 600°C. Para o aço SAE O1 definiu-se as temperaturas de revenido entre 240°C e 600°C.

A partir dessa avaliação, que está apresentada no capítulo de resultados, decidiu-se por usar, para o aço SAE 4140 e para o aço SAE O1, as temperaturas de 400° C e 450° C, respectivamente.

4.2.3. Têmpera, Revenido e Tratamento Criogênico

Identificada à temperatura de fragilização da martensita revenida nos aços SAE4140 e SAE O1 e identificando a faixa de dureza próxima às obtidas pelo tratamento de austêmpera, foi realizado o tratamento de têmpera e revenido em 20 corpos de prova de cada tipo de aço. Os 20 corpos de prova de cada aço foram divididos em dois grupos, em 10 corpos de prova a têmpera e revenido foram os tratamentos finais. Nos outros 10 corpos de prova, adicionalmente, o processo criogênico foi introduzido.

As temperaturas de austenitização, tempo de encharque e meio de resfriamento para a têmpera seguiram os parâmetros já definidos na Tabela 4.

Para o aço SAE 4140 usou-se a temperatura de revenido de 400°C e tempo de encharque de 1 hora e para o aço SAE O1 usou-se a temperatura de revenido de 450°C e tempo de encharque de 1 hora.

No tratamento criogênico, submeteu-se os aços SAE 4140 e SAE O1 no nitrogênio líquido com o tempo de encharque de 1 hora.

A Figura 31 mostra o recipiente e os corpos de prova durante o processo do tratamento criogênico. Os resultados de dureza e tenacidade estão relatados na Tabela 11 para o aço SAE 4140 e na Tabela 12 para o aço SAE O1 no capítulo resultados.

Figura 31: Recipiente e corpos de prova CHARPY durante o tratamento criogênico.

4.3. Ensaios Realizados

4.3.1. Ensaio de Dureza

A inspeção de dureza realizada nos corpos de prova utilizou a escala Rockwell “C” (HRC). Em cada corpo de prova foram realizados 12 impressões de dureza, sendo 3 em cada face do corpo de prova, como pode-se observar na

representação da Figura 32. Os ensaios foram realizados usando um durômetro digital marca LECO modelo RT240, Figura 33.

Figura 32: Pontos de inspeção de dureza nos corpos de prova.

Figura 33: Durômetro usado nas inspeções de dureza nos corpos de prova.

4.3.2. Ensaio CHARPY

Os corpos de provas usados nos ensaios CHARPY foram fabricados de acordo à norma ASTM E23-1 (2001), conforme descrito na Figura 28.

Os procedimentos de ensaio também obedeceram a norma ASTM E23-1. Foi usada uma máquina para ensaio de impacto INSTRON WOLPERT® PW30 com

capacidade máxima de 300 J de energia de impacto. A Figura 34 mostra o modelo da máquina no qual foi realizado o ensaio de impacto nos corpos de prova.

Figura 34: Máquina para ensaio de impacto INSTRON WOLPERT® PW30.

4.4. Análise da Fratura

Usando técnicas de Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV) e macrografias foram analisadas as fraturas das amostras nas diversas condições de tratamento térmico com o objetivo de levantar argumentos adicionais para conclusão do estudo.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Composição Química

A Tabela 5 e a Tabela 6 especificam a composição química dos aços SAE 4140 e SAE O1 respectivamente usado no desenvolvimento do trabalho.

Composição Química (%)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu
0,420	0,280	0,820	0,011	0,017	0,920	0,040	0,180	0,028	0,070

Tabela 5: Composição Química do aço SAE 4140.

Composição Química (%)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	V	W	Ni	Mo
0,970	0,260	1,120	0,028	0,009	0,520	0,070	0,420	---	---

Tabela 6: Composição Química do aço SAE O1.

Para certificar se as composições químicas dos aços comprados estavam conforme especificado no certificado fornecido pelo fornecedor da matéria prima, realizou-se análise química em uma amostra retirada de cada barra da matéria prima. A análise química foi realizada no laboratório metalúrgico da empresa MBB Metalúrgica Ltda. usando espectrômetro de emissão óptica, modelo Metal Lab 75/80 Vacuum onde os resultados obtidos nessa análise comprovaram as análises químicas registradas no certificado do fornecedor da matéria prima.

5.2. Faixa de Fragilidade da Martensita Revenida

Na primeira fase do trabalho foram temperados 27 corpos de provas de cada tipo de aço.

A Tabela 7 mostra a dureza média, após a têmpera, de 60,01 HRC e desvio padrão de 1,83 HRC para o aço SAE 4140. Esse valor de dureza corresponde à formação de 100% de martensita, indicando uma têmpera eficiente, compatível com os níveis de dureza especificado pelo fabricante (http://www.comercialgerdau.com.br/produtos/acos_especiais_beneficiamento.asp).

A Tabela 7 também apresenta a dureza média, após a têmpera, de 52,86 HRC e desvio padrão de 1,142 HRC para o aço SAE O1. Neste caso percebe-se que a dureza encontrada, após a têmpera, ficou um pouco abaixo do que é referenciado na literatura e sites de fabricantes de aço. A Villares Metals, por exemplo, em seu catálogo indica dureza de aproximadamente 60 HRC para o aço SAE O1 temperado e revenido a uma temperatura de 100°C. (<http://www.villaresmetals.com.br/portuguese/files/ft13vnd.pdf>).

Como o objetivo desse trabalho é comparar o desempenho de um aço de alto carbono nas condições de austemperado e temperado e revenido, o tratamento foi feito para que as durezas fossem semelhantes, de outro jeito a comparação não seria possível, assim a dureza obtida após a têmpera ficou abaixo do especificado na literatura e pelos fabricantes de aço (aproximadamente 60 HRC).

AÇO	DUREZA (HRC)	DESVIO PADRÃO (HRC)
SAE 4140	60,01	1,83
SAE O1	52,86	1,142

Tabela 7: Dureza média e desvio padrão após têmpera para o aço SAE 4140 e SAE O1.

Os corpos de provas do aço SAE 4140 e SAE O1 foram separados em 9 grupos com 3 corpos de provas cada e foram revenidos com nove temperaturas diferentes, a fim de que as faixa de fragilidade do revenido fossem identificadas. A Tabela 8 mostra os resultados das inspeções de dureza realizado nos corpos de provas após o revenido para os aços SAE 4140 e SAE O1.

AÇO SAE 4140			AÇO SAE O1		
Temperatura de revenido (°C)	Dureza Média (HRC)	Desvio Padrão (HRC)	Temperatura de revenido (°C)	Dureza Média (HRC)	Desvio Padrão (HRC)
230	53,39	1,46	240	51,74	1,09
250	51,00	1,68	290	48,99	1,12
300	50,92	1,71	330	47,22	0,75
350	48,99	1,71	365	45,69	0,96
370	48,23	1,26	395	43,96	1,64
400	45,86	1,75	450	42,12	1,51
450	44,88	1,62	500	38,63	1,12
500	40,24	2,41	550	34,96	1,09
600	31,77	1,67	600	30,74	0,99

Tabela 8: Dureza média e desvio padrão para as diferentes temperaturas de revenido para o aço SAE 4140 e SAE O1. Tempo de encharque 1 hora.

A Figura 35 e a Figura 36 são a representação gráfica da Tabela 8. Como era de se esperar houve uma queda da dureza em função do aumento da temperatura do revenido para ambos os aços. Essa queda de dureza, conforme descrito na revisão da literatura está associada a modificação microestrutural que ocorre nas diversas etapas do revenido levando a perda de carbono da martensita, que passa de TCC para CFC e ocorre o coalescimento de carbonetos.

Figura 35: Gráfico: Aço SAE 4140. Durezas em função da temperatura de revenido.

Figura 36: Gráfico: Aço SAE O1. Durezas em função da temperatura de revenido.

Também, como verificado nos resultados apresentados na Figura 37 e na Figura 38 a seguir, somente a partir de 400°C, no caso do aço SAE 4140 e a partir de 450°C, no caso do aço SAE O1, os valores de energia absorvida começam a aumentar. Esse comportamento está relacionado à fragilidade do revenido como descrito na revisão bibliográfica. Mais especificamente no 3.1.3.3 Revenido.

Os 27 corpos de provas temperados e revenidos de cada tipo de aço estudado, SAE 4140 e SAE O1, foram submetidos ao ensaio de impacto CHARPY.

Com esses valores decrescentes de dureza apresentados na Figura 35 e a Figura 36 para os aços SAE 4140 e SAE O1, respectivamente, poder-se-ia esperar aumento nas propriedades de impacto à medida que a dureza diminui, mas não foi o que ocorreu nos resultados após ensaio de impacto CHARPY.

Com os resultados adquiridos nos ensaios de impacto CHARPY realizados em todos os corpos de provas pode-se identificar em cada material estudado a temperatura de revenido no qual houve o aparecimento da fragilidade. Para o aço SAE 4140 identificou-se que para a temperatura de revenido de 370°C teve-se uma queda na energia de impacto indicativa de menor tenacidade. Para o aço SAE O1 pode-se identificar que para as temperaturas de revenido entre 290°C a 365°C teve-se uma queda na energia de impacto mostrando que nessa faixa de temperatura a tenacidade é menor. A Tabela A5 e a Tabela A6, em anexo; e a Figura 37 e a Figura 38 mostram os resultados dos ensaios CHARPY nos aços SAE 4140 e SAE O1 respectivamente.

Figura 37: Gráfico: Aço SAE 4140. Energia de impacto para diferentes temperaturas de revenido.

Figura 38: Gráfico: Aço SAE O1, Energia de impacto para diferentes temperaturas de revenido.

Na Figura 39, retirada da literatura, tem-se a curva de energia de impacto pela variação de temperatura para o aço 4140 onde se pode perceber a faixa de temperatura entre 260°C e 320°C uma queda da energia de impacto comparando-a energia de impacto referente à temperatura de 150°C e após temperatura de 320°C a energia de impacto começa a aumentar novamente com o aumento da temperatura de revenido. Este fenômeno ocorre em aços carbono comum e também em aços ligas. Como já relatado na revisão bibliográfica, este fenômeno em que ocorre uma queda na energia de impacto próximo a temperatura de revenido de 300°C é chamada de fragilização da martensita revenida, “*tempered martensite embrittlement* (TME)” (ASM Handbook, 1991).

Figura 39: Tenacidade vs. Temperatura de Revenido para aço 4140, tempo de revenido 1h (ASM Handbook, 1991).

Comparando os resultados plotados na Figura 37 referente aos estudos com o aço SAE 4140 com os resultados da Figura 39 tirada da literatura percebe-se que os resultados deram próximos ao que preconiza a literatura, já que os aços atuais apresentam maior pureza e como este fenômeno está relacionado à presença dessas impurezas poderia haver algumas diferenças.

Identificada, nos dois tipos de aço, a faixa de temperatura de fragilidade da martensita revenida, foram realizados os tratamentos de têmpera e revenido para os dois aços, de maneira a promover, no estado temperado e revenido, durezas compatíveis do estado austemperado.

Esse procedimento experimental permitiu que, ao se realizar o revenido, as faixas de fragilidade fossem evitadas, o que por certo, traria um desempenho bastante ruim comparativamente à estrutura bainítica.

5.3. Caracterização Microestrutural das Amostras Tratadas Termicamente

A Figura 40 e a Figura 41 ilustram as microestruturas obtidas após tratamento térmico de têmpera e revenido para os aços SAE 4140 e SAE O1 respectivamente. Ambas microestruturas são formadas por martensita revenida.

Figura 40: Micrografia do Aço SAE 4140 Temperado e Revenido (400°C, 1h)

Figura 41: Micrografia do Aço SAE O1 Temperado e Revenido (450°C, 1h)

Na Figura 42 e Figura 43 verifica-se a presença de bainita formada no tratamento térmico de austêmpera nos aços SAE 4140 e SAE O1 respectivamente. Embora por microscopia ótica seja mais difícil visualizar a bainita, percebe-se claramente que esta estrutura (Figura 42 e Figura 43) são diferentes da observada na Figura 40 e na Figura 41.

Figura 42: Micrografia do Aço SAE 4140 Austemperado.

Figura 43: Micrografia do Aço SAE O1 Austemperado

5.4. Resultados de Dureza e Tenacidade nas Condições Estudadas

Os resultados de energia absorvida obtidas nos corpos de provas temperados e revenidos, para temperatura de revenido de 400°C (aço SAE 4140) e 450°C (aço SAE O1), estão especificados respectivamente na Tabela 9 e na Tabela 10. Naturalmente a dureza média e a energia de impacto alcançados nesses ensaios repetiram os valores obtidos nos ensaios realizados para identificar a faixa de fragilidade da martensita revenida para ambos os aços.

Com o intuito de identificar a influência do tratamento criogênico na tenacidade dos aços, como relatado no capítulo 4 (materiais e métodos), dez corpos de prova foram submetidos ao tratamento criogênico, tempo de encharque de 1 hora, sendo posteriormente submetidos ao ensaio de impacto.

Na Tabela 11 e na Tabela 12 estão registados a dureza média e a energia de impacto adquirida nos aços SAE 4140 e SAE O1 respectivamente, após o tratamento criogênico.

AÇO SAE 4140										
ENSAIO CHARPY: TÊMPERA + REVENIDO (400°C)										
Corpo de Prova	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)	14,0	13,0	14,0	14,5	13,3	13,5	13,0	13,0	13,2	13,5
ENERGIA DE IMPACTO MÉDIA (KJ/m ²)									13,50	
DESVIO PADRÃO ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)									0,51	
DUREZA MÉDIA (HRC)									45,29	
DESVIO PADRÃO									1,55	

Tabela 9: Aço SAE 4140. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços temperados e revenido (400°C – 1h).

AÇO SAE O1										
ENSAIO CHARPY: TÊMPERA + REVENIDO (450°C)										
Corpo de Prova	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)	33,0	33,2	33,0	35,0	32,0	31,5	32,5	33,8	33,0	33,0
ENERGIA DE IMPACTO MÉDIA (KJ/m ²)									33,00	
DESVIO PADRÃO ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)									0,95	
DUREZA MÉDIA (HRC)									40,97	
DESVIO PADRÃO									1,21	

Tabela 10: Aço SAE O1. Energia de Impacto em aços temperados, revenido (450°C - 1h).

AÇO SAE 4140										
ENSAIO CHARPY: TÊMPERA + REVENIDO (400°C) + CRIOGÊNICO										
Corpo de Prova	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)	15,5	16,5	15,8	17,0	19,0	16,0	16,0	17,0	18,0	16,0
ENERGIA DE IMPACTO MÉDIA (KJ/m ²)									16,68	
DESVIO PADRÃO ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)									1,10	
DUREZA MÉDIA (HRC)									45,10	
DESVIO PADRÃO									2,42	

Tabela 11: Aço SAE 4140. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços temperados, revenido (400°C - 1h) e criogênico (1h).

AÇO SAE O1										
ENSAIO CHARPY: TÊMPERA + REVENIDO (450°C) + CRIOGÊNICO										
Corpo de Prova	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)	34,0	34,0	36,0	35,8	36,0	36,5	37,0	34,5	32,2	36,5
ENERGIA DE IMPACTO MÉDIA (KJ/m ²)									35,23	
DESVIO PADRÃO ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)									1,56	
DUREZA MÉDIA (HRC)									39,80	
DESVIO PADRÃO									1,85	

Tabela 12: Aço SAE O1. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços temperados, revenido (450°C - 1h) e criogênico (1h).

Analisando esses resultados percebe-se que os corpos de prova que passaram pelo tratamento criogênico apresentaram um pequeno aumento na energia de impacto CHARPY indicando uma melhora na tenacidade do material. Como era de se esperar o tratamento criogênico não influenciou na dureza do material, os corpos de prova temperados e revenidos, com e sem banho criogênico permaneceram com o mesmo patamar de dureza. Esse pequeno aumento na energia absorvida, obtido nas amostras que foram submetidas ao banho criogênico poderia ser atribuída ao condicionamento da martensita, como sugerido na literatura (Prabhakaran *et al.*, 2004)

O tratamento criogênico tem como principal objetivo transformar a austenita retida em martensita e quanto maior a quantidade de carbono dissolvido na austenita, maior a quantidade de austenita retida após a têmpera. Como a martensita tem alta dureza e alta fragilidade e em função da energia absorvida para aços na condição temperado, revenido e banho criogênico apresentar um pequeno aumento na energia absorvida comparado com os aços na condição temperado e revenido, esse fato é um indicativo de que não houve austenita retida para ser

transformada em martensita no caso da aço SAE O1 e também no aço SAE 4140. Os parâmetros usados no tratamento térmico não dissolveram todo carbono na austenita para formar a martensita. Isso pode ser verificado pelos valores de dureza após têmpera que foram menores do que os obtidos para o aço SAE 4140, que tem em sua composição menor teor de carbono. Assim mesmo após o revenido, a dureza do aço SAE 4140 foi maior do que para o aço SAE O1.

Conforme já comentado, primeiramente realizou-se a austêmpera para definir o patamar de dureza no qual comparativamente à dureza adquirida pelo tratamento de têmpera e revenido fossem muito semelhantes, naturalmente durezas maiores tendem a promover uma absorção menor de energia no ensaio de impacto. Assim essa preocupação de se "garantir" durezas próximas, foi fundamental para as conclusões obtidas.

A Tabela 13 e a Tabela 14 mostram respectivamente a dureza média e a energia de impacto adquirida pelos corpos de provas após processo isotérmico de austêmpera para o aço SAE 4140 e para o aço SAE O1.

AÇO SAE 4140										
TRATAMENTO ISOTÉRMICO AUSTÊMPERA: ENSAIO CHARPY										
Corpo de Prova	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)	5,0	4,8	4,8	4,8	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0	5,0
ENERGIA DE IMPACTO MÉDIA (KJ/m ²)									4,94	
DESVIO PADRÃO ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)									0,097	
DUREZA MÉDIA (HRC)									46,62	
DESVIO PADRÃO									1,34	

Tabela 13: Aço SAE 4140. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços austemperado.

AÇO SAE O1										
TRATAMENTO ISOTÉRMICO AUSTÊMPERA: ENSAIO CHARPY										
Corpo de Prova	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)	12,0	16,0	10,0	12,0	14,0	16,0	18,0	11,0	11,0	8,0
ENERGIA DE IMPACTO MÉDIA (KJ/m ²)									12,80	
DESVIO PADRÃO ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)									3,11	
DUREZA MÉDIA (HRC)									39,13	
DESVIO PADRÃO									1,82	

Tabela 14: Aço SAE O1. Energia de Impacto e Dureza Média obtido nos aços austemperado.

A energia de impacto média para o aço SAE 4140 austemperado foi de 4,94 KJ/m² e a para o aço SAE O1 foi de 12,80 KJ/m². Comparando com os resultados obtidos para os mesmos aços temperados e revenido, com e sem banho criogênico, a energia de impacto foi de aproximadamente 2,5 vezes menor.

Para melhor visualização dos resultados, a Tabela 15 coloca junto os valores de dureza e tenacidade para os aços e condições estudadas.

Neste ponto pode-se verificar que nas condições estudadas a microestrutura bainítica apresenta menor tenacidade comparada à microestrutura de martensita revenida, contrariando os achados dos trabalhos de Barreiro (1985), Meng-Yin *et al.* (2008) e Zepter (2007).

	AÇO SAE 4140			AÇO SAE O1		
	AUSTEMPER A	TÊMPERA + REVENIDO	TÊMPERA + REVENIDO + CRIOGÊNICO	AUSTEMPER A	TÊMPERA + REVENIDO	TÊMPERA + REVENIDO + CRIOGÊNICO
DUREZA (HRC)	46,62	45,28	45,10	39,13	40,97	39,80
DESVIO PADRÃO (HRC)	1,34	1,55	2,42	1,82	1,21	1,85
ENERGIA DE IMPACTO (KJ/m ²)	4,94	13,50	16,68	12,80	33,0	35,23
DESVIO PADRÃO (KJ/m ²)	0,097	0,50	1,10	3,11	0,95	1,56

Tabela 15: Resultados comparativos entre os diferentes aços nas diversas situações de tratamento térmicos finais obtidos no estudo.

Claramente é possível se observar a supremacia do comportamento da estrutura de martensita revenida comparativamente à estrutura bainítica, para ambos os aços. E ainda, é observada uma ligeira melhora da tenacidade dos aços quando submetidos ao tratamento criogênico, comparativamente ao simplesmente temperado e revenido.

Estes resultados colocam em discussão o que a literatura disponível afirma com relação à tenacidade dos aços de uma maneira geral, colocando a estrutura bainítica como a melhor em termos de tenacidade. Embora haja alguns trabalhos corroborando os resultados aqui encontrados, grande parte deles mostra a bainita como uma microestrutura mais tenaz comparativamente à martensita revenida.

Santos, Goldenstein e Vatauvuk (2011) obtiveram resultados semelhantes ao trabalho aqui descrito. Estudado o aço SAE O1, concluíram que a estrutura martensítica adquirida pelo processo de martêmpera modificada e revenido apresentou maior tenacidade comparada à estrutura bainítica e que a tenacidade da

martensita revenida (submetida à têmpera convencional) estava próximo da tenacidade da bainita.

Zuppo (2011) em sua dissertação de mestrado, estudando o comportamento do aço SAE 4140, nas condições temperado e revenido, austemperado seguido ou não de conformação a frio chegou a resultando semelhantes ao trabalho aqui descrito, à medida que o aço é revenido foram da faixa da temperatura de fragilidade da martensita revenida a energia de impacto absorvida para os aços temperado e revenido foi maior que mesmo aço austemperado para um mesmo patamar de dureza.

Meng-Yin *et al.* (2008) afirmam que a uma dada dureza, a bainita inferior tem maior tenacidade e ductilidade do que a martensita revenida.

Nas demais revisões bibliográficas analisadas, todas afirmam que a estrutura bainítica apresenta tenacidade superior à estrutura martensítica com é relatado também por Barreiro (1985) e Callister (2006).

Uma questão a verificar é se os autores que afirmam que a estrutura bainítica apresenta melhor tenacidade que a estrutura martensítica levaram em consideração a faixa da temperatura de revenido que fragiliza a martensita ao realizarem os ensaios.

5.5. Fratura

Com a análise macroscópica da fratura e também, com microscopia eletrônica por varredura (MEV) pode-se identificar a natureza frágil da fratura dos aços austemperados comparativamente aos temperados e revenidos.

5.5.1. Análise Macroscópica

Figura 44: Aço SAE 4140: Análise macroscópica do corpo de prova CHARPY, (A) temperado e revenido e (B) austemperado. Aspecto macroscópico da fratura, (A) presença de shear lips nas bordas (B) ausência de shear lips.

Figura 45: Aço SAE O1: Análise macroscópica do corpo de prova CHARPY, (A) temperado e revenido e (B) austemperado. Aspecto macroscópico da fratura, (A) presença de shear lips nas bordas (B) ausência de shear lips.

Quando se observa macroscopicamente as fraturas na Figura 44 do aço SAE 4140, verifica-se na condição temperado e revenido, nas laterais das amostras, a presença de “shear lips”. Já no austemperado isso não é observado. Essa região de “shear lips” representa que, no aço 4140 temperado e revenido, apresentou uma região de deformação plástica na superfície de fratura.

No caso da Figura 45, aço SAE O1, nota-se no aço temperado e revenido um grande “shear lip” na borda da superfície de fratura, mostrando uma participação grande de fratura plástica, isto é, fratura dúctil no mecanismo de fratura geral, já o mesmo aço SAE O1 austemperado apresenta-se uma topografia irregular da fratura mas não apresenta “shear lip” nas bordas, isso é um princípio de fratura dúctil.

A conclusão que se tira nas análises macroscópicas é que nos aços austemperados, uma vez que as trincas se formam, ela não vai gastar muita energia para se propagar, contudo ela gastou mais energia na sua nucleação. A presença

marcante de “shear lips” nos aços SAE 4140 e nos aços SAE O1 temperado e revenido mostra uma tendência dessas estruturas se apresentar tenaz, porque o “shear lip” é um sinônimo de tenacidade e ele tem uma relação forte com o K_{IC} do material.

5.5.2. Análise da Fratura por MEV

Ao observar as imagens de elétrons secundários do microscópio eletrônico de varredura (MEV) com ampliação de 1000 vezes para os materiais: temperado e revenido e austemperado, Figura 46 e Figura 47 referente aos aços SAE O1 e SAE 4140 respectivamente, percebe-se que para ambos os processos a fratura é predominantemente transgranular, isto é, está atravessando os grãos; porém se nota uma diferença no aço temperado e revenido comparativamente aos aços austemperados.

No aço temperado e revenido as facetas estão mais desalinhadas na profundidade do foco e existe uma participação maior de “dimples” na superfície de fratura, mecanismo típico de quase clivagem e a presença de micro cavidades tipo “dimples” são típicos de materiais tenazes. Essa quase clivagem dos aços temperados e revenidos tem uma participação maior nas fraturas dúctil que sempre existem nos mecanismo de quase clivagem.

Nos aços austemperados as facetas estão mais próximas em questão de profundidade em relação à observação (ao foco) e não se enxerga a presença de “dimples” e/ou “micro dimples”. Isso explica o fato dos aços austemperados apresentaram uma menor energia de propagação da trinca comparada com os aços temperados e revenidos. Isso inclusive corrobora ao fato que o aço austemperado SAE O1 com a energia de impacto próxima de 14 KJ/m^2 , não apresentou “shear lip”; já o aço SAE 4140, temperado e revenido, com energia de impacto próxima de 14 KJ/m^2 apresentou “shear lip”. Essa característica demonstra que a propagação da trinca dinâmica na estrutura austemperada absorve menor energia do que a trinca dinâmica na estrutura temperada e revenida.

Figura 46: Micrografia MEV aço SAE O1: (a) temperado e revenido e (b) austemperado.

Figura 47: Micrografia MEV aço SAE 4140: (a) temperado e revenido e (b) austemperado.

6. CONCLUSÃO

Em termos comparativos, para os patamares de dureza observados e dentro dos parâmetros de tratamentos térmicos utilizados neste trabalho, a microestrutura martensítica adquirida pelo processo de tratamento térmico de têmpera, revenido seguido de banho criogênico, apresentou o melhor comportamento de tenacidade, mostrando os maiores valores de energia de impacto absorvida. Este comportamento foi observado nos dois aços estudados, aço SAE 4140 e aço SAE O1.

A fragilidade do revenido é ainda sentida mesmo para baixos níveis de impureza nos aços estudados. Assim, se o tratamento térmico de revenido for feito na faixa de fragilidade, a energia absorvida apresentará valores baixos.

7. TRABALHOS FUTUROS

Usar diferentes tempos de austêmpera para a otimização do tratamento térmico, garantindo a presença de 100% de bainita.

Verificar o comportamento da bainita superior comparativamente à bainita inferior e à condição temperado e revenido em termos de tenacidade ao impacto.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (2001). ASTM E23-1: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. West Conshohocken.

ASM METALS HANDBOOK (1991). Heat Treating. ASM International. v. 4.

ASM METALS HANDBOOK (1993). Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. 10a. ed. ASM International. v. 1.

ASM Source Articles (1996). "Fracture Mechanics Properties of Carbon and Alloy Steels". In: ASM Handbook, v. 19, Fatigue and Fracture, ASM International.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICA (2000). NBR NM136: Tratamentos térmicos de aço – Terminologia e definições, Rio de Janeiro.

BARREIRO, J. A. (1985). Tratamientos Térmicos de Los Aceros, 8ª. ed. Madrid, Espanha: Editorial Dossat S.A.

BHADESHIA, H. K. D. H. (1999). Neural Networks in Materials Science. *ISI/J International* v. 39, n. 10, p. 966-979.

CALLISTER, W. D. (2006). Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Abordagem Integrada. 2ª. ed. Rio de Janeiro: LTC.

COLLINS, D. N. (1996). Deep Cryogenic Treatment of Tool Steels: a Review. *Heat Treatment of Metals*, 23 (2) p.40-42.

COLPAERT, H. (2008). Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4ª. ed. São Paulo: Edgard Blucher.

COMERCIAL GERDAU, Aços para Beneficiamento. Disponível em: < http://www.comercialgerdau.com.br/produtos/acos_especiais_beneficiamento.asp > Acesso em 18.07.2013 às 18:00h.

GUILLEN, M. P. B. (1995). Transformation Textures in Hot Rolled Steels. Doctor Thesis. Departament of Mining and Metallurgical Engineering. McGill University. Montreal - Canada.

GUTTMANN, M. (1976). The Link Between Equilibrium Segregation and Precipitation in Ternary Solutions Exhibiting Temper Embrittlement, *Metal Science*, v. 10, p. 337–341.

GUTTMANN, M.; DUMOULIN Ph.; WAYMAN M. (1982) The Thermodynamics of Interactive Co-Segregation of Phosphorus and Alloying Elements in Iron and Temper Brittle Steels. *Metallurgical Transaction*, v. 13a, p. 1693–1711.

HONEYCOMBE, R. W. K. (1982). Aços: Microestrutura e Propriedades. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian.

KRAUSS, G. (1980). Principles of Heat Treatment of Steel. Ohio: ASM International.

KRAUSS, G. (1995). Steels: Heat treatment and processing principles. Ohio: ASM International.

KRAUSS, G. (2005). Steels: Processing, Structure and Performance. Materials Park: ASM International.

LIMA, F. B. (2006). Microestrutura e Tenacidade de Aços Baixa Liga tipo 41xx – Uma Abordagem Quantitativa, Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro – UFRJ, Rio de Janeiro.

MACIEJEWSKI, J; REGULSKI, C. (2009). Fracture Assessment of Martempered and Quenched and Tempered Alloy Steel. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, v.9, no. 5, p. 397–408.

MARCOMINI, J. B. (2012). Caracterização da Nova Liga Fe-C-Mn-Si-Cr: Fragilização da Martensita e Curvas de Resfriamento. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo – USP, São Paulo.

MATLOCK, D. K.; KRAUSS. G. (1995). Quench Embrittlement in Martensite Steel. 117th Meeting of JIM, Honolulu.

MENG, F.; TAKASHIRA, K.; AZUMA, R.; SOHMA, H. (1994). Role of Eta-carbide Precipitations in the Wear Resistance Improvements of Fe-12-Cv-Mo-V-1.4C. ISIJ International, v. 34, n.20, p. 205-210.

MENG-YIN TU; CHENG-AN HSU; WEN-HSIUNG WANG; YUNG-FU HSU. (2008). Comparison of Microstructure and Mechanical Behavior of Lower Bainite and Tempered Martensite in JIS SK5 steel. Materials Chemistry and Physics 107. p. 418–425.

MERLANO, N.; JAMES, B. A.; MATLOCK, D. K. (1992). Effects of Tempering and Residual Element Content on Mechanical Properties of 5160 Steel. Speich Symposium proceedings, p. 101-109.

METAL RAVNE. Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagram < http://www.metalravne.com/selector/steels_cct/ow4.html > Acesso em 01.07.2013 às 16:00h.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. (1992). Phase Transformations in Metals and Alloys, 2^a ed. London: Chapman & Hall.

PRABHAKARAN, A.; BENSELY, A.; NAGARAJAN G.; MOHAN LAL D. (2004). Effect of Cryogenic Treatment on Impact Strength of Case Carburized Steel EN353. Kuwait. International Mechanical Engineering Conference.

PRECIADO, M.; BRAVO, P. M.; ALEGRE, J. M. (2006). Effect of Low Temperature Tempering Prior Cryogenic Treatment on Carburized Steels. Journal of Materials Processing Technology.

RAJAN, T.V.; SHARMA, C. P.; SHARMA, A. (1994). Heat Treatment - Principles and Techniques, New Delhi: Ed. Prentice Hall of India.

REED-HILL; ROBERT, E. (1982). Princípios de Metalurgia Física. 2^a ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois S.A.

REITZ, W.; PENDRAY, J. (2001). Cryoprocessing of Materials: A Review of Current Status. Materials and Manufacturing Processes, v. 16, n. 6, p. 829-840.

REYNOLDS Jr., W. T.; AARONSON, H. I.; SPANOS, G. (1991). Materials Transactions. JIM. v. 32, p. 737.

RIZZO, E. M. S. (2007). Processos de Laminação dos Aços: Uma Introdução. São Paulo: ABM.

SANTOS, C. N. (2008). Aspecto Cristalográfico da Transformação Martensítica de uma Liga Fe-27%Ni. Tese (Doutorado) – Instituto Militar de Engenharia – IME, Rio de Janeiro.

SANTOS, D. F.^o; GOLDENSTEIN, H.; VATAVUK, J. (2001). The Modified Martempering and Its Effect on the Impact Toughness of a Cold Work Tool Steel. São Paulo: Congresso SAE BRASIL.

SENTHILKUMAR, D.; RAJENDRAN, I. (2011). Influence of Shallow and Deep Cryogenic Treatment on Tribological Behavior of En 19 Steel. Journal of Iron and Steel Research, International; p. 53-59.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. (2006). Aços e Ligas Especiais. 2^a ed. São Paulo: Ed. Edgard Blucher.

THEWLIS, G. (2004). Classifications and Quantification of Microstructures in Steels. Materials Science and Technology. v. 20. p. 143-160.

TOTTEN, G. E.; BATES, C. E.; CLINTON, N. A. (1993). Handbook of Quenchants and Quenching Technology, Materials Park, Ohio: ASM International.

VALES, S. S. (2010). Estudo da Influência do Tratamento Criogênico no aço AISI H13. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos – USP, São Carlos.

VAN VLACK, L. H. (1970). Princípios de Ciência dos Materiais, São Paulo: Ed. Edgard Blucher.

VATAVUK, J.; BORRÔ JR, A.; CAMPOS, C. S.; MONTEIRO, W. A.; PALA, P.; (2000). Estudo do Efeito da Temperatura de Austenitização no Fenômeno de Fragilização por Revenido de um Aço AISI 5160. Revista Mackenzie de Engenharia e Computação, Ano 1, n.1, p. 127 – 138.

VATAVUK, J; CANALE, L. C. F. (2008). Failure Analysis of Heat Treated Steel Components. p. 285 – 309, ASM, The Materials Information Society.

VILLARES METALS Aço para construção mecânica VL40FO. Disponível em: < http://www.villaresmetals.com.br/portuguese/files/FT_40_VL40FO.pdf>. Acesso em 28.03.2013 às 9:00h.

VILLARES METALS Aço para trabalho a frio VND. Disponível em: < http://www.villaresmetals.com.br/portuguese/files/FT_13_VND.pdf >. Acesso em 28.03.2013 as 9:15h.

WILSON, R. (1975). Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels. London, N. Y.: Ed. MacGraw-Hill.

YUN, D.; XIAOPING, L.; HONGSHEN, X. (1998). Deep criogenic treatment of high-speed steel and its mechanism. Heat Treatment of Metals, v. 3, p. 55-598. Disponível em:

<http://www.cryogenictreatmentdatabase.org/article/deep_cryogenic_treatment_of_high-speed_steel_and_its_mechanism/>. Acesso em 08/07/2013 as 15:45h.

ZEPTER, P. G. (2007). Influencia da Microestrutura nas Propriedades Mecânicas do Aço ABNT 5160 em Condições de Carregamento Monotômico e Cíclico. Dissertação (Mestrado). IPEN - USP, São Paulo.

ZUPPO, R. M. (2011). Análise Comparativa do Efeito da Têmpera e Revenido e da Austêmpera Seguida ou não de Conformação a Frio na Microestrutura e nas Propriedades do Aço SAE 4140H, Dissertação (Mestrado) – Universidade de Campinas – UNICAMP, Campinas

ANEXOS

ANEXO 01: Dureza nos corpos de prova após têmpera

AÇO SAE 4140												
INSPEÇÃO DE DUREZA APÓS TÊMPERA (HRC)												
No.	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
1	60,70	62,80	61,30	62,90	60,50	62,80	62,10	63,40	60,60	59,30	62,00	61,10
2	62,30	62,20	62,80	62,70	58,70	62,70	57,70	60,50	61,30	57,60	63,80	60,60
3	60,90	61,20	61,40	60,90	61,20	61,40	61,10	60,90	61,00	60,60	60,50	61,00
4	57,40	57,50	59,00	58,30	59,40	59,50	57,10	56,90	57,50	56,70	56,80	58,10
5	58,20	60,60	60,10	58,50	60,40	58,10	56,40	57,70	56,20	58,90	59,70	58,40
6	60,20	57,40	57,30	59,10	61,50	59,10	61,00	58,70	58,70	59,40	57,00	56,60
7	62,50	60,10	62,70	60,90	62,10	62,00	58,10	60,10	60,20	61,40	60,20	60,20
8	62,30	61,70	61,00	61,80	61,80	61,40	62,30	61,60	60,50	61,50	61,60	61,50
9	61,80	61,10	61,40	61,50	61,90	61,50	61,70	61,70	61,90	60,60	60,80	61,70
10	58,10	59,50	59,10	57,60	58,80	59,60	60,00	60,20	58,00	56,00	59,00	60,30
11	61,30	59,30	61,40	60,60	61,30	60,50	59,80	60,90	61,30	60,30	60,80	60,50
12	60,30	59,30	62,20	61,50	61,90	59,50	60,00	60,80	60,10	60,30	60,80	60,90
13	58,20	58,00	56,80	58,30	57,70	60,30	55,10	58,90	59,70	59,80	58,80	58,50
14	61,10	60,40	59,50	60,80	60,10	58,40	60,40	59,80	58,00	60,30	60,00	58,30
15	60,50	57,80	58,40	59,00	60,50	58,60	59,50	58,40	56,40	56,30	55,10	58,40
16	59,20	58,50	57,10	59,70	59,20	59,50	59,00	57,10	57,60	56,00	56,20	54,70
17	62,80	62,60	62,00	60,70	62,60	60,10	60,50	62,10	60,40	59,80	63,20	59,90
18	60,20	59,20	59,80	61,90	61,30	60,90	60,10	61,70	60,50	60,30	59,20	61,50
19	57,50	55,70	62,70	59,30	61,00	61,80	57,10	57,80	59,40	58,20	56,90	60,00
20	63,30	62,50	61,30	62,60	58,80	60,80	59,20	59,60	62,10	63,50	62,00	62,90
21	61,50	60,90	59,90	62,00	61,90	61,30	61,20	59,00	58,90	58,40	61,70	59,60
22	59,20	58,50	57,10	59,70	59,20	59,50	59,00	57,10	57,60	56,00	56,20	54,70
23	62,80	62,60	62,00	60,70	62,60	60,10	60,50	62,10	60,40	59,80	63,20	59,90
24	60,20	59,20	59,80	61,90	61,30	60,90	60,10	61,70	60,50	60,30	59,20	61,50
25	57,50	55,70	61,70	59,30	61,00	61,10	57,10	57,80	59,40	58,20	56,90	60,00
26	62,00	61,50	61,30	62,60	58,80	60,80	59,20	59,60	61,00	61,00	61,10	62,90
27	61,50	60,90	60,00	62,00	61,20	61,20	61,10	60,00	60,00	58,90	59,90	59,60
DUREZA MÉDIA (HRC)											60,011	
DESVIO PADRÃO											1,830	

Tabela A1: Dureza após têmpera para o aço SAE 4140.

AÇO SAE O1												
INSPEÇÃO DE DUREZA APÓS TÊMPERA (HRC)												
No.	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
1	52,70	53,90	54,30	52,00	53,20	54,50	49,40	51,90	53,30	51,40	52,10	51,90
2	53,40	54,10	54,50	53,70	53,70	54,60	51,30	52,60	53,90	52,50	52,70	52,60
3	53,90	52,70	52,00	53,20	54,90	52,60	53,30	53,40	51,20	53,50	52,50	50,30
4	50,30	52,80	53,00	53,60	53,90	52,70	53,10	53,70	51,00	52,20	51,80	50,20
5	54,10	54,70	54,80	54,00	54,50	54,00	53,60	53,90	53,10	52,50	53,50	52,30
6	52,30	55,00	53,90	53,70	54,30	54,10	53,20	53,70	53,70	52,60	53,50	53,30
7	53,00	52,80	52,70	53,50	53,60	51,80	50,90	50,10	50,90	51,80	50,90	50,30
8	53,80	54,20	54,20	52,80	52,60	53,60	51,60	52,70	53,10	51,00	54,00	52,20
9	53,80	54,30	53,90	54,80	52,90	53,80	53,00	54,20	53,20	52,00	51,80	53,20
10	52,80	53,80	53,40	52,30	52,80	52,50	50,90	51,80	51,80	51,10	52,10	53,20
11	53,30	53,10	53,00	52,80	53,70	53,10	52,40	51,30	51,00	52,60	51,80	50,20
12	52,70	53,80	53,40	53,80	53,60	53,60	50,90	52,40	52,40	50,60	51,30	50,70
13	53,80	54,10	54,20	54,20	54,20	54,00	53,80	53,20	53,70	53,80	53,40	53,10
14	51,70	51,70	51,90	52,90	53,00	52,70	51,90	50,00	50,40	52,80	52,00	52,20
15	53,90	53,70	52,40	53,30	53,70	53,60	53,00	52,10	51,40	53,50	52,90	52,00
16	53,90	54,20	54,60	53,40	53,30	53,50	53,70	54,00	53,10	52,60	54,20	54,10
17	52,40	52,10	53,80	53,60	53,30	53,90	52,10	52,30	52,50	51,30	50,50	51,20
18	52,80	53,70	53,70	53,10	53,80	53,70	51,30	52,90	53,50	51,90	52,20	51,60
19	54,10	54,20	54,80	54,00	54,50	54,40	51,90	53,50	54,50	52,60	52,30	52,80
20	52,90	53,50	53,10	53,50	53,30	53,50	52,00	52,00	50,60	51,70	52,20	51,60
21	54,00	53,90	52,90	54,10	53,60	52,80	54,00	52,00	50,70	53,80	53,70	53,40
22	53,20	53,70	54,00	54,10	54,50	54,20	53,50	53,90	52,50	53,20	52,70	52,60
23	52,50	52,60	53,30	52,30	52,40	51,60	51,50	50,70	51,50	51,50	48,80	49,20
24	52,90	54,30	53,20	53,40	53,50	53,20	52,10	51,90	52,40	52,20	52,50	53,10
25	53,10	53,40	53,40	53,90	53,80	54,00	54,80	55,00	53,90	52,00	52,10	52,60
26	52,30	53,40	53,60	53,00	52,70	53,90	51,00	51,20	52,50	51,00	51,90	52,80
27	53,70	53,50	53,80	53,30	53,20	53,60	51,20	52,00	50,70	51,10	53,30	53,10
DUREZA MÉDIA (HRC)											52,865	
DESVIO PADRÃO											1,142	

Tabela A2: Dureza após têmpera para o aço SAE O1.

ANEXO 02: Dureza nos corpos de prova temperados e revenidos para diferentes temperaturas de revenido.

AÇO SAE 4140													
TEMPERATURA REVENIDO (°C)	Nº. CORPO DE PROVA	PONTOS DE INSPEÇÃO DE DUREZA											
		A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
230°	1	52,2	54,0	53,6	54,0	54,6	57,2	55,8	55,2	56,8	54,2	55,6	55,2
	2	56,3	54,3	56,0	56,5	56,1	52,9	55,4	55,7	57,2	56,1	56,1	55,3
	3	52,9	55,8	52,8	55,8	53,6	54,4	54,7	53,6	54,2	51,7	52,8	52,8
250°	4	50,7	51,8	48,9	51,6	51,8	51,7	50,3	51,9	48,7	51,3	51,1	47,8
	5	49,1	52,5	52,0	51,0	51,5	52,7	52,0	51,1	50,1	47,8	51,4	51,1
	6	50,1	52,7	51,2	49,3	55,1	55,7	49,3	51,7	51,1	49,2	50,6	50,1
300°	7	52,5	50,9	47,9	52,9	53,3	51,9	50,8	51,6	50,9	51,7	49,6	48,6
	8	48,3	51,5	53,8	49,1	50,7	51,8	48,5	49,7	51,2	51,8	48,4	52,9
	9	53,4	49,6	49,6	53,3	51,8	51,3	52,8	50,6	52,3	51,0	48,4	48,6
350°	10	48,5	51,0	48,4	45,0	48,6	52,1	43,6	48,2	48,7	46,6	48,6	47,2
	11	49,6	48,9	50,2	49,3	49,1	50,1	49,8	51,1	50,6	48,9	49,1	48,2
	12	50,2	50,5	49,7	49,7	49,9	47,8	48,1	49,5	46,6	48,3	50,9	50,9
370°	13	47,9	48,0	47,5	48,6	48,2	48,7	48,3	48,9	47,2	51,1	51,7	49,5
	14	48,3	47,9	47,9	49,5	48,2	48,4	47,5	50,4	46,9	49,0	48,7	48,5
	15	45,9	46,9	46,9	47,1	49,7	49,2	46,3	47,2	48,3	46,7	47,4	47,8
400°	16	47,3	47,2	46,1	47,8	46,8	46,2	45,8	48,1	44,6	47,3	46,7	45,7
	17	42,5	44,6	46,2	46,1	47,2	47,0	44,5	44,0	42,6	43,8	43,6	44,0
	18	47,1	47,4	45,4	49,5	47,1	43,0	47,2	47,2	43,3	46,8	47,2	43,9
450°	19	48,5	47,7	47,1	46,0	45,2	44,7	44,5	44,9	41,4	45,7	44,2	41,7
	20	45,1	45,4	45,9	46,5	46,1	45,7	46,8	44,5	45,4	45,2	44,1	46,0
	21	44,5	44,2	42,7	46,0	42,7	43,0	43,1	45,2	44,5	45,0	43,6	41,9
500°	22	41,9	41,5	41,9	44,1	44,0	44,7	41,8	42,3	40,6	41,4	41,7	40,0
	23	39,6	40,9	40,5	42,8	39,7	41,7	41,2	39,8	40,9	39,5	40,0	40,6
	24	40,8	38,9	36,8	40,2	36,7	36,1	39,1	40,8	34,5	40,5	36,8	34,3
600°	25	33,0	32,9	33,3	32,9	33,0	33,5	30,5	32,5	30,4	30,3	32,3	30,2
	26	32,2	34,0	33,1	32,6	32,6	32,3	29,0	30,5	29,1	28,6	30,1	29,6
	27	34,0	34,0	33,9	32,8	33,4	33,4	30,0	31,4	30,0	29,0	32,2	31,1

Tabela A3: Dureza após Revenido para o aço SAE 4140. Tempo de encharque 1 hora.

AÇO SAE O1													
TEMPERATURA REVENIDO (°C)	Nº. CORPO DE PROVA	PONTOS DE INSPEÇÃO DE DUREZA											
		A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
240°	1	50,8	52,4	53,2	51,8	52,4	53,1	48,9	51,6	51,4	50,1	51,4	51,8
	2	51,8	51,8	52,3	51,5	52,3	52,2	49,8	51,7	52,6	51,4	52,4	52,8
	3	52,1	53,0	52,7	53,0	53,0	51,9	51,8	52,1	49,5	51,9	51,0	49,3
290°	4	49,1	50,7	49,8	50,1	49,7	49,9	48,0	48,5	46,4	49,1	47,7	46,9
	5	48,8	50,1	48,5	50,3	50,9	49,2	48,8	49,2	49,0	49,4	48,7	47,9
	6	48,9	51,2	47,3	49,5	50,3	49,6	47,4	48,4	48,6	47,8	48,4	49,5
330°	7	47,6	47,0	47,2	47,2	47,1	46,9	46,5	46,2	46,5	45,6	45,9	47,0
	8	47,6	48,1	48,2	47,7	48,5	48,0	46,7	47,5	46,2	46,0	48,1	47,3
	9	47,9	48,3	47,2	47,4	48,1	47,5	46,8	48,2	47,2	46,3	47,4	46,9
365°	10	46,4	47,7	46,7	46,5	46,5	47,5	44,7	44,5	46,6	45,2	46,8	44,6
	11	46,4	46,5	45,0	46,3	47,2	44,9	45,4	44,9	45,4	44,5	44,9	44,5
	12	44,4	44,9	45,7	45,7	44,7	45,9	45,8	45,8	46,7	44,2	46,1	45,2
395°	13	44,4	45,2	45,6	45,6	46,7	45,7	43,1	44,6	45,5	42,8	42,2	42,2
	14	44,1	45,3	45,6	44,6	45,4	45,5	40,6	41,6	43,2	42,6	43,0	43,1
	15	45,6	43,6	43,0	45,6	45,8	44,4	41,9	44,6	41,1	42,4	45,1	41,1
450°	16	42,2	43,5	42,7	41,9	42,3	42,4	40,7	41,5	38,7	40,2	40,2	40,7
	17	41,5	40,5	42,1	43,2	43,1	41,6	40,2	39,9	39,8	41,1	40,8	41,3
	18	42,1	42,3	42,0	42,2	42,9	42,3	39,0	39,5	37,0	37,8	40,1	41,1
500°	19	37,8	40,2	39,5	38,6	39,2	39,8	38,4	37,7	38,8	35,9	36,6	36,2
	20	38,3	39,0	37,9	39,5	39,4	39,2	37,9	39,2	39,1	37,7	40,1	36,4
	21	39,0	39,8	39,1	39,8	39,6	39,4	37,5	38,3	38,4	39,9	38,0	39,3
550°	22	34,8	34,8	36,0	33,4	35,2	36,2	31,3	33,6	35,4	33,3	35,0	34,4
	23	35,3	34,5	34,6	34,7	35,6	36,4	33,7	34,8	34,9	35,6	34,5	34,8
	24	36,3	36,5	36,9	36,6	35,8	34,6	34,7	34,7	35,5	34,5	34,2	35,4
600°	25	31,7	32,5	31,5	31,8	31,7	31,9	31,5	30,3	29,3	29,7	31,4	28,6
	26	31,2	32,1	31,3	31,6	30,7	32,1	30,1	29,9	30,4	28,8	29,4	29,8
	27	30,5	31,4	30,9	30,9	31,9	30,1	30,3	30,2	30,1	29,7	30,2	31,3

Tabela A4: Aço O1, Dureza para diferentes temperaturas de Revenido. Tempo de encharque 1 hora.

ANEXO 03: Energia de impacto nos corpos de prova temperados e revenidos para diferentes temperaturas de revenido.

AÇO SAE 4140 TEMPERADO E REVENIDO				
Temperatura de Revenido (°C)	Nº. Corpo de Prova	Energia de Impacto (KJ/m²)	Energia de Impacto Média (KJ/m²)	Desvio Padrão (KJ/m²)
230	1	12,0	11,17	0,76
	2	11,0		
	3	10,5		
250	4	9,0	9,00	0,00
	5	9,0		
	6	9,0		
300	7	7,0	8,67	1,53
	8	9,0		
	9	10,0		
350	10	11,5	10,83	0,76
	11	11,0		
	12	10,0		
370	13	6,0	5,00	1,00
	14	5,0		
	15	4,0		
400	16	14,0	13,50	0,50
	17	13,0		
	18	13,5		
450	19	33,0	32,00	1,73
	20	30,0		
	21	33,0		
500	22	48,0	47,67	0,58
	23	47,0		
	24	48,0		
600	25	78,0	77,00	1,00
	26	76,0		
	27	77,0		

Tabela A5: Aço SAE 4140. Energia de impacto para diferentes temperaturas de revenido.

AÇO SAE O1 - TEMPERADO E REVENIDO				
Temperatura de Revenido (°C)	Nº. Corpo de Prova	Energia de Impacto (KJ/m ²)	Energia de Impacto Média (KJ/m ²)	Desvio Padrão (KJ/m ²)
240	1	19,0	18,00	1,00
	2	17,0		
	3	18,0		
290	4	11,0	11,00	1,00
	5	12,0		
	6	10,0		
330	7	11,8	11,93	0,12
	8	12,0		
	9	12,0		
365	10	12,0	12,67	1,15
	11	14,0		
	12	12,0		
395	13	16,0	16,67	0,58
	14	17,0		
	15	17,0		
450	16	32,0	33,00	1,00
	17	33,0		
	18	34,0		
550	19	52,0	50,00	2,00
	20	48,0		
	21	50,0		
550	22	65,0	65,00	1,00
	23	64,0		
	24	66,0		
600	25	87,0	83,33	3,51
	26	80,0		
	27	83,0		

Tabela A6: Aço SAE O1. Energia de impacto para diferentes temperaturas de revenido.

ANEXO 04: Dureza nos corpos de prova temperados e revenidos.

AÇO SAE 4140												
ENSAIO DE DUREZA (HRC): TÊMPERA + REVENIDO (400°C)												
No.	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
1	44,0	45,0	46,1	47,8	46,8	46,0	45,8	48,5	44,6	46,0	45,6	45,7
2	44,0	44,6	45,0	46,1	47,0	46,8	43,3	44,0	42,6	43,8	48,1	44,0
3	47,1	47,4	45,4	48,0	47,1	43,0	48,1	47,2	43,3	46,0	47,2	43,9
4	46,0	44,6	45,0	47,0	46,8	46,2	44,0	47,0	43,3	47,0	43,3	43,3
5	44,6	44,0	46,0	46,2	44,0	47,4	44,5	44,0	43,3	43,8	48,1	44,0
6	47,1	45,5	45,4	46,8	45,0	42,6	46,8	46,3	43,3	44,0	46,0	45,0
7	47,3	47,2	43,3	45,6	43,3	46,2	45,8	47,0	44,6	45,0	46,7	43,3
8	44,6	44,6	44,6	46,1	46,8	47,0	44,5	44,0	42,6	43,8	43,6	44,0
9	44,6	47,4	45,4	45,0	47,1	43,0	44,6	47,2	44,0	44,6	47,2	43,9
10	42,5	44,6	46,2	46,1	47,2	47,0	44,5	44,0	42,6	43,8	43,6	44,0
DUREZA MÉDIA (HRC)											45,28	
DESVIO PADRÃO											1,55	

Tabela A7: Aço SAE 4140. Dureza após têmpera e revenido (400° C – 1h).

AÇO SAE O1												
ENSAIO DE DUREZA (HRC): TÊMPERA + REVENIDO (450°C)												
No.	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
1	40,0	41,9	40,2	41,9	42,3	41,5	38,9	40,2	39,9	40,5	42,1	39,0
2	42,1	41,0	41,0	40,5	41,0	39,9	42,0	41,9	42,3	42,7	41,9	40,2
3	40,2	40,5	42,0	40,2	41,0	41,8	41,7	41,8	41,9	42,1	41,1	40,2
4	42,2	41,5	42,7	41,9	40,0	42,4	42,6	41,5	38,9	43,0	40,2	40,7
5	41,5	40,5	42,1	40,0	42,2	41,6	41,0	42,0	39,8	42,0	42,0	41,3
6	42,1	42,3	42,0	41,0	40,0	42,0	39,0	42,2	38,8	37,8	40,1	41,1
7	40,5	40,2	39,9	41,7	41,0	41,6	41,6	40,5	42,1	40,5	42,1	38,7
8	41,5	38,8	41,9	41,9	42,3	42,7	41,9	39,0	41,5	38,7	39,8	42,0
9	39,9	39,8	40,5	43,2	42,1	42,1	43,2	40,5	39,9	39,8	40,0	39,1
10	39,5	39,7	38,8	39,0	43,1	41,6	40,5	40,0	39,5	41,0	40,2	39,0
DUREZA MÉDIA (HRC)											40,97	
DESVIO PADRÃO											1,21	

Tabela A8: Aço SAE O1. Dureza após têmpera e revenido (450° C – 1h).

ANEXO 05: Dureza nos corpos de prova temperados, revenidos e criogênico.

AÇO SAE 4140												
ENSAIO DE DUREZA (HRC): TÊMPERA + REVENIDO (400°C) + CRIOGÊNICO												
No.	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
1	45,8	46,4	43,4	47,3	47,6	44,0	46,0	47,3	47,3	42,2	46,0	46,0
2	37,0	43,9	47,4	46,1	46,8	45,8	47,0	46,1	45,1	45,8	47,0	44,2
3	42,3	47,1	41,1	46,2	47,8	45,6	39,0	46,2	46,2	45,6	40,2	42,8
4	40,0	39,0	46,5	47,6	46,9	45,0	46,1	47,6	46,0	47,0	45,2	42,0
5	47,3	46,7	38,0	47,0	44,5	47,0	46,0	46,8	47,7	46,0	46,0	42,6
6	46,8	47,2	44,7	44,4	47,9	47,0	46,4	44,4	47,3	42,2	47,0	41,4
7	44,8	46,7	46,0	47,1	41,0	46,2	48,0	46,0	42,0	40,0	42,0	46,1
8	46,0	44,4	46,1	42,2	46,4	44,4	46,1	48,0	46,5	47,8	46,9	39,0
9	46,4	42,7	45,8	44,6	46,7	46,8	42,2	47,0	46,7	47,8	42,0	44,3
10	45,1	45,1	40,4	44,8	47,0	46,0	44,9	44,8	44,5	45,0	44,9	47,0
DUREZA MÉDIA (HRC)											45,10	
DESVIO PADRÃO											2,42	

Tabela A9: Aço SAE 4140. Dureza após têmpera e revenido com banho criogênico.

AÇO SAE O1												
ENSAIO DE DUREZA (HRC): TÊMPERA + REVENIDO (450°C) + CRIOGÊNICO												
No.	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
1	38,7	40,0	39,1	34,2	41,0	41,5	40,6	34,2	41,5	41,0	41,7	42,0
2	40,3	40,6	37,9	39,7	40,0	38,0	41,0	39,7	37,0	39,6	42,0	39,6
3	41,1	42,1	40,4	38,0	40,8	39,1	42,2	38,0	38,0	40,0	41,0	40,8
4	40,3	39,0	37,9	39,7	39,6	37,0	41,4	39,7	37,0	39,6	42,0	39,6
5	40,3	41,0	38,0	39,0	39,5	37,0	42,0	39,0	37,0	39,0	42,5	39,6
6	42,0	42,2	40,3	39,7	40,8	40,0	42,0	41,0	39,3	41,9	39,4	40,8
7	38,7	41,4	39,1	34,2	40,3	41,5	34,2	36,5	41,0	42,0	42,1	40,3
8	34,3	42,0	37,5	39,1	39,6	42,0	39,1	39,1	41,2	39,0	38,7	39,6
9	41,1	42,2	42,0	39,7	38,0	39,3	39,3	39,7	39,3	41,9	38,0	38,0
10	42,0	42,2	40,3	39,7	40,8	39,3	41,2	39,7	39,3	41,9	39,4	40,8
DUREZA MÉDIA (HRC)											39,80	
DESVIO PADRÃO											1,85	

Tabela A10: Aço SAE O1. Dureza após têmpera e revenido com banho criogênico.

ANEXO 06: Dureza nos corpos de prova após austêmpera.

AÇO SAE 4140												
TRATAMENTO ISOTÉRMICO AUSTÊMPERA – DUREZA (HRC)												
No.	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
1	47,4	48,0	46,4	47,5	48,5	48,3	47,9	48,6	45,9	45,5	45,4	45,2
2	43,2	44,5	46,4	46,4	48,7	46,4	48,3	47,8	46,9	45,4	44,0	46,0
3	47,6	45,2	48,0	47,6	46,4	46,6	48,2	48,7	46,0	46,5	47,0	45,3
4	44,6	45,0	47,5	48,0	48,0	47,5	48,5	48,2	47,0	46,1	48,0	46,0
5	47,8	47,6	46,4	45,0	48,0	47,5	48,7	48,5	43,5	45,3	46,4	47,1
6	48,3	47,7	45,4	45,2	47,5	46,4	48,0	48,2	47,5	46,0	47,5	46,3
7	45,2	42,2	45,4	45,0	46,4	46,6	44,3	47,6	46,4	46,6	46,4	46,7
8	47,6	47,5	46,1	47,6	47,3	45,8	48,1	48,4	46,2	47,3	46,5	47,8
9	46,0	46,3	45,3	48,3	45,3	48,3	47,9	48,0	46,4	47,0	45,0	46,7
10	47,0	47,4	45,0	45,0	46,0	45,0	46,0	46,0	44,1	45,2	45,0	45,0
DUREZA MÉDIA (HRC)											46,62	
DESVIO PADRÃO											1,34	

Tabela A11: Aço SAE 4140. Dureza após austêmpera.

AÇO SAE 01												
TRATAMENTO ISOTÉRMICO AUSTÊMPERA – DUREZA (HRC)												
No.	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
1	40,1	37,3	42,0	39,0	37,5	38,9	41,7	41,7	37,5	38,9	39,8	37,9
2	36,7	39,6	40,0	38,9	36,8	38,0	41,7	41,7	36,5	37,3	34,9	38,0
3	35,7	34,0	38,7	38,0	38,4	41,5	39,0	38,9	37,0	38,9	37,5	38,0
4	41,3	40,2	41,2	41,5	38,0	41,6	39,8	38,0	39,8	37,7	38,0	38,1
5	37,3	38,9	41,7	41,5	41,3	39,6	38,5	41,4	37,0	39,7	38,2	37,2
6	37,3	38,0	41,4	41,5	37,0	38,5	37,1	41,5	37,0	36,7	37,7	37,6
7	38,7	42,0	40,6	41,6	39,5	36,0	35,8	40,8	36,5	41,7	35,8	39,0
8	40,4	41,3	42,4	41,3	41,4	38,5	38,6	41,0	39,5	39,6	36,8	37,1
9	38,0	40,2	41,8	40,2	41,2	39,5	39,6	40,4	38,7	38,4	37,6	40,7
10	38,3	40,1	39,8	39,8	39,8	39,8	39,8	41,9	39,8	39,7	39,8	38,8
DUREZA MÉDIA (HRC)											39,13	
DESVIO PADRÃO											1,82	

Tabela A12: Aço SAE 01. Dureza após austêmpera.