

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**“TEMPERABILIDADE JOMINY E INFLUÊNCIA DO REVENIDO SOBRE A
DUREZA - UM ESTUDO EM AÇOS ESTRUTURAIS NACIONAIS”**

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA PARA
OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Marcelo Martins

Florianópolis, março de 2002.

RESUMO

Este trabalho teve por objetivos (a) determinar a temperabilidade Jominy de diversos aços estruturais nacionais, de grande uso na indústria mecânica; (b) avaliar a influência do revenido sob condições variadas de tempo e de temperatura sobre a dureza pós-têmpera e (c) buscar uma correlação entre as variáveis do processo de revenido (parâmetro de revenido) capaz de servir como ferramenta quando da otimização do processo.

O levantamento das curvas de temperabilidade (ou endurecibilidade) busca orientar a engenharia de projetos na seleção de aços para as mais diversas aplicações de manufatura de componentes mecânicos.

Um estudo que não foi contemplado no ensaio original desenvolvido por Walter Jominy e seus colaboradores é o levantamento destas curvas na condição de uso da liga de aço, que associa os tratamentos térmicos de têmpera e revenido. Portanto, é de extremo interesse também, o levantamento destas curvas, relacionando as durezas obtidas no revenido para diferentes tempos e temperaturas de tratamento.

Como o revenido é um processo termicamente ativado, é factível a determinação de um parâmetro que correlacione as variáveis de processo (tempo e temperatura).

Os aços utilizados nos experimentos procediam de diferentes usinas siderúrgicas nacionais e foram fornecidos na condição de laminado, sem tratamento térmico. Foram selecionados de forma a poder-se também avaliar a influência da composição química (C, Mn, Cr, Ni e Mo) sobre a temperabilidade e sobre o revenido. Estes efeitos foram estudados através de procedimentos experimentais apropriados para cada etapa, tais como análise química, microscopia e avaliação dilatométrica. Nesta última o objetivo precípua do ensaio foi a determinação da temperatura de austenitização das diversas ligas de aço.

ABSTRACT

This study aim at (a) determining the Jominy temperability of several national structural steel widely used in the mechanical industry; (b) evaluating the influence of temper under varied time and temperature conditions upon post-quench hardness and (c) finding a correlation between the process variables of temper (temper parameter) that can serve as a tool for the process optimization.

The surveying of hardenability curves attempts to serve as a guide for project engineering related to the selection of steel for a variety of applications in mechanical components manufacturing.

A study which was not comprehended in the original test carried out by Walter Jominy and his team is the surveying of such curves when used in steel alloys which associates the heat treatment of quench and temper. Therefore, the surveying of the curves is extremely relevant for relating the hardness obtained in temper and treatment temperatures.

Since temper is a thermically activated process, the determination of a parameter that correlates the process variables (time and temperature) is possible.

The steel used for the experiments comes from differente national siderurgical plants and were provided as rolled without heat treatment. It was selected so that it would also be possible to evaluate the influence of the chemichal composition (C, Mn, Cr, Ni e Mo) upon temperability and temper. Such effects were studied by means of adequate experimental procedures for each step, such as chemichal analysis, microscopy and dilatometrical evaluation. In the latter, the essay aim was to determine the austenitization temperature of the several steel alloys.

Aos meus pais Wanderley (in memorian) e Daura pelo compromisso com a educação dos filhos; à minha esposa Conceição e às filhas Patrícia e Larissa, companheiras de todos o momentos.

AGRADECIMENTOS

À Professora Ingeborg Kühn, pela orientação e severidade com que conduziu esse trabalho.

Ao Professor Pedro Bernardini, pela orientação inicial e incentivo.

Ao Engenheiro Antônio Carlos Werner (in memoriam) e Amábile Werner que sempre acreditaram na Educação como forma de ascensão social.

Aos colegas e amigos servidores do CEFET/SC, especialmente aqueles companheiros de estudo: Fernando José Fernandes Gonçalves, Hélio Ormeu Ribeiro, Clarisse Franke Ávila e Uaçai Vaz Lorenzetti; Vilmar Coelho, Bruno Manoel Neves e Bernardo João Rachadel que incentivaram e apoiaram esse trabalho.

Aos bolsistas Felipe Rocha Pozzobon e Gabriel Costa Sousa pela colaboração no trabalho.

Ao professor José Tadeu Arante, pelos primeiros ensinamentos na área de Materiais de Construção Mecânica.

À professora Soni de Carvalho pela luta em favor da educação.

Às instituições CEFET/SC e UFSC pela oportunidade de realização deste trabalho.

A Deus, pela vida.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	V
ÍNDICE DE FIGURAS	VIII
ÍNDICE DE TABELAS	XII
1 INTRODUÇÃO	1
2 TEMPERABILIDADE DOS AÇOS	3
2.1 CONCEITO	4
2.2 MÉTODOS DE DETERMINAÇÃO DA TEMPERABILIDADE.....	4
2.2.1 <i>Ensaio de temperabilidade Grossmann</i>	4
2.2.2 <i>Ensaio de Temperabilidade Jominy</i>	7
2.3 INFLUÊNCIA DO MEIO DE RESFRIAMENTO, TAMANHO DO CORPO DE PROVA E GEOMETRIA DA PEÇA SOBRE A TEMPERABILIDADE	16
2.3.1 <i>Vantagens e desvantagens do ensaio Jominy</i>	20
2.4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA SOBRE A TEMPERABILIDADE	20
2.5 ALGUMAS CONSIDERAÇÕES SOBRE ERROS NOS ENSAIOS DE TEMPERABILIDADE	22
2.5.1 <i>Tipos de erros relacionados ao processo de medição</i>	24
3 O PROCESSO DE REVENIDO	26
3.1 REAÇÕES QUE OCORREM DURANTE O REVENIDO.....	26
3.2 ESTÁGIOS DE REVENIDO – REAÇÕES EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA	27
3.2.1 <i>Estrutura temperada e revenida do aço 4340</i>	31
3.2.2 <i>Cementita Esferoidizada</i>	34
3.3 O EFEITO DO REVENIDO NAS PROPRIEDADES DOS AÇOS	35
3.3.1 <i>Propriedades mecânicas dos aços-carbono revenidos</i>	38
3.4 A RELAÇÃO ENTRE O TEMPO E A TEMPERATURA DE REVENIDO.....	39
3.5 CINÉTICA DO REVENIDO.....	40
4 MATERIAIS E MÉTODOS	45
4.1 ESTRATÉGIA DOS EXPERIMENTOS	45
4.2 APARATO JOMINY	46
4.3 MATERIAIS.....	48
4.3.1 <i>Corpo de prova</i>	49
4.4 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	50
4.5 ENSAIOS.....	51
4.6 PROPRIEDADE DE DUREZA	53
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	54
5.1 ANÁLISE QUÍMICA	54
5.2 DILATOMETRIA.....	55
5.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS (FORNECIDAS VERSUS NORMALIZADAS).....	58
5.4 CURVAS DE TEMPERABILIDADE OBTIDAS NOS ENSAIOS	60
5.4.1 <i>Análise de resultados (aços-carbono x aços liga)</i>	62
5.5 RESULTADOS PUBLICADOS NA LITERATURA VERSUS ENSAIOS EXPERIMENTAIS	65
5.6 CURVAS DE REVENIDO OBTIDAS NO ENSAIO.....	68
5.7 CURVAS DE REVENIDO – DUREZA VERSUS TEMPERATURA PARA DIFERENTES TEMPOS DE ENSAIO.....	81
5.7.1 <i>Revenido do Aço ABNT 1020</i>	81

5.7.2	Revenido do aço ABNT 1045.....	82
5.7.3	Revenido do aço ABNT 8620.....	83
5.7.4	Revenido do aço ABNT 8640.....	84
5.7.5	Revenido do aço ABNT 4340.....	85
5.8	PARÂMETRO DE REVENIDO.....	86
5.9	ANÁLISE DA DISPERSÃO DOS RESULTADOS.....	90
6	CONCLUSÕES.....	95
6.1	CONCLUSÕES SOBRE O ENSAIO DE TEMPERABILIDADE JOMINY	95
6.2	CONCLUSÕES SOBRE O ENSAIO DE REVENIDO E PARÂMETRO DE REVENIDO.....	96
8	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	97
9	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	98
	ANEXOS.....	102

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1– Curvas de dureza para um aço SAE 1090 (0,89% C), em uma série de barras redondas resfriadas em água. [Chiaverini, 1984].....	5
Figura 2.2 – Diagrama para determinação do diâmetro ideal (D_i) a partir do diâmetro crítico (D_0) e da severidade de têmpera (H), para aços-carbono e aços de média-liga. [Honeycombe, 1982].....	7
Figura 2.3 – Desenho esquemático (em corte) do aparato para o ensaio Jominy.	8
Figura 2.4 – Desenho do corpo de prova a ser utilizado no ensaio Jominy.....	8
Figura 2.5 – Distribuição típica de dureza em uma barra Jominy [Callister, 1997].....	9
Figura 2.6 – Correlação entre o diagrama de arrefecimento (transformação) contínuo e os resultados do ensaio de temperabilidade Jominy de um aço carbono eutetóide. [Smith, 1998]	11
Figura 2.7 – Microestruturas observadas a diversas distâncias a partir da extremidade de uma barra Jominy. [http://psme.atc.fhda.edu/engineering/e45/lab_sum/Lab8.htm , 1999].	12
Figura 2.8 – Curvas de temperabilidade para diversos tipos de aços. [Callister Jr., 1997].....	13
Figura 2.9– Faixa de temperabilidade Jominy para o aço 8640H. [Callister Jr., 1997]	16
Figura 2.10 – Velocidade de resfriamento em função do diâmetro, na superfície, a três quartos do raio ($3/4 R$), a metade do raio ($1/2 R$), e na posição central para barras cilíndricas, temperadas em meio agitado (a) água e (b) óleo. Posições equivalentes ao ensaio Jominy são mostradas no eixo inferior. [Callister, 1997]	17
Figura 2.11 – Uso da temperabilidade na geração de perfis de dureza. a) taxa de resfriamento no centro de um corpo de prova de 50,8 mm de diâmetro temperado em água. b) taxa de resfriamento convertida em dureza HRC para o aço ABNT 1040. c) a dureza Rockwell C é plotada no perfil de dureza radial. [Callister, 1997].....	19
Figura 2.12 – Origem de erros durante o ensaio. [Dobrzanski, 1998].....	23
Figura 3.1 – Exemplo esquemático sobre o efeito da temperatura de revenido na dureza do material para um tempo determinado.....	27
Figura 3.2 – Estrutura da martensita do aço AISI 4340 revenido a 300°C. [Lee e Su, 1997].....	29
Figura 3.3 – OM Micrografia óptica da martensita do aço AISI 4340 (temperada em óleo, 850°C/30min). [Lee e Su, 1997].....	30
Figura 3.4 – TEM Micrografia de um aço AISI 4340, apresentando ripas de martensita como temperado. [Lee e Su, 1997].....	30
Figura 3.5 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 250°C por 2 horas. [Lee e Su].....	31
Figura 3.6 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 250°C por 48 horas. [Lee e Su, 1997]	32
Figura 3.7 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 250°C por 2 horas. [Lee e Su, 1997].....	33
Figura 3.8 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 650°C por 2 horas. [Lee e Su, 1997].....	33

Figura 3.9 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 250°C por 48 horas. [Lee e Su, 1997]	34
Figura 3.10 – Aço ABNT 52100 submetido a ciclo de esferoidização de carbonetos. Fina dispersão de carboneto esferoidal em um matriz de ferrita. 500 x. [ASM Handbook, 1972]	35
Figura 3.11 – Efeito da temperatura de revenido na dureza de três aços com teores diferentes de carbono. [Reed-Hill, 1982]	36
Figura 3.12 – Dureza da martensita ferro-carbono de baixo e médio teor de carbono, revenida durante uma hora entre 100°C e 700°C. [Honeycombe, 1982]	37
Figura 3.13 – Efeito do tempo e da temperatura de revenimento na dureza de um aço com 0.82% C e 0.75% Mn. [Reed-Hill, 1982]	40
Figura 3.14 – Dureza versus parâmetro de revenido, PR	43
Figura 3.15 – Dureza versus temperatura de revenido em diferentes tempos para um aço específico	43
Figura 4.1 – Desenho para construção do aparato Jominy, conforme NBR 6339/1989	47
Figura 4.2 – Corpo de prova encapsulado em temperatura de austenitização	47
Figura 4.3 – Diferentes instantes do resfriamento do corpo de prova no ensaio de temperabilidade Jominy	48
Figura 4.4 – Representação da seção transversal traçada sobre a vista. Corpo de prova preparado para a medição de dureza (retificado) e posições de medição ao longo do seu comprimento a partir da extremidade temperada	52
Figura 5.1 – Influência da adição de elementos de liga na temperatura eutetóide e no teor de carbono eutetóide [ASM Handbook v. 4, 1994]	55
Figura 5.2 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para aço ABNT 1020	56
Figura 5.3 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para o aço ABNT 1045	56
Figura 5.4 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para aço ABNT 8620	57
Figura 5.5 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para aço ABNT 8640	57
Figura 5.6 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para aço ABNT 4340	58
Figura 5.7 – Microestrutura do aço ABNT 1045 no estado de fornecimento	59
Figura 5.8 – Microestrutura do aço ABNT 1045 após tratamento de normalização a temperatura de 870°C	59
Figura 5.9 – Microestrutura do aço ABNT 8620 no estado de fornecimento	60
Figura 5.10 - Microestrutura do aço ABNT 8620 após tratamento de normalização a temperatura de 925°C	60
Figura 5.11 – Curvas de dureza versus distância obtidas no ensaio temperabilidade Jominy para os aços ABNT 1020, ABNT 1045, ABNT 8620, ABNT 8640 e ABNT 4340	61
Figura 5.12 – Curvas CCT para o aço ABNT 1020. [ASM International, 1991]	62
Figura 5.13 – Curvas CCT para o aço ABNT 1045. [ASM Handbook, 1991]	63
Figura 5.14 – Curvas CCT para o aço ABNT 8620. [ASM Handbook, 1991]	64
Figura 5.15 – Curvas CCT para o aço ABNT 8640. [ASM Handbook, 1991]	64
Figura 5.16 – Curvas CCT para o aço ABNT 4340. [ASM Handbook, 1991]	65

Figura 5.17 – Faixa de temperabilidade: dados da literatura <i>versus</i> dados obtidos nos ensaios para um aço ABNT 8620.....	66
Figura 5.18 – Faixa de temperabilidade da literatura <i>versus</i> dados obtidos nos ensaios para um aço ABNT 1045.....	66
Figura 5.19 – Faixa de temperabilidade da literatura <i>versus</i> dados obtidos nos ensaios para um aço ABNT 8640.....	67
Figura 5.20 – Faixa de temperabilidade da literatura <i>versus</i> dados obtidos nos ensaios para um aço ABNT 4340.....	67
Figura 5.21 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1020 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	69
Figura 5.22 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1020 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	69
Figura 5.23 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1020 em temperatura de 390°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	70
Figura 5.24 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1020 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	70
Figura 5.25 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1045 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	71
Figura 5.26 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1045 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	72
Figura 5.27 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1045 em temperatura de 390°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	72
Figura 5.28 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1045 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	73
Figura 5.29 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8620 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	74
Figura 5.30 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8620 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	74
Figura 5.31 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8620 em temperatura de 390°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	75
Figura 5.32 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8620 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	75
Figura 5.33 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8640 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	76
Figura 5.34 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8640 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	77
Figura 5.35 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8640 em temperatura de 390°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	77
Figura 5.36 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8640 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	78
Figura 5.37 – Curvas de revenimento para aço ABNT 4340 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	79
Figura 5.38 – Curvas de revenimento para aço ABNT 4340 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	79
Figura 5.39 – Curvas de revenimento para aço ABNT 4340 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	80
Figura 5.40 – Curvas de revenimento para aço ABNT 4340 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.....	80

Figura 5.41 – Curvas de revenido do aço ABNT 1020 em função de tempo e temperatura.....	82
Figura 5.42 – Curvas de revenido do aço ABNT 1045 em função de tempo e temperatura	83
Figura 5.43 – Curvas de Revenido do aço 8620 em função de tempo e temperatura.	84
Figura 5.44 – Curvas de Revenido do aço ABNT 8640 em função de tempo e temperatura.....	85
Figura 5.45 – Curvas de Revenido para o aço ABNT 4340.....	86
Figura 5.46 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 1020 para diversos tempos e temperaturas.....	87
Figura 5.47 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 1045 para diversos tempos e temperaturas.....	87
Figura 5.48 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 8620 para diversos tempos e temperaturas.....	88
Figura 5.49 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 8640 para diversos tempos e temperaturas.....	88
Figura 5.50 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 4340 para diversos tempos e temperaturas.....	89
Figura 5.51 – Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 1020.	92
Figura 5.52 – Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 1045.	93
Figura 5.53 – Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 8620.	93
Figura 5.54 – Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 8640.	94
Figura 5.55 – Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 4340.	94

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 – Coeficientes H de diversos meios de têmpera.	6
Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas dos aços carbono no estado temperado e após revenido.[Honeycombe, 1982].....	39
Tabela 5.1– Valores médios de composição química, fornecidos através de certificado de garantia do aço.	49
Tabela 5.2 – Aciarias de origem dos aços utilizados	49
Tabela 5.3 – Temperatura de normalização e austenitização para têmpera dos aços com temperabilidade garantida. [NBR 6339, 1989].....	51
Tabela 5.4 – Tempos e temperaturas utilizados no revenido dos corpos de prova.....	52
Tabela 6.1 – Valores médios de composição química, obtidos através de ensaio de espectroscopia.....	54
Tabela 6.2 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição do corpos de prova ensaiados. Aço ABNT 1020.....	90
Tabela 6.3 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição do corpos de prova ensaiados. Aço ABNT 1045.....	90
Tabela 6.4 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição do corpos de prova ensaiados. Aço ABNT 4340.....	91
Tabela 6.5 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição do corpos de prova ensaiados. Aço ABNT 8620.....	91
Tabela 6.6 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição do corpos de prova ensaiados. Aço ABNT 8640.....	92

1 INTRODUÇÃO

Sabe-se que as ligas ferrosas, especialmente os aços, têm uma importância fundamental na construção mecânica devido à sua versatilidade (resistência mecânica, ductilidade, trabalhabilidade, entre outras). Seu emprego é bastante diversificado e quando se trata de aplicações, sua seleção deve ser muito criteriosa. Para tanto, são necessários dados que orientem o projetista para uma perfeita adequação ao uso e a responsabilidade que o componente mecânico possuirá ao longo da sua vida útil. A coleta de dados deve ser rica em todos os aspectos de estudo da engenharia, ou seja, tanto do ponto de vista fenomenológico como do ponto de vista de custos de produção, a fim de conciliar interesses de engenharia com interesses do mercado consumidor no qual o produto será inserido.

Assim, deve-se buscar uma microestrutura apropriada de forma a conferir as propriedades de uso, o que garantirá vida útil do componente pelo período de tempo determinado pela Engenharia de Projetos. Esta adequação de propriedades tem, portanto, ligação direta com a composição química e com o processo produtivo do aço. Os ensaios de temperabilidade possuem extremo valor como orientação de resistência e dureza na construção mecânica. Temperabilidade é definida como a propriedade que determina a capacidade de endurecimento do aço verificada através da profundidade e distribuição da dureza, obtida por tratamento térmico de têmpera [NBR 8653, 1998].

Embora os ensaios de temperabilidade sejam um indicativo da máxima secção endurecível por têmpera, eles não fornecem nenhuma informação sobre as características do material após o revenido, condição normal (e obrigatória) de uso.

O revenido envolve uma série de transformações microestruturais que tendem ao equilíbrio termodinâmico. É, portanto, um processo termicamente ativado e, assim, função direta do tempo e da temperatura de processo.

Este trabalho apresenta (i) o levantamento e análise das curvas de temperabilidade de alguns aços estruturais nacionais (ABNT 1020, ABNT 1045, ABNT 8620, ABNT 8640 e ABNT 4340), através de ensaio Jominy, buscando verificar se os mesmos apresentam comportamento de endurecibilidade conhecido no mercado e que são amplamente empregados na Engenharia de Projetos, (ii) curvas para diferentes tempos e temperaturas de revenido, objetivando qualificar e

quantificar estas variáveis de processo e ainda servir de base para (iii) correlacioná-las com a dureza através de um “parâmetro de revenido”. Esta relação, uma vez estabelecida, permite projeções de tempos e temperaturas adequadas para obter-se uma determinada correção de dureza dos aços, que passaram por tratamento térmico de têmpera. É importante salientar que estas relações são específicas para cada designação de aço a ser estudado.

No capítulo 2 discute-se com maior detalhamento o conceito de temperabilidade e os fatores influentes sobre a mesma, bem como apresentam-se os métodos usuais para a sua determinação. No capítulo 3 são examinadas as modificações microestruturais decorrentes do revenido. Em seqüência, são apresentados os materiais e métodos usados na pesquisa (capítulo 4) e seus resultados (capítulo 5), que são convenientemente discutidos. As conclusões finais deste trabalho encontram-se no capítulo 6.

2 TEMPERABILIDADE DOS AÇOS

A temperabilidade é uma propriedade básica, que influencia a seleção de aços para tratamento térmico de elementos estruturais de máquinas. Os aços liga estruturais caracterizam o principal material na indústria de máquinas, combinando alta resistência, ductilidade e tenacidade quando submetidos a carregamento dinâmico. Tipo e importância de propriedades de trabalho requeridas do material são os critérios de seleção para componentes de máquinas, definidos a partir da análise de carregamentos mecânicos e condições de serviço do elemento. Exigências como propriedades de trabalho podem ser especificadas como propriedades mecânicas, especialmente resistência à tração, tensão de escoamento e dureza. Outros critérios empregados podem ser a resistência ao impacto, ductilidade e endurecibilidade (temperabilidade) [Dobrzanski, L. A. et al, 1997, 1998].

No caso de aços carbono, embora possuam propriedades que atendam a maioria dos requisitos na construção mecânica, não podem ser utilizados em situações específicas de grandes solicitações, devido à sua baixa temperabilidade. Desta maneira deve-se buscar propriedades de uso que são próprias da microestrutura do material, o que garante vida útil do componente por período de tempo determinado pela Engenharia de Projetos. Essa adequação de propriedades tem, portanto, ligação direta com a composição química e a microestrutura do aço, sendo que os ensaios de temperabilidade possuem extremo valor como orientação de resistência mecânica e dureza na construção mecânica, por permitirem a ocorrência de diferentes fases cristalinas em um único corpo de prova.

Transportando esse raciocínio para a manufatura de componentes mecânicos, quando submetidos à têmpera, observa-se que a microestrutura formada na superfície dos mesmos (martensítica), é específica da taxa de resfriamento aplicada. Percebe-se que a profundidade que esta microestrutura adquire é função de variáveis próprias da designação dos aços e seu processo de fabricação, ou seja, existem aços que mantêm a endurecibilidade para pequenas profundidades (baixa temperabilidade), médias profundidades (média temperabilidade) e grandes profundidades (alta temperabilidade).

Quando os aços são selecionados pela Engenharia de Projetos, um dos critérios mais importantes é a análise das dimensões do componente mecânico.

Assim, por exemplo, na fabricação de eixos escalonados de grandes dimensões, é de se esperar que em cada seção deste, ocorra a formação de diferentes combinações de microestruturas para cada posição das seções transversais em todo seu comprimento. Ao final, a análise de tensões deste componente deve ter como consideração principal os pontos de maior sollicitação e seu dimensionamento a partir da endurecibilidade mais apropriada para cada caso particular.

2.1 CONCEITO

“A temperabilidade ou endurecibilidade é definida como a propriedade que determina a capacidade de endurecimento do aço verificada através da profundidade e distribuição da dureza obtida por tratamento térmico de têmpera” [NBR 8653, 1998]. A temperabilidade de um aço depende fundamentalmente dos seguintes fatores:

- composição química do aço
- processo de fabricação do aço
- tamanho do grão
- microestrutura do aço antes da têmpera
- homogeneidade da austenita

Tal propriedade não deve ser confundida com a dureza máxima que uma liga de aço pode adquirir após a têmpera.

Dentre os ensaios desenvolvidos para determinação de temperabilidade, os mais utilizados na metalurgia são: Jominy e Grossmann.

2.2 MÉTODOS DE DETERMINAÇÃO DA TEMPERABILIDADE

2.2.1 Ensaio de temperabilidade Grossmann

Este ensaio, desenvolvido por M. A. Grossmann e seus colaboradores [Avner, 1988], visa determinar a temperabilidade dos aços, utilizando-se uma série de corpos de prova de diâmetros diferentes que são submetidos a aquecimento de austenitização e posterior resfriamento em meio de têmpera característico para cada

composição de liga. Em seguida, estas barras temperadas são cortadas transversalmente e sua dureza é medida da superfície em direção ao centro. Os diagramas gerados a partir deste ensaio são conhecidos como diagramas de penetração de dureza ou diagramas transversais de dureza [Avner, 1988]. A Figura 2.1 apresenta as curvas de dureza obtidas no ensaio de temperabilidade Grossmann para diferentes diâmetros de barra para um aço SAE 1090.

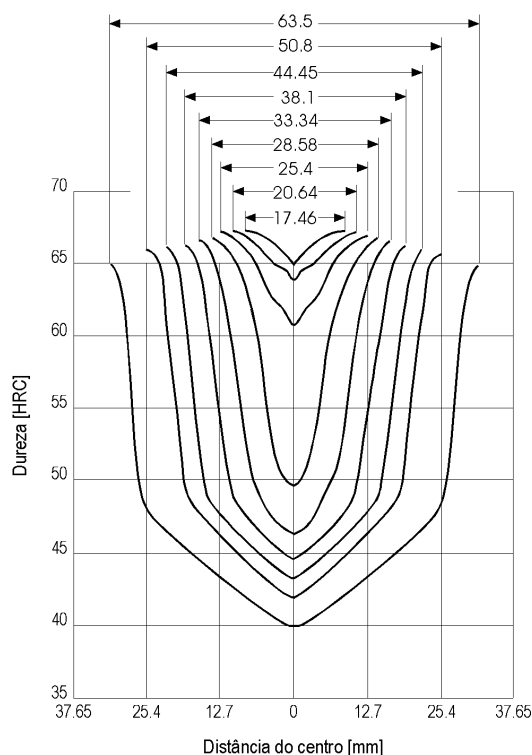


Figura 2.1– Curvas de dureza para um aço SAE 1090 (0,89% C), em uma série de barras redondas resfriadas em água. [Chiaverini, 1984]

A grande desvantagem deste processo é o número muito grande de corpos de prova ensaiados para estabelecer a média de dureza entre eles e a posterior elaboração das curvas unitárias, tornando-se muito oneroso e consumindo muito tempo de trabalho [www.sataff.ncl.ac.uk/s.j.bull/mmm211/STEEL/tsld024.htm, 01/2002]. Por outro lado, trás como grande vantagem a leitura direta da profundidade de têmpera para cada diâmetro de barra ensaiada.

Segundo Honeycombe, [1982], no ensaio de temperabilidade Grossmann, as seções transversais são examinadas através de microscopia óptica para determinar-se qual o corpo de prova que produziu 50% de martensita no seu centro. Este

diâmetro é designado por diâmetro crítico D_0 . Contudo, esta dimensão não é um valor absoluto representativo da temperabilidade, uma vez que depende do meio de resfriamento de têmpera (salmoura, água, óleo e outros). Portanto, é necessário estabelecer quantitativamente a eficiência dos diferentes meios de têmpera. Para isso determinam-se coeficientes que medem a severidade de têmpera, geralmente designados por coeficientes **H**. Na Tabela 2.1 estão indicados os valores típicos de H para três meios de têmpera comuns e várias condições de agitação.

Tabela 2.1– Coeficientes H de diversos meios de têmpera. [Honeycombe, 1982]

Agitação	Meio de resfriamento		
	Óleo	Água	Salmoura
Nula	0,25 – 0,30	1,0	2,0
Moderada	0,35 – 0,40	1,2 – 1,3	
Violenta	0,80 – 1,10	4,0	5,0

O valor atribuído à severidade de têmpera em água sem agitação é 1 (um), adotado como padrão para comparação com outros meios de têmpera.

Usando-se os coeficientes H, é possível determinar-se, em vez de D_0 , um diâmetro crítico ideal D_i , que daria 50% de martensita no centro do corpo de prova, se a superfície fosse resfriada a uma velocidade infinitamente rápida, isto é, $H = \infty$. Nestas condições têm-se $D_0 = D_i$, o que corresponde a primeira curva referenciada na parte superior da Figura 2.2. Esta é portanto, uma medida da temperabilidade de um aço, independente do meio de têmpera usado.

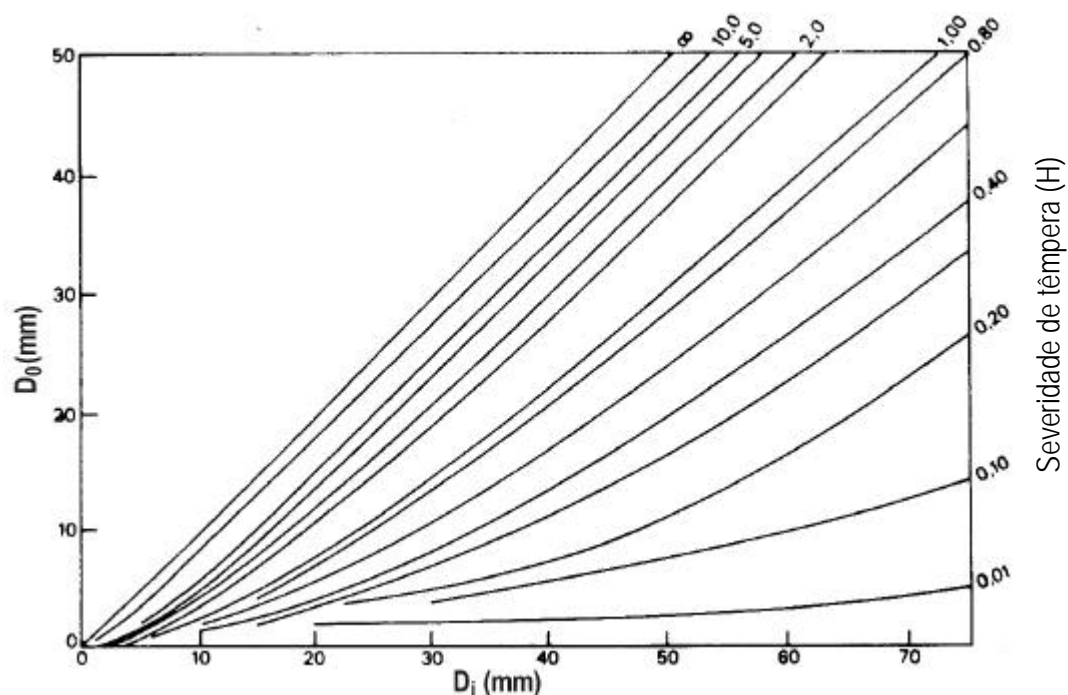


Figura 2.2 – Diagrama para determinação do diâmetro ideal (D_i) a partir do diâmetro crítico (D_0) e da severidade de têmpera (H), para aços-carbono e aços de média-liga. [Idem]

2.2.2 Ensaio de Temperabilidade Jominy

Desenvolvido por Walter Jominy e seus colaboradores [Callister Jr.,1997], é o ensaio mais usado na indústria, pois a partir de um único corpo de prova é possível determinar-se a diminuição do teor de martensita no aço, como função do seu tamanho, levando-se em consideração a ação de diferentes taxas de resfriamento ao longo do seu comprimento.

O ensaio consiste na austenitização, seguido de um resfriamento rápido, de um corpo de prova de dimensões normalizadas (25,5 mm de diâmetro por 101 mm de comprimento) [Idem]. Como a estrutura inicial tem uma importância muito grande na temperabilidade, o corpo de prova é submetido a um tratamento térmico de normalização antes de ser ensaiado. Na Figura 2.3 pode-se observar um esquema do aparato utilizado neste ensaio. Este consiste de um reservatório para água servida, com adequada adaptação hidráulica para provocar o resfriamento de uma das extremidades do corpo de prova. A válvula hidráulica deve ser de abertura rápida, o que permite fluxo e pressão adequados ao ensaio conforme prevê a norma. A Figura 2.4 apresenta o detalhamento do corpo de prova.

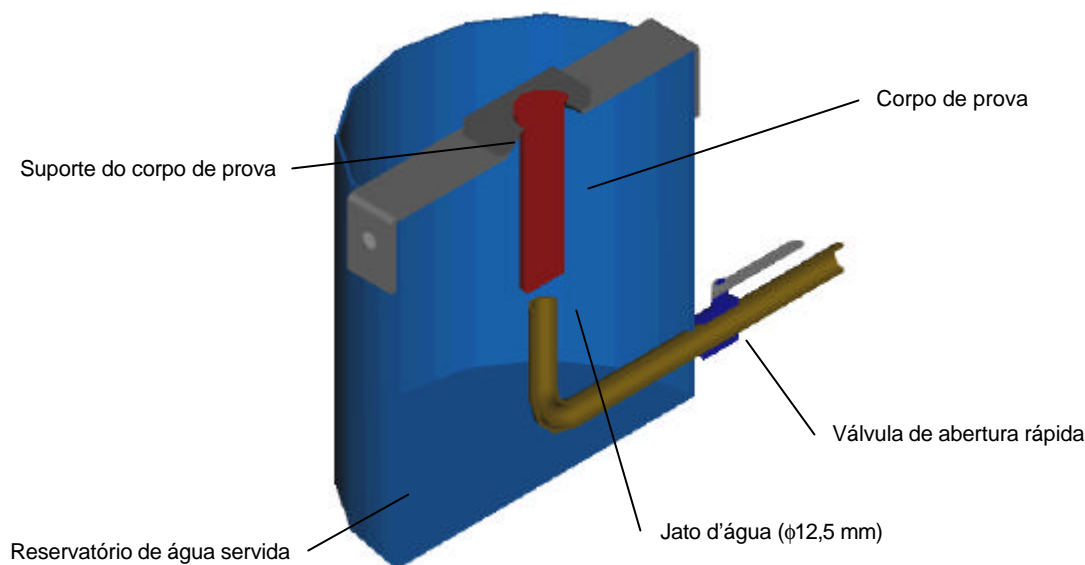


Figura 2.3 – Desenho esquemático (em corte) do aparato para o ensaio Jominy.

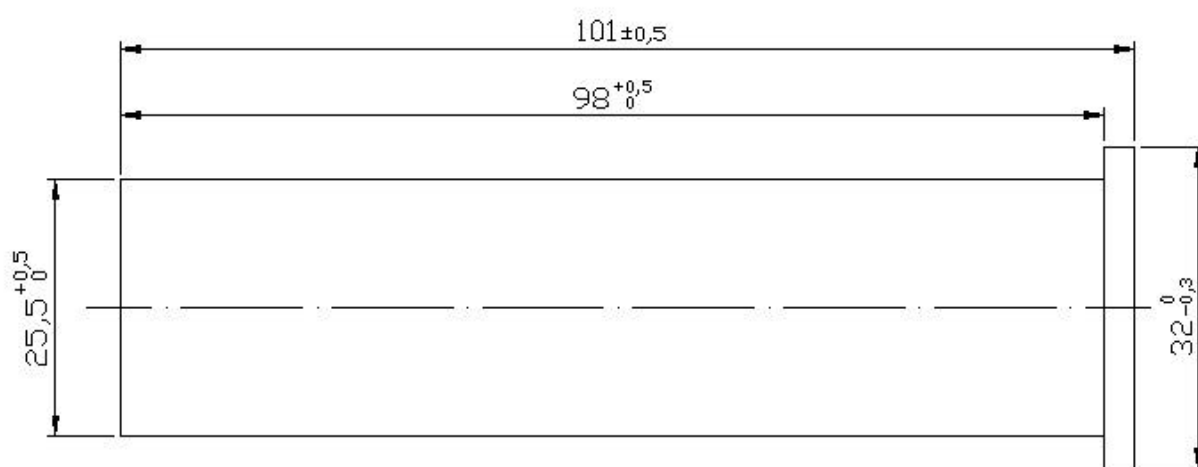


Figura 2.4 – Desenho do corpo de prova a ser utilizado no ensaio Jominy.

Depois da peça resfriada até a temperatura ambiente, são feitos planos longitudinais paralelos na mesma de 0,5 a 0,9 mm de profundidade, através de operação de retífica, e então são realizadas medições de dureza Rockwell para distâncias de até 50 mm ao longo do plano retificado, a partir da extremidade resfriada pelo jato de água; para os primeiros 12,8 mm, as leituras de dureza são feitas no intervalo de 1/16" (1,6 mm) e para os restantes 38,4 mm todas a 1/8" (3,2 mm).

Para que o ensaio tenha êxito é importante que alguns cuidados sejam observados ao executar-se o tratamento térmico, tal como segue abaixo:

- Período de tempo entre a retirada do corpo de prova do forno e início da têmpera pela água deve ser no máximo de 5 segundos;
- O dispositivo de têmpera deve estar seco;
- Acionamento do dispositivo de abertura rápida da água, dando início a têmpera;
- Evitar agitação do ar ambiente em torno do corpo de prova;
- Deixar a água aplicada à superfície de têmpera fluir durante no mínimo 10 minutos.
- Decorrido o período de tempo previsto no item anterior, considerar terminada a têmpera, podendo então o corpo de prova ser indiferentemente mergulhado em água ou deixado ao ar até atingir a temperatura ambiente [NBR 6339, 1989].

2.2.2.1 Curvas de temperabilidade

Uma curva de temperabilidade Jominy relaciona a dureza Rockwell C na ordenada com o comprimento do corpo de prova na abscissa. Os resultados dessas medições geram uma curva que decresce da posição de 100% de transformação martensítica até obtenção de microestrutura perlítica ou ferrito-perlítica. Observa-se na Figura 2.5, a correlação entre esta curva e o corpo de prova que lhe deu origem.

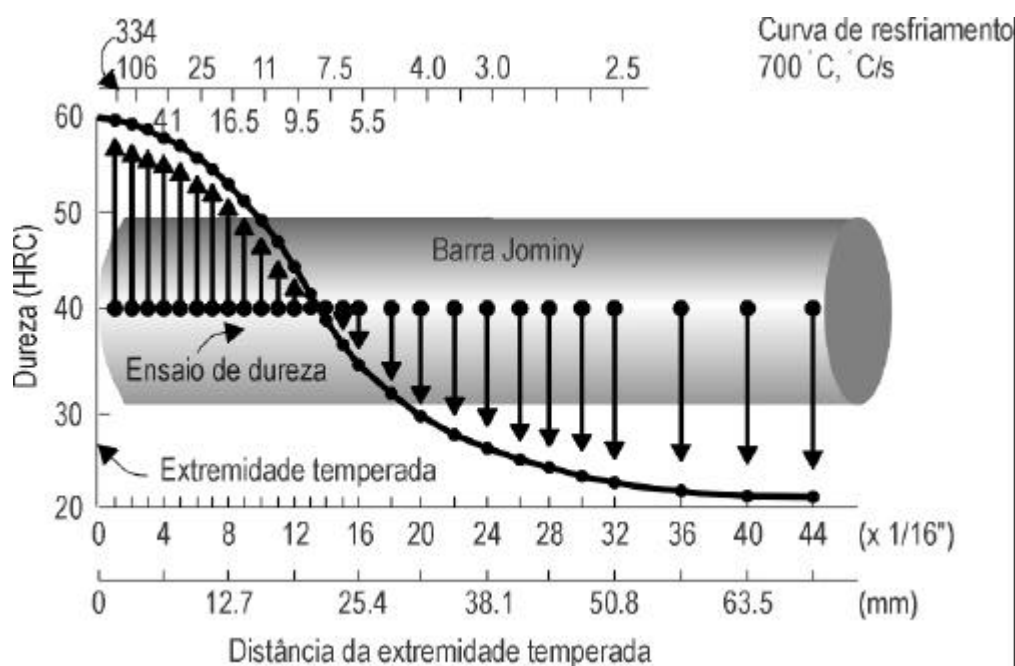


Figura 2.5 – Distribuição típica de dureza em uma barra Jominy [Callister, 1997].

A velocidade de resfriamento decresce da extremidade da barra temperada e, conseqüentemente a dureza também cai. Com a diminuição da velocidade de resfriamento, mais tempo é permitido para a difusão e a formação de outras fases cristalinas (bainita, perlita e/ou ferrita), além da martensita (transformação não difusiva). A Figura 2.6 mostra a correlação entre a curva Jominy com as diferentes velocidades de resfriamento obtidas em diferentes regiões do corpo de prova. Observando-se o diagrama CCT do material em análise, aço eutetóide, apresentado também na Figura 2.6, pode-se verificar que o(s) produto(s) da transformação da austenita, por serem função direta da velocidade de resfriamento, podem variar consideravelmente da extremidade resfriada em direção oposta.

O ensaio Jominy, em verdade, procura simular as condições de resfriamento das seções mais internas de uma peça de grande seção transversal. A influência da seção e geometria da peça será tratada em mais detalhes no item 2.3.

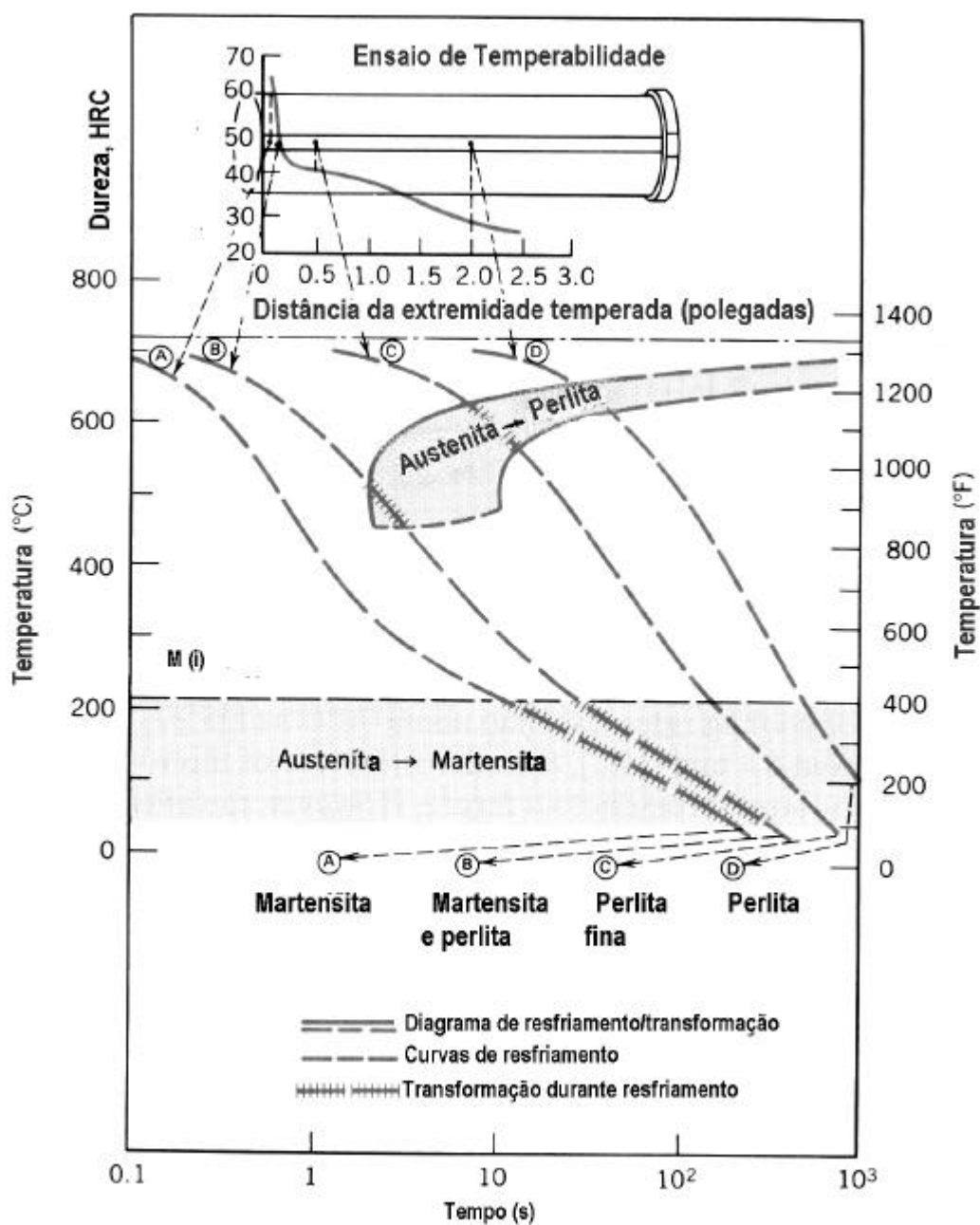
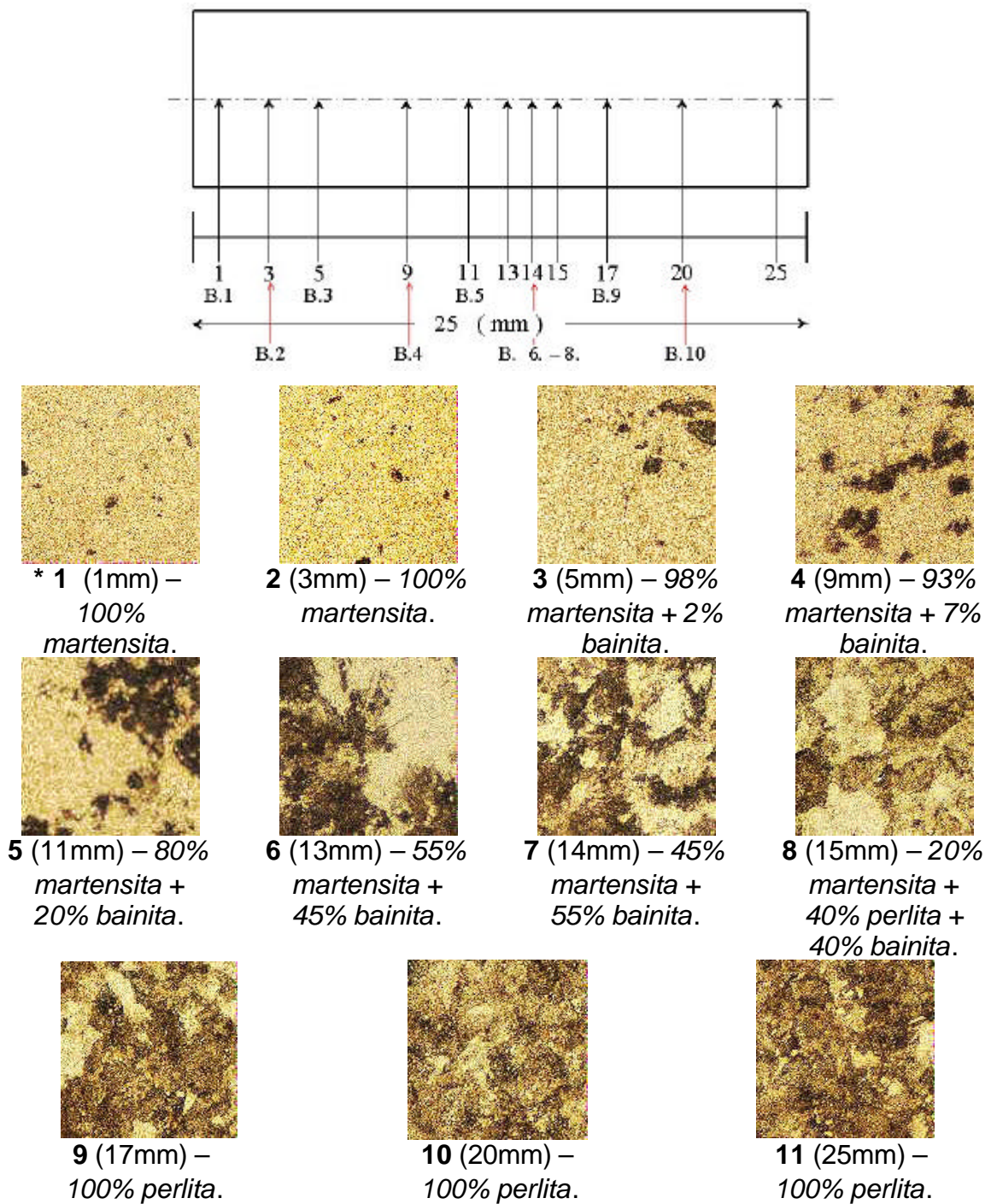


Figura 2.6 – Correlação entre o diagrama de arrefecimento (transformação) contínuo e os resultados do ensaio de temperabilidade Jominy de um aço carbono eutetóide. [Smith, 1998]

Na Figura 2.7, observa-se a correlação entre a microestrutura e a velocidade de resfriamento, esta decorrente da posição dos pontos analisados na barra Jominy.



* legenda ⇒ **ponto analisado** (distância da extremidade da barra) – *microestrutura e sua quantidade relativa*.

Figura 2.7 – Microestruturas observadas a diversas distâncias a partir da extremidade de uma barra Jominy. [http://psme.atc.fhda.edu/engineering/e45/lab_sum/Lab8.htm, 1999].

Uma vez que podem coexistir diferentes fases cristalinas ao longo do comprimento do corpo de prova, considera-se que um aço de alta temperabilidade é

aquele que mantém altos valores de dureza para distâncias relativamente grandes (ou em outras palavras, estrutura martensítica ou predominantemente martensítica em um componente de grandes dimensões); baixos valores de temperabilidade impedem que o material seja utilizado em componentes cuja deformação plástica em serviço possa ser desastrosa, tal como em matrizes.

Quando se determinam as curvas de temperabilidade Jominy para diferentes tipos de aço, percebe-se que estas são uma característica do material. Este fato está diretamente relacionado com a composição química presente em cada tipo de aço.

A Figura 2.8 apresenta a curva de temperabilidade Jominy para cinco diferentes aços, todos de mesmo teor de carbono. Note-se que, apesar de quatro deles apresentarem elementos de liga (Tabela 2.2), a dureza máxima (extremidade temperada do corpo do prova) é a mesma. Contudo, como a adição de elementos de liga desloca a curva em C do diagrama CCT para a direita (retarda o período de início das transformações difusivas) pode-se obter transformações martensíticas ou predominantemente martensíticas em distâncias maiores, durante a têmpera, ao longo do corpo de prova.

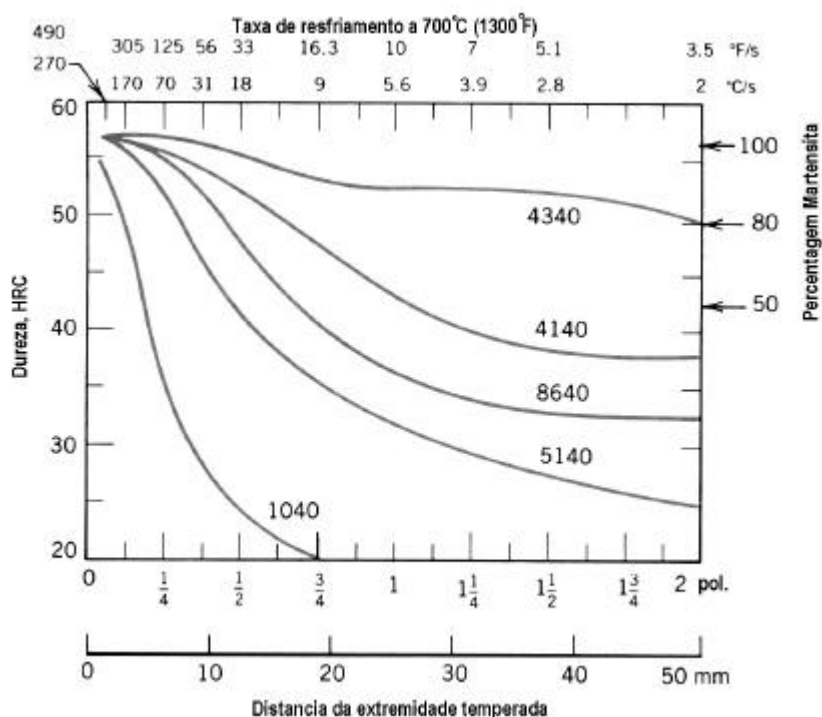


Figura 2.8 – Curvas de temperabilidade para diversos tipos de aços. [Callister Jr., 1997]

Tabela 2.2 – Faixas de composição química dos aços apresentados na Figura 2.8 [Gerdau S.A, 2002].

Tipo de aço	Composição Química							
	C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo	Ni
ABNT 1040	0,37 - 0,44	-	0,60 - 0,90	0,03	0,05	-	-	-
ABNT 4140	0,38 - 0,43	0,15 - 0,35	0,75 - 1,00	0,03	0,04	0,80 - 1,10	0,15 - 0,25	-
ABNT 4340	0,38 - 0,43	0,15 - 0,35	0,60 - 0,80	0,03	0,04	0,70 - 0,90	0,20 - 0,30	1,65 - 2,00
ABNT 5140	0,38 - 0,43	0,15 - 0,35	0,70 - 0,90	0,03	0,04	0,70 - 0,90	-	-
ABNT 8640	0,38 - 0,43	0,15 - 0,35	0,75 - 1,00	0,03	0,04	0,40 - 0,60	0,15 - 0,25	0,40 - 0,70

A análise do comportamento de cada curva em função da dureza e distância Jominy (1/16" ou 1,6 mm), define o aço 1040 como sendo de baixa temperabilidade em função de queda acentuada de dureza (30 HRC) a uma pequena distância da extremidade temperada (6,4 mm). Por comparação, a queda na dureza para as outras quatro ligas de aço é significativamente mais suave. Por exemplo, para uma distância Jominy de 50 mm, as durezas dos aços 4340 e 8640 são aproximadamente 50 HRC e 32 HRC, respectivamente; portanto, para o caso destas duas ligas diz-se que o aço 4340 tem maior temperabilidade. Os perfis de dureza apresentados na Figura 2.8 são indicativos da influência de velocidade de resfriamento na microestrutura. Na direção da extremidade temperada, onde a taxa de resfriamento é 600° C/s, formam-se 100% de martensita para todas as cinco ligas (influência direta do teor de carbono). Para velocidades de resfriamento próximas ou inferiores a 70° C/s ou distâncias Jominy próximas ou maiores do que 6,4 mm, a microestrutura do aço 1040 é predominantemente perlítica, com alguma ferrita proeutetóide. Portanto, para as quatro ligas de aço a microestrutura formada primeiramente é mistura de martensita com bainita, sendo que o teor de bainita cresce com o decréscimo da velocidade de resfriamento. Esta diferença grande de temperabilidade, está associada a presença de níquel, cromo e molibdênio nas ligas de aço. Como já comentado anteriormente, estes elementos de liga atrasam as reações de transformação da austenita para perlita ou bainita. Isto permite que se

forme mais martensita para uma dada velocidade de resfriamento aplicada ao material, fazendo com que a dureza se mantenha elevada por profundidades maiores. Este fato pode ser comprovado na observação das curvas TTT e CCT, para aços de diferentes composições químicas, onde as velocidades de resfriamento são mais brandas para aqueles que retardam as transformações austenito-perlíticas. Na Figura 2.8 encontramos também na ordenada da direita, a fração aproximada de martensita que está presente para diversas durezas geradas nestas ligas.

2.2.2.2 Faixa de temperabilidade

A dureza obtida após a têmpera é função direta do teor de carbono do aço. O controle de composição química é feito durante o processo de fabricação do aço e, devido a inúmeros fatores, é extremamente difícil obter-se um elevado grau de repetibilidade. Como conseqüência, as próprias normas já estabelecem uma faixa admissível de valores para cada um dos componentes da liga. Por exemplo, para o aço ABNT 8640, o teor de carbono pode variar entre 0,38 e 0,46%. Logo, é previsível uma diferença de dureza, se forem comparados os limites extremos. Além disso, o tamanho de grão que também exerce influência decisiva sobre a dureza, não é precisamente controlado, ou seja, a própria manufatura de perfis leva, na maioria dos casos, a obtenção de pequenos grãos nos perfis de menores seções (maior quantidade de passes de laminação, por exemplo, seguido de recristalização) e grãos relativamente maiores com o aumento da seção. Sendo assim, para uma mesma classificação, podem-se encontrar aços com composição e tamanho médio dos grãos diferentes.

Estes fatores levam também à dispersão dos dados resultantes do ensaio de temperabilidade que, em decorrência, são apresentados dentro de uma faixa que representa o máximo e o mínimo valor que seria esperado para uma determinada liga. A Figura 2.9 apresenta a faixa de temperabilidade para um aço 8640. A letra H seguindo a especificação da liga, identifica os valores máximos e mínimos de dureza obtidos, dentro das variações de composição química estabelecidas por norma (8640 H – C 0,38% a 0,43%; Si 0,20% a 0,35%; Mn 0,75% a 1,00%; Cr 0,40% a 0,60%; Ni 0,40% a 0,70%; Mo 0,15% a 0,25%) e as possíveis diferenças de granulometria.

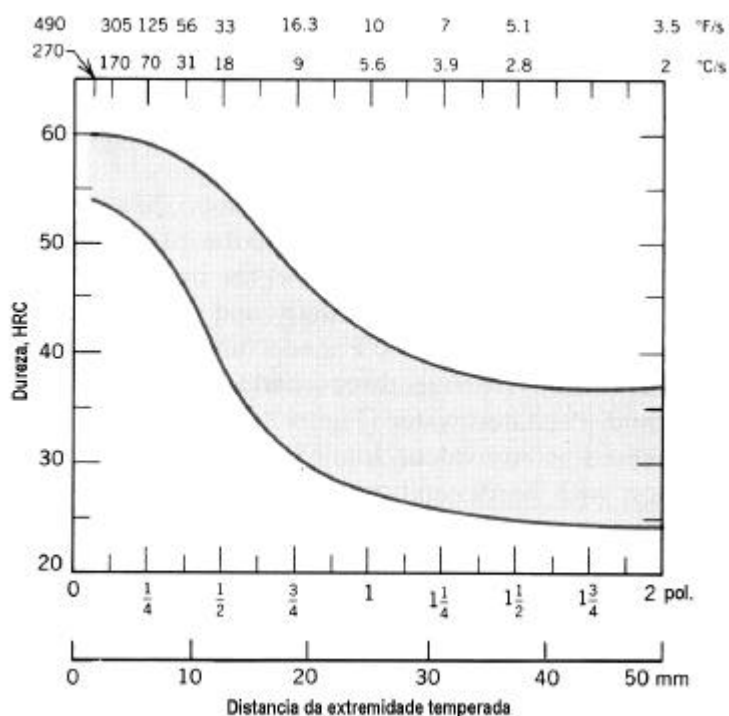


Figura 2.9– Faixa de temperabilidade Jominy para o aço 8640H. [Callister Jr., 1997]

2.3 INFLUÊNCIA DO MEIO DE RESFRIAMENTO, TAMANHO DO CORPO DE PROVA E GEOMETRIA DA PEÇA SOBRE A TEMPERABILIDADE

Como já mencionado anteriormente, a endurecibilidade ou temperabilidade está diretamente ligada a composição da liga e a velocidade de resfriamento aplicada. A velocidade de resfriamento de um corpo de prova depende da taxa de extração de calor que é uma característica do meio de resfriamento durante o contato com a superfície do corpo de prova, bem como do seu tamanho e sua geometria. A velocidade de resfriamento é conhecida também como “severidade de têmpera”. Dos quatro meios de têmpera mais comumente empregados (salmoura, água, óleo e ar), a salmoura é a que produz a têmpera mais severa, seguida pela água e óleo que é mais eficiente que o ar. O grau de agitação do meio de têmpera também tem influência direta na velocidade de resfriamento. Assim sendo, quanto maior for a velocidade do meio de têmpera, maior a profundidade endurecida/temperada. Contudo, quanto mais rápido for o resfriamento, menor é o tempo que a estrutura tem para acomodar a energia relativa ao gradiente térmico, e assim, parte dessa energia pode se transformar em deformação plástica

(empenamento) e inclusive levar a fratura de regiões favoráveis à concentração de tensões (trincamento). Desta forma, procura-se evitar estes fenômenos realizando o resfriamento no meio mais brando possível, mas que ao mesmo tempo, garanta a obtenção da estrutura martensítica. Assim, a composição química do aço é determinante na escolha do meio de têmpera (e nos respectivos diagramas CCT). Para alguns aços de baixa e média liga, recomenda-se a utilização de óleo. Para aços de alto teor de elementos de liga, os meios mais recomendados são o ar ou ar soprado (agitado através de ventilador). Para aços carbono (em função da sua baixa temperabilidade) é recomendado o emprego da água ou salmoura como meio de resfriamento.

Deve-se atentar ainda para o fato de que, durante a têmpera, muita energia térmica será transportada para a superfície antes que possa ser dissipada no meio de resfriamento. Como conseqüência, a velocidade de resfriamento no interior do corpo de prova, depende da sua geometria e seu tamanho. A Figura 2.10 ilustra este fato para o caso de variação de tamanho.

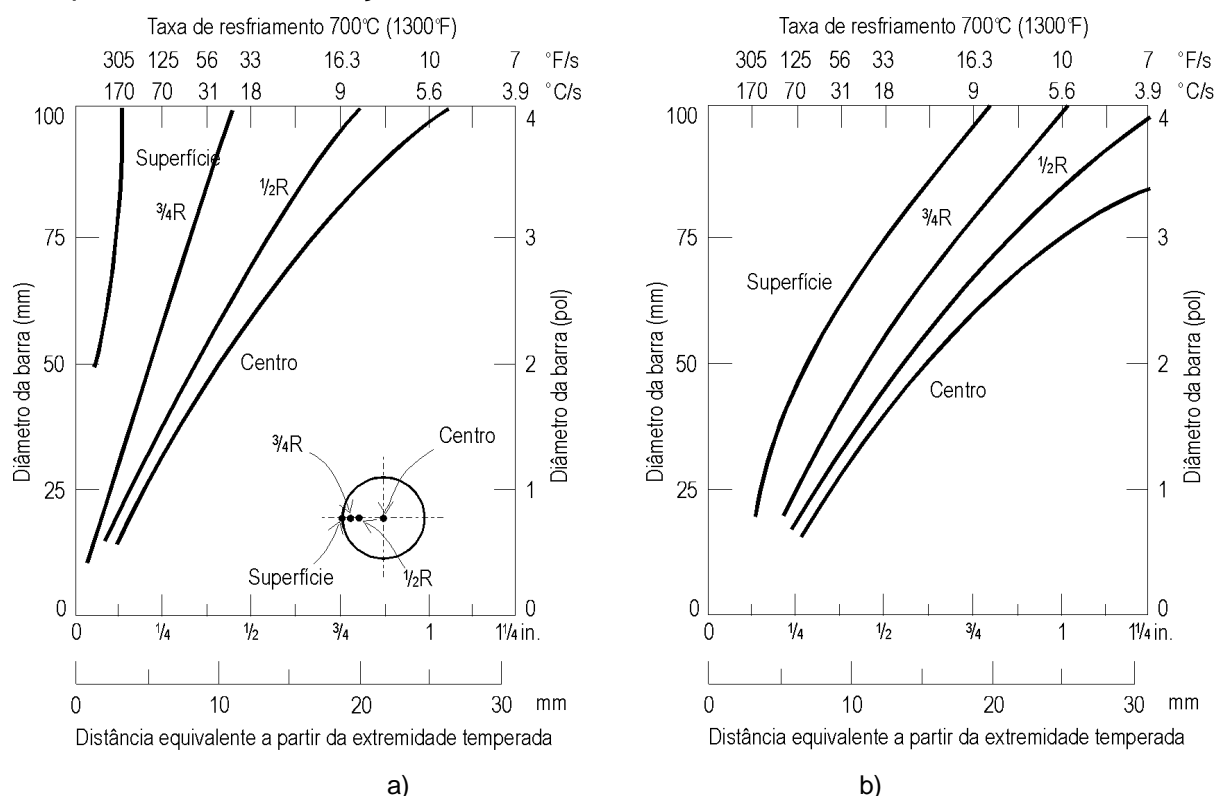


Figura 2.10 – Velocidade de resfriamento em função do diâmetro, na superfície, a três quartos do raio ($3/4\text{R}$), a metade do raio ($1/2\text{R}$), e na posição central para barras cilíndricas, temperadas em meio agitado (a) água e (b) óleo. Posições equivalentes ao ensaio Jominy são mostradas no eixo inferior. [Callister, 1997]

Para a aplicação das curvas de temperabilidade (endurecibilidade) na construção de componentes mecânicos, deve-se associar as taxas de resfriamento obtidas em corpos de prova (para meios de têmpera específicos), com a respectiva posição onde essa taxa ocorre no corpo de prova Jominy.

Como exemplo, temos na Figura 2.11 a determinação da dureza no centro de um componente mecânico de 50 mm de diâmetro, manufaturado a partir do aço ABNT 1040 e resfriado em água. Trata-se de correlacionar a taxa de resfriamento específica para a posição da seção transversal selecionada (por exemplo, o centro), com as distâncias do corpo de prova Jominy onde esta taxa de resfriamento é gerada. Esta correlação produz como resultado uma dureza estimada, neste caso, de 28 HRC. Para as demais posições (superfície, $\frac{3}{4}$ de raio e $\frac{1}{2}$ raio), o procedimento é análogo.

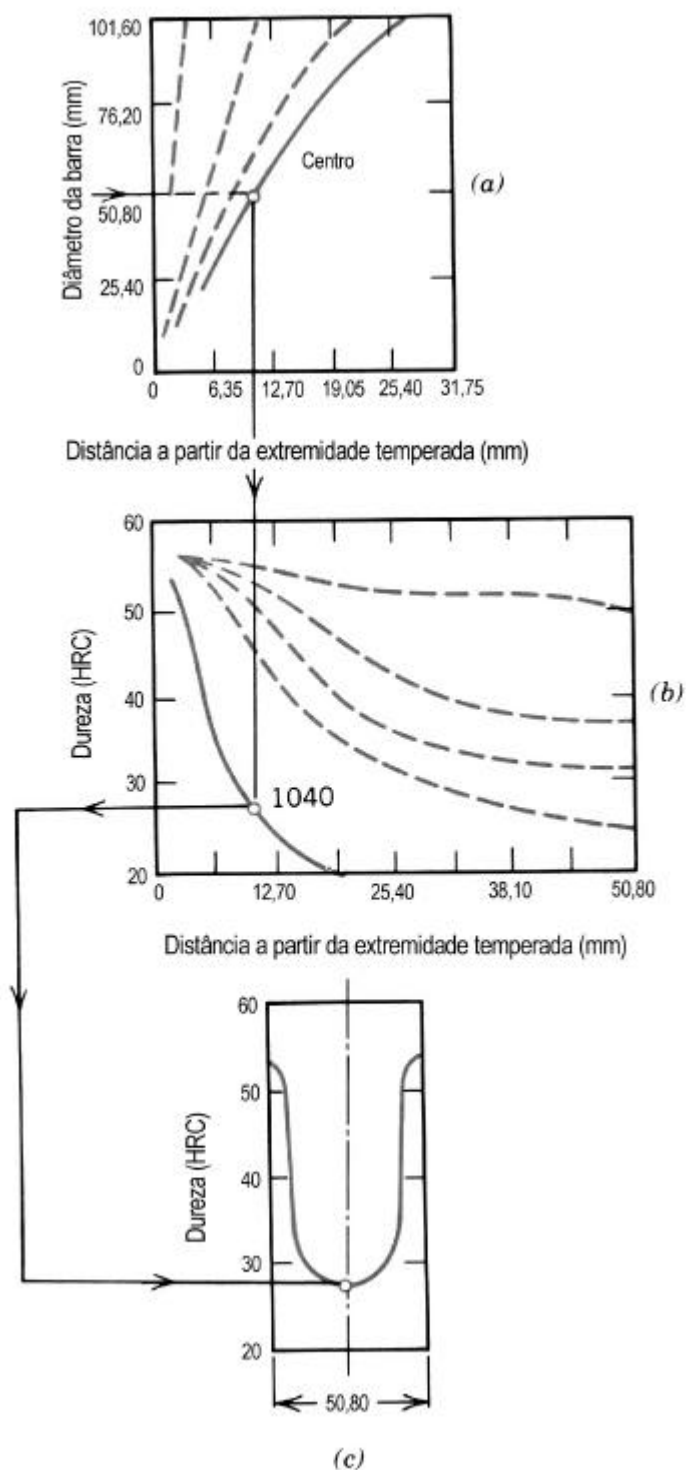


Figura 2.11 – Uso da temperabilidade na geração de perfis de dureza. a) taxa de resfriamento no centro de um corpo de prova de 50,8 mm de diâmetro temperado em água. b) taxa de resfriamento convertida em dureza HRC para o aço ABNT 1040. c) a dureza Rockwell C é plotada no perfil de dureza radial. [Callister, 1997]

2.3.1 Vantagens e desvantagens do ensaio Jominy

Como todo ensaio desenvolvido para pesquisa de dados experimentais de materiais de construção mecânica, o ensaio Jominy apresenta vantagens e desvantagens no seu desenvolvimento. Como vantagens pode-se relacionar:

1. facilidade de realização;
2. baixo custo, principalmente quando comparado ao de outros ensaios existentes; <http://www.sataff.ncl.ac.uk/s.j.bull/mmm211/STEEL/tsld024.htm>
3. correlaciona dureza final com a taxa de resfriamento, o que é de grande valia no projeto de componentes mecânicos.

Desvantagens:

1. produz informações limitadas sobre transformações intermediárias e parâmetros de têmpera
[\[http://www.cse.ogi.edu/~leochen/dloads/winJ.html\]](http://www.cse.ogi.edu/~leochen/dloads/winJ.html);
2. as curvas produzidas não representam a condição de uso do material na grande maioria dos casos (condição de têmpera e revenimento);
3. para obtenção de curvas mais precisas, as medições de dureza deveriam ser executadas utilizando-se método de ensaio Vickers, pois permite continuidade nas medições. O método Rockwell é preciso para valores abaixo de 20 HRC, o que implica em mudança de escala (da escala C para a B), para levantamento de curvas de aços de baixa temperabilidade.

2.4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA SOBRE A TEMPERABILIDADE

Como já descrito anteriormente, o aço sem a adição de elementos de liga, tem aplicações limitadas em determinadas situações de uso em engenharia. Para adequar a performance de uso destas ligas, as usinas adicionam elementos químicos diversos que permitem ganhos consideráveis em várias propriedades necessárias ao perfeito desempenho de componentes quando em serviço (tenacidade, ductilidade, endurecibilidade e outras). Assim, torna-se necessário neste estudo específico de temperabilidade (endurecibilidade), relacionar os principais elementos químicos utilizados para conferir propriedades específicas aos

aços liga, conforme descrito a seguir. Os efeitos do carbono, dada a sua importância, também são analisados.

Carbono: principal elemento endurecedor dos aços, produz dureza e resistência mecânica necessária para diversos tipos de aplicações de componentes mecânicos. Quando precipitado, forma carbonetos. Pode estar solubilizado no ferro alfa (até 0,02%C), e no ferro gama (até 2,11%C), e quando solubilizado no ferro alfa em altos teores (saturando a estrutura cristalina CCC), produz a fase cristalina metaestável denominada martensita. [Chiaverini, 1984]

Cromo: este elemento químico produz no aço efeitos como o aumento da resistência a corrosão e a oxidação, o aumento da endurecibilidade, melhoria da resistência a altas temperaturas e, pela forte tendência a formar carbonetos, produz maior resistência ao desgaste quando aplicado em combinação com alto teor de carbono. Tem efeito significativo sobre o aumento de temperabilidade. [*Idem*]

Níquel: tem influência marcante sobre a tenacidade (sobretudo a baixas temperaturas), torna austeníticas ligas Fe-Cr que apresentam alto teor de cromo (forte efeito gamagêneo) e atua favoravelmente sobre a resistência a corrosão. Exerce efeito similar ao do cromo sobre a temperabilidade. [*Ibidem*]

Molibdênio: sob a forma de carbonetos eleva a dureza e a resistência mecânica a quente bem como interfere positivamente sobre a resistência ao desgaste, em especial por abrasão; quando em solução, melhora a resistência a corrosão dos aços inoxidáveis. Tem considerável influência sobre o aumento da temperabilidade. [*Ibidem*]

Manganês: contrabalança a fragilidade devido ao enxofre e aumenta (moderadamente) a endurecibilidade dos aços de maneira econômica. Até uma composição de 3% é solúvel no ferro alfa. Possui tendência formadora de carbonetos. [*Ibidem*]

2.5 ALGUMAS CONSIDERAÇÕES SOBRE ERROS NOS ENSAIOS DE TEMPERABILIDADE

Além de fatores como heterogeneidade de composição química e de tamanho de grão (ver item 2.1), existem outras razões que contribuem para a dispersão de resultados. Levadas em consideração, podem ajudar a entender as diferentes curvas publicadas na literatura e obtidas por diferentes fontes de pesquisa. Alguns fatores podem levar a erros operacionais tais como:

- a presença de carepa (decorrente de tratamento térmico não apropriado) que dificulta a transferência de calor nos diversos pontos da peça durante o resfriamento [Avner, 1988];
- o controle da profundidade da superfície retificada (quanto maior, menor a dureza obtida);
- a seleção da carga quando as medições forem realizadas usando-se o método Vickers.
- erros de paralaxe passíveis de ocorrência quando do uso de durômetros com leitura em escala analógica e/ou quando da realização das medições por mais de um operador.
- erros do próprio durômetro e processo de medição

Na Figura 2.12, são tratados estes possíveis erros de ensaio, levando-se em conta o momento do aquecimento do corpo de prova, a profundidade do plano retificado para medição de dureza, o uso de diferentes cargas quando da medição de dureza (no caso realizada pelo método Vickers) e também quando as medições são feitas por operadores diferentes, gerando ao final uma considerável dispersão de resultados.

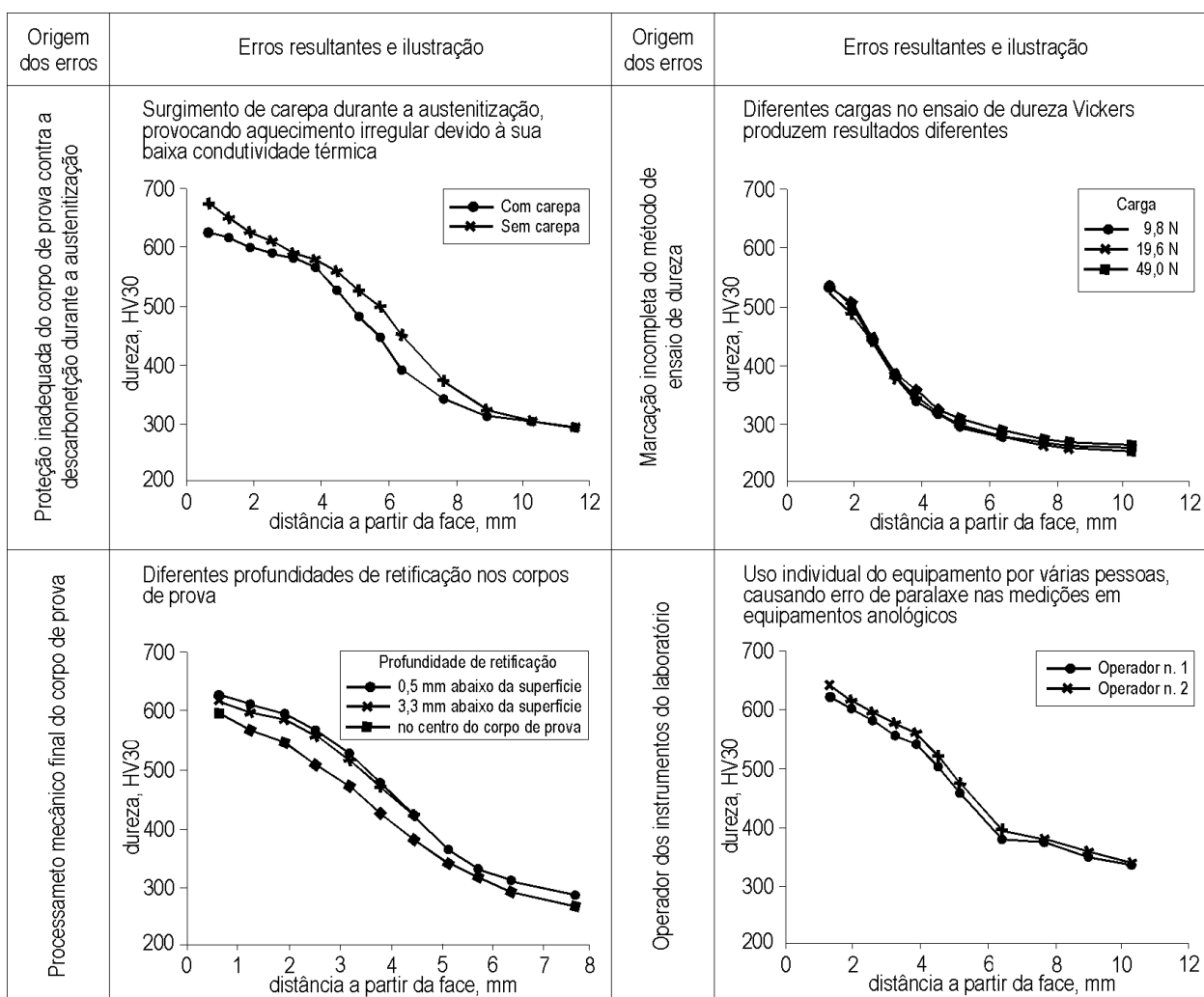


Figura 2.12 – Origem de erros durante o ensaio. [Dobrzanski, 1998]

Uma forma usual de avaliar-se a dispersão dos resultados é a determinação do desvio padrão experimental (para um conjunto de n medições). Este cálculo pode ser efetuado a partir da seguinte fórmula:

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n - 1}}$$

onde: S = desvio padrão experimental (*experimental standard desviaton*)

n = número de medições

x_i = resultado da “ i ésima” medição

\bar{x} = média aritmética dos “ n ” resultados considerados

A partir do estabelecimento do cálculo do desvio padrão experimental para o conjunto de medições realizadas, e considerando outros fatores envolvidos na medição, pode-se avaliar a incerteza de medição para cada ponto considerado. Sendo a incerteza de medição o parâmetro que, associado ao resultado de uma medição, caracteriza a dispersão dos valores que podem ser fundamentalmente atribuídos a um mensurando.

Observações:

1. O parâmetro pode ser, por exemplo, um desvio padrão (ou um múltiplo dele), ou a metade de um intervalo correspondente a um nível de confiança estabelecido.
2. A incerteza de medição compreende, em geral, muitos componentes. Alguns destes componentes podem ser estimados com base na distribuição estatística dos resultados das séries de medições e podem ser caracterizados por desvios padrão experimentais. Os outros componentes, que também podem ser caracterizados por desvio padrão, são avaliados por meio de distribuição de probabilidade assumida, baseada na experiência ou outras informações.
3. Entende-se que o resultado da medição é a melhor estimativa do valor do mensurando, e que todos os componentes da incerteza, incluindo aqueles resultantes dos efeitos sistemáticos, como os componentes associados com correções e padrões de referência, contribuem para a dispersão. [Oliveira, et al,].

2.5.1 Tipos de erros relacionados ao processo de medição

Geralmente, ocorrem erros de vários tipos numa mesma medição. Os diferentes tipos de erros podem ser agrupados em dois grandes grupos: **erros sistemáticos** e **erros estatísticos** ou **aleatórios**. Considerando n resultados x_i para um mensurando, os erros estatísticos e os erros sistemáticos podem ser distinguidos como segue:

- 1. Erro sistemático:** é sempre o mesmo nos n resultados. Isto é, quando existe somente erro sistemático, os n resultados x_i são iguais e a diferença para o valor verdadeiro é sempre a mesma.
- 2. Erro estatístico ou aleatório:** é um erro tal que os n resultados x_i se distribuem de maneira aleatória em torno do valor verdadeiro x_v , na ausência do erro sistemático. Conforme o número de repetições da medição aumenta indefinidamente ($n \rightarrow \infty$), o valor médio \bar{x} se aproxima do valor verdadeiro da grandeza [Vuolo, 1996].

3 O PROCESSO DE REVENIDO

Em todas as ligas de aço, a microestrutura de maior resistência mecânica é a martensita. Associada as transformações que ocorrem durante o resfriamento de têmpera, a matriz martensítica possui além de martensita (com morfologia em ripas ou placas), outros componentes microestruturais (carbonetos e austenita retida). Estas microestruturas produzidas, não podem ter uso imediato em função do elevado nível de tensões decorrentes das transformações de fase cristalina [Krauss, 1999]. A partir do reaquecimento do aço a temperaturas subcríticas (abaixo da linha A_1 do diagrama Fe-C), consegue-se uma seqüência de efeitos microestruturais que geram as propriedades de dureza e resistência mecânica requeridas no projeto de componentes mecânicos. Estes efeitos são variados e tem ligação direta com o tempo e a temperatura a que são submetidos os aços no tratamento de revenido.

3.1 REAÇÕES QUE OCORREM DURANTE O REVENIDO

Os principais objetivos do revenido dos aços são o alívio de tensões e a obtenção de dureza \leftrightarrow resistência mecânica e/ou tenacidade até valores desejados para o uso de componentes mecânicos e ferramentas em aplicações diversas, como pode ser observado na Figura 3.1. Consiste no reaquecimento do aço a temperaturas subcríticas, selecionadas a partir da dureza final desejada, seguida de resfriamento ao ar. Este tratamento deve estar sempre associado com a têmpera, para possibilitar o alívio das tensões originadas a partir das transformações microestruturais que ocorrem durante o resfriamento rápido da austenita. Essas tensões são de tal ordem, que impossibilitam seu uso direto na grande maioria dos casos [Grum et al, 2001]. O revenido vem, portanto resgatar a propriedade de tenacidade necessária em cada situação de uso do componente mecânico, ferramentas de conformação e outras [Pietikäinen, 1999].

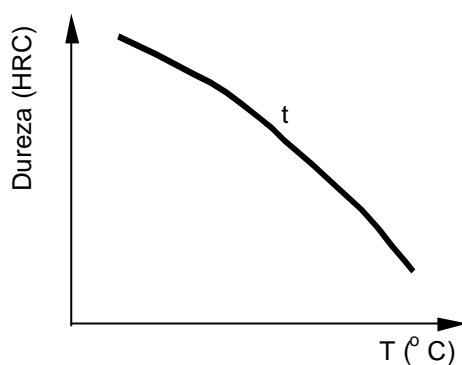


Figura 3.1 – Exemplo esquemático sobre o efeito da temperatura de revenido na dureza do material para um tempo determinado.

Os fenômenos associados ao revenido são:

- segregação do carbono para os defeitos de rede;
- precipitação de carbonetos e/ou outros compostos, em conformidade com a composição química do material;
- transformação da austenita retida para martensita;
- recuperação e recristalização da estrutura martensítica;
- crescimento do grão;
- coalescência de precipitados.

As reações ocorridas durante o revenido, estão diretamente ligadas a adição de elementos de liga ao aço, ou seja, com o aumento da temperatura e tempo de revenido a dureza decresce menos do que nos aços comuns ao carbono. [Oliveira, 1994]

3.2 ESTÁGIOS DE REVENIDO – REAÇÕES EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA

Quando se discute alta resistência do aço, torna-se importante compreender os usos que o mesmo terá. Estes usos tendem a cair para uma série de categorias, quando são necessárias diferentes combinações de propriedades tecnológicas. Em cada uma destas categorias foram realizados trabalhos para desenvolver a mais alta resistência dos aços, tendo para cada processo de manufatura, o tratamento térmico e a tecnologia de composição de ligas específica.

Geralmente, têmpera e revenido são maneiras apropriadas para produzir aumento de resistência mecânica nos aços, devido principalmente a uma fina

dispersão de carbonetos durante o revenimento. A estrutura martensítica, originada no processo de têmpera, é conhecida por gerar a mais alta resistência conhecida no aços, porém, é raramente usada na condição de temperada, porque um grande número de tensões internas, associadas com a transformação, produz um material de baixa ductilidade. Para corrigir este inconveniente, é suficiente reaquecer o aço a baixas temperaturas, modificando a caracterização básica da estrutura martensítica.

A resistência mecânica que a martensita adquire, é fundamentalmente devido ao teor de carbono e a diferença de temperatura M_i-M_f , estudadas nas curvas CCT, como orientação de uso de cada designação de aço. No caso da martensita de baixo carbono, o desenvolvimento se dá unitariamente na forma de ripas agrupadas em grandes feixes ou pacotes. Esta subestrutura consiste de alta densidade de discordâncias distribuídas nas células e é similar àquela desenvolvida no ferro por um forte processo de conformação a frio. No caso de aços de alto carbono e ligas de ferro com M_i próximo à temperatura ambiente, sua estrutura é martensita em placas, que consiste de muitas maclas com um espaçamento de aproximadamente 50 Å. Sua estrutura cristalina pode ser tetragonal de corpo centrado ou cúbica de corpo centrado. Entretanto, no caso de aços de médio carbono, eles podem conter uma mistura de ripas e placas de martensita, tornando sua estrutura mais complicada para estudo. Estes resultados demonstram que o comportamento mecânico do aço temperado e revenido depende fortemente destas microestruturas geradas. Deste modo, o estudo do efeito da microestrutura e estruturas de discordâncias dos aços na resistência mecânica, ductilidade e características de fratura é de grande importância do ponto de vista prático e teórico.

Para exemplificar o efeito da ocorrência dos diversos fenômenos de revenido, selecionou-se o aço ABNT 4340 por ser um aço martensítico de baixa liga e largamente usado na indústria mecânica para a manufatura de diversos componentes, onde tem-se uma combinação vantajosa de resistência, ductilidade e tenacidade.

Neste estudo, são avaliadas as propriedades mecânicas produzidas em corpos de prova aquecidos a 850 °C durante 30 minutos e temperados em óleo. A partir daí, foram revenidos nas temperaturas de 100, 200, 250, 300, 400, 500 e 650 °C, por 2 e 48 h respectivamente. Na condição de temperado, o material tem o maior nível de resistência e dureza, mas a ductilidade é a mais baixa. Isto pode ser explicado

baseado na transformação de fase cristalina do aço, durante o processo de têmpera, onde a estrutura cristalina, muda de cúbica de face centrada (austenita) para tetragonal de corpo centrado (martensita). Neste tempo, uma extensa quantidade de distorções ocorridas durante a formação de placas de martensita, contribuem para o rápido incremento de resistência e dureza do aço. Para o caso do revenimento, as variações de resistência e dureza do aço 4340 relacionadas à temperatura e tempo de revenimento indicam que a resistência e a dureza diminuem quando aumenta-se tempo e temperatura, sendo que esta última produz um efeito mais significativo.

Depois de temperado, a instabilidade térmica da austenita inter-ripas formada é eliminada através do revenido, contribuindo para a formação de uma película de carbonetos, causando nitidamente a fragilidade da martensita revenida.

A fragilidade da martensita revenida no aço, não pode ser atribuída a um simples mecanismo. Assim, através da caracterização microestrutural, observou-se que a austenita está retida como película ou blocos discretos na estrutura revenida na temperatura de 300 °C. Isto pode ser visto na imagem da Figura 3.2, na qual existem muitas películas de austenita retida (áreas claras) nos contornos de ripas de martensita (áreas escuras).

A morfologia da martensita, apresentada nas Figura 3.3 e 3.4, consiste na maior parte de ripas desordenadas. Exemplos isolados de maclas são também vistos nas poucas placas. As ripas, em torno de 0,5 micrometros de comprimento, são geralmente separadas por um contorno de baixo ângulo e cada ripa de martensita é composta por muitas células de discordâncias.



Figura 3.2 – Estrutura da martensita do aço AISI 4340 revenido a 300°C. [Lee e Su, 1997]

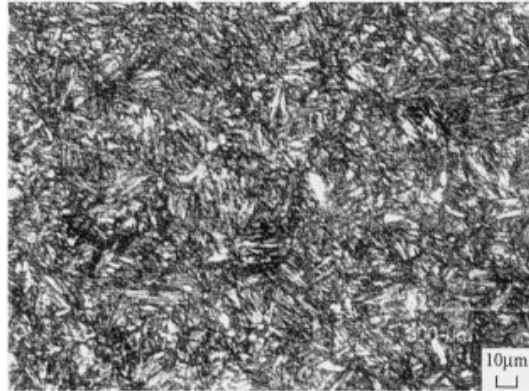


Figura 3.3 – OM Micrografia óptica da martensita do aço AISI 4340 (temperado em óleo, 850°C/30min). [Lee e Su, 1997]

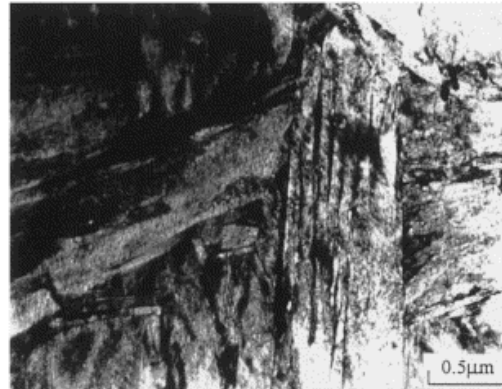


Figura 3.4 – TEM Micrografia de um aço AISI 4340, apresentando ripas de martensita como temperado. [Lee e Su, 1997]

Visto que M do aço 4340 está acima da temperatura ambiente, isto conduz para um autorevenido, agindo na estrutura de têmpera. Portanto, no caso da martensita temperada há alguns breves períodos no qual átomos de carbono podem se redistribuir. Devido aos campos de tensões na martensita em ripas estarem situados em torno de discordâncias individuais e paredes de células, certos sítios do reticulado intersticial próximos a este lugar, fornecem a mais baixa energia para o carbono do que o sítio normal. Desta maneira a migração pode ser constatada pela metalografia ou por uma menor contribuição do carbono para a resistividade elétrica, se comparado um átomo de carbono situado em um sítio intersticial próximo a uma discordância, com aquela em numa unidade normal. Precipitados autorevenidos não estão presentes em nenhuma das maclas, mas estão somente nas ripas desordenadas e placas não macladas.

Isto sugere fortemente que ripas desordenadas e não placas macladas são produzidas primeiro próximo a M_i , embora placas macladas possam ser produzidas a baixas temperaturas, ou seja, próximas a M_f .

3.2.1 Estrutura temperada e revenida do aço 4340

Revenido é um processo de aquecimento para a martensita, a temperaturas subcríticas, objetivando-se o aumento de ductilidade e tenacidade. Envolve muitos mecanismos básicos diferentes, tais como:

- precipitação de carbonetos
- decomposição da austenita retida
- recuperação e recristalização da estrutura martensítica

No presente caso, quando o material é revenido a 200°C por 2h, o carboneto ϵ ($\text{Fe}_2, 3\text{C}$ – hexagonal compacto) é o carboneto precipitado presente para esta temperatura. Segundo Lee e Su [1997], este resultado confirma totalmente aquele de Jack, mas difere para aquele de Hirotsu et al., que encontrou, para aço martensítico de alto carbono, o carboneto precipitado η - Fe_2C , durante o primeiro estágio de revenido. A microestrutura do material para esta temperatura é mostrada na Figura 3.5, em que os entrelaçados de alta densidade de discordâncias e células menores de discordâncias são as duas principais características nas estruturas de discordâncias. Também podem ser encontrados precipitados de carboneto ϵ para a martensita em ripas.



Figura 3.5 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo ($850^\circ\text{C}/30\text{min}$) e revenido a 200°C por 2 horas. [Lee e Su]

Para o caso do material revenido a 200°C por 48 h (Figura 3.6), a observação por TEM mostra que algumas ripas crescem amplamente. Dois mecanismos de funcionamento devem ser responsáveis para crescimento de ripas. Um é o movimento de contornos de ripas e o outro é a eliminação de contornos de ripas devido ao movimento e eliminação das discordâncias para os contornos. Nesta condição de revenido, altas densidades de discordâncias com carbonetos precipitados estão presentes em muitas destas ripas, entretanto, poucos são visíveis. Este carboneto imobiliza as discordâncias e não pode produzir arranjos de discordância com uma baixa energia, como aquela para contornos de grão de pequeno ângulo.

No caso do revenido da martensita a 300 °C por 2h, carbonetos dendríticos produzidos (Fe_3C , ortorrômbico) possuem morfologia inicial de placas na martensita, como mostrado na Figura 3.7. O sítio nucleado do carboneto consiste de contornos de martensita em ripas (para baixas temperaturas) e contornos de grãos de ferrita para temperaturas mais altas. Para o material revenido a 300 °C por 48h, estruturas de carboneto dendrítico similares também são observadas.

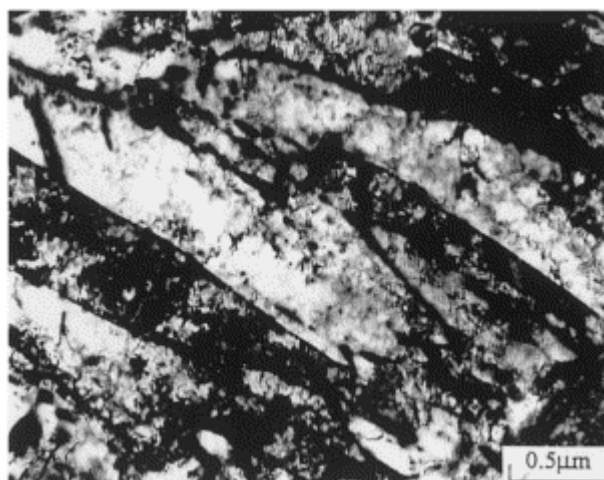


Figura 3.6 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 200°C por 48 horas. [Lee e Su, 1997]

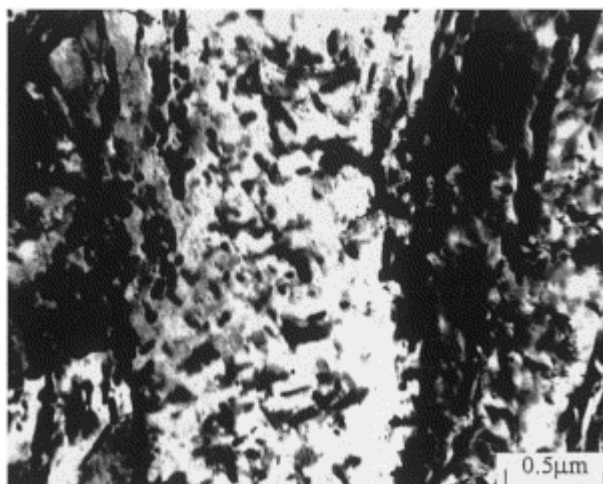


Figura 3.7 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 300°C por 2 horas. [Lee e Su, 1997]

Quando a estrutura temperada do aço 4340 é revenida para alta temperatura, ou seja 650 °C por 2h, a microestrutura consiste de grãos equiaxiais de ferrita e diferentes pequenos carbonetos em forma de bastonetes, distribuídos dentro dos grãos da matriz ferrítica, em direções específicas, como mostrado na Figura 3.8.

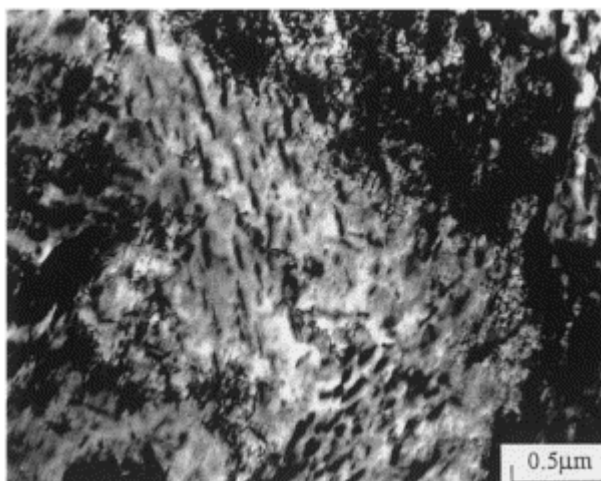


Figura 3.8 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 650°C por 2 horas. [Lee e Su, 1997]

Para o caso do material revenido a 650 °C por 48h, sob condições de alta temperatura e um longo tempo, o aço 4340 apresenta uma matriz de ferrita com carbonetos dispersos por toda parte (Figura 3.8). Depois da completa recristalização,

o crescimento de partículas de carboneto e grãos de ferrita são somente processos cinéticos. A esta temperatura de revenido, a ocorrência de recristalização produz um rápido decréscimo da densidade de discordâncias e tensões internas. Isto é notado quando a estrutura é revenida a alta temperatura, como em 650 °C, onde a reação de Fe_3C para Cr_7C_3 e de diferentes tipos de carbonetos pode ser visualizada como mostra a Figura 3.8. Isto foi demonstrado previamente por Lee [apud Lee e Su, 1997]. Alguns pesquisadores acham que o Fe_3C não é transformado diretamente em Cr_7C_3 mas dissolvido na matriz ferrítica embora o precipitado de Cr_7C_3 cresça em outra parte. No presente estudo, o Fe_3C tem uma estrutura semelhante a agulhas a baixa temperatura (Figura 3.6), enquanto Cr_7C_3 (Figura 3.8) está na forma esferoidal para a temperatura de 650 °C. A partir destes resultados conclui-se que Cr_7C_3 é provavelmente formado devido a reação de Fe_3C com a matriz.

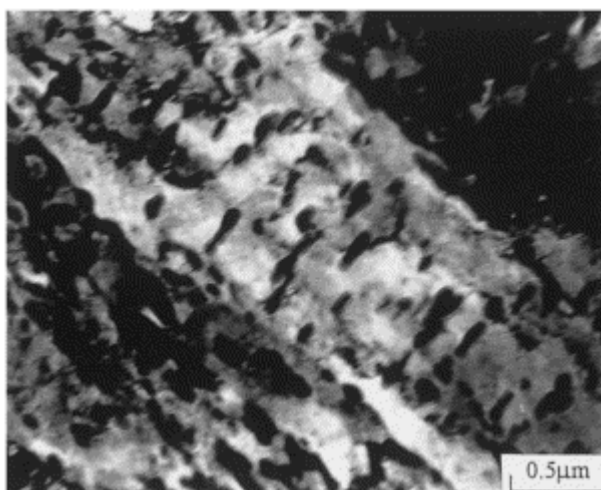


Figura 3.9 – TEM Micrografia de um corpo de prova temperado em óleo (850°C/30min) e revenido a 650°C por 48 horas. [Lee e Su, 1997]

3.2.2 Cementita Esferoidizada

Estrutura esferoidizada é o nome dado à estrutura que consiste em esferóides de cementita distribuídos numa matriz de ferrita, quando as partículas se tornam suficientemente grandes para serem facilmente visíveis ao microscópio óptico. Essa estrutura é rapidamente atingida em um intervalo de tempo moderado se o revenimento for conduzido a uma temperatura logo abaixo da temperatura eutetóide (727°C). Um aspecto típico (obtido com microscópio óptico) de uma estrutura

esferoidizada é mostrada na Figura 3.10 . Essa estrutura é talvez a mais estável de todos os agregados de ferrita e cementita. A microestrutura da esferoidita é similar àquela obtida em altas temperaturas de revenido da martensita [Zhang, 1997]. A formação da cementita esferoidizada é, evidentemente, mais lenta quando a estrutura inicial for perlítica e, quanto mais grosseira esta for, mais difícil será sua esferoidização. A estrutura esferoidizada é desejável nos aços de alto carbono, porque os aços que contém essa microestrutura são mais facilmente usinados e dão melhores resultados no tratamento térmico. Assim, o aço de alto carbono comercializado como recozido sempre possui uma estrutura esferoidizada . [Reed-Hill, 1982]

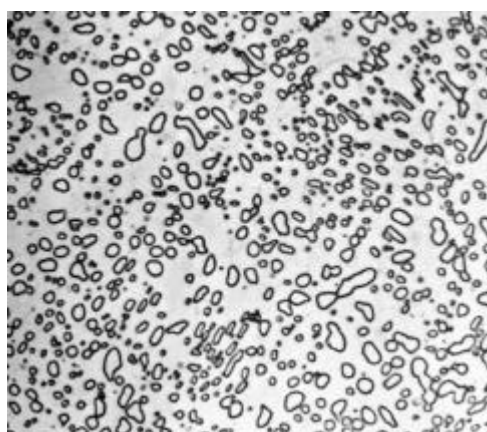


Figura 3.10 – Aço ABNT 52100 submetido a ciclo de esferoidização de carbonetos. Fina dispersão de carboneto esferoidal em um matriz de ferrita. 500 x. [ASM Handbook, 1972]

3.3 O EFEITO DO REVENIDO NAS PROPRIEDADES DOS AÇOS

As alterações microestruturais que ocorrem durante o revenido afetam bastante as propriedades dos aços. As variações de dureza são função do tempo e da temperatura do revenimento. As Figuras 3.11 e 3.12 mostram a variação da dureza (medida na temperatura ambiente, após o tratamento de revenimento) em função da temperatura de revenido, para tempos constantes de revenimento (1 h).

A Figura 3.11 mostra curvas para aços de médio e alto teor de carbono e, nos dois casos, os corpos de prova empregados foram resfriados a -196°C antes do revenido. A finalidade desse tratamento foi reduzir o teor de austenita retida

existente no aço temperado para um valor desprezível, de modo que os resultados da Figura 3.11 são de fato representativos dos efeitos da martensita revenida. Se os corpos de prova contivessem austenita retida, uma componente adicional de endurecimento teria sido introduzida, quando do revenido, devido à transformação da austenita em martensita ou bainita. Esse fato é freqüentemente observado em curvas dureza *versus* temperatura de revenido e ocorre como um acréscimo de dureza, logo acima da temperatura ambiente.

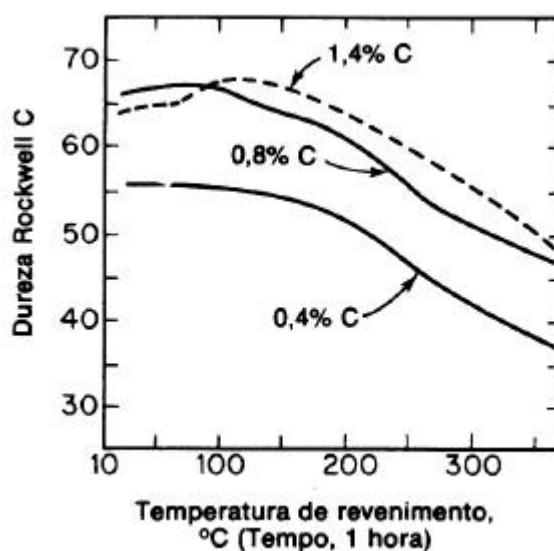


Figura 3.11 – Efeito da temperatura de revenido na dureza de três aços com teores diferentes de carbono. [Reed-Hill, 1982]

Um leve aumento de dureza (não associado a transformação da austenita retida) pode ser observado nos aços de carbono mais alto (1,4%) quando a temperatura de revenido é de cerca de 93°C, o que está indubitavelmente associado a precipitação do carboneto épsilon. Um aumento semelhante não é observado nos aços de teor de carbono mais baixo (0,4%), porque, neste caso, se tem uma quantidade muito menor de carboneto ϵ que pode precipitar essa composição. Deve-se ainda mencionar que, embora a precipitação do carboneto ϵ contribua para o endurecimento do aço, o empobrecimento de carbono da matriz martensítica pode ser admitido como contribuindo para o amolecimento. Assim, a dureza observada reflete o resultado desses dois efeitos. No entanto, um amolecimento real da amostra ocorre quando as reações associadas a um terceiro estágio mais avançado de revenido se tornam apreciáveis, o que é demonstrado pela queda acentuada de

dureza que se inicia próximo de 200°C. No início do terceiro estágio, a dissolução dos carbonetos e a remoção do carbono da martensita (forma de baixo carbono) podem amolecer o metal. Entretanto, ao mesmo tempo, os precipitados de cementita contribuem para o efeito endurecedor.

Quando o aço atinge a estrutura ferrita e cementita, outro amolecimento se dá pelo coalescimento das partículas de cementita (aumentam de volume) e crescimento do grão da ferrita. Esse amolecimento, decorrente do aumento de tamanho e diminuição do número de partículas de cementita, continua e se torna mais rápido quanto mais próximo da temperatura eutetóide (727°C). Com efeito, isso significa que, para tempos fixos de revenimento, a dureza da martensita revenida será menor quanto mais perto se estiver da temperatura eutetóide. As curvas da Figura 3.11 foram traçadas apenas para temperaturas de revenido inferiores a 375°C. Acima dessa temperatura, até 727°C, as três curvas continuam a cair em dureza, com aproximadamente a mesma inclinação que apresentam no intervalo entre 200°C e 375°C. A Figura 3.12 mostra o efeito do revenimento na dureza Vickers de aços de baixo e médio teor de carbono e complementa os resultados da Figura 3.11. Além disso, esse diagrama também indica as reações que ocorrem durante o revenido.

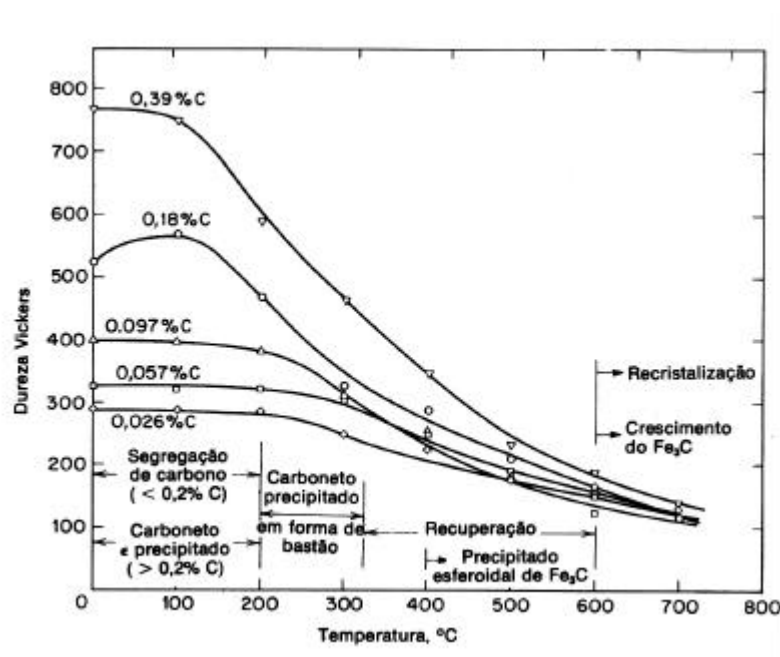


Figura 3.12 – Dureza da martensita ferro-carbono de baixo e médio teor de carbono, revenida durante uma hora entre 100°C e 700°C. [Honeycombe, 1982]

3.3.1 Propriedades mecânicas dos aços-carbono revenidos

As propriedades mecânicas características dos aços-carbono martensíticos revenidos são difíceis de medir por diversas razões. Em primeiro lugar, a ausência de outros elementos de liga implica uma baixa temperabilidade nestes aços, tal que a obtenção de uma estrutura completamente martensítica só é possível em seções muito finas. No entanto, este fato não constitui uma desvantagem quando se pretende apenas obter uma camada superficial endurecida, de pequena profundidade. Em segundo lugar, para baixos teores de carbono, a temperatura M_s é bastante alta, sendo assim provável a ocorrência de auto-revenido. Em terceiro lugar, para teores de carbono mais elevados, a presença de austenita retida influenciará os resultados. Além destes aspectos, os aços-carbono podem apresentar trincas de têmpera, o que torna difícil a obtenção de bons resultados experimentais. Isto acontece particularmente para os teores de carbono superiores, isto é, acima de 0,5% de carbono.

Desde que se tomem as precauções adequadas é possível obter propriedades mecânicas muito boas, designadamente a tensão de escoamento e de resistência a tração, por meio de revenido no intervalo de 100 a 300°C. Contudo, o alongamento é freqüentemente pequeno e os valores da resistência ao impacto são baixos. A Tabela 3.1 apresenta alguns resultados típicos para aços-carbono, com teores entre 0,2 e 0,5% C, revenidos a baixas temperaturas.

Os aços-carbono com menos de 0,25 % C não são normalmente temperados e revenidos, mas no intervalo 0,25-0,55 % C faz-se freqüentemente o tratamento térmico para melhorar as propriedades mecânicas. A temperatura usual de revenido situa-se entre 300 e 600°C e permite a obtenção de resistências à tração entre 800 e 1700 MPa, aumentando a tenacidade a medida que a resistência à tração diminui. Este grupo de aços é muito versátil, podendo ser usado em componentes de máquinas e ferramentas manuais (chaves de fenda, alicates entre outras).

Tabela 3.1 – Propriedades mecânicas dos aços carbono no estado temperado e após revenido.[Honeycombe, 1982]

Composição do Aço (%C)	Propriedade	Tratamento			
		Têmpera	Revenido 7 horas a temperaturas de		
			100 °C	200 °C	300 °C
0,2	Tensão de escoamento convencional (0,2 %) MPa	1270	1460	1235	1110
0,3		1360	1370	1270	1140
0,5				1670	1410
0,2	Resistência a tração	1470	1690	1450	1340
0,3		1580	1605	1460	1240
0,5				2040	1600
0,2	Alongamento (%)	5	6	6	9
0,3		4,5	7	7	10
0,5				4	7
0,2	Dureza (HVN)	446	444	446	357
0,3		564	517	502	420
0,5		680	666	571	470

Os aços de teor de carbono mais alto (0,5 a 1,0%) são muito mais difíceis de fabricar e são portanto, especificamente usados em aplicações que requerem elevada dureza e boa resistência ao desgaste, por exemplo, machados, navalhas, martelos, ferramentas de corte e molas.

3.4 A RELAÇÃO ENTRE O TEMPO E A TEMPERATURA DE REVENIDO

As pesquisas têm mostrado que o tempo e a temperatura têm efeitos semelhantes no revenido dos aços, especialmente quando do revenido em temperaturas mais elevadas que envolve agregados de cementita e ferrita. Isso está demonstrado de uma maneira simples na Figura 3.13, onde são dadas várias curvas correspondentes a diferentes temperaturas de revenimento. As curvas mostram o efeito do tempo em cada temperatura de revenido sobre a dureza. Os mesmos resultados podem ser também relacionados por uma equação exponencial simples: $1/t = Ae^{-Q/RT}$ onde t é o tempo para se atingir uma determinada dureza, Q a energia

de ativação empírica do processo, **A** uma constante e **R** e **T** têm seus significados habituais. [Avner, 1988]

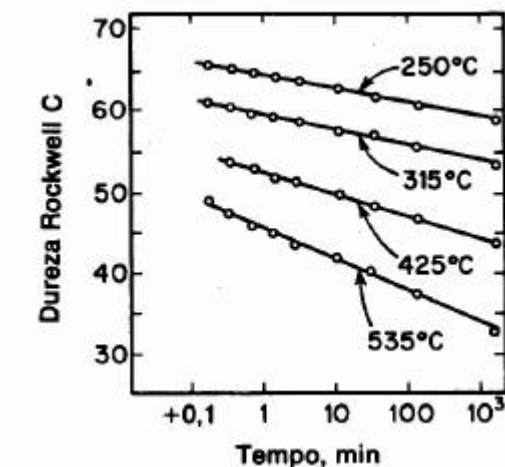


Figura 3.13 – Efeito do tempo e da temperatura de revenimento na dureza de um aço com 0,82% C e 0,75% Mn. [Reed-Hill, 1982]

3.5 CINÉTICA DO REVENIDO

Por tratar-se de um fenômeno de difusão atômica termicamente ativado, é possível a partir do modelamento matemático, obter-se relações entre tempo e temperatura de revenido associados à dureza final requerida para diversas condições de ensaios. Este estudo conduzirá a formulação de um valor denominado parâmetro de revenido, o qual terá seu desenvolvimento matemático descrito a seguir:

De acordo com a lei desenvolvida por Johnson-Mehl [*apud* Heming et al, 1997/ Cetinel et al, 2000/ Chen et al, 1997], a quantidade de transformação de fase que ocorre ao longo do tempo de revenido (t) define a taxa de transformação k^o como sendo

$$k^o = dk / dt \quad (1)$$

Logo, a taxa de transformação é um valor expresso em percentual por unidade de tempo.

Como as transformações de fase que ocorrem durante o revenido são processos termicamente ativados, pode-se dizer que:

$$dk / dt = f(T_r)$$

onde T_r é a temperatura de revenido. Logo a taxa de transformação pode ser descrita por uma expressão do tipo Arrhenius tal como:

$$k^o = A \exp(-Q/RT_r) \quad (2)$$

onde Q é a energia de ativação, T_r é a temperatura absoluta, R é a constante universal dos gases e A é uma constante. Isto fica bastante evidente pela análise da Figura 3.12.

Desenvolvendo-se a equação têm-se:

$$\ln k^o = \ln A - Q/RT_r \quad \text{D}$$

$$-Q/RT_r = \ln k^o - \ln A \quad \text{D}$$

$$Q/RT_r = T_r (\ln A - \ln k^o)$$

Como A é uma constante, $\ln A$ é também uma constante. Seja então

$$B = \ln A \quad (3)$$

logo

$$Q/R = T_r (B - \ln k^o) \quad (4)$$

Após um determinado tempo de revenido t_r , tem-se uma quantidade de transformação k^r , tal que

$$k^o = k^r/t_r \quad (5)$$

Substituindo (5) em (4) tem-se

$$Q/R = T_r [B - \ln (k^r/t_r)]$$

ou

$$Q/R = T_r [B - (\ln k^f - \ln t_r)]$$

e ainda

$$Q/R = T_r (B - \ln k^f + \ln t_r)$$

Como k^f é uma quantidade de transformação pré-fixada, $\ln k^f$ é uma constante. Seja então

$$C = B - \ln k^f \quad (6)$$

Logo,

$$Q/R = T_r (C + \ln t_r) \quad (7)$$

Considerando a temperatura em graus Celsius, a equação (7) torna-se

$$Q/R = (T_r + 273,15) (C + \log t_r) \quad (8)$$

Assumindo que Q seja independente da temperatura, o valor de (Q/R) para um dado material é uma constante, o que implica em dizer que há uma relação fixa entre T_r e t_r . Considerando então que a equação (8) expresse um parâmetro que possa ser utilizado na previsão do comportamento do material durante o revenido, pode-se definir PR como sendo o parâmetro de revenido, ou

$$PR = Q/R = (T_r + 273,15) (C + \log t_r) \quad (9)$$

O valor da constante C pode ser determinado a partir da curva t_r versus $(1/T_r)$ com base no rearranjo da equação (9), ou seja:

$$\text{Log } t_r = -C + [\text{constante}/(T + 273,15)] \quad (10)$$

Construindo-se curvas de dureza versus PR, como esta mostrado na Figura 3.14, é possível, por interpolação ou por extrapolação, prever os valores apropriados de dureza para diversas combinações de temperatura-tempo de revenido.

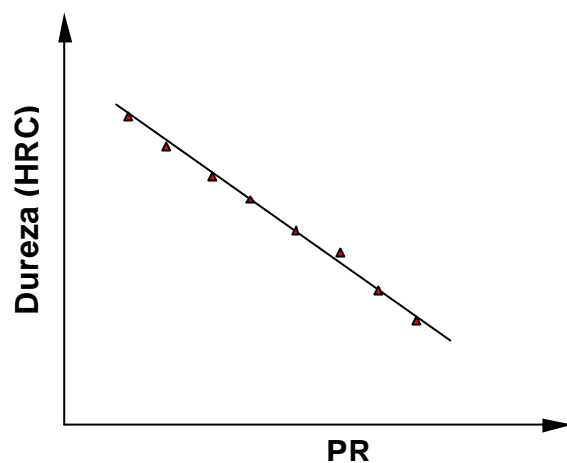


Figura 3.14 – Dureza *versus* parâmetro de revenido, PR

Para que o parâmetro PR possa ser utilizado como um parâmetro de projeto, é necessária a existência de relações como mostrada na Figura 3.14 e a esquematizada na Figura 3.15. Como exemplo considere-se um componente que deva ter uma dureza de 40 HRC. Para um aço com $PR = 28$ e pela Figura 3.15 infere-se que o componente pode ser revenido a 250°C por 6h ou a 350°C por 4h.

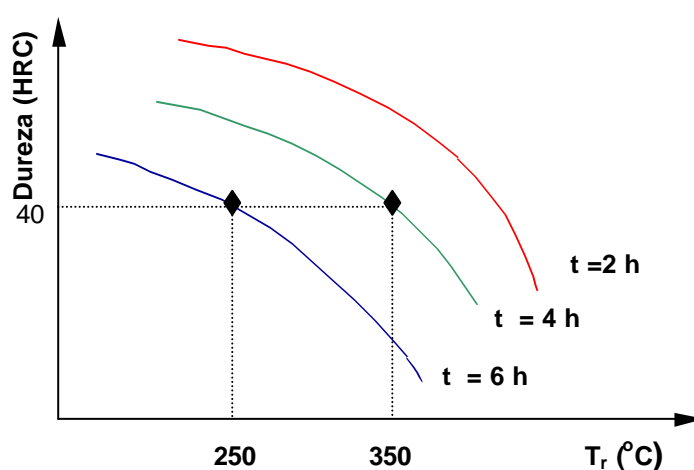


Figura 3.15 – Dureza *versus* temperatura de revenido em diferentes tempos para um aço genérico.

O parâmetro de revenido, PR, é similar ao parâmetro de Larson-Miller, LMP, extensivamente utilizado em fluência.[Deng, et al, 1995/Garcia, et al, 1999/Pavlou, 2001]

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 ESTRATÉGIA DOS EXPERIMENTOS

A estratégia adotada para a execução dos experimentos considerou a realização de ensaios de temperabilidade Jominy em diversos aços de intenso uso na indústria mecânica, todos de fabricação nacional. Em uma segunda etapa, as amostras provenientes dos ensaios de temperabilidade foram revenidas em diferentes temperaturas e/ou tempos, sendo medida a dureza das mesmas de acordo com o procedimento indicado no ensaio Jominy. Os principais objetivos foram avaliar a influência do revenido sobre as curvas de dureza Jominy bem como obter um volume considerável de dados, necessários para poder verificar a existência de uma relação fixa entre a temperatura e o tempo de revenido.

Ainda, como objetivos complementares e suplementares, buscou-se avaliar a influência da composição química do aço (teor de carbono e presença de elementos de liga) sobre a temperabilidade e sobre o revenido.

Os efeitos (i) da composição química do aço sobre a temperabilidade e o revenido e (ii) dos parâmetros de revenido sobre a dureza foram investigados adotando-se as seguintes estratégias:

- a) caracterização dos materiais (aços ABNT 1020, 1045, 8620, 8640 e 4340) através de análise da composição química, microscopia e avaliação dilatométrica, esta última objetivando a determinação da temperatura de austenitização dos mesmos;
- b) correlação da propriedade de dureza após ensaios de temperabilidade e/ou após revenido entre os diversos materiais;
- c) determinação da relação entre temperatura e tempo de revenido para cada tipo de aço.

Os procedimentos específicos de cada item anterior são descritos a seguir. Para proceder aos ensaios de temperabilidade, fez-se necessário construir o aparato Jominy específico, também a seguir detalhado.

4.2 APARATO JOMINY

A construção do aparato para ensaio de temperabilidade Jominy foi realizada no Laboratório de Tratamento Térmico da Escola Técnica Federal de Santa Catarina, aproveitando-se, com as devidas adaptações, estrutura já existente naquele espaço. Para o desenvolvimento desta etapa, utilizaram-se os seguintes componentes de construção:

- Válvula de abertura rápida $\frac{3}{4}$ "
- Manômetro
- Válvula de redução de pressão
- Tubo de aço galvanizado $\frac{3}{4}$ "
- Tubo de alumínio com diâmetro interno de 12,5 mm
- Reservatório para armazenamento de água corrente com capacidade para 250 litros
- Reservatório para água servida com capacidade para 250 litros

Na construção do aparato Jominy, um dos detalhes mais importantes de ajuste, está relacionado com o alinhamento do corpo de prova e do jato de água que fará o seu resfriamento. Por norma, este alinhamento deve respeitar o eixo do corpo de prova e do tubo com diâmetro interno igual a 12,5 mm. Também muito importante é a preservação da superfície do aço durante o aquecimento para austenitização, quando a atmosfera utilizada para aquecimento for a oxidante. Assim, foi usada uma cápsula de ferro fundido para proteger a superfície do corpo de prova contra a descarbonetação, conforme previsto também na NBR 6339/89. A Figura 4.1 apresenta o detalhamento do aparato do ensaio, a Figura 4.2 apresenta o corpo de prova encapsulado em temperatura de austenitização (920°C) e a Figura 4.3 apresenta os diferentes momentos do resfriamento do corpo de prova no ensaio Jominy.

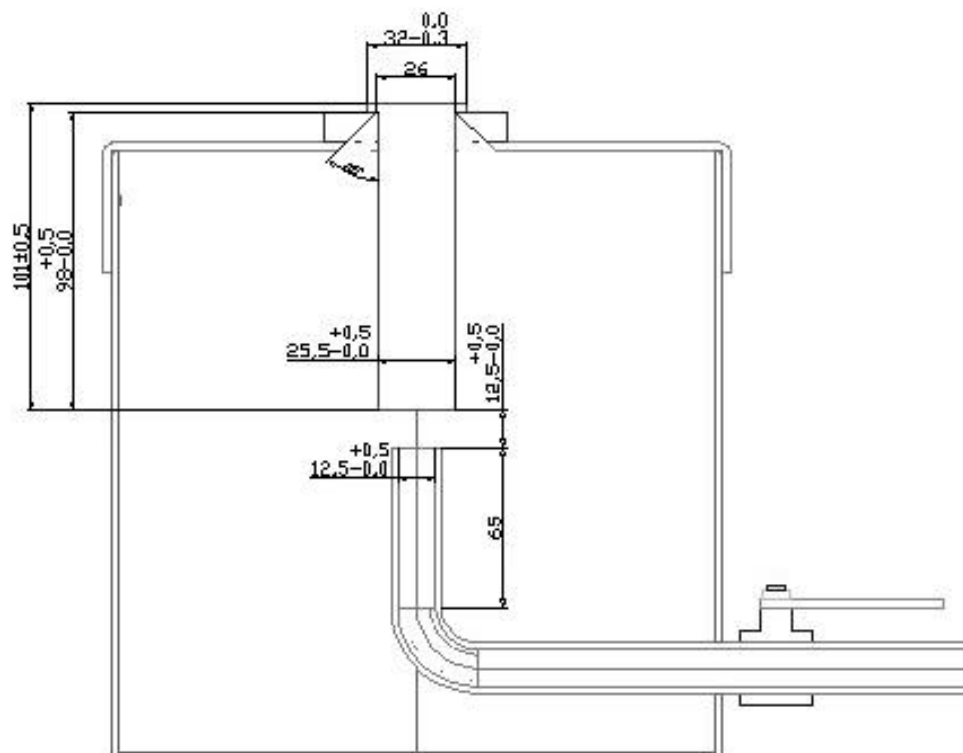


Figura 4.1 – Desenho para construção do aparato Jominy, conforme NBR 6339/1989.

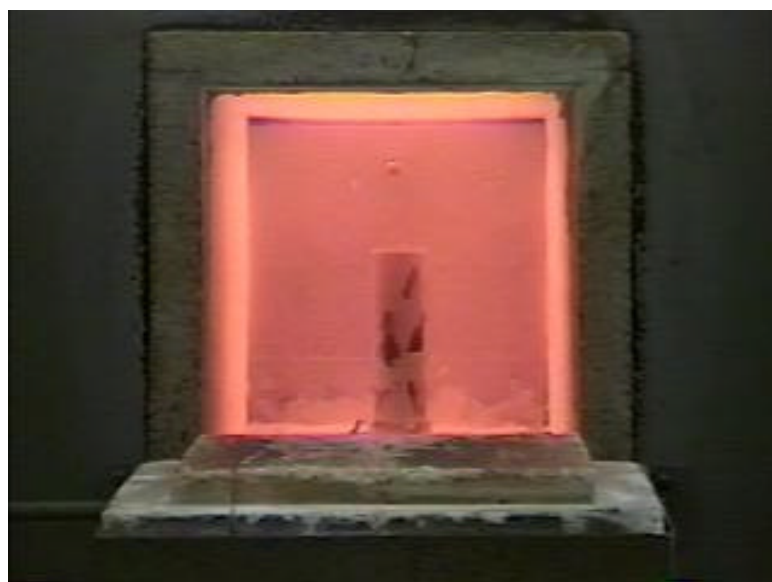


Figura 4.2 – Corpo de prova encapsulado em temperatura de austenitização.

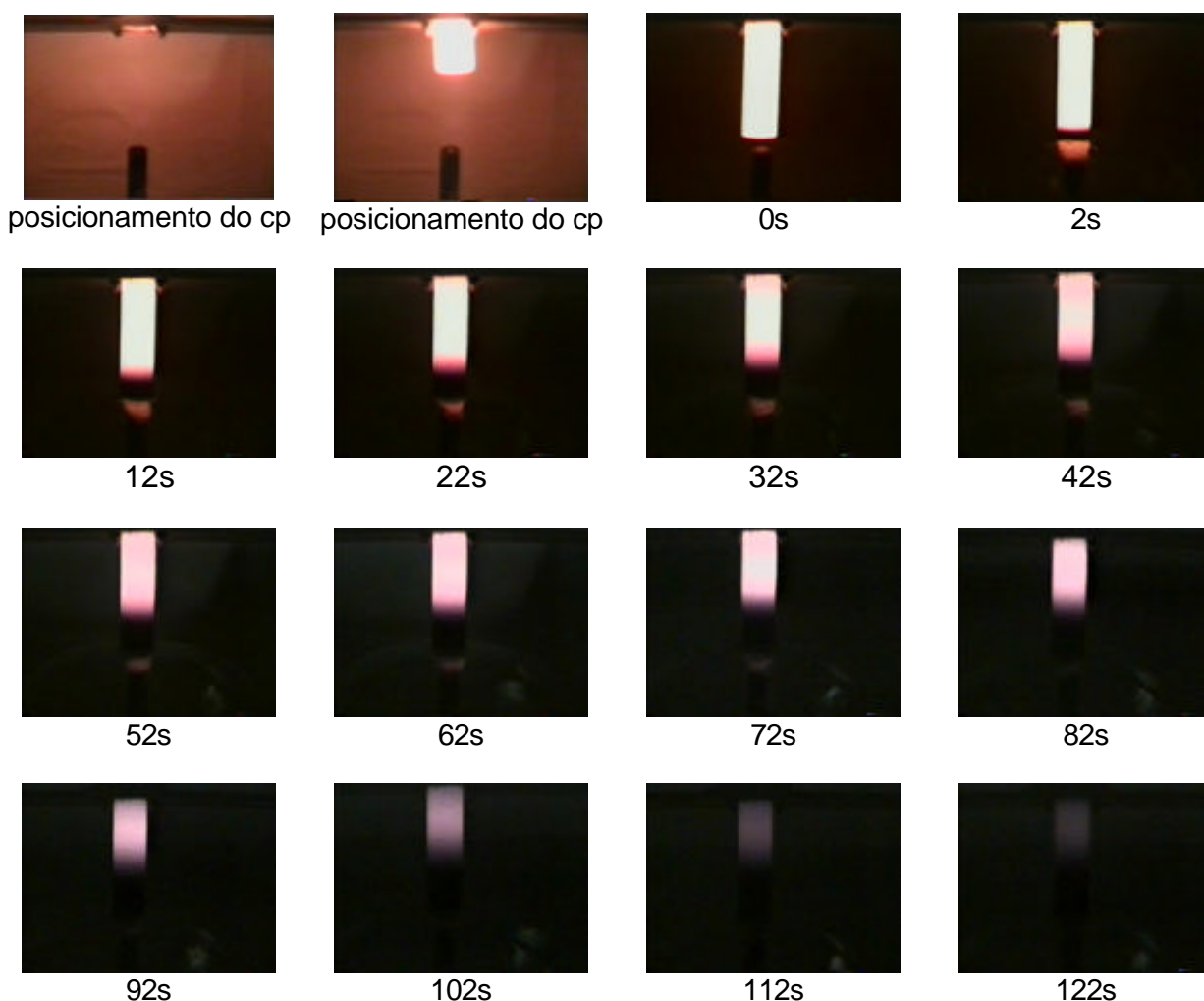


Figura 4.3 – Diferentes instantes do resfriamento do corpo de prova no ensaio de temperabilidade Jominy.

4.3 MATERIAIS

Os aços de construção mecânica adquiridos para o desenvolvimento dos experimentos, procedem de diversas aciarias nacionais. Foram selecionados alguns tipos, de larga aplicação, comercializados normalmente no mercado catarinense. Assim, optou-se pela compra dos seguintes tipos de aços estruturais: ABNT 1020, ABNT 1045, ABNT 8620, ABNT 8640 e ABNT 4340, a maior parte com bitola de 34,92 mm de diâmetro. O aço ABNT 4340 foi adquirido com dimensões menores do que esta (31,75 mm), pois não havia disponibilidade da bitola de 34,92 mm no momento da compra.

Acompanhando a remessa das barras de aço, foram fornecidos os certificados de garantia de composição química dos mesmos, onde constavam os seguintes dados principais: classificação do aço, corrida, composição química e aciaria de origem, conforme transcrito nas Tabela 4.1 e 4.2.

Tabela 4.1– Valores médios de composição química, fornecidos através de certificado de garantia do aço.

Tipo de aço	composição										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Sn	Al
ABNT 1020	0,19	0,17	0,56	0,02	0,03	0,07			0,15		
ABNT 1045	0,47	0,19	0,76	0,02	0,01	0,05			0,14	0,03	
ABNT 8620	0,22	0,25	0,9	0,02	0,03	0,55	0,19	0,51	0,28		0,01
ABNT 8640	0,39	0,27	0,78	0,02	0,02	0,45	0,23	0,63	0,17		0,02
ABNT 4340	0,40	0,30	0,77	0,03	0,01	0,81	0,22	1,71	0,18		0,02

Tabela 4.2 – Aciarias de origem dos aços utilizados

Tipo de Aço	Bitola (f)	Aciaria de origem	Corrida
ABNT 1020	34,92 mm	Companhia Siderúrgica Belgo Mineira	1989700
ABNT 1045	34,92 mm	Siderúrgica Barra Mansa S.A	127422
ABNT 8620	34,92 mm	Gerdau S.A	12277086
ABNT 8640	34,92 mm	Gerdau S.A	12280752
ABNT 4340	31,75 mm	Gerdau S.A	12280885

4.3.1 Corpo de prova

Conforme já mencionado, os corpos de prova foram usinados segundo as orientações da Norma ABNT 6339/89 nas seguintes dimensões: flange ϕ 32,0 mm; espessura do flange 2,5 a 3,0 mm; cilindro ϕ 25,5 mm; comprimento útil 98,0 mm; comprimento total 101,0 mm. Todas estas dimensões apresentam tolerâncias necessárias para a usinagem dos mesmos.

4.4 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

Com o objetivo de caracterizar os materiais selecionados antes e após os diversos ensaios realizados, recorreu-se a diversas técnicas experimentais necessárias a consecução dos objetivos propostos, as quais foram:

Análise Química: para a análise química dos materiais utilizou-se o espectrógrafo marca Spectro, Modelo Spectrocast.

Preparação Metalográfica: para a preparação metalográfica dos materiais utilizou-se uma Cortadeira Metalográfica marca Struers, modelo Discotom; uma prensa para embutimento de amostras metalográficas marca Struers, modelo Prestopress; uma lixadeira motorizada marca Struers, modelo DP9a; uma poltriz motorizada marca Struers, modelo AP2, além de lixas, panos, abrasivos e reagentes adequados.

Microscopia: para a caracterização microestrutural das amostras foi utilizado um microscópio marca Union, modelo Versamet 3.

Dilatometria: a determinação dos pontos de transformação de fases cristalinas A_{c1} e A_{c3} foi realizada no dilatômetro marca BP Engenharia - modelo RB 3000 com sistema de compensação de dilatação do porta-amostra e da haste, através de *software* específico. Os corpos de prova cilíndricos possuíam 8 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento.

Usinagem: os corpos de prova foram usinados segundo dimensões normalizadas em um torno CNC Marca ROMI, Modelo COSMOS 10U

Retífica: os corpos de prova foram retificados longitudinalmente, segundo profundidade indicada pela norma, em uma retificadora marca Vigorelli, modelo AFUV – 2.

4.5 ENSAIOS

Com os 16 corpos de prova de cada designação de aço, preparados através de usinagem, realizou-se os procedimentos necessários para o levantamento das curvas de endurecibilidade Jominy. Inicialmente, os corpos de prova foram normalizados em temperaturas específicas para cada composição de liga (Tabela 4.3), conforme indicado pela norma do ensaio. Após o completo resfriamento ao ar, foram colocados nas cápsulas de proteção contra oxidação e aquecidas à temperatura de têmpera (Tabela 4.3). Decorrido o tempo para a completa austenitização (uma hora), os corpos de prova foram resfriados com um jato de água em uma de suas extremidades (no aparato Jominy) durante dez minutos, e em seguida completou-se o resfriamento até a temperatura ambiente (ao ar ou em água, de acordo com o prescrito por norma). Na seqüência retificou-se os planos necessários para a medição de dureza (em número de quatro), com profundidades entre 0,5 e 0,9 mm, opostos diametralmente, como está apresentado na Figura 4.4. Dois destes planos foram utilizados para o levantamento das curvas de têmpera e os outros dois foram reservados para o levantamento das curvas de revenido, nos tempos e temperaturas indicados na Tabela 4.4.

Tabela 4.3 – Temperatura de normalização e austenitização para têmpera dos aços com temperabilidade garantida. [NBR 6339, 1989].

Série "H"	Composição (%C)	Temperatura de austenitização (°C) para normalização (A)	Temperatura de austenitização (°C) para a têmpera (A)
10XX-13XX-15XX	$C \leq 0,25$	925	925
32XX-41XX-43XX	$0,25 < C < 0,36$	900	870
51XX-61XX (B)	$C \geq 0,36$	870	845
86XX-87XX	$C \geq 0,36$	870	845
48XX (C) 92XX	$C \leq 0,25$	925	845
	$0,25 < C \leq 0,36$	900	815
	$0,36 < C < 0,50$	870	800
	$C > 0,50$	900	870

Tabela 4.4 – Tempos e temperaturas utilizados no revenido dos corpos de prova.

Tempos de revenido (h)	Temperaturas de revenido (° C)			
	190	290	390	490
1	CP1	CP2	CP3	CP4
2	CP5	CP6	CP7	CP8
4	CP9	CP10	CP11	CP12
6	CP13	CP14	CP15	CP16

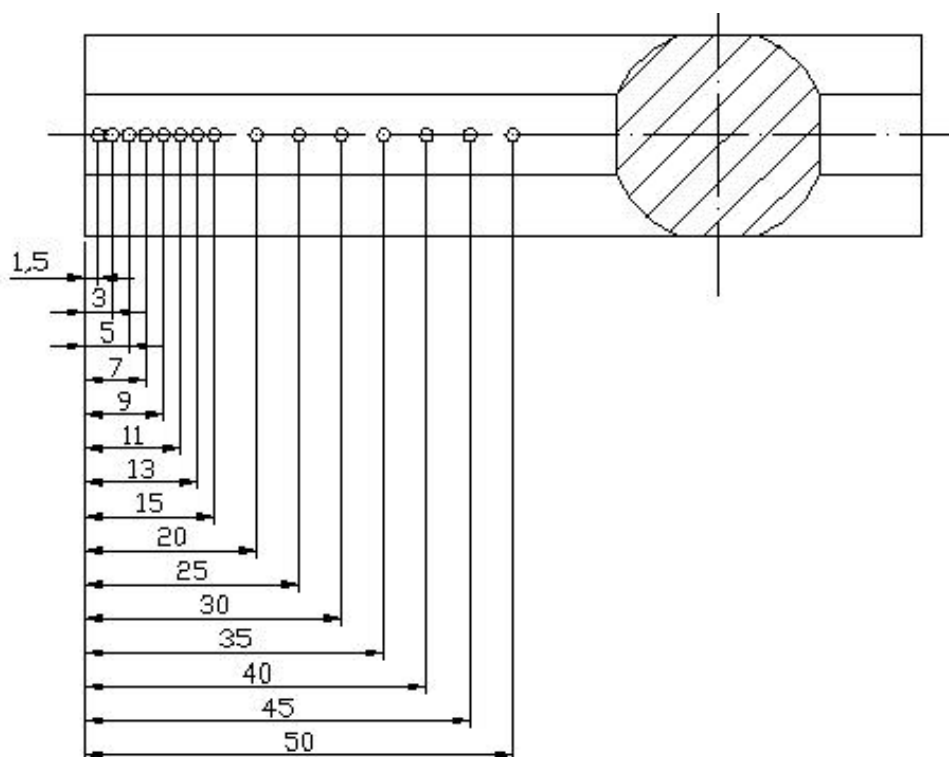


Figura 4.4– Representação da seção transversal traçada sobre a vista. Corpo de prova preparado para a medição de dureza (retificado) e posições de medição ao longo do seu comprimento a partir da extremidade temperada.

O **aquecimento dos corpos de prova para austenitização** foi realizado em um forno de mufla com atmosfera oxidante, marca Fornitec, modelo 163 A.

Para o **resfriamento dos corpos de prova** utilizou-se um aparato para temperabilidade Jominy construído segundo orientações da Norma NBR 6339/89.

Para o **revenido dos corpos de prova** foi utilizado um forno de mufla marca Fornitec, modelo 163 A, de atmosfera oxidante, com controle de temperatura executado por termopar tipo K e termômetro marca Minipa, modelo MA 128 .

4.6 PROPRIEDADE DE DUREZA

Dureza dos corpos de prova Jominy: os corpos de prova, devidamente retificados, foram ensaiados em um durômetro marca Wolpert modelo Testor HT1a, utilizando-se a escala Rockwell C, segundo Norma NBR NM 146/98. A calibração deste equipamento comprovou erro de medição de aproximadamente 1,0 HRC.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Após realizados os ensaios previstos para o levantamento das curvas de temperabilidade Jominy para os aços de construção mecânica selecionados, partiu-se para a avaliação dos resultados obtidos. Neste sentido, as próximas etapas deste trabalho são destinadas à avaliação, segundo a seqüência de trabalho desenvolvida.

5.1 ANÁLISE QUÍMICA

Objetivando-se a determinação da composição química nominal dos materiais ensaiados e sua comparação com os dados fornecidos pelos fabricantes, procedeu-se à análise química que forneceu os valores contidos na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Valores médios de composição química, obtidos através de ensaio de espectroscopia.

Tipo de aço	Composição											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	W	V	Cu	Al
ABNT 1020	0,22	0,12	0,58	-	0,04	0,05	0,02	0,06	0,02	0,01	0,18	-
ABNT 1045	0,49	0,21	0,74	-	0,02	0,03	0,01	0,02	0,01	-	0,06	-
ABNT 8620	0,25	0,20	0,68	0,01	0,03	0,44	0,18	0,48	-	-	0,25	0,03
ABNT 8640	0,41	0,22	0,70	-	-	0,41	0,24	0,68	-	-	-	0,01
ABNT 4340	0,44	0,30	0,73	0,02	0,02	0,78	0,23	1,80	0,02	-	0,21	0,01

Analisando-se os dados contidos na Tabela 5.1 verifica-se que os mesmos apresentam alguma discrepância em relação aos valores fornecidos pelos fabricantes (Tabela 4.1), contudo estes encontram-se em concordância com os valores previstos por norma.

5.2 DILATOMETRIA

A determinação das temperaturas A_1 e A_3 dos aços selecionados para os ensaios via dilatométria (Figuras 5.2 a 5.6) ilustra claramente o efeito da introdução de elementos de liga sobre as temperaturas de transformação de fases.

Diagramas clássicos introduzidos por Bain, mostram a variação de A_1 e da composição de carbono do eutetóide com o incremento equivalente de determinados elementos de liga (Figura 5.1), caracterizando assim os elementos gamagêneos (estabilizantes da austenita) e alfa-gêneos (estabilizantes da ferrita) [ASM Handbook v. 4, 1994].

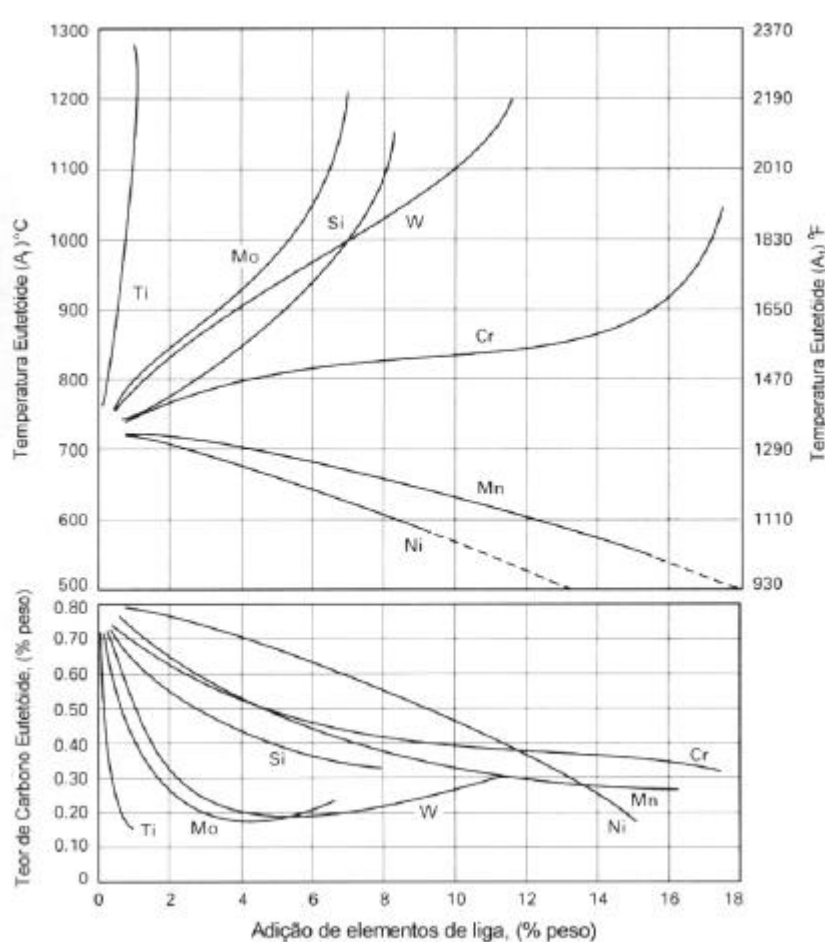


Figura 5.1 – Influência da adição de elementos de liga na temperatura eutetóide e no teor de carbono eutetóide [ASM Handbook v. 4, 1994].

Os valores de temperatura de austenitização utilizados no ensaio Jominy, (Tabela 4.3), foram selecionados em função da análise das curvas dilatométricas bem como daqueles indicados pela Norma NBR 6639/89.

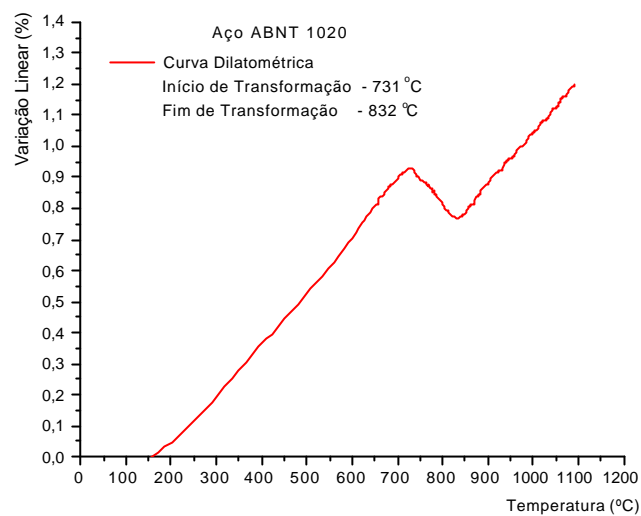


Figura 5.2 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para aço ABNT 1020.

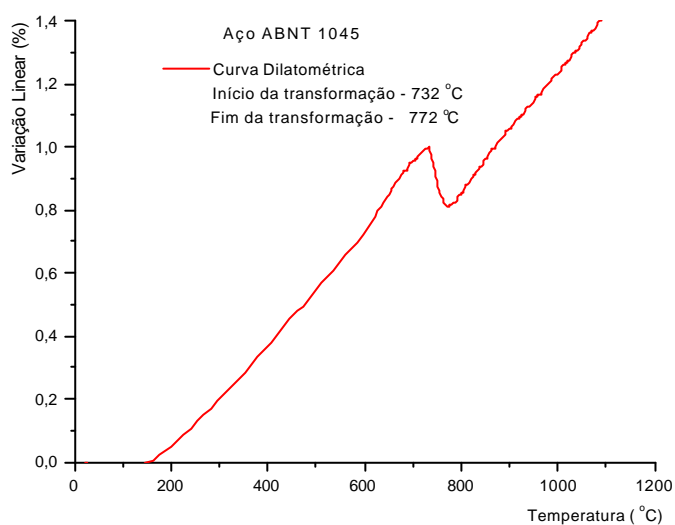


Figura 5.3 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para o aço ABNT 1045.

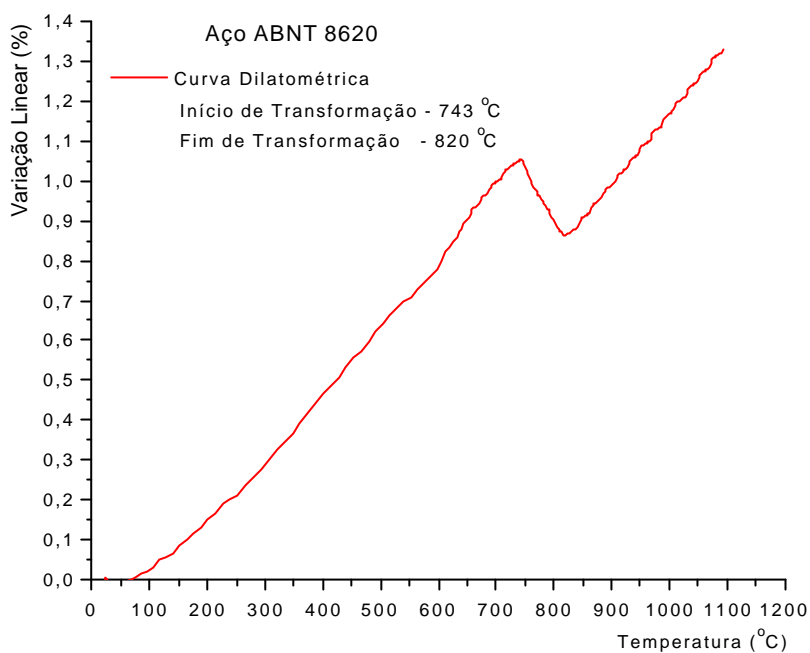


Figura 5.4 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para aço ABNT 8620.

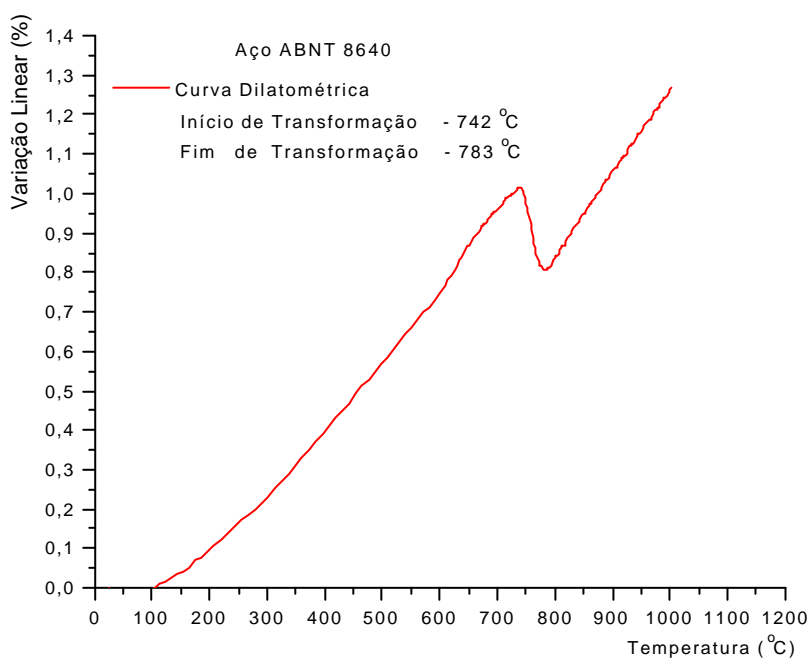


Figura 5.5 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para aço ABNT 8640.

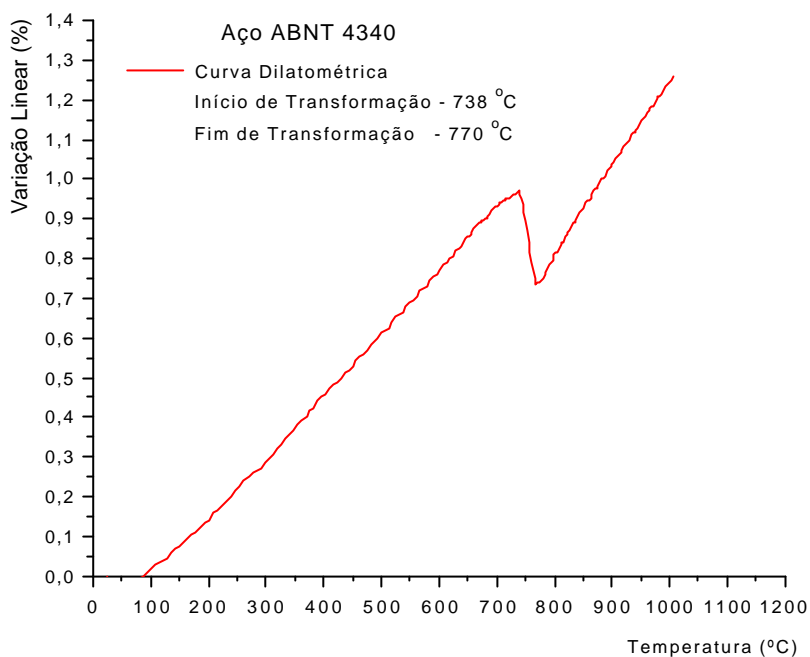


Figura 5.6 – Temperaturas de início e fim de transformação austenítica para aço ABNT 4340.

A partir da observação dos resultados de dilatometria obtidos, comprova-se que, quanto maior o teor de carbono, menor é a temperatura de transformação superior. Também para a composição de diferentes elementos de liga percebe-se modificações de temperaturas em função da concentração destes na elaboração da liga de aço. Assim, o aço 4340 apresenta menor temperatura de transformação superior do que o 8640, em função do maior teor de elementos de liga incorporados na sua fabricação. O mesmo ocorre com o aço 8620 comparado-se com o 1020, ou seja, o primeiro por apresentar composição de elementos de liga, produz maior temperatura de transformação inferior e menor temperatura de transformação superior.

5.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS (FORNECIDAS VERSUS NORMALIZADAS)

Conforme recomendação da Norma NBR 6339/89, os aços a serem ensaiados devem ser submetidos a tratamento térmico de normalização. Para tanto, utilizando-se temperaturas específicas para cada designação de aço, obtiveram-se

os seguintes resultados de modificação microestrutural, conforme documentado nas Figuras 5.7 a 5.10.

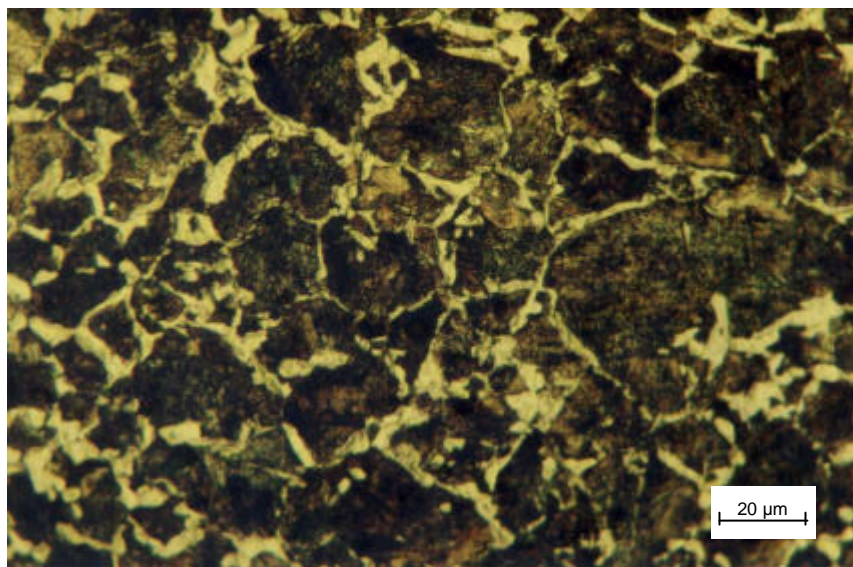


Figura 5.7 – Microestrutura do aço ABNT 1045 no estado de fornecimento. Ferrita e perlita grosseiras. Ampliação 133x, ataque reativo de Nital 2%.

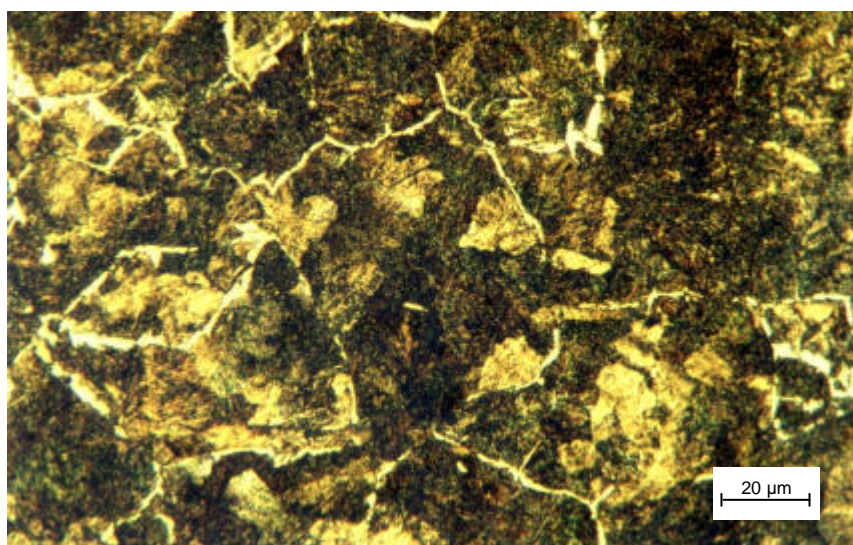


Figura 5.8 – Microestrutura do aço ABNT 1045 após tratamento de normalização à temperatura de 870°C. Ferrita e perlita finas. Ampliação 133x, ataque reativo de Nital 2%.

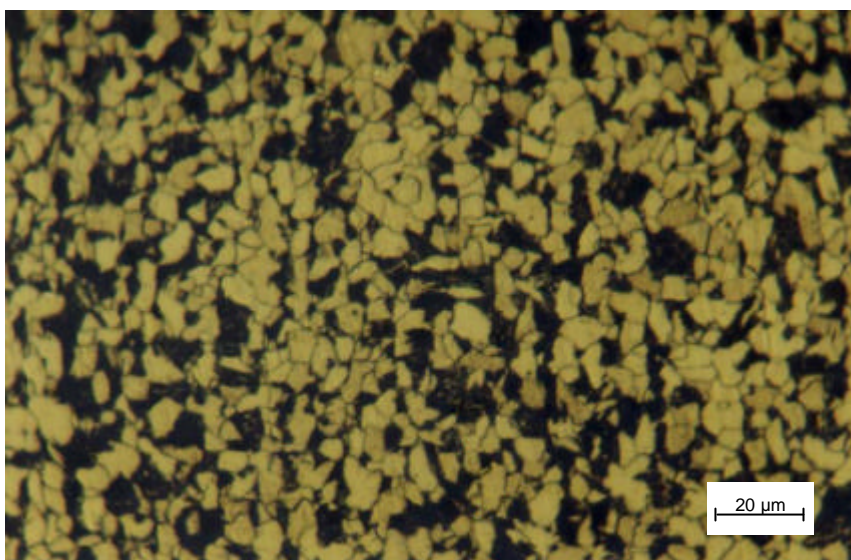


Figura 5.9 – Microestrutura do aço ABNT 8620 no estado de fornecimento. Ferrita e perlita grosseiras. Ampliação 133x, ataque reativo de Nital 2%.

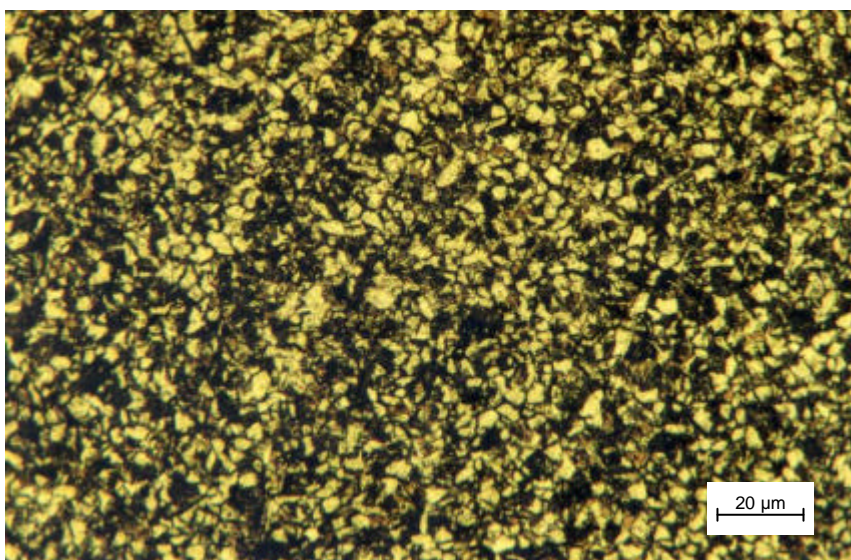


Figura 5.10 – Microestrutura do aço ABNT 8620 após tratamento de normalização a temperatura de 925°C. Ampliação 133x, ataque reativo de Nital 2%.

5.4 CURVAS DE TEMPERABILIDADE OBTIDAS NOS ENSAIOS

Como resultado dos ensaios realizados, obtiveram-se as curvas de temperabilidade dos aços relacionados para a produção deste trabalho. A partir de 16 (dezesesseis) corpos de prova ensaiados para cada designação de aço, gerou-se, através de médias de resultados, as curvas de temperabilidade mostradas na Figura

5.11, tendo como orientação, as posições de medição de dureza definidos pela Norma NBR 6339/89.

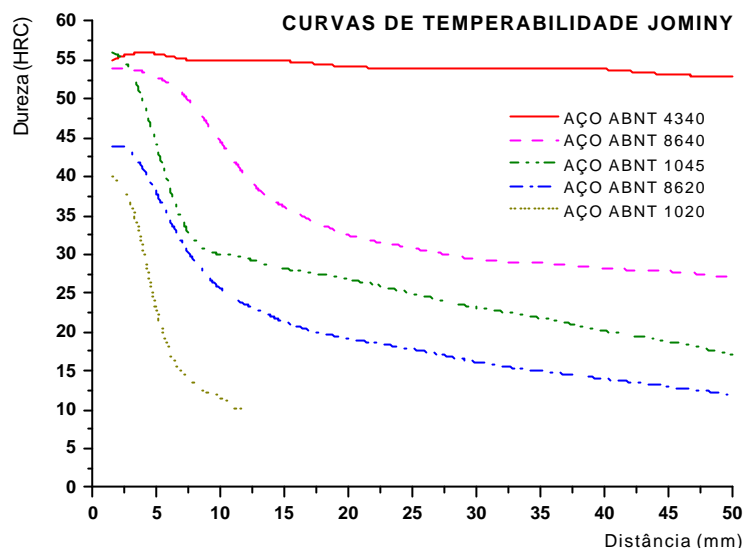


Figura 5.11 – Curvas de dureza versus distância obtidas no ensaio de temperabilidade Jominy para os aços ABNT 1020, ABNT 1045, ABNT 8620, ABNT 8640 e ABNT 4340.

Analisando-se a Figura 5.11, pode-se notar que a curva que comprova os melhores valores de temperabilidade é a do aço ABNT 4340 e o de pior resultado é a do aço ABNT 1020. Além disso, comprova-se o fato que relaciona o carbono como principal elemento endurecedor da têmpera, bastando observar o valor de dureza máxima das curvas relativas aos aços ABNT 4340, ABNT 8640 e aço ABNT 1045, que possuem teor de carbono muito próximos. Além disso, observou-se também a influência dos elementos de liga sobre os aços ensaiados, onde em função do aumento do teor dos mesmos (Cr, Ni, Mn e Mo) têm-se um substancial acréscimo na propriedade de temperabilidade (as curvas CCT são deslocadas para a direita). Este comportamento já era esperado (influência dos elementos químicos), particularmente pela quantidade dos mesmos presentes na fabricação de cada designação de liga.

5.4.1 Análise de resultados (aços-carbono x aços liga)

5.4.1.1 Aços-carbono

Nesta série de aços analisados, pode-se constatar claramente que a presença do carbono é fundamental como elemento endurecedor e como elemento de aumento de temperabilidade. O aço ABNT 1020 além de não proporcionar acréscimo substancial de dureza, gera uma curva de queda muito acentuada, ou seja, a uma distância de apenas 5 mm da extremidade, já atinge a marca de aproximadamente 20 HRC; por outro lado, o aço ABNT 1045, além de apresentar uma dureza muito elevada na superfície externa (57 HRC), mostra uma curva onde a queda de dureza é bem mais suave (atinge 20 HRC próximo de 50 mm), identificando este aço como de melhor temperabilidade.

Estes efeitos são corroborados quando da análise das Figuras 5.12 e 5.13 que indicam a existência de transformações difusivas já em curtos tempos de resfriamento.

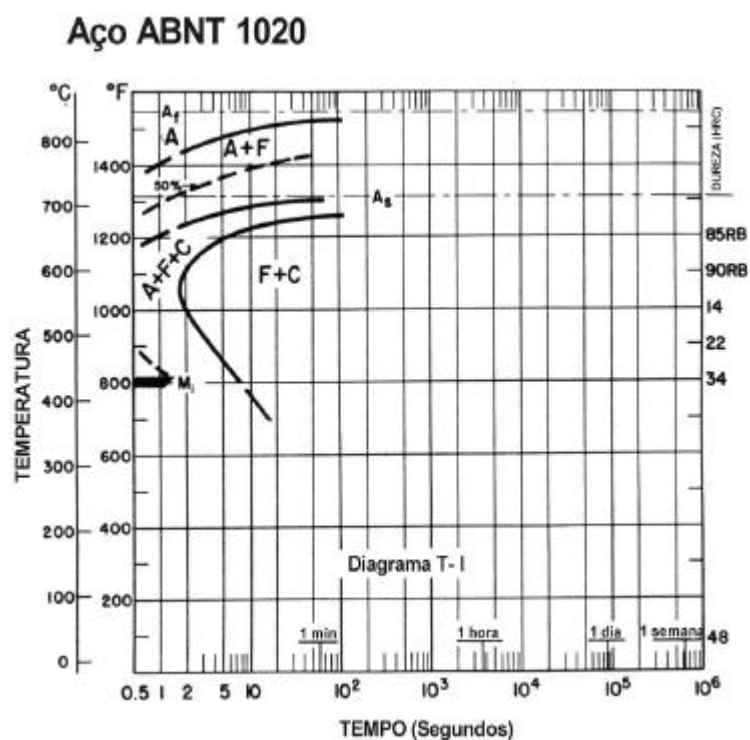


Figura 5.12 – Curvas CCT para o aço ABNT 1020. [ASM International, 1991]

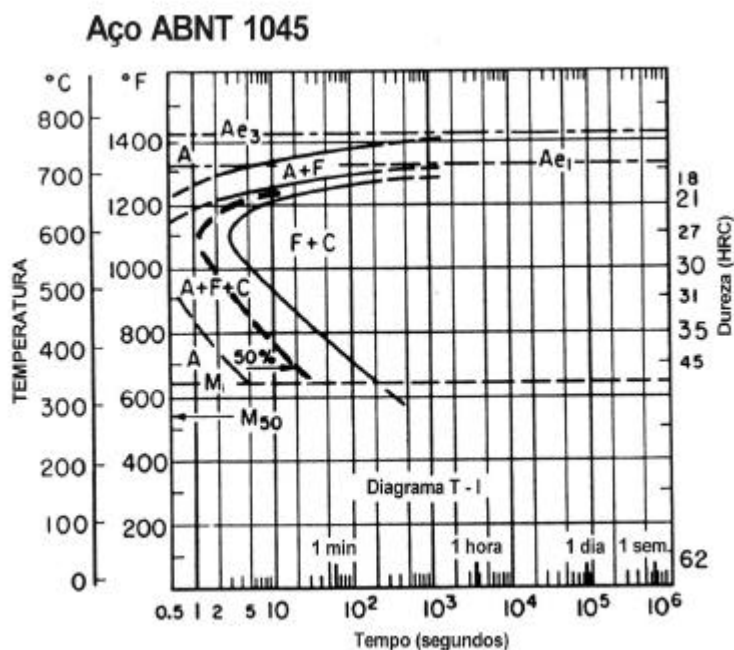


Figura 5.13 – Curvas CCT para o aço ABNT 1045. [ASM Handbook, 1991]

5.4.1.2 Aços-liga

Utilizando-se aços desta designação, onde elementos químicos são adicionados com propósito de conferir propriedades especiais, pode-se observar novamente a influência direta do carbono como elemento endurecedor principal. Assim, a composição química dos mesmos, baseada em outros elementos (Cr, Mo, Mn e Ni) sugere o crescimento da temperabilidade, com adições cada vez maiores dos mesmos. Nesta linha de raciocínio, analisando a Tabela 6.1, observa-se que os aços que apresentaram maior temperabilidade são os que possuem maior teor dos elementos de liga referenciados acima. Isto vale como regra geral, porém, pode-se estabelecer combinação apropriada da composição dos aços para diversas situações, gerando ligas com a mesma capacidade de temperabilidade.

Os diagramas CCT dos aços estudados (Figuras 5.14 a 5.16) auxiliam na corroboração destas assertivas.

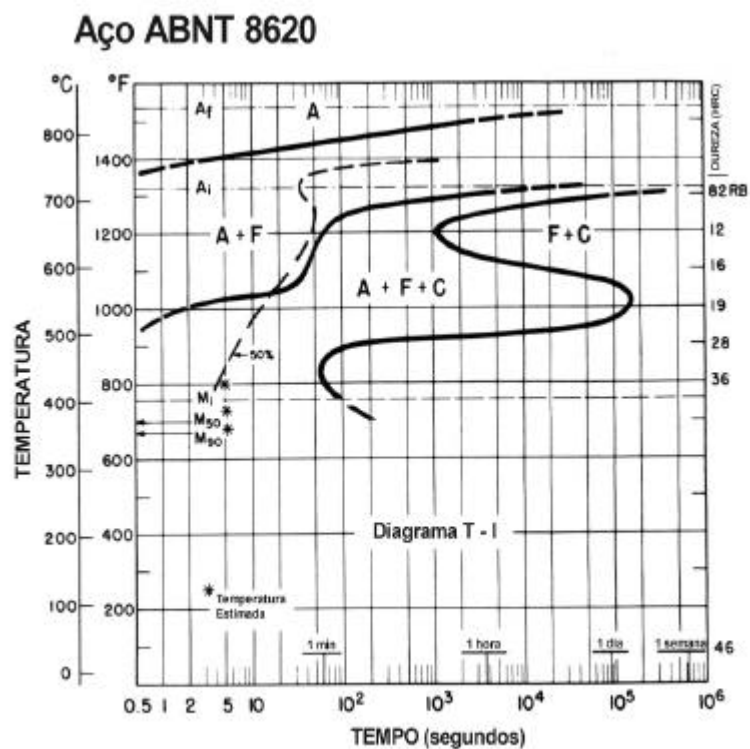


Figura 5.14 – Curvas CCT para o aço ABNT 8620. [ASM Handbook, 1991]

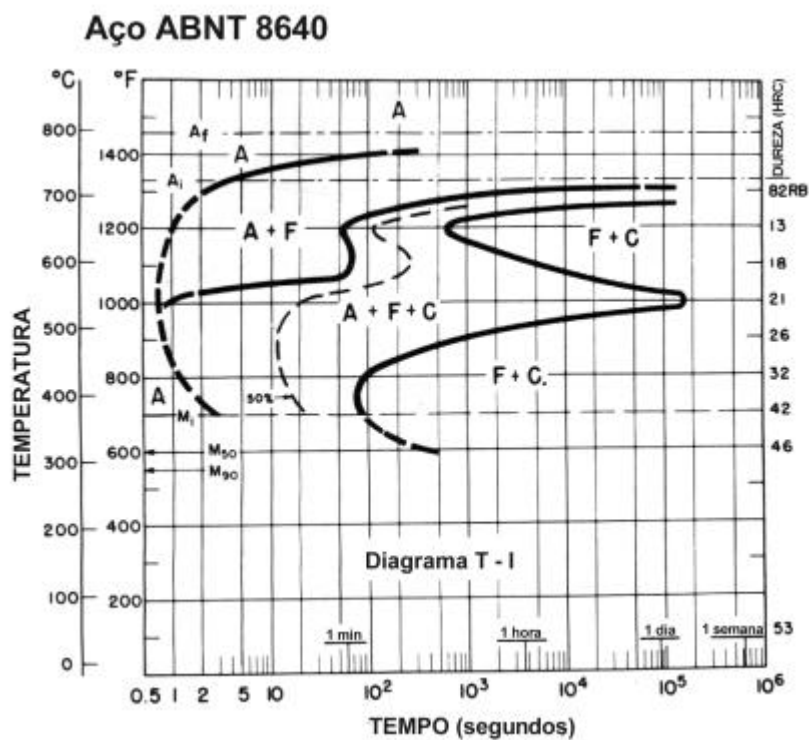


Figura 5.15 – Curvas CCT para o aço ABNT 8640. [ASM Handbook, 1991]

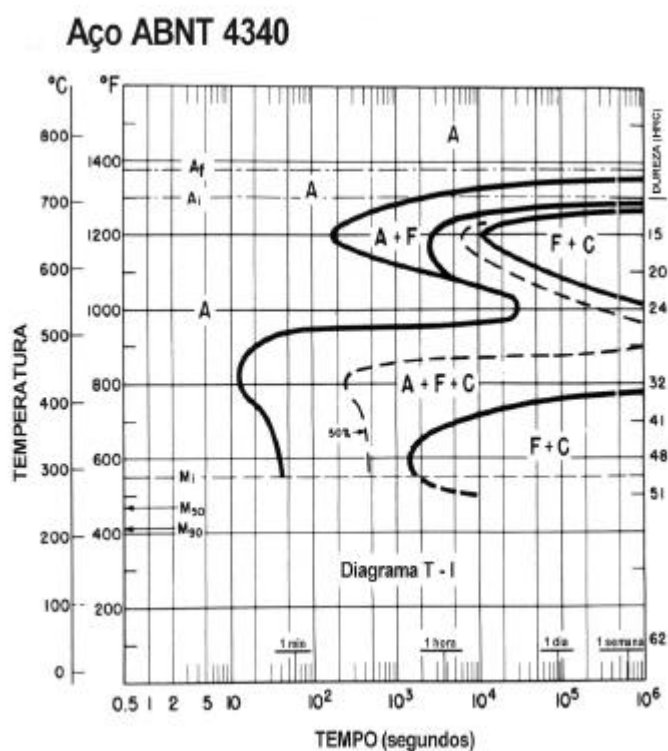


Figura 5.16 – Curvas CCT para o aço ABNT 4340. [ASM Handbook, 1991]

5.5 RESULTADOS PUBLICADOS NA LITERATURA *VERSUS* ENSAIOS EXPERIMENTAIS

Com o objetivo de comparar os resultados obtidos experimentalmente com os publicados por outras fontes, partiu-se para pesquisas de dados, associando-se valores máximos e mínimos de composição química dos aços. A partir das informações contidas na Norma ABNT 6612/81, no ASM Handbook e nos *sites* dos fabricantes de aço Gerdau S.A e TIMKEN Bearing and Steel, foram traçados os gráficos mostrados nas Figuras 5.17 a 5.20.

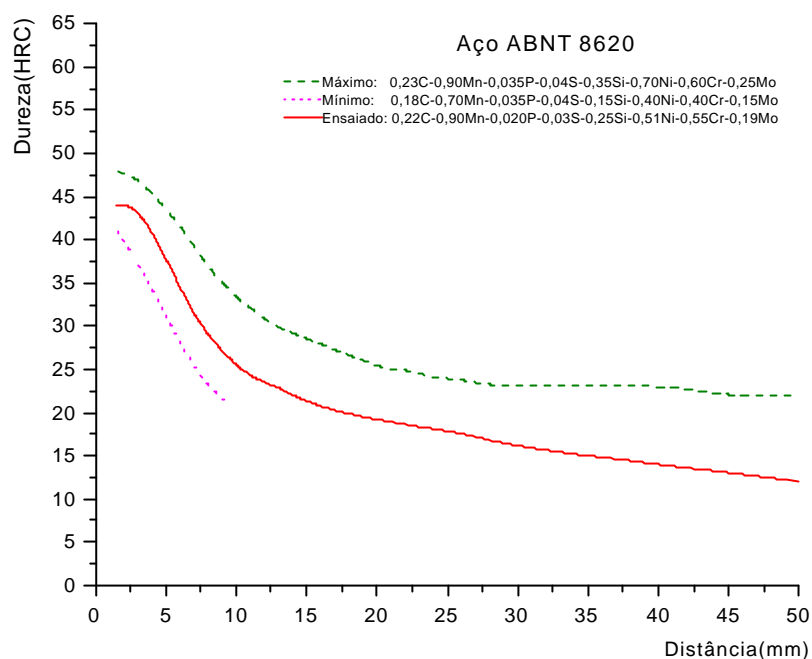


Figura 5.17 – Faixa de temperabilidade: dados da literatura *versus* dados obtidos nos ensaios para um aço ABNT 8620.

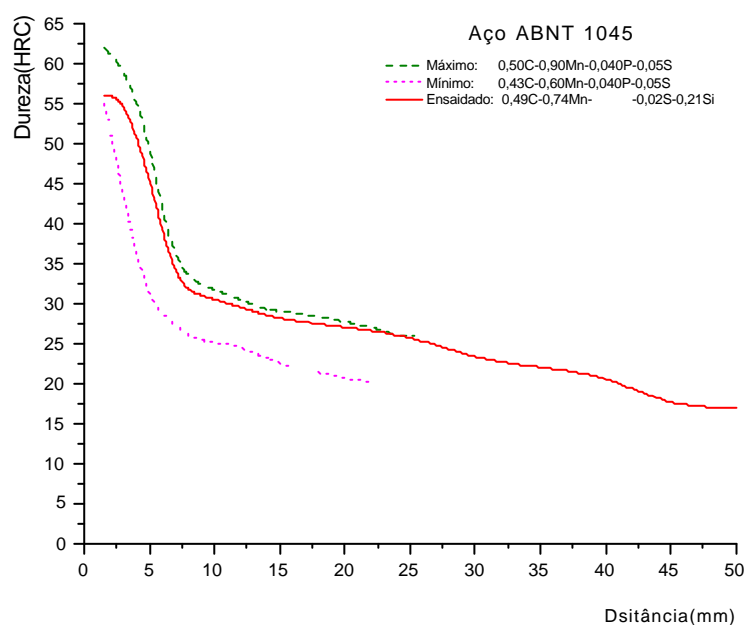


Figura 5.18 – Faixa de temperabilidade da literatura *versus* dados obtidos nos ensaios para um aço ABNT 1045.

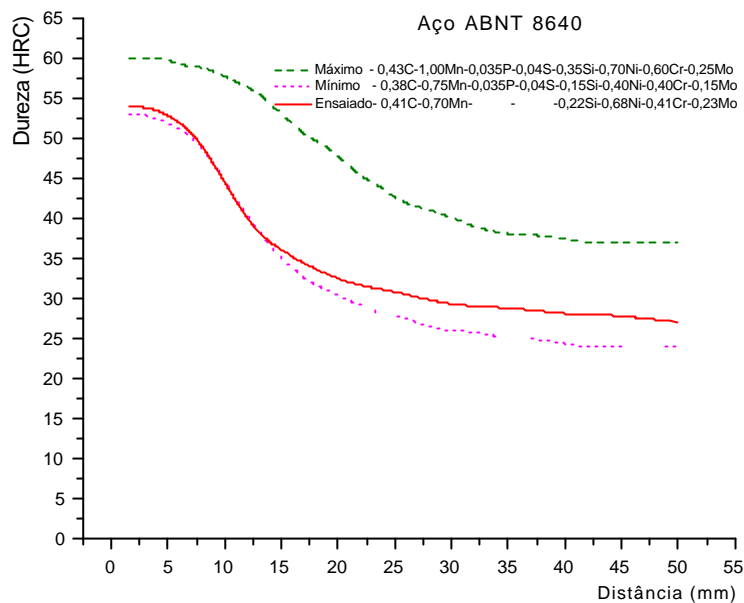


Figura 5.19 – Faixa de temperabilidade da literatura *versus* dados obtidos nos ensaios para um aço ABNT 8640.

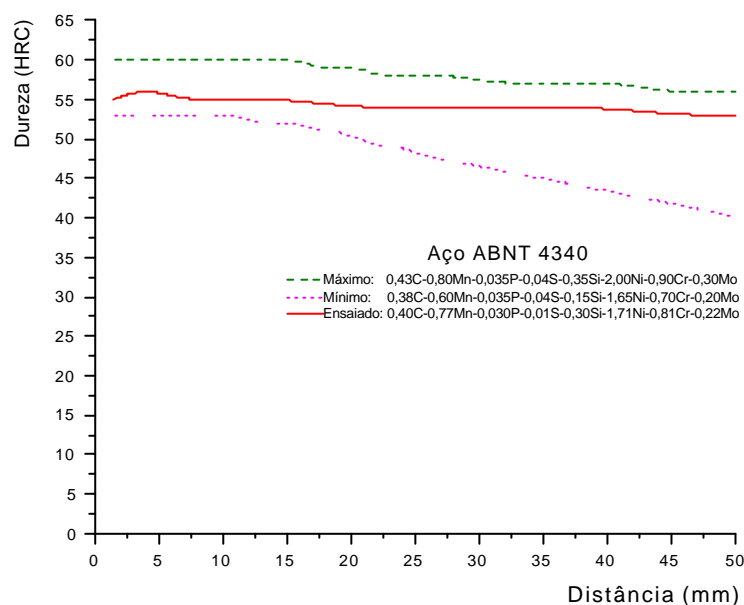


Figura 5.20 – Faixa de temperabilidade da literatura *versus* dados obtidos nos ensaios para um aço ABNT 4340.

1. A partir do resultados colhidos nos ensaios, comparou-se com os publicados por normas e constatou-se que os valores obtidos para a composição química específica do aço ABNT 8620 estão dentro dos valores esperados.

2. Para o aço ABNT 1045, o levantamento de curvas de dureza apresentou também valores dentro das faixas de temperabilidade publicadas normalmente na literatura com valores de dureza próximos dos limites máximos, em função da composição de carbono do aço ensaiado estar também próximo dos limite máximo permitido por Norma.
3. Para o aço ABNT 8640 o resultado da curva de temperabilidade mostra que os valores colhidos estão próximos ao limite inferior dos valores especificados por norma e para alguns pontos, ultrapassa o limite inferior.
4. O aço ABNT 4340 apresentou resultados satisfatórios que se situam dentro da faixa de temperabilidade H, publicados em literatura.

Para o aço ABNT 1020, apesar de toda pesquisa, não foram encontradas referências de curvas de temperabilidade. Provavelmente, pela baixa temperabilidade que apresenta, este aço não desperta interesse de pesquisa para este tipo de ensaio, nem tampouco seu uso em engenharia na condição de temperado e revenido.

5.6 CURVAS DE REVENIDO OBTIDAS NO ENSAIO

Como proposto anteriormente, realizou-se também o tratamento térmico de revenido nos corpos de prova submetidos ao ensaio de temperabilidade Jominy, considerando-se que as estruturas martensíticas são frágeis demais para a maioria das aplicações práticas. Há muito tempo sabe-se que se obtém um material mais tenaz pelo revenido de um aço temperado (isto é, pelo reaquecimento a uma temperatura relativamente baixa), embora isto ocasione uma diminuição nos limites de escoamento, resistência e dureza [Rothery, W.H. 1968]. Os componentes mecânicos construídos a partir da especificação do setor de projetos deverão necessariamente sofrer alívio de tensões em temperaturas específicas. Para análise deste comportamento, ou seja, condição final de uso, utilizou-se como variáveis do processo de revenido a temperatura (190, 290, 390 e 490°C) e o tempo de permanência em temperatura (1, 2, 4 e 6 h). Os resultados obtidos demonstram que

o efeito mais intenso de queda de dureza nos corpos de prova deve-se justamente ao fator temperatura, como pode ser constatado nas Figuras 5.21 a 5.40.

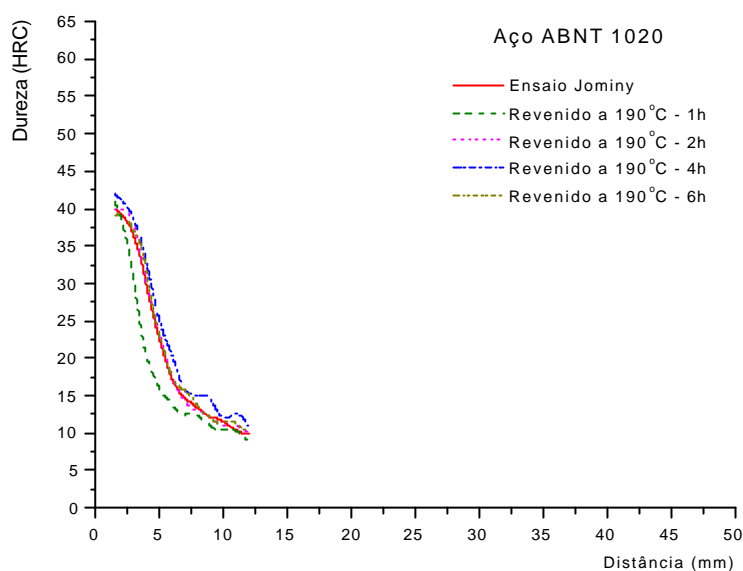


Figura 5.21 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1020 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

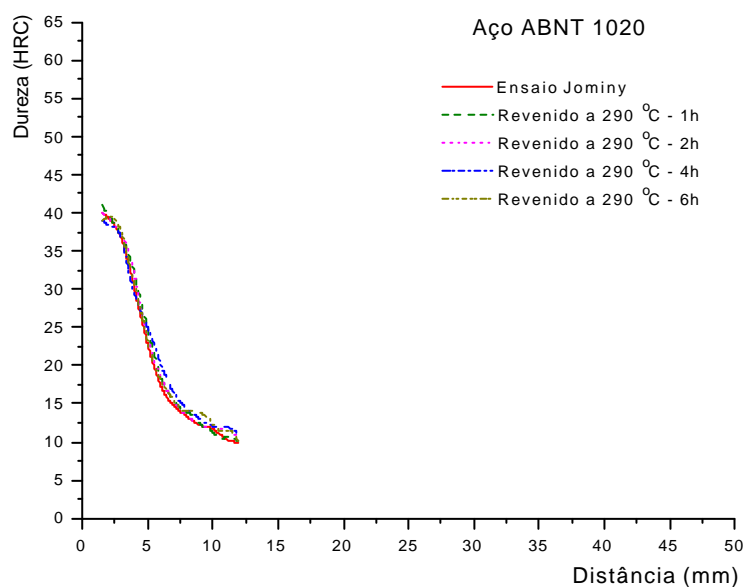


Figura 5.22 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1020 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

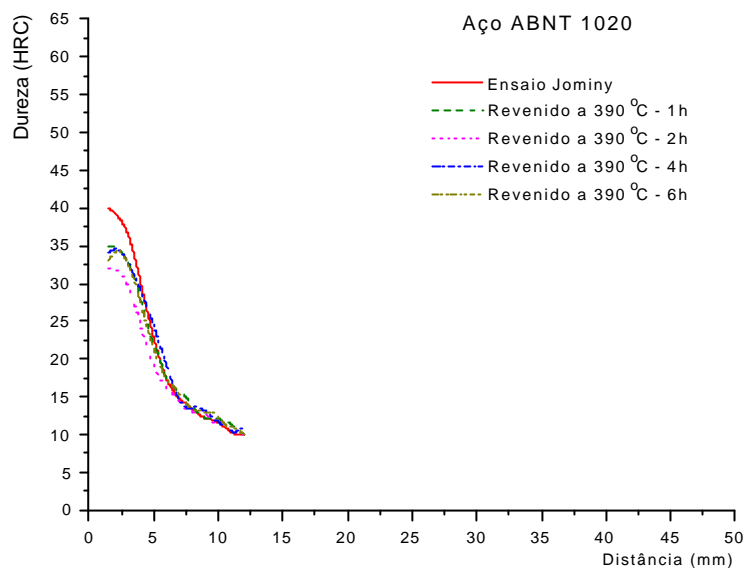


Figura 5.23 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1020 em temperatura de 390°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

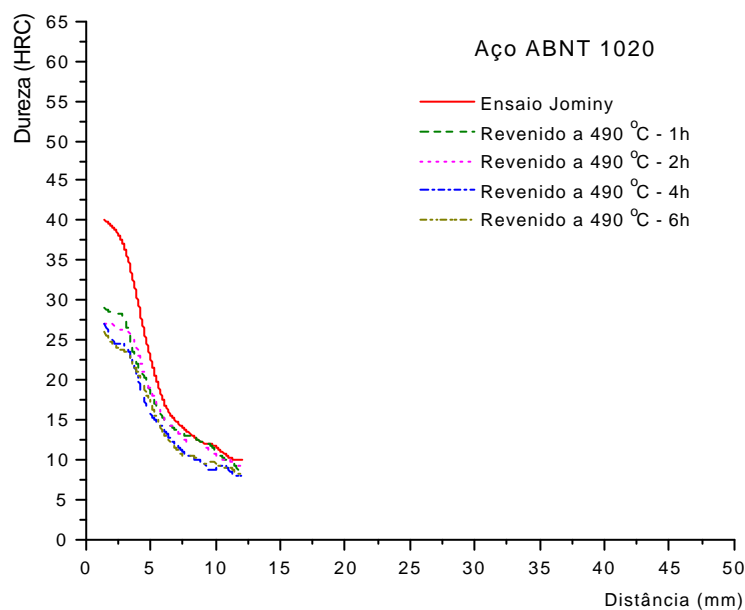


Figura 5.24 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1020 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

Para o aço ABNT 1020 observa-se:

1. Que no revenido realizado a temperatura de 190°C, os tempos de 1, 2, 4 e 6h produzem pequena diferença sobre os valores de dureza do material. (Figura 5.21)

2. Para a temperatura de 290°C e com os mesmos tempos, o revenimento também não produziu variações significativas nos valores de dureza. (Figura 5.22)
3. Na temperatura de revenimento de 390°C, as curvas mostram uma queda de dureza de aproximadamente de 5 HRC em relação ao resultados obtidos no corpo de prova temperado (posição inicial). (Figura 5.23)
4. Na temperatura de 490°C a queda de dureza torna-se mais acentuada para a posição inicial, atingindo aproximadamente 13 HRC para um tempo de 1h. (Figura 5.24)

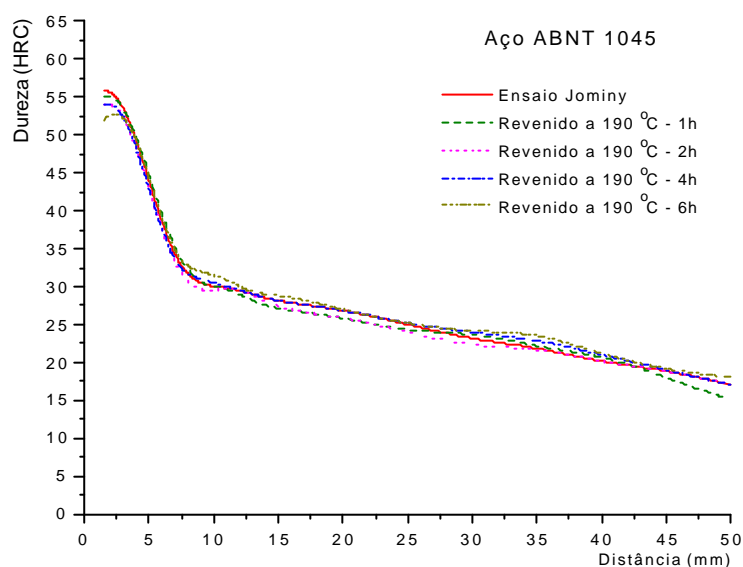


Figura 5.25 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1045 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

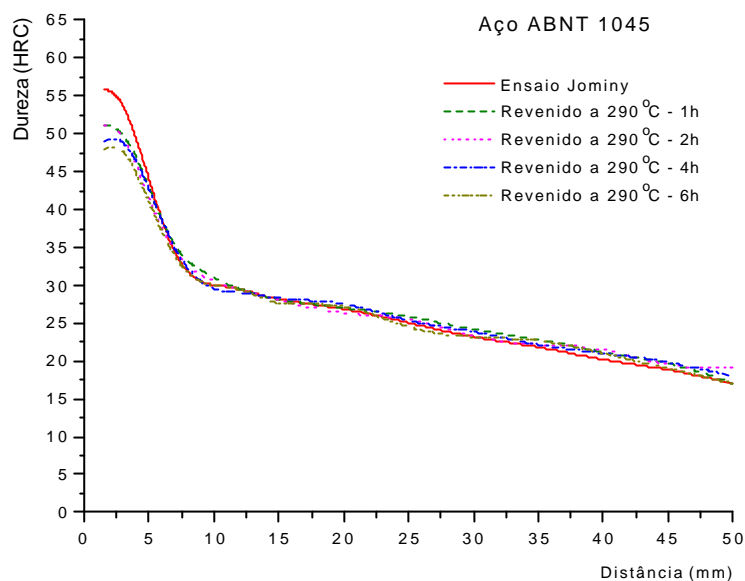


Figura 5.26 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1045 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

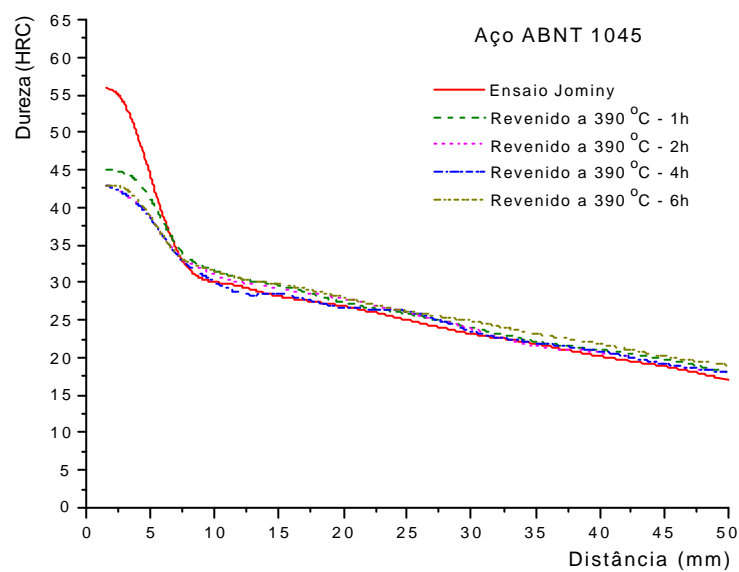


Figura 5.27 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1045 em temperatura de 390°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

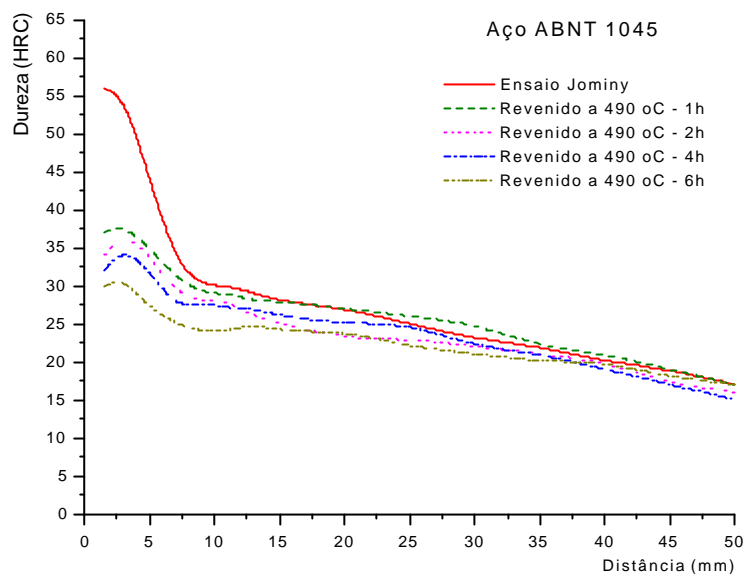


Figura 5.28 – Curvas de revenimento para aço ABNT 1045 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

Para o aço ABNT 1045 observa-se:

1. Que o aço apresenta uma dureza maior que o aço ABNT 1020 e nestas condições de tratamento (temperatura de 190°C) a queda de dureza foi de 4 HRC aproximadamente. (Figura 5.25)
2. À temperatura de 290°C a queda de dureza é mais acentuada, cerca de 10 HRC para o tempo máximo de 6h. (Figura 5.26)
3. Para a temperatura de 390 °C, obtém-se um decréscimo de dureza de aproximadamente 12 HRC, com relação a dureza inicial. (Figura 5.27)
4. Na temperatura de 490°C a redução na dureza é de aproximadamente 17 HRC, considerando-se o tempo máximo de ensaio. (Figura 5.28)

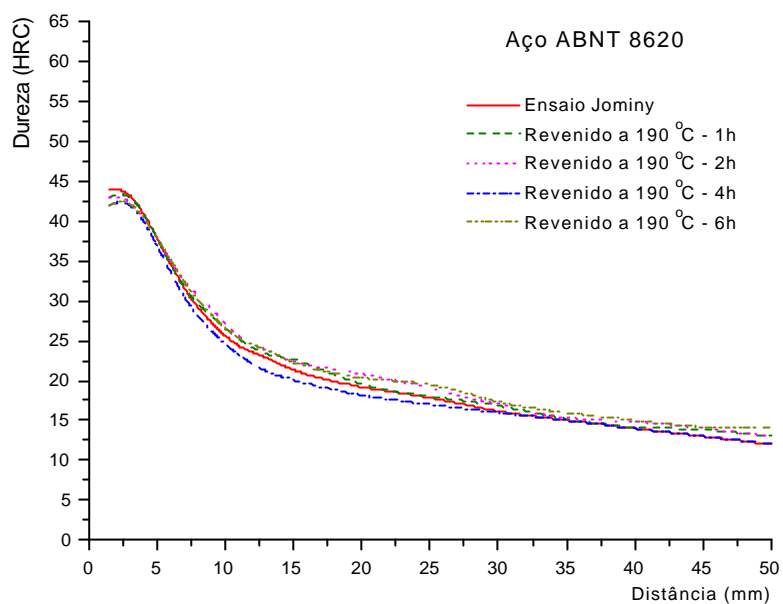


Figura 5.29 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8620 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

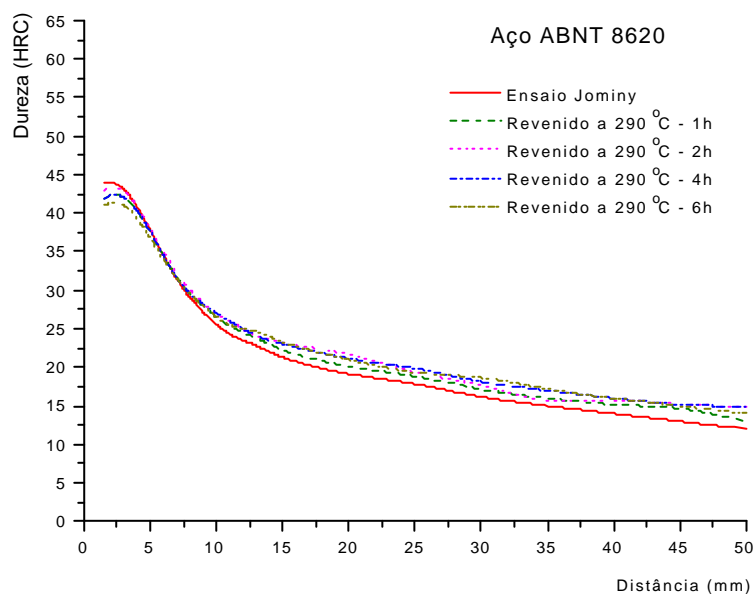


Figura 5.30 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8620 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

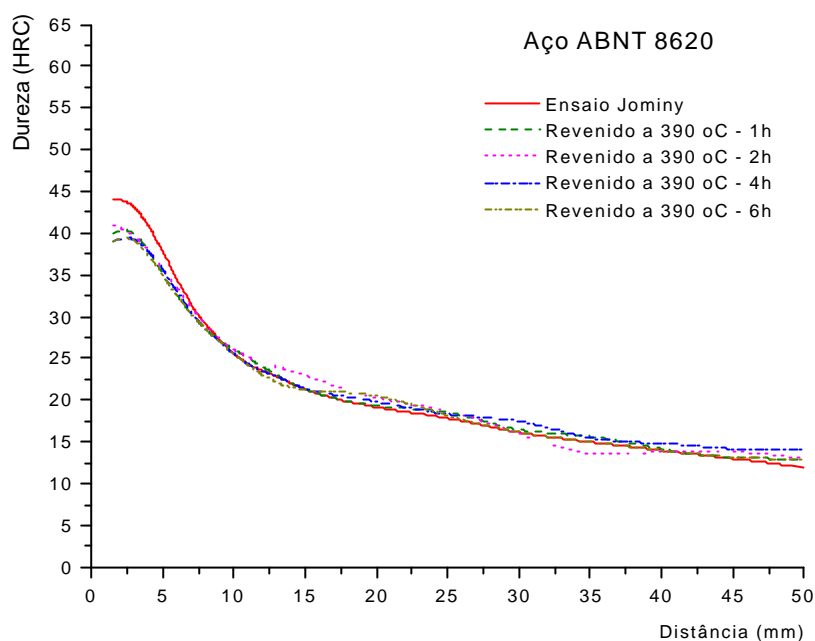


Figura 5.31 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8620 em temperatura de 390°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

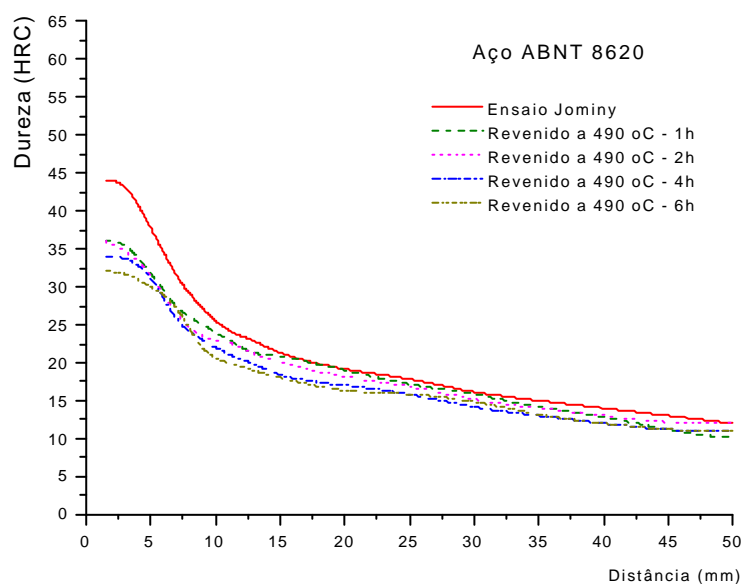


Figura 5.32 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8620 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

Para o aço ABNT 8620 observa-se que:

1. Há uma pequena queda de dureza para a temperatura de ensaio de 190°C (Figura 5.29).
2. Para a temperatura de 290 °C, o tempo e começa a fazer efeito, reduzindo a dureza inicial em cerca de 3HRC (Figura 5.30).
3. Com a temperatura de ensaio de 390°C o decréscimo de dureza é de aproximadamente 6 HRC (Figura 5.31).
4. Na temperatura de 490°C, Comprova-se a hipótese de que temperaturas muito altas reduzem muito a dureza, obteve-se nesta condição uma queda de 12 HRC. (Figura 5.32)

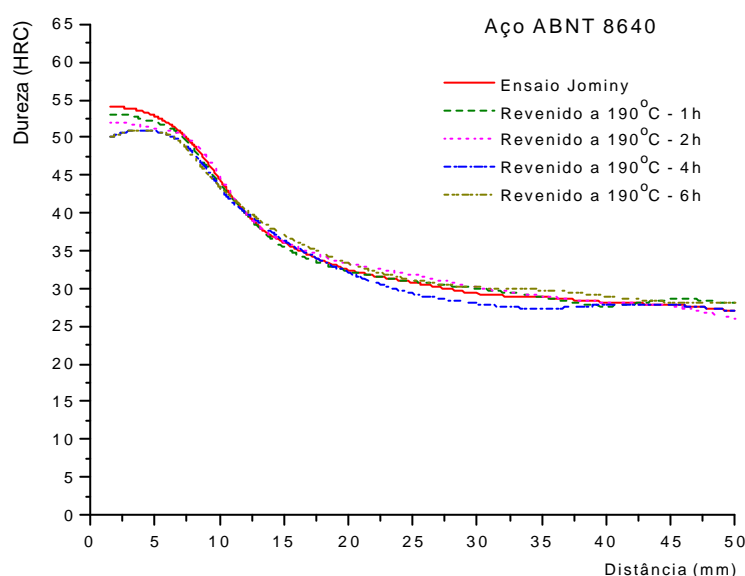


Figura 5.33 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8640 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

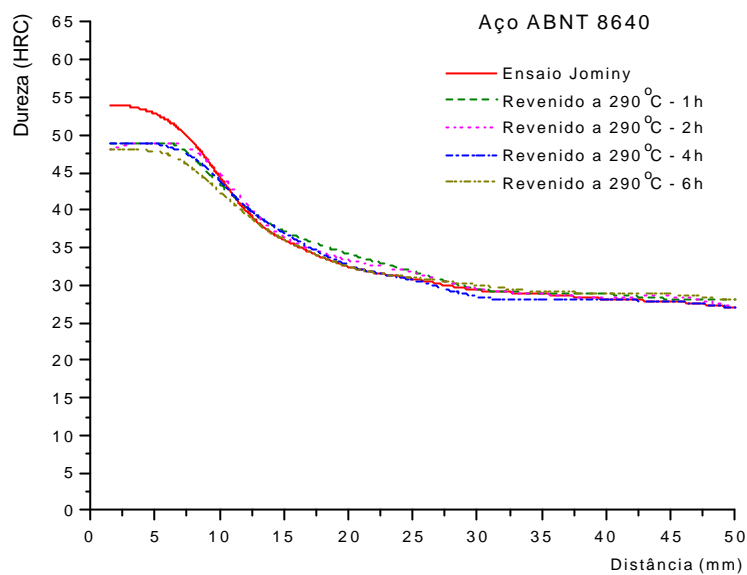


Figura 5.34 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8640 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

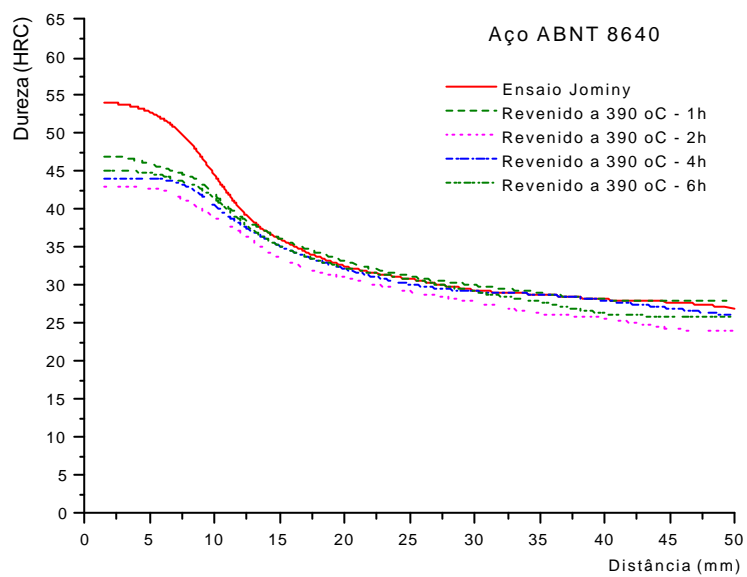


Figura 5.35 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8640 em temperatura de 390°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

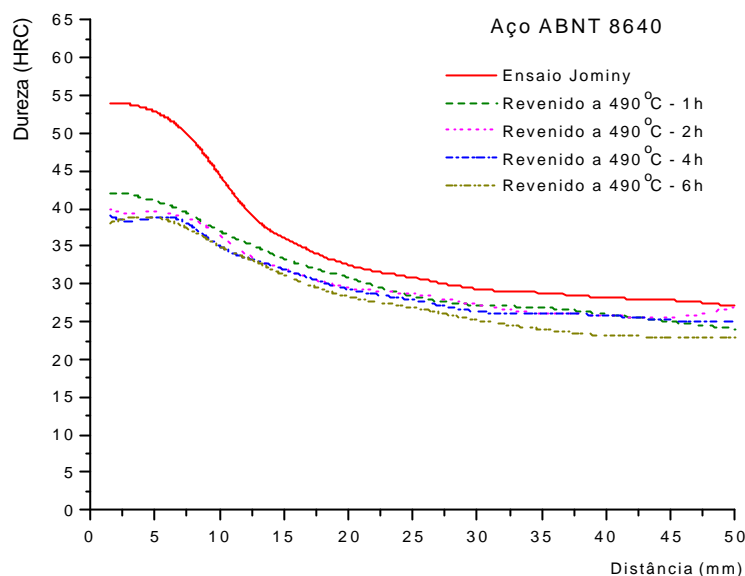


Figura 5.36 – Curvas de revenimento para aço ABNT 8640 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

Para o aço ABNT 8640 observa-se que:

1. À temperatura de 190°C, o revenido produz uma queda de dureza de aproximadamente 4 HRC para tempo de 6h em relação a dureza inicial (Jominy) do corpo do prova (Figura 5.33).
2. Para a temperatura de 290°C a queda de dureza é de aproximadamente 6 HRC (Figura 5.34).
3. Na temperatura de 390°C a redução de dureza é de aproximadamente 9 HRC (Figura 5.35).
4. Na condição de temperatura de 490°C, a queda de dureza de aproximadamente 17 HRC (Figura 5.36).

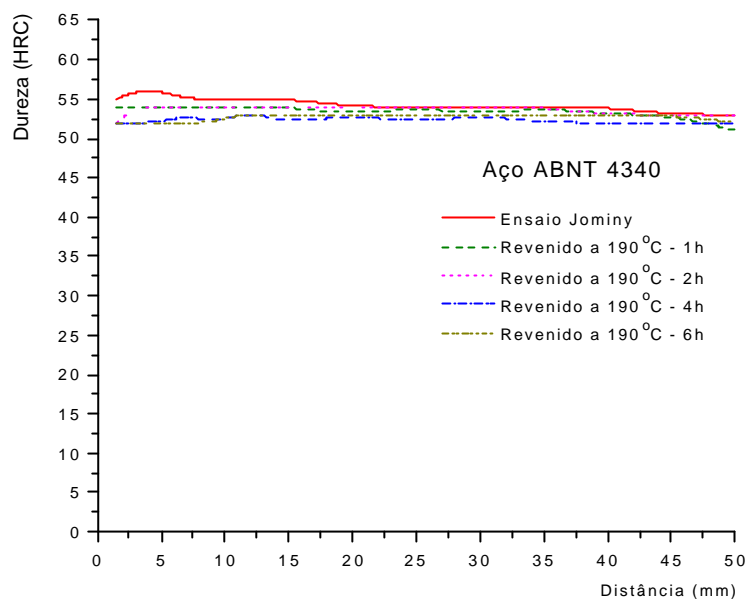


Figura 5.37 – Curvas de revenimento para aço ABNT 4340 em temperatura de 190°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

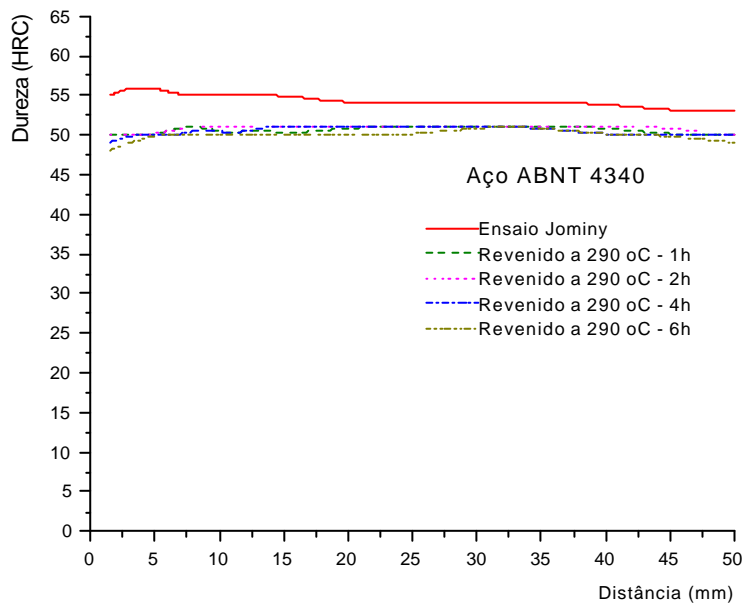


Figura 5.38 – Curvas de revenimento para aço ABNT 4340 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

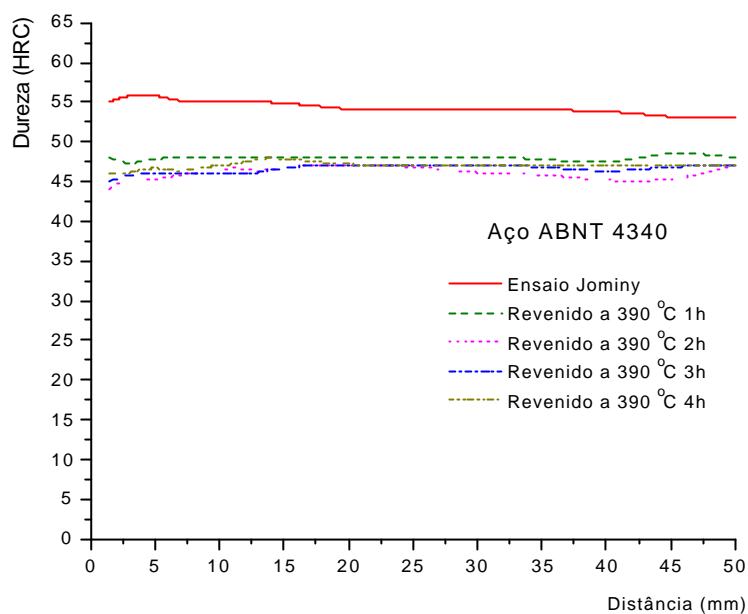


Figura 5.39 – Curvas de revenimento para aço ABNT 4340 em temperatura de 290°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

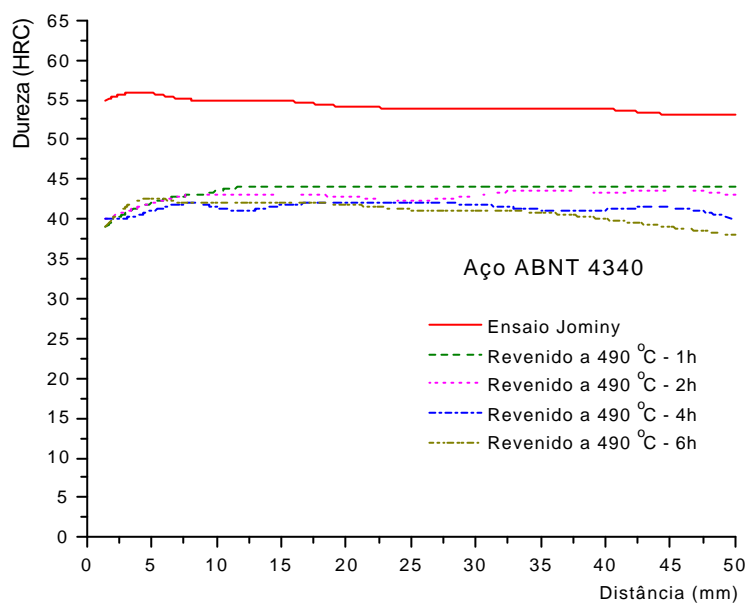


Figura 5.40 – Curvas de revenimento para aço ABNT 4340 em temperatura de 490°C, nos tempos de 1, 2, 4 e 6h, obtidas no ensaio.

Para o aço ABNT 4340 observa-se que:

1. Em temperatura de 190°C a queda de dureza de aproximadamente 5 HRC (Figura 5.37).

2. Para a temperatura de 290°C a queda de dureza de aproximadamente 7 HRC (Figura 5.38).
3. A queda de dureza é de aproximadamente 12 HRC para a temperatura de revenido de 390°C (Figura 5.39).
4. A temperatura de revenido de 490°C produz uma queda de dureza de aproximadamente 14 HRC (Figura 5.40).

5.7 CURVAS DE REVENIDO – DUREZA *VERSUS* TEMPERATURA PARA DIFERENTES TEMPOS DE ENSAIO

A partir do conjunto de corpos de prova ensaiados, adotou-se como referência o primeiro valor de medição de dureza (posição 1,5 mm da extremidade temperada) onde considera-se, em função da taxa de resfriamento, uma formação 100% martensítica. Assim utilizando-se a série de corpos de prova temperados e levados para o tratamento de revenido, buscou-se realizar o levantamento das curvas de dureza, variando-se as temperaturas e os tempos de ensaio. Como resultado deste trabalho, foram geradas curvas que permitem a observação do efeito do tempo e temperatura de revenido, como fatores de correção de dureza para os aços temperados.

Como visto anteriormente, a dureza final de têmpera tem relação direta com a composição química dos aços, estabelecendo-se relações totalmente diferenciadas para cada uma das ligas estudadas.

Na seqüência, estão publicados os gráficos elaborados a partir dos resultados obtidos, para os diferentes tempos e temperaturas estabelecidos no planejamento dos trabalhos.

5.7.1 Revenido do Aço ABNT 1020

Observando-se o comportamento das curvas geradas depois do ensaio de revenido, mostrado na Figura 5.41, percebe-se que a dureza decresce rapidamente em função da temperatura e do tempo. Este comportamento já era previsto em função da formação de martensita de baixo carbono, típica deste tipo de aço, dada

sua composição química. Também na análise destas curvas, têm-se a visualização do efeito da temperatura e do tempo no valor de dureza. Comprova-se que o fator **temperatura** no revenido é muito mais eficiente na correção de dureza dos aços. Para isto basta observar-se o declínio das curvas plotadas para cada temperatura de tratamento (gradiente de 13 HRC entre 190 e 490°C durante 1 h). Já, se for fixado o tempo como fator de correção de dureza, percorrendo-se a seqüência de curvas verticalmente, a diferença constatada para uma temperatura de 190°C é de apenas 2 HRC (para tempos de 1, 2, 4, e 6 h).

É possível concluir-se então, que quanto maior a correção de dureza exigida, maiores serão os tempos de tratamento ou maiores as temperaturas usadas.

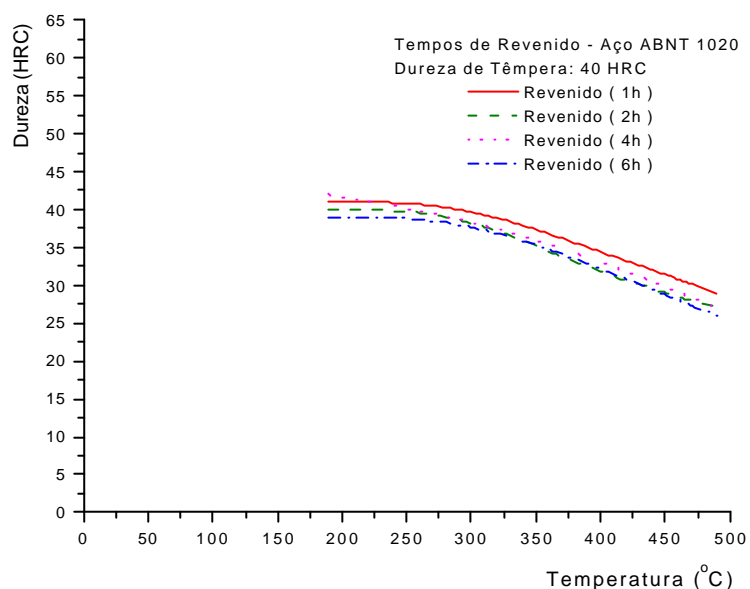


Figura 5.41 – Curvas de revenido do aço ABNT 1020 em função de tempo e temperatura.

5.7.2 Revenido do aço ABNT 1045

As observações realizadas para o aço ABNT 1020 também são válidas para o aço ABNT 1045, ou seja, tempo e temperatura contribuem decisivamente para a difusão atômica durante o revenido, como está apresentado na Figura 5.42. Como visto anteriormente, a temperatura contribui com eficiência muito maior que o tempo. As diferenças de perfil das curvas geradas, bem como a dureza inicial das mesmas, nesta comparação direta, denotam o efeito da composição química dos aços estudados.

Analisando-se os resultados publicados, percebe-se com bastante clareza que o aço ABNT 1045 gerou dureza de têmpera muito maior que o aço ABNT 1020, o que confirma o carbono como principal elemento endurecedor de têmpera. O decréscimo de dureza produzida entre 190 e 490°C, revela um gradiente de 18 HRC para um tempo de 1h e a relação do tempo (1, 2, 4 e 6 h) a 190°C corrige a dureza em 3 HRC.

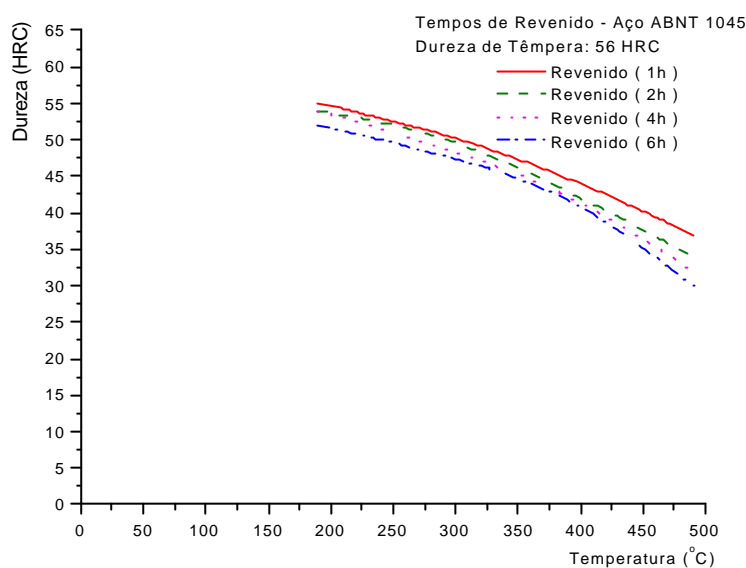


Figura 5.42 – Curvas de revenido do aço ABNT 1045 em função de tempo e temperatura

5.7.3 Revenido do aço ABNT 8620

Esta designação de aço identifica sua natureza de aço ligado, com composição de carbono próxima ao ABNT 1020. Os resultados de dureza obtidos após o revenido comprovam o efeito que os elementos de liga tem sobre a queda de dureza após este tratamento, ou seja, eles retardam o amolecimento do aço (comparação direta com os resultados obtidos para o ABNT1020). O que foi constatado é que na referência de temperatura de 190°C nos vários tempos estudados, a dureza praticamente não foi reduzida. Este efeito de queda de dureza ocorreu somente com a elevação das temperaturas de revenido (190 a 490°C

durante 1 h), produzindo gradiente de dureza de 7 HRC, que pode ser observado na Figura 5.43.

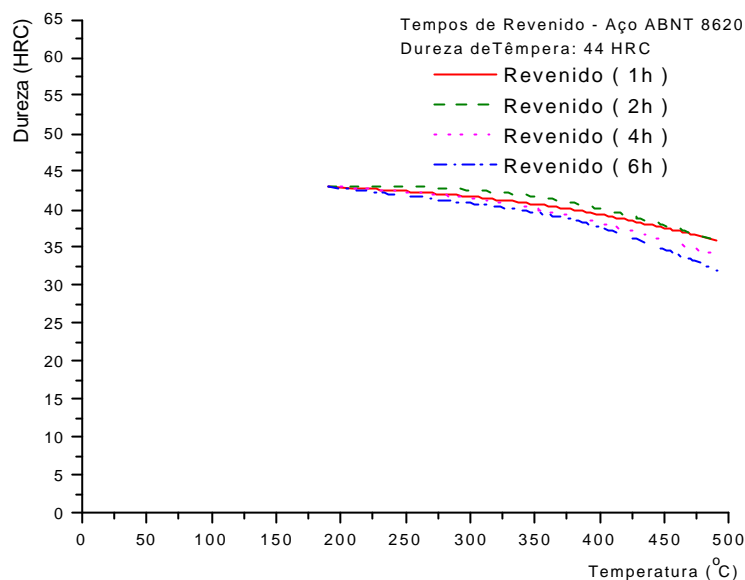


Figura 5.43 – Curvas de Revenido do aço 8620 em função de tempo e temperatura.

5.7.4 Revenido do aço ABNT 8640

O revenido do aço ABNT 8640 revelou um gradiente de dureza de 3 HRC, nos tempos indicados para o ensaio, utilizando-se uma temperatura de 190°C. Considerando-se as variações de temperatura (190 a 490°C) este gradiente foi significativamente maior, ou seja, atingiu 11 HRC, apresentado na Figura 5.44.

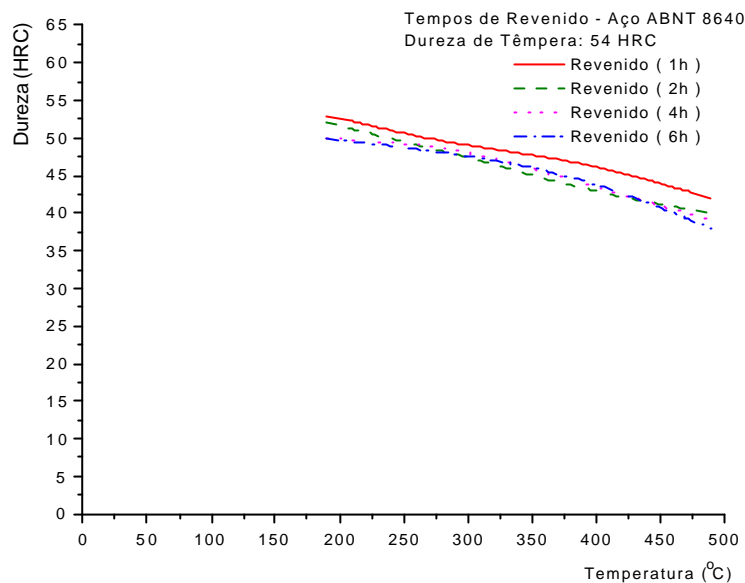


Figura 5.44 – Curvas de Revenido do aço ABNT 8640 em função de tempo e temperatura.

5.7.5 Revenido do aço ABNT 4340

Este aço de construção mecânica, ensaiado para as diversas temperaturas e tempos, mostrou um comportamento de declínio de dureza pouco pronunciado quando a variável estabelecida era o tempo de revenido. Constatou-se que na temperatura de 190°C para os diversos tempos utilizados (1, 2, 4 e 6 h), o gradiente de dureza obtido foi de apenas 2 HRC. Por outro lado quando a variável analisada é a temperatura, constata-se um valor bem mais alto, produzindo um gradiente de dureza de 15 HRC para temperaturas entre 190 e 490°C e tempo de 1 h. Esses resultados podem ser observados na Figura 5.45.

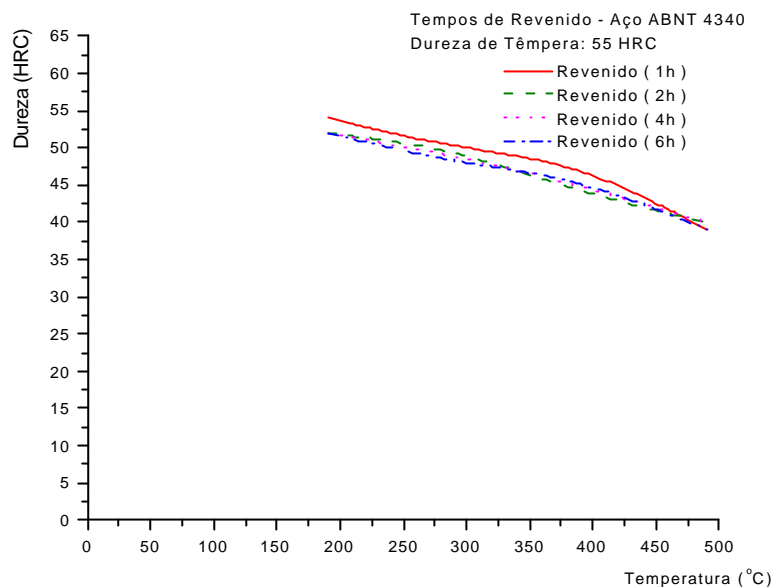


Figura 5.45 – Curvas de Revenido para o aço ABNT 4340

5.8 PARÂMETRO DE REVENIDO

A determinação do parâmetro de revenimento (equação (9) item 3.5), realizado neste trabalho a partir dos dados experimentais, permite uma projeção de valores de dureza requerida para o componente mecânico, considerando-se as variáveis tempo e temperatura. Assim, através da análise dos gráficos traçados, é possível a observação dos resultados de tempos e temperaturas intermediários entre aqueles utilizados no experimento, relacionando-os com a dureza final desejada. Para uma maior confiabilidade nos resultados, o caminho mais correto é a utilização de planilhas de cálculo, a partir dos valores levantados experimentalmente de PR, o que simplifica bastante o seu uso. Na seqüência de figuras (5.46 a 5.50) estão publicados os resultados gerados a partir das experiências realizadas em laboratório, onde é possível observar-se que, quanto menor a queda de dureza do material em função dos tempos e temperaturas do tratamento, mais o traçado da curva se aproxima de uma reta. Neste caso, quanto menor a dureza a ser obtida, maiores temperaturas e/ou tempos serão necessários (PR se torna cada vez maior).

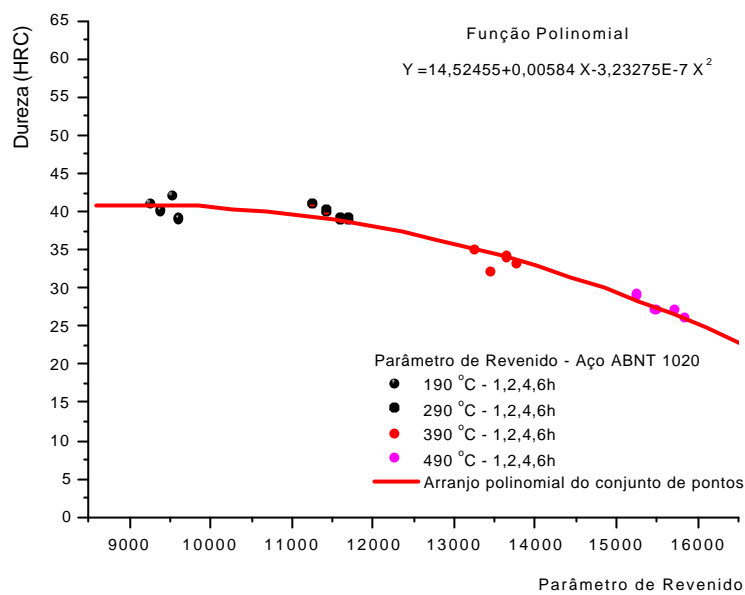


Figura 5.46 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 1020 para diversos tempos e temperaturas.

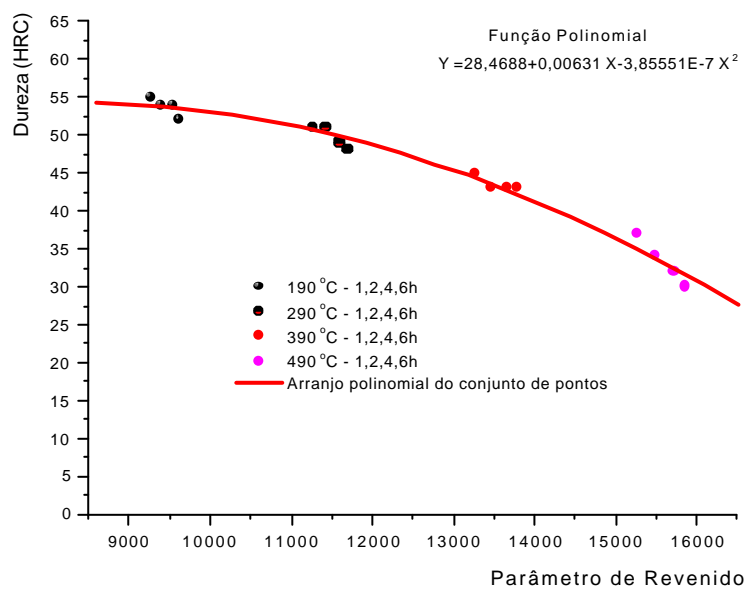


Figura 5.47 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 1045 para diversos tempos e temperaturas.

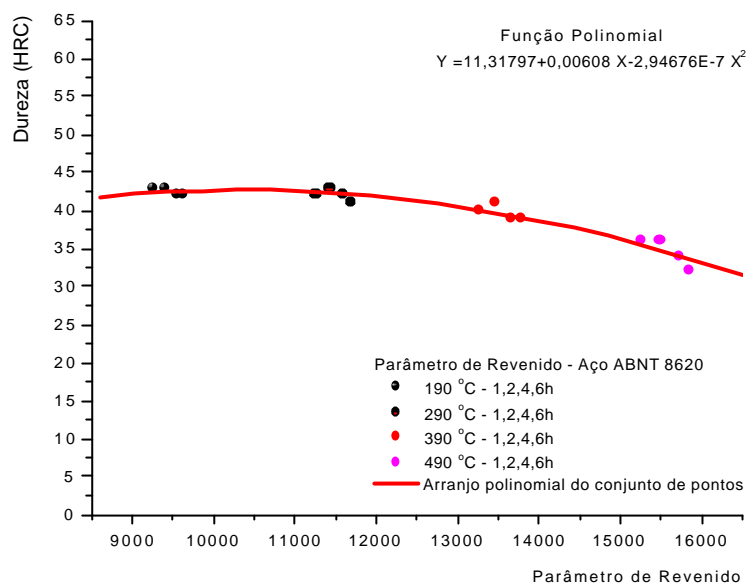


Figura 5.48 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 8620 para diversos tempos e temperaturas.

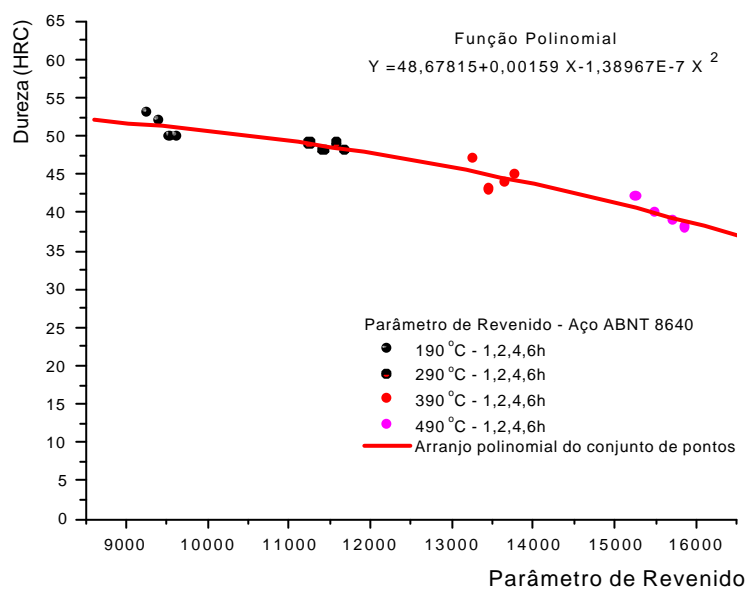


Figura 5.49 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 8640 para diversos tempos e temperaturas.

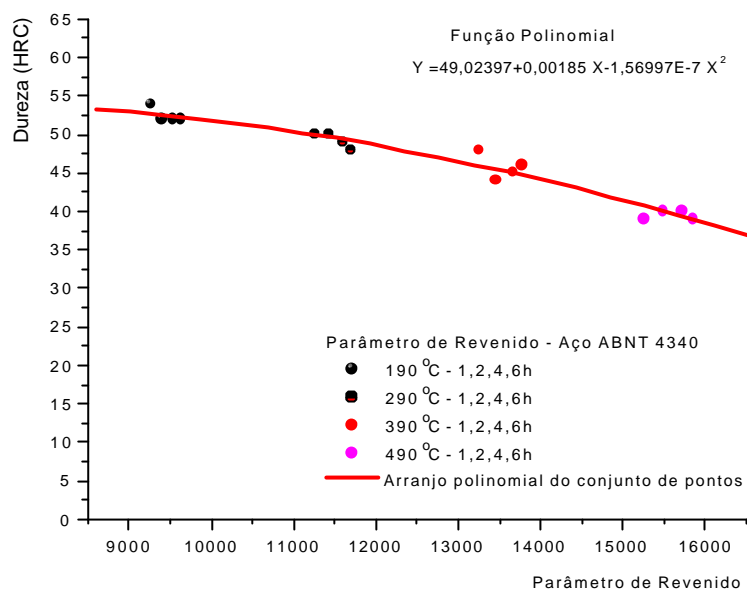


Figura 5.50 – Parâmetro de revenido para o aço ABNT 4340 para diversos tempos e temperaturas.

5.9 ANÁLISE DA DISPERSÃO DOS RESULTADOS

Com o objetivo de avaliar-se a dispersão dos resultados das medições oriundas dos ensaios experimentais de têmpera, fêz-se a análise da variância. Os resultados encontram-se nas Tabelas 5.2 a 5.6 bem como nas Figuras 5.51 a 5.55.

Tabela 5.2 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição do corpos de prova ensaiados após a têmpera. Aço ABNT 1020

Distância (mm)	Média de Durezas (HRC)	Desvio Padrão	Dureza Mínima	Dureza Máxima	Diferença	Número de Medições
1,50	40,06	2,11	36	43	7	16
2,25	39,37	2,65	33	42	9	16
3,00	37,31	3,13	26	40	14	16
3,75	32,37	3,57	21	37	16	16
4,50	26,37	3,73	15	30	15	16
5,25	21,43	3,26	14	29	15	16
6,00	17,62	2,02	13	21	8	16
6,75	15,68	1,35	13	18	5	16
7,50	13,93	1,34	12	17	5	16
8,25	13,12	1,02	11	15	4	16
9,00	12,18	1,32	10	15	5	16
9,75	11,87	0,95	10	13	3	16
10,50	10,93	1,23	9	13	4	16
11,25	10,37	0,88	8	12	4	16
12,00	9,75	0,93	8	12	4	16

Tabela 5.3 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição dos corpos de prova ensaiados. Aço ABNT 1045

Distância (mm)	Média de Durezas (HRC)	Desvio Padrão	Dureza Mínima	Dureza Máxima	Diferença	Número de Medições
1,5	56,50	0,73	55	58	3	16
3	55,18	0,65	54	56	2	16
5	44,37	1,36	42	46	4	16
7	32,81	1,16	30	34	4	16
9	30,56	0,96	29	32	3	16
11	30,00	0,63	29	31	2	16
13	29,37	0,61	28	30	2	16
15	28,37	0,88	27	30	3	16
20	26,75	0,68	26	28	2	16
25	25,37	0,71	24	27	3	16
30	23,68	0,60	23	25	2	16
35	22,31	0,70	21	23	2	16
40	20,56	0,72	19	21	2	16
45	18,93	1,06	17	20	3	16
50	17,25	0,93	16	19	3	16

Tabela 5.4 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição do corpos de prova ensaiados após a têmpera. Aço ABNT 4340.

Distância (mm)	Média de Durezas (HRC)	Desvio Padrão	Dureza Mínima	Dureza Máxima	Diferença	Número de Medições
1,5	55,50	0,73	54	57	3	16
3	55,81	0,75	54	57	3	16
5	55,68	0,60	54	56	2	16
7	55,50	0,63	54	56	2	16
9	55,31	0,60	54	56	2	16
11	55,12	0,71	54	56	2	16
13	55,18	0,54	54	56	2	16
15	55,06	0,25	55	56	1	16
20	54,68	0,47	54	55	1	16
25	54,50	0,73	53	55	2	16
30	54,25	0,57	53	55	2	16
35	53,93	0,44	53	55	2	16
40	53,81	0,40	53	54	1	16
45	53,62	0,50	53	54	1	16
50	53,12	0,50	52	54	2	16

Tabela 5.5 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição do corpos de prova ensaiados após a têmpera. Aço ABNT 8620.

Distância (mm)	Média de Durezas(HRC)	Desvio Padrão	Dureza Mínima	Dureza Máxima	Diferença	Número de Medições
1,5	44,62	0,61	43	45	2	16
3	44,31	0,60	43	45	2	16
5	38,00	0,81	36	39	3	16
7	31,12	0,71	30	32	2	16
9	27,06	0,92	26	29	3	16
11	24,68	0,79	23	26	3	16
13	23,12	0,80	21	24	3	16
15	21,75	0,57	21	23	2	16
20	19,50	0,51	19	20	1	16
25	17,75	0,57	17	19	2	16
30	16,18	0,54	15	17	2	16
35	15,12	0,34	15	16	1	16
40	14,18	0,65	13	15	2	16
45	13,18	0,54	12	14	2	16
50	12,31	0,60	11	13	2	16

Tabela 5.6 – Desvio padrão, valores mínimos, máximos e média das medições para cada posição dos corpos de prova ensaiados após a têmpera. Aço ABNT 8640

Distância (mm)	Média de Durezas(H RC)	Desvio Padrão	Dureza Mínima	Dureza Máxima	Diferença	Número de Medições
1,5	54,18	1,22	51	56	5	16
3	53,93	1,06	51	55	4	16
5	52,81	0,91	51	54	3	16
7	50,93	0,77	49	52	3	16
9	46,81	0,75	45	48	3	16
11	42,06	0,57	41	43	2	16
13	38,43	0,62	37	39	2	16
15	36,06	0,68	35	37	2	16
20	32,87	0,61	32	34	2	16
25	31,00	0,63	30	32	2	16
30	29,75	0,57	29	31	2	16
35	28,87	0,61	28	30	2	16
40	28,18	0,65	27	29	2	16
45	28,00	0,63	27	29	2	16
50	27,43	0,62	26	28	2	16

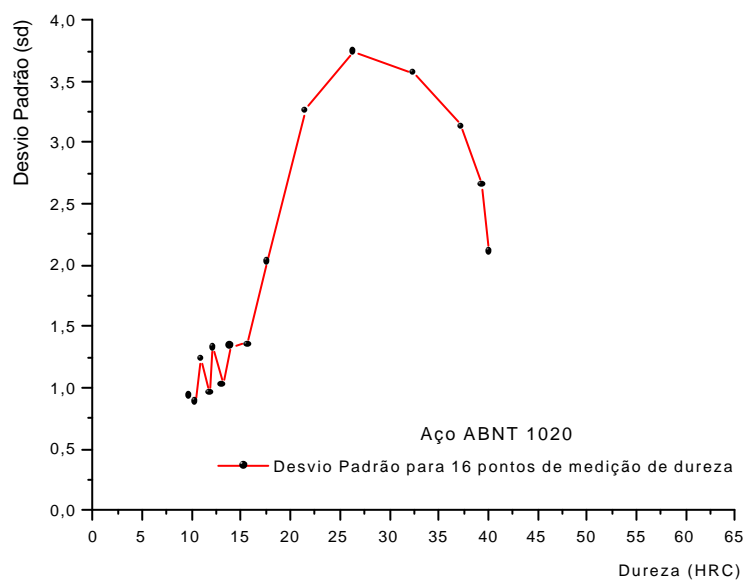


Figura 5.51– Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 1020.

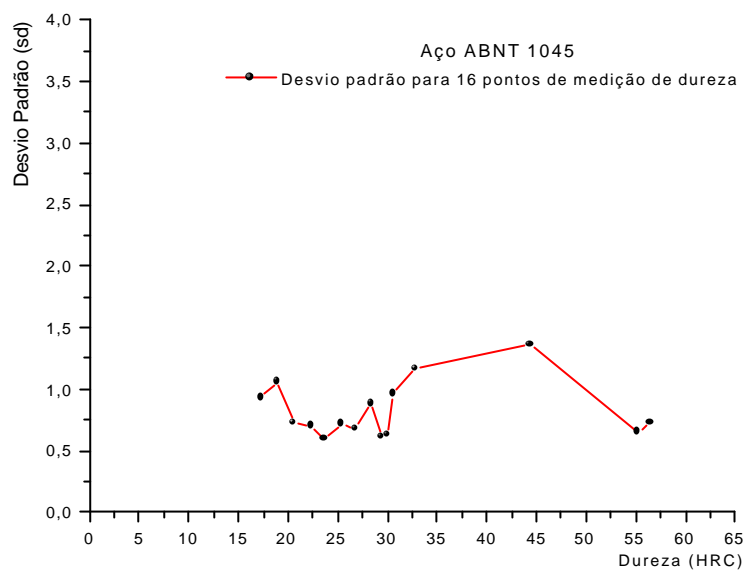


Figura 5.52 – Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 1045.

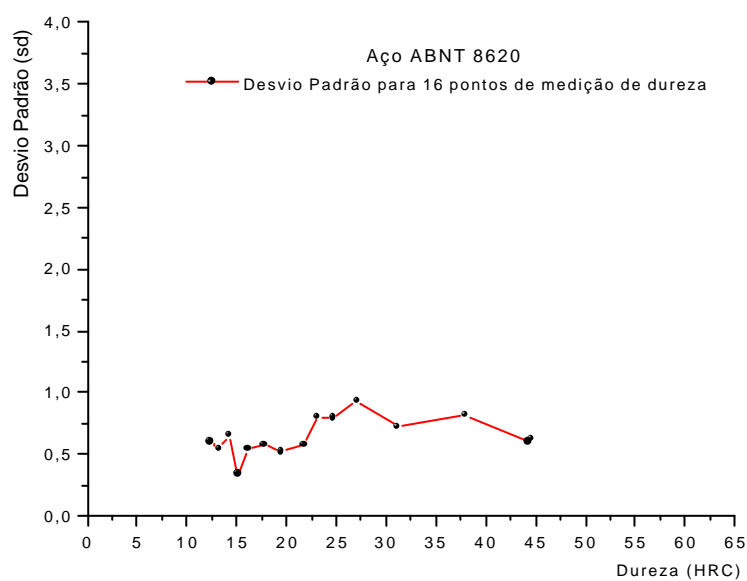


Figura 5.53 – Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 8620.

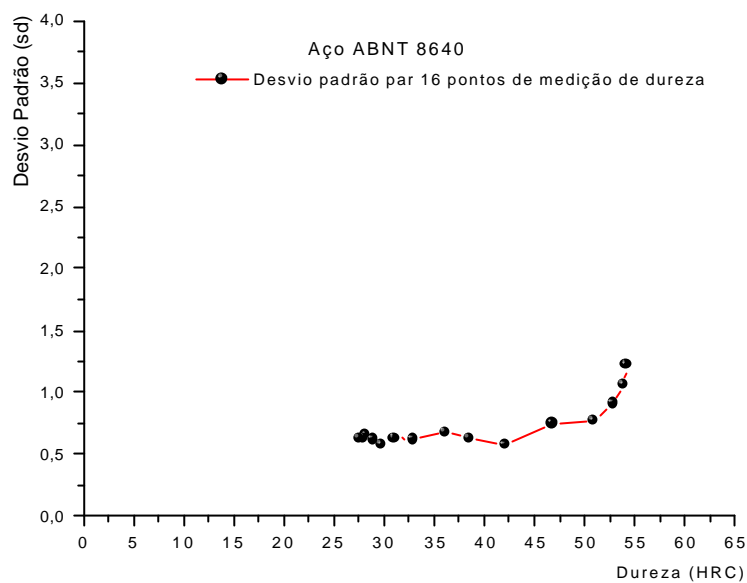


Figura 5.54 – Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 8640.

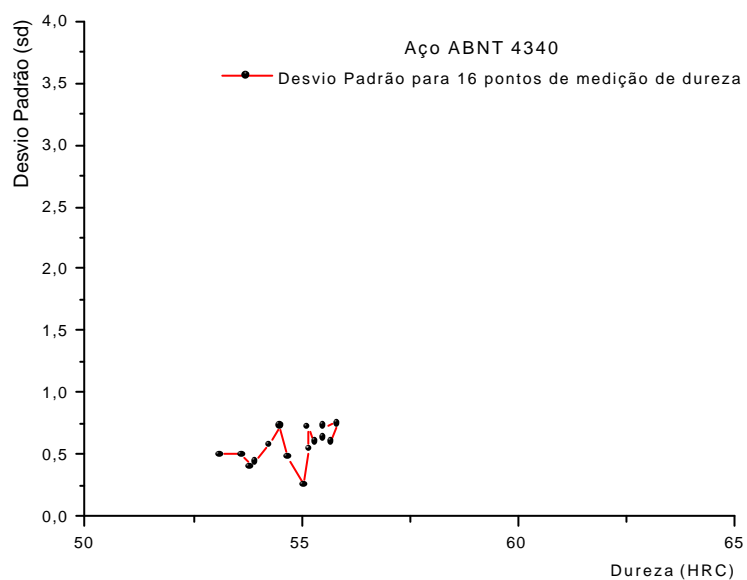


Figura 5.55 – Desvio padrão das medições de dureza do aço ABNT 4340.

6 CONCLUSÕES

6.1 CONCLUSÕES SOBRE O ENSAIO DE TEMPERABILIDADE JOMINY

1. Comprovou-se, através das análises dos resultados dos ensaios executados, que a composição química influencia diretamente a profundidade de têmpera dos materiais selecionados, tendo efeito não só o teor de carbono como a adição de elementos de liga e sua quantidade relativa.
2. Analisando-se os aços comuns ao carbono (1020 versus 1045), verificou-se que quanto mais elevado o teor de carbono, maior será temperabilidade, ou seja, gera-se martensita de médio teor de carbono a profundidades maiores. Isto comprova o fato do carbono ser o principal elemento endurecedor dos aços.
3. Os aços ligados evidenciaram o efeito da presença de elementos de liga e de seu teor sobre a profundidade de têmpera. Como resultado, o aço ABNT 4340 foi o que apresentou maior temperabilidade, seguido pelos aços ABNT 8640 e ABNT 8620, este último devido seu menor percentual de carbono.
4. Os resultados obtidos experimentalmente, comparados com os publicados em literaturas especializadas, mostram que os mesmos encontram-se dentro da faixa de valores permissível, onde são levados em consideração os valores máximos e mínimos de composição permitidos por norma.
5. A dispersão dos valores obtidos para o conjunto de 16 (dezesesseis) corpos de prova ensaiados, demonstram na prática que:
 - para aços ligados, a dispersão é menor do que os dos aços carbono, resultado de uma microestrutura mais uniforme devido a adição dos elementos de liga (retardam as transformações de fase difusivas);
 - de uma maneira geral, os piores resultados de desvio padrão estão localizados na região onde o teor de martensita começa a decrescer (entre

distâncias de 5 a 7 mm da extremidade temperada para a maioria dos casos estudados), ou seja, quando começam a surgir outras fases;

- no caso específico do aço ABNT 1020, aqui utilizado basicamente como referencial de teor de carbono, foram obtidos os piores resultados, dado que o mesmo não apresenta 100% de martensita independentemente da velocidade de resfriamento.

6.2 CONCLUSÕES SOBRE O ENSAIO DE REVENIDO E PARÂMETRO DE REVENIDO

1. Observou-se, após o revenido, que os aços comuns ao carbono tiveram uma queda de dureza mais acentuada que os aços ligados nas temperaturas e tempos adotados nos experimentos.
2. Ficou evidenciado que a queda de dureza decorrente do revenido só afeta as regiões onde havia presença de martensita.
3. O material que apresentou maior susceptibilidade à ação da temperatura de tratamento foi o aço ABNT 1045, considerando-se sua alta dureza adquirida pela têmpera, onde o efeito do revenimento foi mais intenso (grande quantidade de martensita de médio carbono).
4. O Parâmetro de Revenido mostrou-se uma ferramenta muito útil quando da escolha da temperatura e do tempo adequados e factíveis para o processo.

8 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- 1 Considerando que esta linha de trabalho de determinação de temperabilidade Jominy para aços estruturais nacionais e influência do revenido sofrerá continuidade, sugere-se a aquisição de equipamento para ensaio de temperabilidade Jominy, portátil, em disponibilidade no mercado especializado. Esta medida padronizaria os ensaios na etapa de resfriamento, o que possibilitaria a comparação direta de resultados entre diversos pesquisadores, reduzindo desta maneira possibilidades de erros nos ensaios.
- 2 Em uma próxima etapa de trabalho diversificar os materiais, porém utilizando pelo menos um dos aços usados neste estudo para fins de comparação.
- 3 Repetir os experimentos para série de aços utilizados neste trabalho de maneira que os resultados obtidos possam ser corroborados (ou refutados!).
- 4 Reduzir o número de corpos de prova a ensaiar. Esta observação só é cabível quando não se objetivar a determinação do parâmetro de revenido.
- 5 Estudar o efeito da composição química sobre a variação dimensional decorrente da transformação martensítica. Os ensaios realizados possibilitaram observar uma variação dimensional significativa (traduzida por aumento no diâmetro), nas regiões onde houve formação de martensita.
- 6 Sugere-se o uso do método Vickers quando da medida de dureza a fim de conferir maior precisão aos resultados.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ASM Handbook, Atlas of Time Temperature Diagrams for Irons and Steels, USA, ASM International, 1991.
- [2] ASM Handbook, Atlas of Microstructures of Industrial Alloys, 8^a ed., v.7, USA, ASM international, 1973.
- [3] ASM Handbook, Heat Treating, 2^a ed., v.4, USA, ASM international, 1994.
- [4] ASM Handbook, Properties and Selection of Metal, 8^a ed., v.1, USA, ASM international, 1961.
- [5] AVNER, S. H., Introducción a la Metalurgia Física, McGraw-Hill, México, 1988.
- [6] CALLISTER Jr, W. D. Materials Science and Engineering an Introduction. Fourth Edition. United States, 1997.
- [7] ÇETINEL, H., TOPARL, M., ÖZSOYELLER, L., A finite element based prediction of the microstructural evolution of steels subjected to Tempcore process. Mechanics of Materials, Vol. 32, 2000, 339-347.
- [8] CHEN, J. R., TAO, Y. Q., WANG, H. G., A study on heat conduction with variable phase transformation composition during quench hardening. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 63, 1997, 554-558.
- [9] CHIAVERINI, V., Aços e Ferros Fundidos. 5^a ed. ABM, São Paulo, 1984.
- [10] DENG, S. et al, Creep Properties of Single Crystal Oxides Evaluated by a Larson-Miller Procedure. Journal of the European Ceramic Society, v.15,1995, 513-520.

- [11] DOBRZANSKI, L. A et al, Application of a neural network in modelling of hardenability of constructional steels. Journal of Materials Processing Technology, v.78, 1998, 59-66.
- [12] DOBRZANSKI, L. A et al, Comparison of hardenability calculation methods of the heat-treatable constructional steels. Journal of Materials Processing Technology, v.64, 1997, 117-126.
- [13] GARCIA, A. et al, Ensaio dos Materiais. Editora Livros Técnicos e Científicos S.A. Rio de Janeiro, 1999.
- [14] GRUM, J., SLAVKO, B., ZUPANČIČ, M., Influence of quenching process parameters on residual stresses in steel. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 114, 2001, 57-70.
- [15] HEMING, C., JIANG, F., HONGGANG, W., Estimation of the mechanical properties of a 42CrMo steel cylinder with phase transformation during quenching. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 63, 1997, 568-572.
- [16] HONEYCOMBE, R. W. K., Aços – Microestrutura e Propriedades, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1982.
- [17] http://psme.atc.fhda.edu/engineering/e45/lab_sum/Lab8.htm (out/99)
- [18] <http://www.cse.ogi.edu/~leochen/dloads/winJ.html> (dez/1999)
- [19] <http://www.gerdau.com.br/produtos/aços/manual> (nov/2001)
- [20] <http://www.sataff.ncl.ac.uk/s.j.bull/mmm211/STEEL/tsld024.htm>, (dez/01).
- [21] <http://www.timken.com/onlineservice> (jan/2002)

- [22] KRAUSS, G., Martensite in steel: strength and structure. Materials Science and Engineering A273-275, 1999, 40-57.
- [23] LEE, W. S. et al., Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under queched and tempered conditions. Materials Processing Technology, v. 87, 1999, 198-206.
- [24] ABNT NBR 6006/80 – Classificação por composição química de aços para construção mecânica.1980.
- [25] ABNT NBR 6339/89 – Aço – Determinação da Temperabilidade Jominy. 1989.
- [26] ABNT NBR 6612/81 – Aços carbono e aços ligados com temperabilidade garantida.1981.
- [27] ABNT NBR 8108 – Ataque com reativos metalográficos em ligas ferrosas.1983
- [28] ABNT NBR 8653/98 – Metalografia, tratamentos térmicos e termoquímicos das ligas ferrocarbono – Terminologia.1998.
- [29] ABNT NBR NM 146/98 – Determinação da Dureza Rockwell. 1998.
- [30] OLIVEIRA, C. A. S. de., Têmpera Direta de Aços de Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestruturais e de Propriedades Mecânicas, tese de doutorado COPPE/UFRJ. Rio de Janeiro, 1994.
- [31] OLIVEIRA, J.C.V. de et al., Curso de Metrologia (Básico). INMETRO, Rio de Janeiro.
- [32] PAVLOU, D . G., Creep life prediction under stepwise constant uniaxial stress and temperature conditions. Engineering Structures, Vol. 23, 2001, 656-662.

- [33] PIETIKÄINEN, J., Considerations about tempered martensite embrittlement.
Materials Science and Engineering A273 – 275,1999, 466-470.
- [34] REED-HILL, R. E., Princípios de Metalurgia Física. Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1982.
- [35] ROTHERY, W. H., Estrutura das ligas de ferro. Edgard Blücher. São Paulo, 1968.
- [36] SMITH, W.F., Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais. 3ª. ed.
McGraw Hill, Portugal, 1998.
- [37] VUOLO, J. H., Fundamentos da Teoria de Erros. Edgard Blücher, São Paulo, 1996.
- [38] ZHANG, M.-X. et al, Crystallography of spheroidite and tempered martensite.
Department of Mining, Minerals and Materials Engineering. Brisbane, v. 46,1998, 4081 - 4091.
- [39] FAZANO, C. A. T. V., A Prática Metalográfica. Hemus, São Paulo, 1980.
- [40] WEVER, F., ROSE, A., Atlas Zur Warmebehandlung der Stähle, Verlag
Stahleisen, Düsseldorf, 1961.

ANEXOS

Tabela A.1 – Medições de dureza efetuadas em amostras colhidas em barras de 34,92 mm de diâmetro, em condições de fornecimento. [NBR NM 146/98]

Designação do Aço	Medições de Dureza (HRB)										Média
	Aço ABNT 1020	72	73	71	67	74	73	70	73	74	
Aço ABNT 1045	90	91	92	90	92	91	90	91	91	91	91
Aço ABNT 8620	83	85	87	85	88	87	89	88	90	86	87
Designação do Aço	Medições de Dureza (HRC)										Média
	Aço ABNT 8640	23	21	22	23	23	23	23	21	24	
Aço ABNT 4340	32	30	34	33	34	34	35	35	34	33	34

Tabela A. 2 - Medições de dureza em amostras colhidas em barras de 34,92 mm de diâmetro, normalizadas segundo temperaturas indicadas na Norma NBR 6339/89.

Designação do Aço	Medições de Dureza (HRB)										Média
	Aço ABNT 1020	75	74	74	74	77	77	73	77	76	
Aço ABNT 1045	91	95	96	95	97	95	96	97	96	95	95
Aço ABNT 8620	88	83	89	91	91	91	90	89	87	88	89
Designação do Aço	Medições de Dureza (HRC)										Média
	Aço ABNT 8640	24	26	26	25	26	25	25	27	26	
Aço ABNT 4340	43	46	40	46	46	45	42	44	46	46	45

Tabela A. 3 – Valores médios de composição química, obtidos em literatura [ASM Handbook vol 1, 1961] [<http://www.gerdau.com.br>, 2002] [<http://www.tinkem.com.onlineservice>, 2002] [NBR 6006/80]

Tipo de aço	Composição Química (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	W	V	Cu	Sn	Al
ABNT 1020	0,22	0,12	0,58	-	0,04	0,05	0,02	0,06	0,02	0,01	0,18	-	-
ABNT 1045	0,49	0,21	0,74	-	0,02	0,03	0,01	0,02	0,01	-	0,06	-	-
ABNT 8620	0,17 0,23	0,20 0,35	0,60 0,95			0,35 0,65	0,15 0,25	0,35 0,75					
ABNT 8640	0,37 0,44	0,20 0,35	0,70 1,05			0,35 0,65	0,15 0,25	0,35 0,75					
ABNT 4340	0,37 0,44	0,20 0,35	0,55 0,90			0,65 0,95	0,20 0,30	1,55 2,00					