

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO**  
**ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS**  
**INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS**  
**INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS**  
**DEPARTAMENTO DE MATERIAIS, AERONÁUTICA E**  
**AUTOMOBILÍSTICA**

**DETERMINAÇÃO DE VELOCIDADES**  
**CRÍTICAS DE TÊMPERA EM AÇOS POR**  
**MEIO DE CURVAS DE RESFRIAMENTO**

Andrei Barban do Patrocínio

Dissertação apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da E.E.S.C., I.F.S.C. e I.Q.S.C., Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR - Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti

São Carlos - São Paulo

1999



Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento  
da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

P314d Patrocínio, Andrei Barban do  
Determinação de velocidades críticas de t $\acute{e}$ mpera em  
aços por meio de curvas de resfriamento / Andrei Barban  
do Patrocínio. -- São Carlos, 1999.

Dissertação (Mestrado) -- Escola de Engenharia de  
São Carlos/Instituto de Física de São Carlos/Instituto de  
Química de São Carlos-Universidade de São Paulo, 1999.  
Área Interunidades: Ciência e Engenharia de Materiais.  
Orientador: Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti.

1. Curva de resfriamento. 2. Velocidade crítica.  
I. Título.

# Ciência e Engenharia de Materiais

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Escola de Engenharia de São Carlos

Instituto de Física de São Carlos

Instituto de Química de São Carlos

CAIXA POSTAL - 369

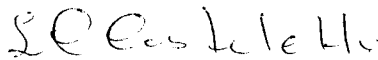
CEP 13560-970 - São Carlos/SP - Brasil

Tel/Fax: (016) 273-9777

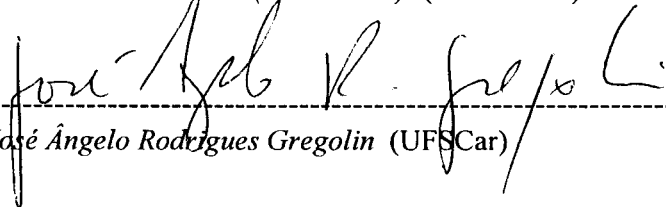
E-mail: erica@if.sc.usp.br

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE ANDREI BARBAN DO PATROCÍNIO, APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 28/4/1999.

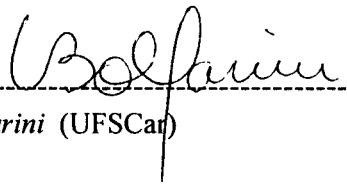
## COMISSÃO JULGADORA:



Prof. Dr. *Luiz Carlos Casteletti* (Orientador) (EESC-USP)



Prof. Dr. *José Ângelo Rodrigues Gregolin* (UFSCar)



Prof. Dr. *Claudemiro Bolfarini* (UFSCar)

***Dedico este trabalho aos  
meus pais, Cláudio e Clélia, pelo  
amor, carinho e apoio concedidos  
por toda minha vida.***

***"A terra não pertence ao homem; é o homem que pertence à terra.  
Disto temos certeza. Todas as coisas estão  
interligadas, como o sangue que une uma família. Tudo está  
relacionado entre si. O que fere a terra fere também os  
filhos da terra. Não foi o homem que teceu a trama da vida: ele é  
meramente um fio da mesma. Tudo o que ele fizer  
à trama, a si próprio fará".***

*(Trecho da carta do Cacique Seattle ao Presidente dos EUA em 1855)*

## AGRADECIMENTOS

*“Eu quero saber como Deus criou o Universo. Eu não estou interessado neste ou naquele fenômeno, no espectro deste ou daquele elemento. Eu quero conhecer o Seu pensamento, o resto é detalhe.”  
(Albert Einstein)*

Meus sinceros agradecimentos ao amigo e orientador, Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti, por sua orientação, apoio e acima de tudo, por sua confiança.

Meus agradecimentos a todas as pessoas que direta ou indiretamente auxiliaram na realização deste trabalho.

Agradeço a todos os professores do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC-USP pela atenção e dedicação.

Meus agradecimentos aos funcionários da EESC, Ivani, Érica e Valderez da Secretaria de pós graduação da Área Interunidades; Eliete, Regina, Ana e Dona Elza do Departamento de Materiais.

Aos técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais, Eliezer, Silvano, João, Pedro e Alberto.

Aos meus irmãos pelo enorme apoio, carinho e compreensão.

Agradeço a Deus por guiar meu caminho em todos os momentos de minha vida.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	i
LISTA DE TABELAS.....	vi
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	viii
LISTA DE SÍMBOLOS.....	ix
RESUMO.....	xii
<i>ABSTRACT</i> .....	xiii
1 - INTRODUÇÃO.....	2
2 - OBJETIVO.....	3
3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 - Conceito de Temperabilidade Grossmann.....	6
3.2 - Teste de Temperabilidade Jominy (ASTM A255).....	11
3.3. - Velocidades Críticas de Resfriamento.....	15

4 - MATERIAIS E MÉTODOS.....	32
4.1 - Materiais.....	32
4.2 - Métodos.....	33
4.2.1 - Corte.....	33
4.2.2 - Processo de Usinagem.....	33
4.2.3 - Tratamento Térmico.....	33
4.2.4 - Preparação Metalográfica.....	34
4.2.4.a - Corte das Amostras.....	34
4.2.4.b - Embutimento.....	34
4.2.4.c - Lixamento.....	35
4.2.4.d - Polimento.....	35
4.2.4.e - Procedimento de Ataque.....	35
4.2.5 - Métodos de Quantificação dos Tamanhos de Grãos Austeníticos Originais.....	37
4.2.5.a - Quantificação Automatizada.....	37
4.2.5.b - Quantificação Manual.....	43
4.2.5.b.1 - Método Planimétrico.....	44
4.2.5.b.2 - Método do Intercepto Linear (Heyn).....	45
4.2.6 - Ensaio de Dureza.....	47
4.2.7 - Curvas de Distribuição de Dureza.....	48
4.2.8 - Determinação de Regiões com Teores Específicos de Martensita.....	48
4.2.9 - Levantamento das Curvas de Resfriamento.....	53
4.2.10 - Ajuste dos Parâmetros do Sistema de Levantamento das Curvas de Resfriamento.....	56
4.2.11 - Levantamento das Curvas de Temperabilidade Jominy.....	57
4.2.12 - Levantamento das Curvas Críticas de Resfriamento.....	58
5 - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	60
5.1 - Análises Químicas.....	60



5.2 - Metalografia.....	61
5.3 - Medidas de Temperabilidade.....	68
5.4 - Levantamento das Curvas de Resfriamento.....	82
5.5 - Determinação do Fator de Correção K.....	99
6 - CONCLUSÕES.....	105
7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	106
8 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	107
9 - APÊNDICE I	
10 - APÊNDICE II	

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 01 - Limites de resistência à tração e ao escoamento de aços normalizados e revenidos e aços temperados e revenidos.....	04
FIGURA 02 - Diâmetro crítico ideal em função do teor de carbono e do tamanho de grão austenítico para aços carbono.....	07
FIGURA 03 - Efeito do teor de carbono e tamanho de grão na temperabilidade “base” (Moser e Legart, <i>Härterei Tech, Mitt.</i> 24,100, 1969).....	08
FIGURA 04 - Fatores multiplicativos de diferentes elementos de liga para o cálculo da temperabilidade.....	09
FIGURA 05 - Relações entre diâmetro crítico ideal, $D_i$ , diâmetro crítico real, $D$ , e severidade de têmpera, $H$ .....	10
FIGURA 06 - Relação entre o diâmetro das barras e a espessura das placas e barras quadradas completamente temperadas.....	11
FIGURA 07 - Resultados de testes Jominy para quatro diferentes classes de aços ligados, todos contendo 0,5% de carbono.....	12
FIGURA 08 - Relação entre o Diagrama CCT (linhas grossas) e IT (linhas finas) de um aço eutetóide. Quatro taxas de resfriamento em diferentes posições de um espécime Jominy estão sobrepostas no diagrama CCT.....	13
FIGURA 09 - Correlação entre as equivalentes taxas de resfriamento nas diferentes distâncias da extremidade temperada do espécime Jominy e as diferentes posições na seção transversal de barras redondas de diferentes diâmetros, temperadas em (a) água e (b) óleo.....	14
FIGURA 10 - Diagrama CCT do aço 30 NC11.....	17
FIGURA 11 - Porcentagem da transformação e dureza após têmpera (HV) em função da velocidade de resfriamento a 700°C.....	18
FIGURA 12 - Diagrama de transformação isotérmica para o aço AISI 8620.....	24
FIGURA 13 - Influência de elementos de liga na temperabilidade e taxas de resfriamento.....	25

FIGURA 14 - Diagrama de transformação por resfriamento contínuo para o aço AISI 4340.....	26
FIGURA 15 - Selecionando um aço de temperabilidade adequada.....	49
FIGURA 16 - Variação da dureza do aço pós tempera com o teor de carbono e a quantidade de martensita desenvolvida pela têmpera.....	51
FIGURA 17 - Relação entre dureza, teor de carbono e quantidade de martensita (Hodge e Orehoski, em Thelning, <i>Steel and its Heat Treatment</i> , Bofors Handbook, Butterworth, 1975).....	52
FIGURA 18 - Dureza alcançável dependendo do teor de carbono e da porcentagem de martensita na estrutura.....	52
FIGURA 19 - Sistema de aquisição de dados utilizado no levantamento das curvas e taxas de resfriamento.....	53
FIGURA 20 - Aspecto visual do equipamento soldador de termopar por descarga capacitiva.....	55
FIGURA 21 - Sonda de teste de acordo com o padrão internacional proposto (ISO/DIS 9950 draft).....	56
FIGURA 22 - Esquema simplificado de montagem do termopar no corpo de prova.....	59
FIGURA 23 - Fotomicrografia do aço AISI 4140 $\phi$ 25,4 mm e tempo de encharque de 1h, mostrando os contornos de grãos austeníticos originais. Aumento: 570 x.....	65
FIGURA 24 - Fotomicrografia do aço AISI 4140 $\phi$ 25,4 mm e tempo de encharque de 5h, mostrando os contornos de grãos austeníticos originais. Aumento: 570 x.....	66
FIGURA 25 - Fotomicrografia do aço AISI 4140 $\phi$ 25,4 mm e tempo de encharque de 10h, mostrando os contornos de grãos austeníticos originais. Aumento: 570 x.....	66
FIGURA 26 - Curvas de distribuição de dureza referentes ao aço AISI 1045 de bitolas 25,4; 38,1 e 50,8 mm.....	69
FIGURA 27 - Curvas de distribuição de dureza no sentido lateral, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 1045 de dimensões 25,4 e 38,1 mm.....	69
FIGURA 28 - Curvas de distribuição de dureza no sentido diagonal, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 1045 de dimensões 25,4 e 38,1 mm.....	70
FIGURA 29 - Curvas de distribuição de dureza referentes ao aço AISI 4140 de bitolas 25,4; 38,1 e 50,8 mm.....	70
FIGURA 30 - Curvas de distribuição de dureza no sentido lateral, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 4140 de dimensões 25,4 e 38.1 mm.....	71

FIGURA 31 - Curvas de distribuição de dureza no sentido diagonal, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 4140 de dimensões 25,4 e 38,1 mm.....	71
FIGURA 32 - Curvas de distribuição de dureza referentes ao aço AISI 8640 de bitolas 25,4; 38,1 e 50,8 mm.....	72
FIGURA 33 - Curvas de distribuição de dureza no sentido lateral, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 8640 de dimensões 25,4 e 38,1 mm.....	72
FIGURA 34 - Curvas de distribuição de dureza no sentido diagonal, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 8640 de dimensões 25,4 e 38,1 mm.....	73
FIGURA 35 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 25,4 mm do aço AISI 1045.....	74
FIGURA 36 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 38,1 mm do aço AISI 1045.....	74
FIGURA 37 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 50,8 mm do aço AISI 1045.....	75
FIGURA 38 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente às barras de seções quadradas de 25,4 e 38,1 mm do aço AISI 1045.....	75
FIGURA 39 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 25,4 mm do aço AISI 4140.....	76
FIGURA 40 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 38,1 mm do aço AISI 4140.....	76
FIGURA 41 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 50,8 mm do aço AISI 4140.....	77
FIGURA 42 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente às barras de seções quadradas de 25,4 e 38,1 mm do aço AISI 4140.....	77
FIGURA 43 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 25,4 mm do aço AISI 8640.....	78
FIGURA 44 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 38,1 mm do aço AISI 8640.....	78
FIGURA 45 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 50,8 mm do aço AISI 8640.....	79
FIGURA 46 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente às barras de seções quadradas de 25,4 e 38,1 mm do aço AISI 8640.....	79
FIGURA 47 - Aspecto micrográfico do aço AISI 8640, $\phi$ 50,8 mm e temperatura de austenitização de 5h, mostrando estruturas presentes na região de transição com 80% de Martensita. Ataque: Reativo de Nital 2%. Aumento: 570 x.....	80

- FIGURA 48 - Aspecto micrográfico do aço AISI 8640,  $\phi$  50,8 mm e temperatura de austenitização de 5h, mostrando estruturas presentes na região de transição com 50% de Martensita. Ataque: Reativo de Nital 2%. Aumento: 570 x..... 81
- FIGURA 49 - Aspecto micrográfico do aço AISI 4140,  $\phi$  50,8 mm e temperatura de austenitização de 10h, mostrando estruturas presentes no centro da amostra. Ataque: Reativo de Nital 2%. Aumento: 570 x..... 82
- FIGURA 50 - Aspecto micrográfico do aço AISI 4140,  $\phi$  50,8 mm e temperatura de austenitização de 5h, mostrando estruturas presentes na região de transição com 80% de Martensita. Ataque: Reativo de Nital 2%. Aumento: 570 x..... 82
- FIGURA 51 - Curva e taxa de resfriamento características, obtidas utilizando-se sonda padrão e resfriamento em óleo sem agitação. Quantidade de Leitura: 5 dados por segundo..... 83
- FIGURA 52 - Curva e taxa de resfriamento características, obtidas utilizando-se sonda padrão e resfriamento em óleo sem agitação. Quantidade de Leitura: 10 dados por segundo..... 84
- FIGURA 53 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  50,8 mm; profundidade de endurecimento de 17 mm, referente ao teor de 50% de martensita e tempo de encharque de 5 horas. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 86
- FIGURA 54 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  50,8 mm; profundidade de endurecimento de 5 mm, referente ao teor de 80% de martensita e tempo de encharque de 1 hora. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 87
- FIGURA 55 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  38,1 mm; profundidade de endurecimento de 18 mm, referente ao teor de 50% de martensita e tempo de encharque de 5 horas. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 88
- FIGURA 56 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  38,1 mm; profundidade de endurecimento de 4 mm, referente ao teor de 80% de martensita e tempo de encharque de 1 hora. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 89
- FIGURA 57 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  38,1 mm; profundidade de endurecimento de 13 mm, referente ao teor de 80% de martensita e tempo de encharque de 5 horas. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 90
- FIGURA 58 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\square$  38,1 mm; profundidade de endurecimento de 10 mm, referente ao teor de 50% de martensita e tempo de encharque de 1 hora. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 91

- FIGURA 59 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\square$  38,1 mm; profundidade de endurecimento de 4 mm, referente ao teor de 80% de martensita e tempo de encharque de 1 hora. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 92
- FIGURA 60 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 4140  $\phi$  50,8 mm; próximo à superfície. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 93
- FIGURA 61 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 4140  $\phi$  50,8 mm; profundidade de endurecimento de 10 mm. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 94
- FIGURA 62 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 4140  $\phi$  50,8 mm; centro. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 95
- FIGURA 63 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 4140  $\phi$  25,4 mm; centro. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo..... 96

## LISTA DE TABELAS

TABELA 01 - Composição química do aço 30 NC 11 conforme I.R.S.I.D.....	17
TABELA 02 - Valores de $m$ para diferentes sítios de nucleação.....	19
TABELA 03 - Resumo dos resultados.....	22
TABELA 04 - Taxas críticas de resfriamento calculadas e microestrutura, para um aço AISI 8620.....	23
TABELA 05 - Valores de $V_1$ obtidos através do diagrama IT e pela equação 8.....	24
TABELA 06 - Velocidades críticas determinadas por meio do diagrama CCT do aço AISI 4340.....	27
TABELA 07 - Comparação entre as velocidades críticas determinadas por meio do diagrama CCT e as velocidades calculadas para o aço AISI 4340.....	27
TABELA 08 - Taxas críticas de resfriamento calculadas e microestrutura, para o aço 30 CND 11.....	28
TABELA 09 - Comparação entre as velocidades médias mínimas determinadas através da equação 17 <sup>[33]</sup> e as velocidades críticas calculadas pelas relações propostas por Maynier et al. <sup>[32,33,40-42]</sup> e pela American Society for Metals <sup>[23]</sup> .....	28
TABELA 10 - Aços e bitolas utilizados no projeto.....	32
TABELA 11 - Quantidade, seção e tamanho das barras de aço utilizadas no projeto....	33
TABELA 12 - Relação entre tempo de tratamento e lente de aumento utilizada.....	39
TABELA 13 - Valores do passo, $p$ , dos pixels que compõem a imagem, em função das lentes objetivas empregadas (amplitude), utilizados no procedimento de análise da imagem.....	41
TABELA 14 - Efeito do teor de carbono e martensita na dureza de um aço pós têmpera.....	51
TABELA 15 - Padrões designados pela carta ISA para os termopares do tipo K.....	54
TABELA 16 - Resultados das análises químicas das barras.....	60

TABELAS 17(A, B, C, D, E e F) - Valores da área de grão média, $\bar{A}$ , dos tamanhos de grão médio, $\bar{I}$ , números de tamanhos de grão ASTM, G, e dos dados estatísticos associados, s, %RA e 95%CI, obtidos pelo método de quantificação automático.....	62
TABELA 18 - Comparação dos valores de área média de grão, $\bar{A}$ , de tamanho médio de grão, $\bar{I}$ , número de tamanho de grão ASTM, G, e os dados estatísticos associados, s, %RA, 95%CI.....	67
TABELA 19 - Comparação do número de tamanho de grão ASTM, G, calculado pelos três métodos de quantificação.....	67
TABELA 20 - Profundidades de endurecimento medidas nas várias seções medianas dos aços e bitolas estudados no presente trabalho e as velocidades críticas de resfriamento e a 700°C.....	97
TABELA 21 - Comparação entre as velocidades críticas de resfriamento teóricas, obtidas pela equação 8 proposta por Maynier et al. <sup>[32,33,40-42]</sup> , e as práticas obtidas pelos ensaios de resfriamento em óleo de têmpera rápido.....	99
TABELA 22 – Fatores de correção K, valor médio e dados estatísticos relativos....	100
TABELA 23 - Taxas críticas de resfriamento $V_1$ , $V_1^{(90)}$ e $V_1^{(50)}$ , calculadas para os aços AISI 8620, 8640 hipotético e 8640 $\phi$ 50,8 mm ensaiado em óleo, e as microestruturas correspondentes.....	102
TABELA 24 – Comparação entre as taxas críticas de resfriamento $V_1^{(50)}$ calculadas para os aços AISI 8620, 8640 hipotético e 8640 ensaiado em óleo e as determinadas utilizando-se o fator médio de correção K.....	102
TABELA 25 - Comparação entre as taxas críticas de resfriamento $V_1^{(50)}$ calculadas por meio da equação modificada 39 e as obtidas nos ensaios de resfriamento.....	103
TABELA 26 - Diferenças obtidas na comparação entre os resultados obtidos pelas equações 08, 39 e ensaios de resfriamento.....	104



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	- American Iron Steel Institute
ASTM	- American Society for Testing Materials
ASM	- American Society for Metals
SAE	- Society of Automotive Engineers
I.R.S.I.D.	- Courbes de Transformation des Aciers de Fabrication Française - Curvas de Transformação de Aços de Fabricação Francesa
ISO	- International Organization for Standardization
TTT	- Diagrama de Transformação Tempo Temperatura
CCT	- Diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo
IT	- Diagrama de Transformação Isotérmica
HV	- Dureza Vickers
HRC	- Dureza Rockwell C
M	- Martensita
B	- Bainita
F+P	- Ferrita e Perlita
IFHT Engineering	- The International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering

## LISTA DE SÍMBOLOS

H	- severidade de têmpera
$D_{crit}$	- diâmetro crítico, mm
$D_i$	- diâmetro crítico ideal, mm
$D_{IC}$	- temperabilidade básica, empregada no cálculo de $D_i$ , mm
$f_x$	- fator de multiplicação para o elemento x
$V_1$	- velocidade crítica de resfriamento martensítica, °C/s
$V_2$	- velocidade crítica de resfriamento bainítica, °C/s
$V_3$	- velocidade crítica de resfriamento para se obter ferrita e perlita, °C/s
$V_1^{(90)}$	- velocidade crítica de resfriamento resultando em 10% de bainita e 90% de martensita, °C/s
$V_1^{(50)}$	- velocidade crítica de resfriamento resultando em 50% de bainita e 50% de martensita, °C/s
$V_2^{(90)}$	- velocidade crítica de resfriamento resultando em 10% de ferrita-perlita e 90% de bainita, °C/s
$V_2^{(50)}$	- velocidade crítica de resfriamento resultando em 50% de ferrita-perlita e 50% de bainita, °C/s
$V_3^{(90)}$	- velocidade crítica de resfriamento resultando em 90% de ferrita-perlita e 10% de bainita, °C/s
$V_M$	- velocidade crítica de resfriamento necessária para se alcançar o “nariz” do diagrama CCT
$\alpha$	- velocidade crítica de resfriamento, Uemoto et al. <sup>[43]</sup> , °C/s
X	- fração de perlita, %

$\Delta_t$	- intervalo de tempo de resfriamento medido entre as temperaturas de austenitização e do “nariz” da curva IT
$t_0$	- tempo de meia reação na temperatura do nariz, determinado a partir do diagrama TTT do aço, s
$m$	- expoente que expressa o efeito do tamanho de grão austenítico na transformação isotérmica
$n$	- expoente do tempo na transformação isotérmica
$a$	- extensão da curva C no diagrama TTT
$b$	- temperatura no nariz, °C
$c$	- constante que indica a posição relativa da curva C na escala do tempo
$M_S$	- temperatura de início da transformação martensítica
$P_A$	- parâmetro de austenitização, °C-1h
$R$	- constante universal dos gases, 1,987 cal/(mol.K)
$n$	- ln10;
$H_a$	- energia de ativação, 110000 cal/mol
$\sigma$	- desvio padrão teórico
$2\sigma$	- intervalo de confiança 95%
$p$	- passo ou comprimento finito de cada pixel, $\mu\text{m}/\text{pixel}$
$A_i$	- área do grão, $\mu\text{m}^2$
$\bar{A}$	- área média dos grãos, $\mu\text{m}^2$
$\bar{l}$	- tamanho médio dos grãos, $\mu\text{m}$
$N$	- número de grãos medidos
$n$	- número de campos analisados
$x$	- valor médio, $\mu\text{m}$ ou $\mu\text{m}^2$
$s$	- desvio padrão, $\mu\text{m}$ ou $\mu\text{m}^2$
95%CI	- intervalo de confiança 95%
%RA	- acuracidade relativa, %

G	- número de tamanho de grão ASTM
$N_A$	- número de grãos por unidade de área, grãos/ $\mu\text{m}^2$
$N_{\text{interior}}$	- número de grãos completamente dentro da área
$N_{\text{interceptado}}$	- número de grãos cortados pela circunferência
F	- fator multiplicador de Jeffries para obter grãos/ $\text{mm}^2$
P	- número de contornos de grãos interceptados pela linha de comprimento $L_T$
M	- ampliação empregada na obtenção da fotomicrografia
$P_L$	- P por unidade de comprimento, contornos de grãos/mm
$L_3$	- intercepto linear médio, $\mu\text{m}$
$\Delta_1$	- diferença dos valores G, determinados pelos métodos automático e planimétrico, %
$\Delta_2$	- diferença dos valores G, determinados pelos métodos automático e de intercepto linear médio, %
$\Delta_3$	- diferença dos valores G, determinados pelos métodos manuais, %
K	- fator de correção multiplicativo adicionado ao termo $P_A$ ;

## RESUMO

PATROCÍNIO, B. A. (1999). *Determinação de velocidades críticas de têmpera em aços por meio de curvas de resfriamento*. São Carlos, 1999. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

As velocidades críticas de resfriamento necessárias à obtenção de percentuais definidos de martensita, presentes em amostras de aços temperados em óleo, foram determinadas por meio de curvas de resfriamento. As amostras constituíram-se de barras de aço AISI 4140 e 8640 com seções circulares de 25,4; 38,1 e 50,8 mm e barras quadradas com 25,4 e 38,1 mm de lado e comprimento igual a 5 vezes o diâmetro ou lado. Visando-se à obtenção de padrões de comparação para essas velocidades, foram também obtidas as curvas em U das durezas ao longo das seções transversais das barras e as curvas Jominy desses aços. Os resultados apresentaram boa coerência, o que garantiu a eficiência do processo. Os resultados concernentes ao teor específico de 50% de martensita foram comparados com os obtidos a partir de equações constantes na literatura. As equações não se mostraram diretamente adequadas, requerendo a obtenção de um fator de correção, que uma vez obtido mostrou-se eficiente na adequação dos valores empíricos de velocidade crítica aos determinados por meio das curvas de resfriamento.

Palavras-chave: velocidade crítica; curva de resfriamento; taxa mínima de resfriamento; teor de martensita.

## ABSTRACT

PATROCÍNIO, B. A. (1999). *Determination of critical quenching velocities in steels by means of cooling curves*. São Carlos, 1999. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

The critical cooling velocities necessary to obtaining specific contents of martensite, present in test specimens of hardened steels in oil, were evaluated by means of cooling curves. The samples were constituted of bars of AISI 4140 and 8640 steels with 25,4; 38,1 and 50,8 mm diameter and squared bars with 25,4 and 38,1 mm in side by 5 times the diameter or side long. Aiming at obtaining comparison patterns for those velocities, they were also obtained the curves in U of the hardness along the traverse sections of the bars and the Jominy curves of those steels. The results presented good agreement, what guaranteed the efficiency of the process. The concerning results achieving a 50 pct martensitic microstructure were compared with those obtained from equations presented in the literature. The equations did not show good approaches, requesting the determination of a correction factor, that once obtained it was shown efficient in the adaptation of the empirical values of critical velocities to those determined by means of the cooling curves.

Keywords: critical velocity; cooling curve; minimum cooling rate; martensite content.

## 1 - INTRODUÇÃO

A grande maioria das peças de alto desempenho são utilizadas no estado temperado e revenido, uma vez que o tratamento de têmpera conferirá a resistência máxima que pode ser alcançada pelas mesmas, enquanto que o tratamento de revenido provocará um alívio de tensões internas, aumentando suas resistências ao impacto.

Tais tratamentos oferecem grandes variações nas propriedades mecânicas que dependem do desenvolvimento do constituinte martensita e têm se constituído basicamente de métodos empíricos.

O modelamento dos processos de têmpera tem recebido considerável atenção na área de tratamentos térmicos visando-se à economia de tempo e redução no sucateamento ou retrabalhos em peças temperadas. O grande desenvolvimento apresentado pelos microcomputadores, bem como pelas placas de aquisição de dados modernas contribuiu substancialmente para o progresso da quantificação dos fatores de têmpera.

As curvas de resfriamento, obtidas com sondas ou com a inserção de termopares em posições variáveis em peças, são adequadas às determinações das velocidades críticas de resfriamento em várias posições das peças e à caracterização quantitativa do desempenho de meios de resfriamento. As velocidades críticas de têmpera podem ser relacionadas às composições químicas dos aços, permitindo a previsão da temperabilidade, microestrutura e distribuições de durezas dos mesmos, o que possibilita a quantificação das variáveis do processo.

## 2 - OBJETIVO

O objetivo do projeto consistiu no seguinte:

- 1.- Determinação das velocidades críticas de têmpera em aços com composições químicas e diâmetros variáveis, por meio de curvas de resfriamento.
- 2.- Comparação dos dados experimentais obtidos com os constantes na literatura, em forma de fórmulas, onde se leva em consideração a composição química do aço e o efeito dos tamanhos de grãos austeníticos originais.



### 3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Propriedades mecânicas desejadas podem ser usualmente obtidas em aços mais baratos quando procedimentos térmicos convencionais são empregados com eficiência, ou seja, quando pode-se atingir a profundidade de endurecimento requerida adequadamente, evitando-se o empenamento ou o aparecimento de trincas.

O caminho tradicional à resistência elevada nos aços dá-se normalmente pelo tratamento térmico de têmpera para formar a fase martensítica que é subsequente e revenida em uma temperatura intermediária, aumentando a tenacidade dos mesmos sem grandes perdas na resistência [1]. Portanto, limites convencionais de escoamento e de resistência à tração consideravelmente mais elevados podem ser obtidos por têmpera e revenido ao invés de normalização e revenido, como ilustrado na figura 01.

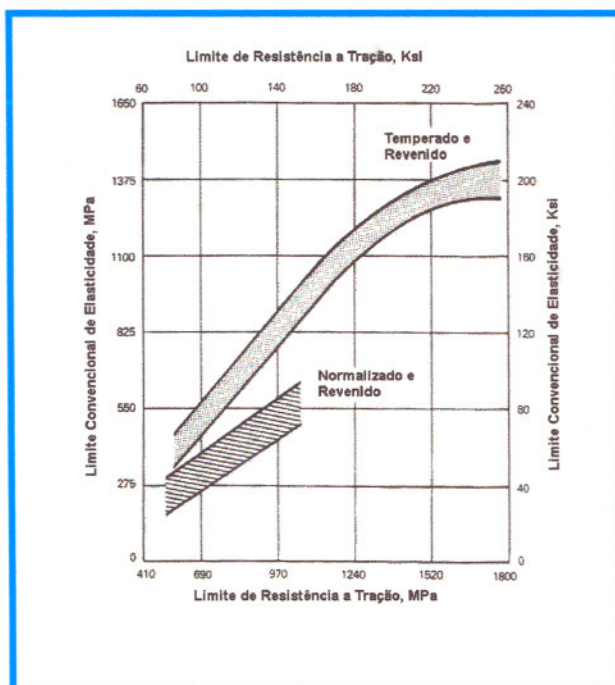


FIGURA 01 - Limites de resistência à tração e ao escoamento de aços normalizados e revenidos e aços temperados e revenidos<sup>[2]</sup>

O tratamento térmico de têmpera é considerado o principal método de endurecimento de aços carbono e de baixa liga e consiste no resfriamento rápido, a partir de uma temperatura elevada, chamada temperatura de austenitização [2-4]. O endurecimento satisfatório depende de vários fatores tais como a geometria da peça, a temperabilidade do aço e as práticas de têmpera empregadas [4]. Assim, resultados diversos podem ser obtidos pela mudança na composição do aço, dimensões e forma da peça ou na agitação, temperatura e tipo de meio de resfriamento empregados [3]. A máxima dureza de um aço está associada a uma estrutura totalmente martensítica [5].

Aços variam em suas respostas ao tratamento de têmpera, porque a profundidade abaixo da superfície que pode ser endurecida depende primordialmente das composições dos mesmos, geometria da peça e das condições de resfriamento, conforme citado anteriormente. Como o endurecimento é dependente da composição, temperabilidade é uma consideração importante e fundamental na seleção da liga para a produção de peças com elevada resistência [2].

Tendo em vista o que foi expresso anteriormente, temperabilidade refere-se à "susceptibilidade ao endurecimento por resfriamento rápido" [6] ou como "a propriedade, em ligas ferrosas, que determina a profundidade e distribuição de dureza produzida por têmpera" [7-8]. Ambas as definições acima enfatizam a dureza. A razão do endurecimento está relacionada com a formação e a presença do constituinte martensita, o que acarreta uma terceira definição de temperabilidade, como "a capacidade de um aço ser transformado parcial ou totalmente da fase austenítica para alguma porcentagem de martensita em uma dada profundidade quando resfriado sob determinadas condições" [4-5,9,12,], que descreve mais precisamente o processo físico associado ao endurecimento. Siebert, Doane e Breen [13], em seu livro sobre temperabilidade, preferem a última definição. A temperabilidade da liga indica portanto o quão rapidamente esta deve ser resfriada para produzir o constituinte martensita. Materiais de maior temperabilidade podem acomodar velocidades de resfriamento menores, mas para se obter a microestrutura martensítica na maioria das classes de aços usualmente empregados, são necessárias elevadas taxas de resfriamento que não podem ser obtidas com resfriamento ao ar [11].

A profundidade de endurecimento obtida pelo processo de têmpera é normalmente definida como a distância abaixo da superfície onde se obteve a quantidade de martensita desejada, depois de um tratamento de têmpera padronizado, sendo assim, uma medida da profundidade de endurecimento. Algumas vezes pode também ser definida como a distância abaixo da superfície na qual o teor de martensita alcançou uma certa porcentagem mínima [1,10].

Diversos experimentos foram elaborados para se avaliar de maneira quantitativa a temperabilidade.

Os métodos mais empregados e conhecidos são :

1. Teste de Temperabilidade Jominy (ASTM A255);
2. Método de Teste de Temperabilidade Grossmann ( $D_{crit}$ );
3. Análise de Curvas de Resfriamento.

### 3.1 - Conceito de Temperabilidade Grossmann

Elevada dureza está relacionada à formação e ao teor de martensita, que por sua vez são dependentes da taxa de resfriamento que deve ser suficiente para evitar o nariz da curva TTT do aço. Uma quantidade elevada do constituinte martensita em uma estrutura temperada e revenida produzirá elevadas propriedades de resistência ao impacto e à fadiga<sup>[3]</sup>. Deve-se ressaltar que a velocidade de resfriamento é afetada pelo tamanho e forma do corpo de prova e a severidade de têmpera,  $H$ .

A consideração de Grossmann e Bain<sup>[6]</sup> para temperabilidade é baseada na definição de dois parâmetros: Diâmetro Crítico ( $D_{crit}$ ) e Diâmetro Crítico Ideal ( $D_I$ ), ou segundo Krauss<sup>[5]</sup>, tamanho crítico e tamanho ideal. O diâmetro crítico é o maior diâmetro de uma barra temperada em um dado meio, que tempera até o centro, considerando-se um teor de 50% de martensita<sup>[5,10]</sup>. O diâmetro crítico  $D_{crit}$  é válido para o meio de têmpera no qual as barras foram temperadas. Se o meio for modificado, um diferente diâmetro crítico será obtido para o mesmo aço. Para identificar um meio de têmpera e sua condição, Grossmann introduziu o fator de intensidade ou severidade de têmpera,  $H$ <sup>[10]</sup>.

Para se determinar a temperabilidade de um aço independentemente do meio de têmpera, Grossmann introduziu o diâmetro crítico ideal  $D_I$  que é definido para uma intensidade de têmpera infinita ( $H=\infty$ ).

Em 1942, Grossmann<sup>[7,14-15]</sup> publicou um método para o cálculo da temperabilidade e mostrou que o efeito do teor de carbono e dos elementos de liga da composição química do aço na temperabilidade era multiplicativo, ao invés de aditivo, e publicou uma série de fatores de multiplicação para vários elementos relacionados ao diâmetro crítico ideal  $D_I$ , em função do valor de tamanho de grão e teor de carbono correspondentes. O fator multiplicativo nem sempre varia proporcionalmente ao teor do elemento químico<sup>[7,16]</sup>.

Desta maneira, as duas mais importantes variáveis que influenciam a temperabilidade são o tamanho de grão e a composição. Segundo o Metals Handbook (ASM), vol. 1, 9<sup>th</sup> Ed.<sup>[7]</sup>, a homogeneidade da austenita também constitui uma importante variável. A temperabilidade, ou seja a profundidade de endurecimento, aumenta com o tamanho de grão austenítico, porque a área do contorno de grão diminui. Isto significa que os pontos favoráveis à nucleação da fase ferrítica e perlítica diminuem em número, resultando na redução destas transformações, e a temperabilidade é portanto aumentada, favorecendo-se a formação da martensita. Igualmente, muitos elementos de

liga metálicas dificultam as reações ferríticas, perlíticas e bainíticas aumentando desta forma a temperabilidade<sup>[1-2,7,9,10]</sup>.

Sendo uma consequência da transformação austenita - martensita, a profundidade de endurecimento depende dos seguintes fatores<sup>[10]</sup>:

1. Tamanho e forma da seção transversal;
2. Temperabilidade do material;
3. Condições de têmpera.

Assim, o tamanho de grão austenítico deve também ser considerado e, portanto, o primeiro passo consiste em se determinar o efeito dos tamanhos dos mesmos na temperabilidade<sup>[1,2,9]</sup>. Neste contexto, tal efeito pode ser quantificado em termos do diâmetro crítico ideal,  $D_I$ , determinado para aços com teores de carbono no intervalo 0,2-1,0 % em peso, e para o intervalo do tamanho de grão (ASTM 4-8). Segundo o Metals Handbook (ASM), vol. 1, 9<sup>th</sup> Ed.<sup>[7]</sup>, a temperabilidade de um aço carbono pode aumentar em até 50% com um aumento no tamanho de grão austenítico original de ASTM 8 (6 a 10) para ASTM 3 (1 a 4). O efeito torna-se mais pronunciado se o teor de carbono for aumentado ao mesmo tempo. Nas figuras 02 e 03<sup>[1,9]</sup>, pode-se verificar o aumento da temperabilidade com o tamanho de grão.

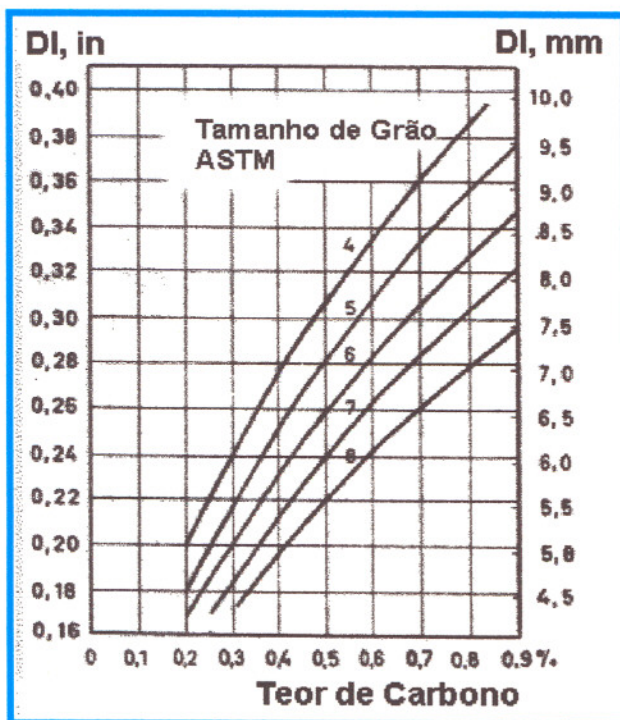


FIGURA 02 - Diâmetro crítico ideal em função do teor de carbono e do tamanho de grão austenítico para aços carbono<sup>[9]</sup>

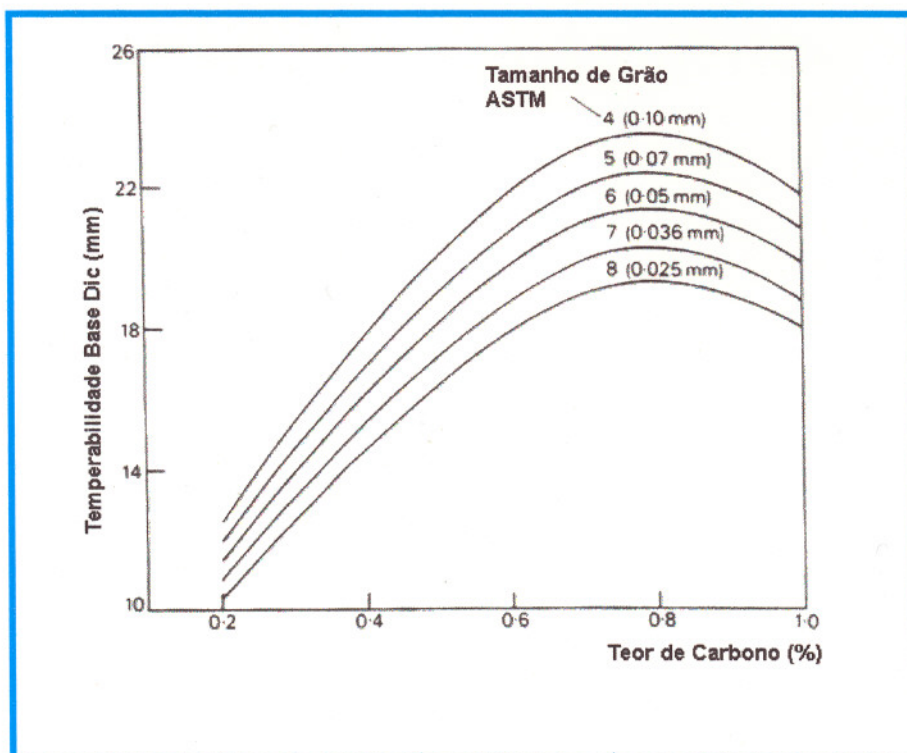


FIGURA 03 - Efeito do teor de carbono e tamanho de grão na temperabilidade "base" (Moser e Legart, *Härterei Tech, Mitt.* 24, 100, 1969)<sup>[1]</sup>

O uso destes diagramas proporciona a determinação da temperabilidade básica,  $D_{1c}$ , que é modificada em função do efeito dos elementos de liga adicionados<sup>[1-2,9,10]</sup>. Isto é feito pelo uso de fatores de multiplicativos que são experimentalmente determinados para uma família de elementos de liga, conforme indicado na Tabela 2.1<sup>[2]</sup>, presente no "*HandBook of Quenchants and Quenching Technology*", Totten et al., e nas figuras 4, 5 e 6<sup>[1-2,9]</sup>.

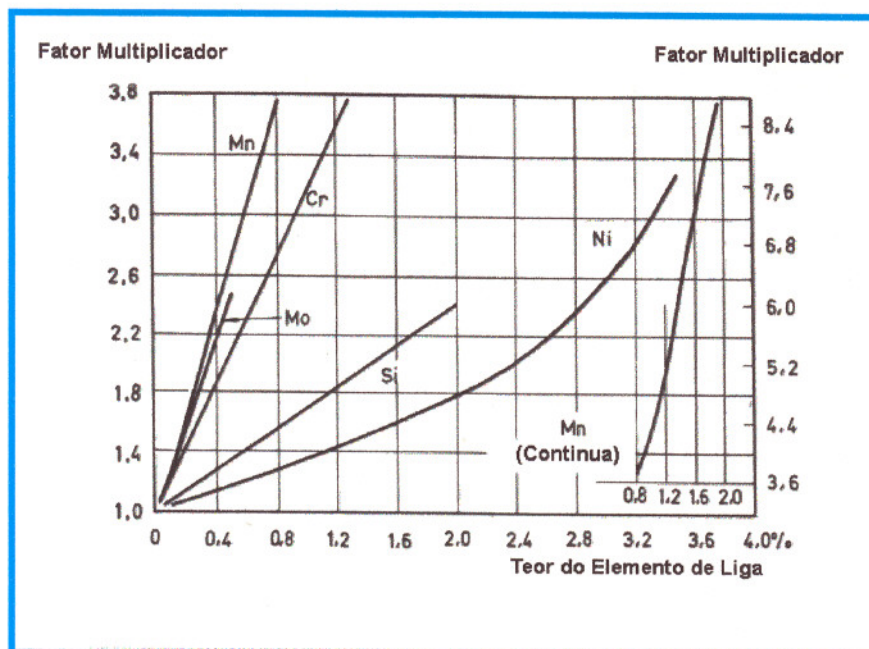


FIGURA 04 - Fatores multiplicativos de diferentes elementos de liga para o cálculo da temperabilidade<sup>[9]</sup>

Os fatores presentes nos diagramas foram selecionados a partir de vários resultados de testes obtidos de diferentes trabalhos de pesquisa e aprovados pela American Iron and Steel Institute (AISI)<sup>[9]</sup> e foram desenvolvidos baseando-se em dados de aços médio carbono, com média temperabilidade. Esses fatores e outros para aços com faixas de composição particulares devem ser incorporados nos cálculos através da montagem de gráficos a partir de dados obtidos por ensaios Jominy específicos<sup>[1,17-18]</sup>.

Os diagramas são válidos somente se for assumido que todo o carbono esteja em solução na temperatura de austenitização. Uma completa dissolução dos carbonetos pode resultar em efeitos danosos no crescimento dos grãos e em elevados teores de austenita retida no aço<sup>[9]</sup>.

A equação 1<sup>[2]</sup> a seguir é uma expressão geral para o cálculo do diâmetro crítico ideal,  $D_I$ :

$$D_I = D_{IC} (\text{carbono e tamanho de grão}) \cdot f_{Mn} \cdot f_{Si} \cdot f_{Cr} \cdot f_{Mo} \cdot f_V \cdot f_{Cu} \quad (1)$$

onde  $f_x$  é o fator de multiplicação para o elemento de liga particular.

O diâmetro crítico ideal,  $D_I$ , pode também ser calculado pela seguinte relação empírica<sup>[1,9]</sup>:

$$D_I = D_{IC} \cdot 2,21 \cdot (\%Mn) \cdot 1,40 \cdot (\%Si) \cdot 2,13 \cdot (\%Cr) \cdot 3,275 \cdot (\%Mo) \cdot 1,47 \cdot (\%Ni) \quad (\% \text{ em peso}) \quad (2)$$

A definição do  $D_I$  assume que as peças são resfriadas em um meio de têmpera ideal, ou seja, aquele que possui capacidade de extração de calor

infinita ou severidade de têmpera infinita ( $H=\infty$ ), isto é, uma intensidade de têmpera hipotética que reduz a temperatura do aço aquecido à temperatura do meio em tempo zero<sup>[10]</sup>. Operações de têmpera reais podem somente aproximar-se das condições ideais. A profundidade de endurecimento obtida na prática depende não apenas da temperabilidade do aço particular mas também da geometria da peça e da severidade de têmpera,  $H$ .

O diâmetro de um cilindro que temperado produzirá 50% de martensita no centro ( $D$ ) em processos convencionais de têmpera é sempre menor que o diâmetro crítico ideal ( $D_I$ ). A relação entre  $D$  e  $D_I$  para têmpera em meios de resfriamento com várias severidades,  $H$ , é ilustrada na figura 05 [2,5-6,19]

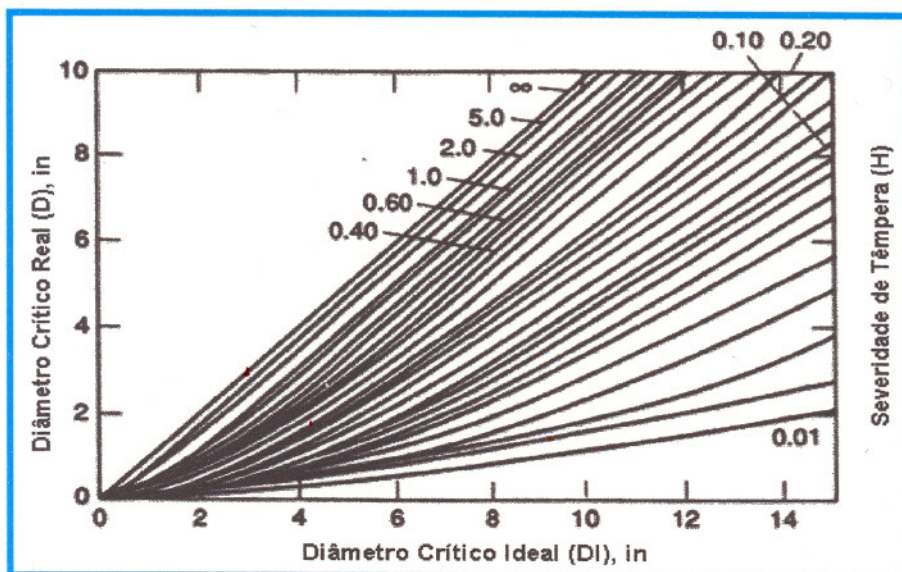


FIGURA 05 - Relações entre diâmetro crítico ideal,  $D_I$ , diâmetro crítico real,  $D$ , e severidade de têmpera,  $H$  [2,5-6,10,19]

Portanto, o procedimento de cálculo da temperabilidade de um aço, empregando-se o Conceito de Grossmann, a partir da composição inclui os seguintes passos:

1. Determinação do tamanho de grão austenítico ASTM;
2. Determinação da composição química;
3. Determinação da temperabilidade básica,  $D_{IC}$ , a partir do teor de carbono e tamanho de grão;
4. Determinação dos fatores de liga;
5. Multiplicação dos fatores de acordo com a equação 2 para calcular o diâmetro crítico ideal.

Regiões diferentes da seção transversal da peça resfriam com diferentes taxas quando temperadas. As taxas de resfriamento são afetadas pela severidade de têmpera, H, e pela forma da peça, como mostrado na figura 06. \*

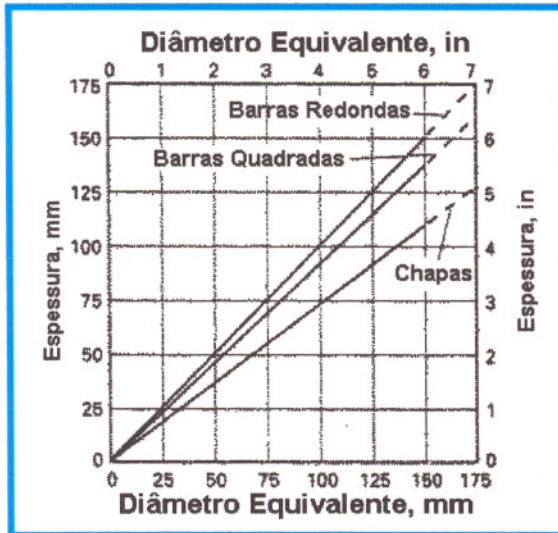


FIGURA 06 - Relação entre o diâmetro das barras e a espessura das placas e barras quadradas completamente temperadas<sup>[2]</sup>

O Método de Grossmann para o cálculo da temperabilidade é razoável, mas suas medidas e estudos de temperabilidade foram limitados à dureza, sendo que os detalhes das transformações foram completamente ignorados. Uma série de trabalhos foram publicados tentando melhorar o intervalo de aplicação ou aumentar a acuracidade do método<sup>[11-13,15-16,20-22]</sup>.

Uma bibliografia selecionada sobre o assunto pode também ser encontrada nas referências bibliográficas<sup>[10,15,23-28]</sup>.

### 3.2 - Teste de Temperabilidade Jominy (ASTM A255)

O teste por resfriamento da extremidade desenvolvido por Jominy e Boegehold<sup>[29]</sup> é geralmente referido apenas como Teste Jominy, sendo o método mais familiar e mundialmente empregado para se determinar a temperabilidade, sendo disponível como um padrão internacional<sup>[23,30]</sup>. Este teste apresenta vantagens significativas que são<sup>[10,23]</sup>:

1. Caracteriza a temperabilidade de um aço a partir de uma simples amostra, permitindo um largo intervalo de curvas de resfriamento em um simples teste;
2. É razoavelmente reprodutível.



A temperabilidade é expressa graficamente em termos da distância da extremidade temperada para um dado valor de dureza.

O Teste de Temperabilidade Jominy é empregado principalmente em aços baixa liga para cementação (temperabilidade no centro) e em aços estruturais, que são geralmente endurecidos até o centro em óleos e revenidos. O teste Jominy é satisfatório para todos os aços, exceto aqueles com temperabilidade muito alta ou muito baixa, isto é,  $D_1 < 1,0$  ou  $D_1 > 6,0$  in<sup>[13]</sup>.

A curva de temperabilidade característica do aço deve estar contida entre os limites superior e inferior das curvas de temperabilidade, obtidos a partir das composições limites para os aços SAE-AISI H especificados. As curvas apresentadas graficamente, mostram os valores de dureza máximo e mínimo correspondentes à uma certa distância da extremidade temperada de um corpo de prova de teste padrão para todos os aços H.

A figura 07 mostra diferentes temperabilidades entre classes diferentes de aços ligados contendo 0,5% de carbono<sup>[5, 31]</sup>.

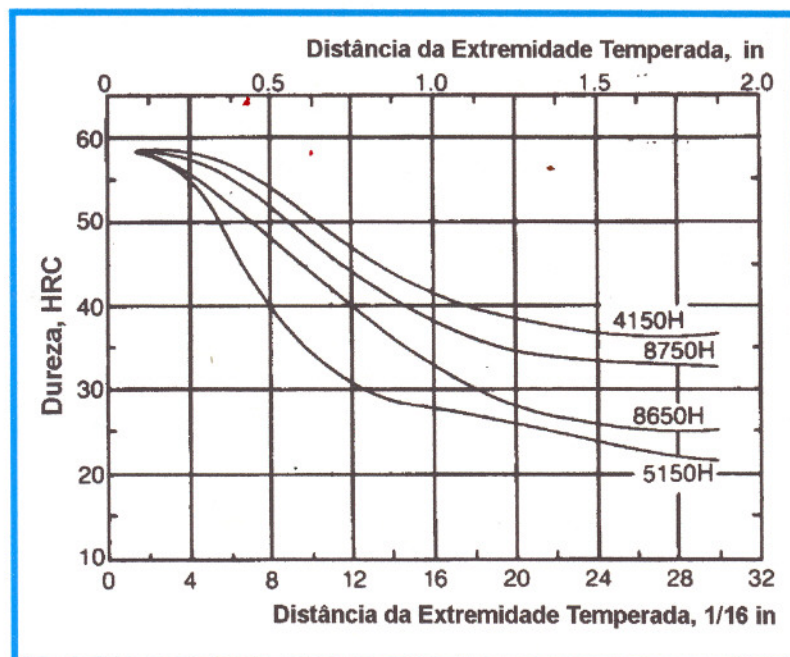


FIGURA 07 - Resultados de testes Jominy para quatro diferentes classes de aços ligados, todos contendo 0,5% de carbono<sup>[5,31]</sup>

Sua utilização conjuntamente com as curvas de correlacionamento permitem a determinação das durezas em várias posições de barras com diâmetros variáveis quando resfriadas em diferentes meios de resfriamento.

Os Ensaio Jominy são também empregados na seleção de uma determinada classe ou espécie de aço em função de uma aplicação específica. Neste caso, as curvas Jominy são empregadas para se prever a profundidade de endurecimento<sup>[10,23]</sup>.

As taxas de resfriamento estão intimamente relacionadas às curvas de temperabilidade Jominy e às curvas CCT e IT, conforme indicado na figura 08 para um aço eutetóide<sup>[23]</sup>.

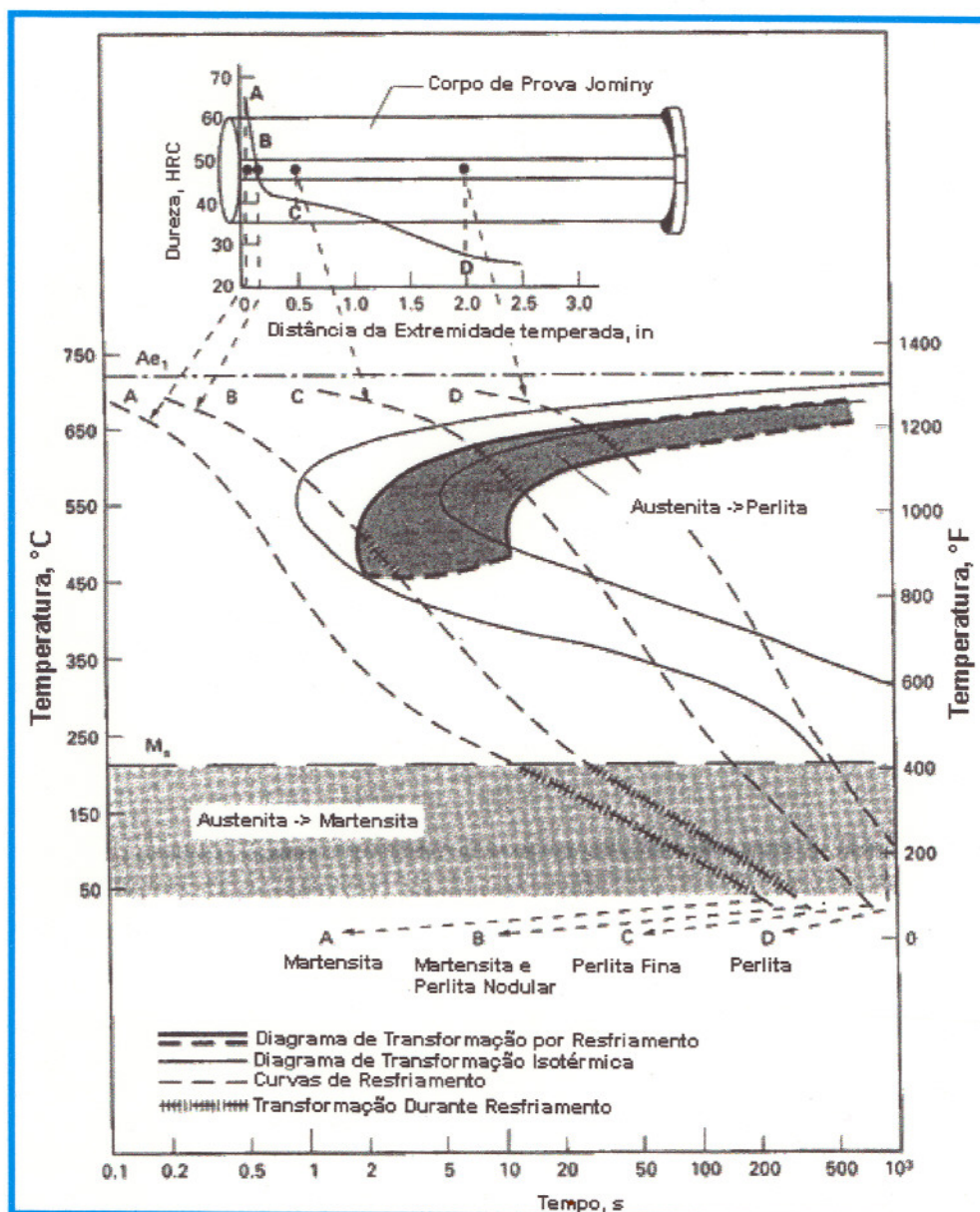


FIGURA 08 - Relação entre o Diagrama CCT (linhas grossas) e IT (linhas finas) de um aço eutetóide. Quatro taxas de resfriamento em diferentes posições de um espécime Jominy estão sobrepostas no diagrama CCT<sup>[23]</sup>

Os valores de profundidade de endurecimento são geralmente baseados na suposição de que as velocidades de resfriamento predominantes nas diferentes distâncias da extremidade temperada do espécime Jominy podem ser associadas com as taxas de resfriamento predominantes nas diferentes posições das seções transversais de barras de

diferentes diâmetros. Se as taxas de resfriamento forem iguais, conclui-se que microestruturas e dureza equivalentes podem ser esperadas depois da tempera<sup>[10,23]</sup>.

Os diagramas mostrados na figura 09 a seguir foram desenvolvidos para este propósito. Estes diagramas fornecem uma correlação entre as equivalentes taxas de resfriamento nas diferentes distâncias da extremidade temperada do espécime Jominy e as diferentes posições (centro, meio raio, três quartos do raio e superfície) na seção transversal de barras redondas de diferentes diâmetros.

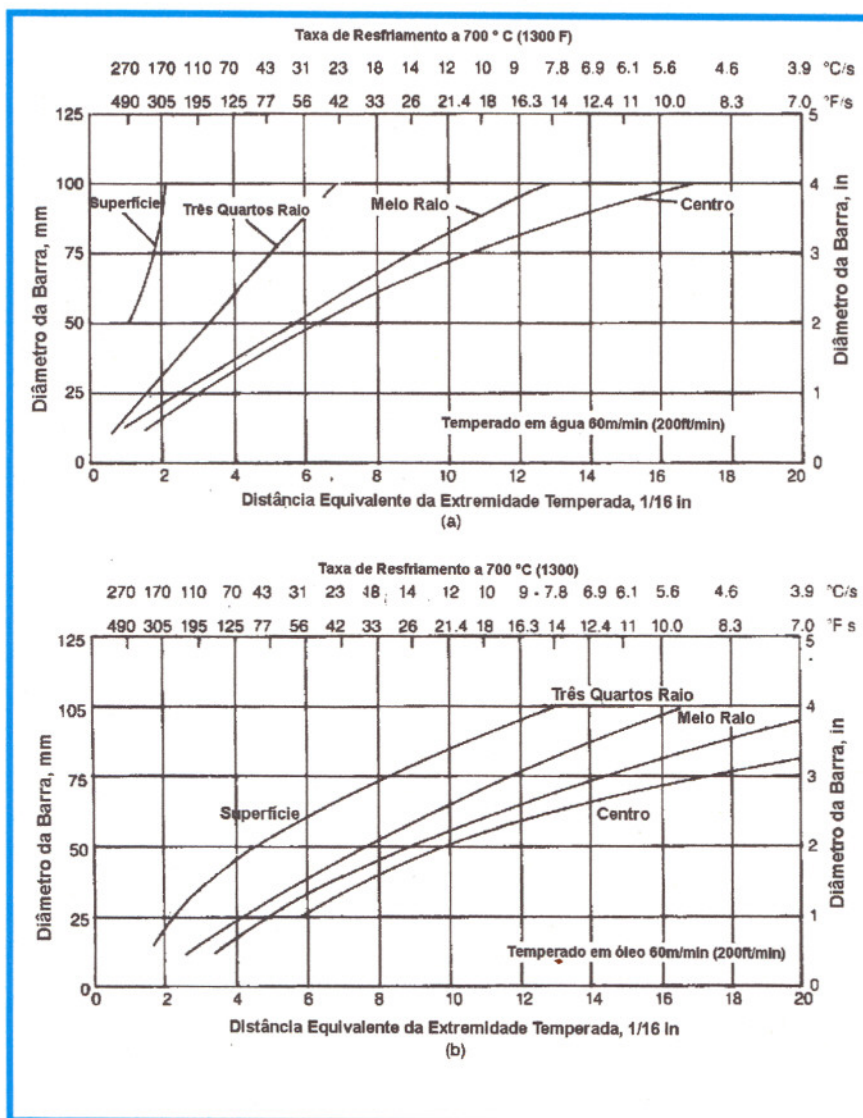


FIGURA 09 - Correlação entre as equivalentes taxas de resfriamento nas diferentes distâncias da extremidade temperada do espécime Jominy e as diferentes posições na seção transversal de barras redondas de diferentes diâmetros, temperadas em (a) água e (b) óleo<sup>[4-5,10]</sup>

### 3.3 - Velocidades Críticas de Resfriamento

A velocidade crítica de resfriamento é um dos parâmetros fundamentais que definem a têmpera dos aços. No processo de têmpera, por exemplo, as taxas de resfriamento devem ser rápidas o suficiente para permitir a formação da microestrutura desejada mas lentas o suficiente para minimizar as tensões residuais e distorções<sup>[10]</sup>.

Dois importantes fatores influenciam as taxas de resfriamento ou as taxas pelas quais calor pode ser removido de uma peça de aço. O primeiro consiste na habilidade do calor difundir do interior da amostra de aço para a superfície, sendo caracterizada pela difusividade térmica (unidades de área por unidades de tempo) ou pelo calor específico, enquanto que o segundo corresponde à habilidade do meio de têmpera em remover calor da superfície do corpo de prova<sup>[4-5]</sup>. Desta maneira, pode-se constatar que várias características tanto do material, como do meio de resfriamento, influenciam a taxa na qual calor é removido da peça sendo temperada<sup>[4]</sup>.

As taxas de resfriamento são controladas pela formação da camada de vapor, pelas características do borbulhamento, e pela velocidade, temperatura, calor específico, calor de vaporização, condutividade, densidade, viscosidade e características de molhamento do fluido<sup>[4]</sup>.

Em seções espessas, a taxa de resfriamento é limitada pela taxa de condução do calor do interior para a superfície. O rápido resfriamento do centro de peças grandes pode se tornar impossível por qualquer método de resfriamento, devido ao efeito de massa. Quando o endurecimento profundo de uma seção grande for obrigatório, torna-se necessário o emprego de um aço ligado com elevada temperabilidade.

Normalmente, as taxas de resfriamento de interesse são medidas em algum intervalo de temperatura, tipicamente entre 315 e 370°C ou a 730°C, temperatura onde ocorre uma grande tendência de formação das fases perlítica ou bainítica<sup>[2,32-33]</sup>.

As velocidades de resfriamento requeridas para a obtenção de uma microestrutura particular são representadas nos diagramas de Transformação Tempo Temperatura (TTT) e diagramas de Transformação por Resfriamento Contínuo (CCT)<sup>[34-37]</sup>. Tais diagramas apresentam aproximadamente as curvas de resfriamento mínimas necessárias durante a têmpera de várias ligas, para se obter as microestruturas desejadas.

Um fator importante na constatação de que uma determinada peça de aço pode ser ou não inteiramente temperada é a posição do nariz da curva CCT ou TTT do aço. Qualquer fator que provoque uma alteração do nariz da curva mudará a velocidade crítica de resfriamento, influenciando na condição em que o aço pode ser temperado<sup>[38]</sup>. Por exemplo, se as necessidades de projeto para uma peça específica determinam que sua seção transversal deva ser inteiramente temperada (e não uma mistura de martensita e bainita ou perlita) o material selecionado deve possuir temperabilidade suficiente para que a taxa de resfriamento no centro da maior seção seja mais rápida que a velocidade crítica de resfriamento. De outra maneira, parte da seção não se transformará em martensita.<sup>[38]</sup>

A velocidade crítica de resfriamento é geralmente definida como a taxa na qual a formação de perlita ou bainita é evitada, ou seja, corresponde à mínima velocidade de resfriamento resultando em uma estrutura inteiramente martensítica<sup>[9,32,33,39,40]</sup>

Segundo Maynier et al.<sup>[11-12,15,41-42]</sup> e conforme a American Society for Metals<sup>[23]</sup> (1995), a partir da composição química do aço, pode-se estimar velocidades de resfriamento em pontos determinados da peça temperada e prever a porcentagem relativa de martensita, bainita, ferrita e perlita. Neste contexto, existem várias categorias de velocidades críticas de resfriamento, especificadas em função das porcentagens das microestruturas a que se referem nos diagramas CCT ou TTT, definidas abaixo e conforme mostrado nas figuras 10 e 11<sup>[23,33,41,42]</sup>.

1. Velocidade crítica de resfriamento martensítica,  $V_1$ : é a mínima velocidade crítica resultando em uma estrutura inteiramente martensítica.
2. Velocidade crítica de resfriamento bainítica,  $V_2$ : é a mínima velocidade crítica resultando em uma estrutura constituída de bainita e martensita.
3. Velocidade crítica de resfriamento para se obter uma estrutura inteiramente recozida,  $V_3$ : é a máxima velocidade de resfriamento produzindo uma estrutura constituída inteiramente de ferrita e perlita.

Outras velocidades críticas de resfriamento podem ser definidas, como por exemplo:

1.  $V_1^{(90)}$  velocidade crítica de resfriamento resultando em 10% de bainita e 90% de martensita;
2.  $V_1^{(50)}$  velocidade crítica de resfriamento resultando em 50% de bainita e 50% de martensita;
3.  $V_2^{(90)}$  velocidade crítica de resfriamento resultando em 10% de ferrita-perlita e 90% de bainita;
4.  $V_2^{(50)}$  velocidade crítica de resfriamento resultando em 50% de ferrita-perlita e 50% de bainita;
5.  $V_3^{(90)}$  velocidade crítica de resfriamento resultando em 90% de ferrita-perlita e 10% de bainita;
6.  $V_1^{(1)}$  velocidade de resfriamento mínima dando 1% de martensita. Sua determinação experimental é difícil.
7.  $V_p$  velocidade de resfriamento máxima dando uma estrutura perlítica. Esta velocidade somente pode ser obtida, com dificuldade, por análises térmicas diferenciais<sup>[33]</sup>.

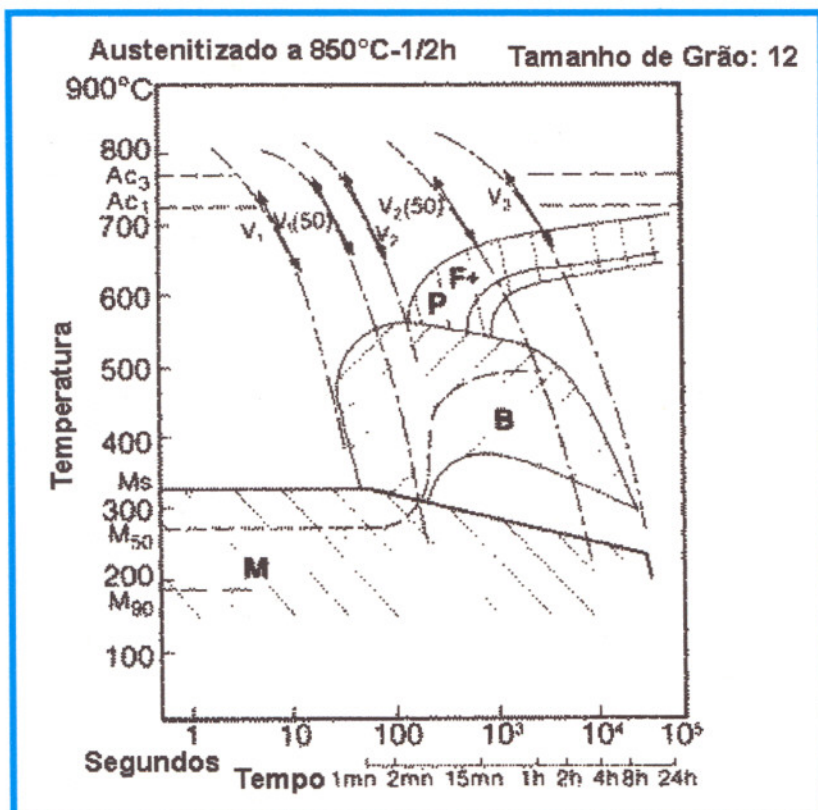


FIGURA 10 - Diagrama CCT do aço 30 NC11<sup>[33]</sup>

O aço 30 NC 11 é produzido pela I.R.S.I.D. (Courbes de Transformation des aciers de fabrication française - Curvas de Transformação de Aços de Fabricação Francesa) cuja composição química é mostrada na tabela 01<sup>[33]</sup>.

TABELA 01 - Composição química do aço 30 NC 11 conforme I.R.S.I.D.<sup>[33]</sup>

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%As
0,32	0,30	0,20	0,008	0,017	2,95	0,69	≤0,10	0,31	0,056

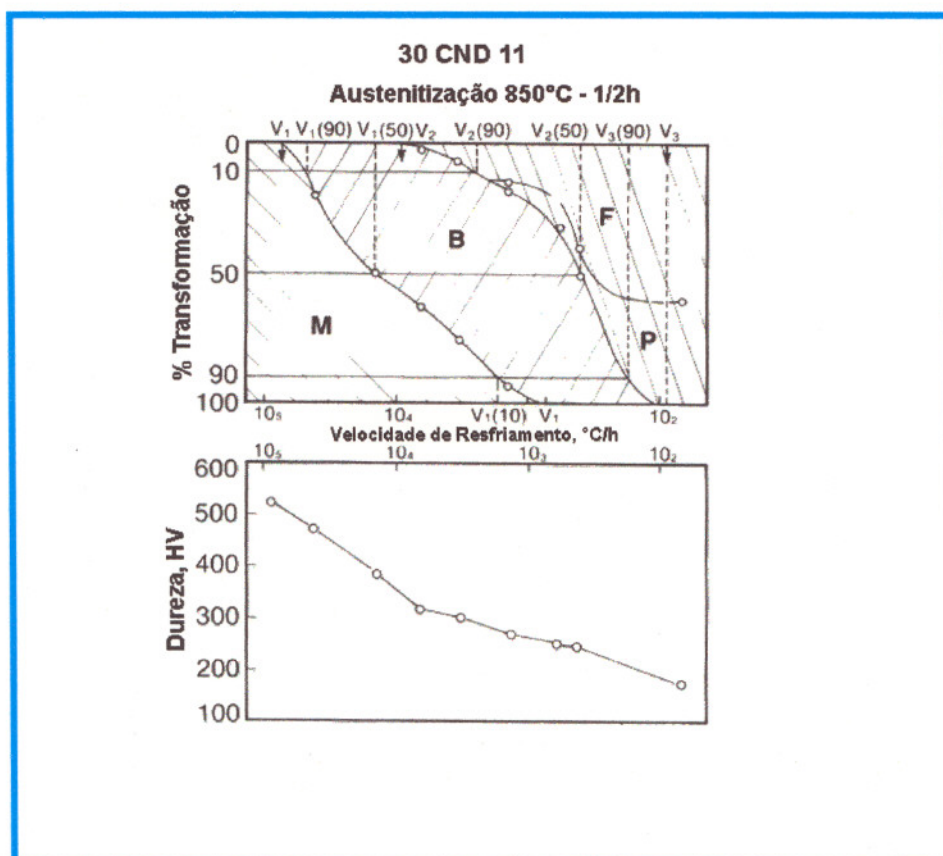


FIGURA 11 - Porcentagem da transformação e dureza após têmpera (HV) em função da velocidade de resfriamento a 700°C<sup>[33]</sup>

Segundo Uemoto et al.<sup>[43]</sup>, as velocidades críticas são expressas por taxas lineares de resfriamento. O cálculo da velocidade crítica  $\alpha$  na qual o constituinte perlita atinge uma fração transformada  $X$  em uma temperatura  $T$ , durante o resfriamento, é proposto como:

$$\alpha = \frac{1}{t_0} \cdot \left\{ \frac{\ln 0,5}{\ln(1-X)} \right\}^{1/n} \cdot \sqrt{\frac{n \cdot \pi}{a}} \quad (3)$$

onde:

$t_0$ : tempo de meia reação na temperatura do nariz determinado a partir do diagrama TTT do aço;

$n/a$ : valor conhecido, cuja determinação é mostrada no apêndice do artigo referido<sup>[43]</sup>.

Onde o valor de  $n$  é calculado por Johnson e Mehl<sup>[44]</sup>, a partir do modelo de nucleação e crescimento para a transformação perlítica. O valor  $a$  é determinado a partir de uma dada curva C do diagrama TTT e indica a "extensão" de uma parábola, desde que a curva C assuma uma forma parabólica.

Segundo Uemoto et al.<sup>[43]</sup>, o efeito do tamanho de grão austenítico é determinado de maneira indireta, isto é, a partir de valores conhecidos da velocidade crítica  $\alpha_1$  e do tamanho de grão  $d_1$ , a taxa crítica de resfriamento  $\alpha_2$  para um certo tamanho de grão  $d_2$  é dada por:

$$\alpha_2 = \alpha_1 \left( \frac{d_1}{d_2} \right)^{m/n} \quad (4)$$

onde, o valor de  $m$  depende da região de nucleação da perlita, assumindo valores conforme a tabela 02.

TABELA 02 - Valores de  $m$  para diferentes sítios de nucleação<sup>[43]</sup>

Sítio de Nucleação	Superfície	Aresta	Canto
Valor de $m$	1	2	3

Esta equação calcula a velocidade de resfriamento que produz a porcentagem  $X$  de perlita antes que a temperatura seja inferior ao valor da temperatura  $M_s$  de início da formação do constituinte martensita.

Aplicando a equação 3 proposta para um aço 1095 de diagrama TTT conhecido, Uemoto et al.<sup>[43]</sup> calcularam as velocidades críticas necessárias para se obter 99% de martensita e 1% de perlita,  $\alpha_U$ , e 1% de martensita,  $\alpha_L$ , como sendo 152°C/s e 33°C/s, respectivamente. Estes resultados foram comparados aos calculados por French<sup>[45]</sup> para um aço com composição química similar (aço 0,96C) que foram 160 e 35°C/s.

Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup> apresentam 8 fórmulas para o cálculo de taxas críticas de resfriamento a 700°C em °C/h, que sofreram regressão linear e estão apresentadas na forma  $\text{Log}V_i$ . O termo logarítmico reflete a conveniente normalização do tempo para plotar as curvas IT e CCT<sup>[23]</sup>.

Este mecanismo para o cálculo das taxas críticas de resfriamento é conhecido como *Sistematização de Creusot-Loire das Curvas CCT*, e sua aplicação é válida para os seguintes intervalos de composição: 0,2 a 0,5% C, Si ≤ 1%, Mn ≤ 2%, Ni ≤ 4%, Cr ≤ 3%, Mo ≤ 1%, V ≤ 0,2%. Os parâmetros T em Kelvin e t em horas são utilizados para definir o parâmetro de crescimento de grão termicamente ativado ou Parâmetro de Austenitização (PA).



O ASM International Handbook<sup>[23]</sup> define o procedimento de cálculo do Parâmetro de Austenitização  $P_A$  ( $^{\circ}\text{C}\cdot\text{h}$ ) em duas etapas que são:

$$P'_A = \left[ \frac{1}{T(\text{K})} - \frac{n.R}{H_a} \cdot \log t(\text{h}) \right]^{-1} \quad (5)$$

e

$$P_A(^{\circ}\text{C}) = P'_A - 273 \quad (6)$$

Porém, Maynier et al<sup>[32-33,40-42]</sup>, acrescentam um termo, tempo de referência em horas  $t_0$ , na porção logarítmica da equação do Parâmetro de Austenitização  $P_A$ , conforme mostrado abaixo:

$$P_A = \left( \frac{1}{T} - \frac{n.R}{H_a} \cdot \log_{10} \frac{t}{t_0} \right)^{-1}; \quad (7)$$

onde:

T: temperatura em Kelvin;

t: tempo em horas;

$t_0$  : unidade de tempo = 1 hora;

n: ln10;

R: constante universal dos gases;

$H_a$ : Energia de ativação, que é da ordem de  $110 \text{ Kcal/mol}$ .

Os artigos<sup>[32-33,40-42]</sup> apresentam os valores de  $P_A$  em  $^{\circ}\text{C}\cdot\text{h}$ , sendo que a temperatura é especificada em Kelvin na equação 7 e nada é apontado em relação a equação 6 de conversão, somente apresentada no Metals HandBook<sup>[23]</sup>. O significado da unidade  $^{\circ}\text{C}\cdot\text{h}$  também não é discutido.

As fórmulas para determinação das taxas críticas de resfriamento, que constituem-se nas taxas mínimas necessárias para a obtenção de porcentagens específicas dos constituintes metalográficos durante o processo de têmpera, são as seguintes:

$$\text{Log}V_1 = 9,81 - 4,62.C - 1,05.Mn - 0,54.Ni - 0,5.Cr - 0,66.Mo - 0,00183.P_A \quad (8)$$

todos elementos exceto Si e V sendo significativos à 99,9%.  $2\sigma$  para Log  $V_1$  é 0,49.

$$\text{LogV}_2 = 10,17 - (3,80.C + 1,07.Mn + 0,70.Ni + 0,57.Cr + 1,58.Mo + 0,0032.P_A) \quad (9)$$

todos os elementos exceto Si e V,  $2\sigma=0,60$ .

$$\text{LogV}_3 = 6,36 - (0,43.C + 0,49.Mn + 0,78.Ni + 0,27.Cr + 0,38.Mo + 2.\sqrt{Mo} + 0,0019P_A) \quad (10)$$

todos os elementos sendo significativos à 99,9%, com exceção do C (93,2%);  $2\sigma=0,50$ .

$$\text{LogV}_1^{(90)} = 8,76 - (4,04.C + 0,96.Mn + 0,49.Ni + 0,58.Cr + 0,97.Mo + 0,0010.P_A); \quad (11)$$

todos os elementos são significativos à 99,9% e  $2\sigma=0,54$  para 74 equações.

$$\text{LogV}_1^{(50)} = 8,50 - (4,12.C + 0,86.Mn + 0,57.Ni + 0,41.Cr + 0,94.Mo + 0,0012.P_A); \quad (12)$$

todos os elementos são significativos à 99,9% e  $2\sigma=0,61$  para 80 equações.

$$\text{LogV}_2^{(90)} = 10,55 - (3,65.C + 1,08.Mn + 0,77.Ni + 0,61.Cr + 1,60.Mo + 0,0032.P_A); \quad (13)$$

com  $2\sigma=0,90$ .

$$\text{LogV}_2^{(50)} = 8,74 - (2,23.C + 0,86.Mn + 0,56.Ni + 0,59.Cr + 1,60.Mo + 0,0032.P_A); \quad (14)$$

com  $2\sigma=0,90$ .

$$\text{LogV}_3^{(90)} = 7,51 - (1,38.C + 0,35.Mn + 0,93.Ni + 0,11.Cr + 2,31.Mo + 0,0033.P_A); \quad (15)$$

com  $2\sigma=0,80$ .

A tabela 03 mostra um resumo dos resultados obtidos, por Maynier et al<sup>[32-33,40-42]</sup>, na determinação dos fatores multiplicativos para cada elemento químico integrante das equações para o cálculo das velocidades críticas de resfriamento.

TABELA 03 - Resumo dos resultados<sup>[33]</sup>

	C <sup>te</sup>	C	Mn	Ni	Cr	Mo	P <sub>A</sub> °C-1h	Nº Equações	2σ
LogV <sub>1</sub>	9,81	4,62	1,10	0,54	0,50	0,66	0,0018	68	0,49
LogV <sub>1</sub> <sup>(90)</sup>	8,76	4,04	0,96	0,49	0,58	0,97	0,0010	74	0,54
LogV <sub>1</sub> <sup>(50)</sup>	8,50	4,13	0,86	0,57	0,41	0,94	0,0012	80	0,61
LogV <sub>2</sub>	10,17	3,80	1,07	0,70	0,57	1,58	0,0032	82	0,60
LogV <sub>2</sub> <sup>(90)</sup>	10,55	3,65	1,08	0,77	0,61	1,49	0,0040	90	0,82
LogV <sub>2</sub> <sup>(50)</sup>	8,74	2,23	0,86	0,56	0,59	1,60	0,0032	102	0,90
LogV <sub>3</sub> <sup>(90)</sup>	7,51	1,38	0,35	0,93	0,11	2,31	0,0033	63	0,80
LogV <sub>3</sub>	6,36	0,43	0,49	0,78	0,26	0,38Mo +2Mo	0,0019	71	0,51

É importante considerar que as fórmulas empíricas apresentadas para o cálculo das velocidades críticas de resfriamento e do parâmetro de austenitização P<sub>A</sub> não possuem coerência dimensional. No caso do fator P<sub>A</sub>, tal incoerência pode ser eliminada se for utilizado o termo t<sub>0</sub> nos cálculos. Porém, as velocidades críticas determinadas por regressão linear são expressas em [°C/h] enquanto que, no segundo membro das equações, o teor dos elementos químicos é adimensional e a unidade do fator P<sub>A</sub> é [(°C-1h)].

Na edição de Junho de 1995 o Metals HandBook (ASM)<sup>[23]</sup>, apresenta valores tabelados de taxas críticas de resfriamento e os microconstituintes correspondentes, obtidos analiticamente por meio das equações propostas por Maynier et al<sup>[32-33,40-42]</sup>, para um aço para cementação AISI 8620, de composição em % em peso, 0,20C/ 1Mn/ 0,5Ni/ 0,5Cr/ 0,2Mo. Tais dados são apresentados na tabela 04.

TABELA 04 - Taxas críticas de resfriamento calculadas e microestrutura, para um aço AISI 8620<sup>[23]</sup>

*Parâmetro de austenitização,  $P_A = 917$  (°C - 1h)*

Taxas críticas de resfriamento			Microestrutura, %		
V(°C/s)	V(°C/h)	LogV	M	B	F+P
89,2	321 067	5,507	100	0	0
61,7	222 017	5,346	90	10	0
30,2	108 658	5,036	50	50	0
7,9	28 565	4,456	10	90	0
3,4	12 177	4,086	0	90	10
1,1	4 035	3,606	0	50	50
0,2	754	2,877	0	10	90
0,1	352	2,547	0	0	100

Contudo, o artigo não apresenta o diagrama CCT de transformação por resfriamento contínuo para o aço AISI 8620, empregado na determinação analítica das velocidades críticas de resfriamento, por meio das equações obtidas por regressão linear. Desta maneira, com o propósito de verificar a veracidade dos resultados, a mesma seqüência de cálculos foi adotada em nosso trabalho na obtenção da velocidade crítica  $V_1$  para um aço de cementação 8620 de composição: 0,23C; 0,72Mn; 0,59Ni; 0,52Cr; 0,21Mo, cujo diagrama IT era conhecido, figura 12<sup>[37]</sup>. A tabela 05 mostra os resultados obtidos.

Para o cálculo da velocidade crítica de resfriamento em °C/s por meio do diagrama IT de transformação isotérmica, foi empregada a equação sugerida por Maynier et al<sup>[33]</sup> dada por:

$$V_C = \frac{917^\circ\text{C} - 500^\circ\text{C}}{\Delta t} \quad (16)$$

onde  $\Delta t$  é o intervalo de tempo de resfriamento medido entre as temperaturas de austenitização, neste caso 917°C, e do "nariz" da curva IT 500°C.

## Tipo 8620 / 86B20

Composição: Fe-0,23%C-0,72%Mn-0,59%Ni-0,52%Cr-0,21%Mo/

Fe-0,22%C-0,76%Mn-0,57%Ni-0,51%Cr-0,20%Mo-0,0025%B

Tamanho de Grão: 8 para 8620 e 9 para 86B20

Austenitizado a 927°C (1700°F) Boro Tratado: Linhas Pretas

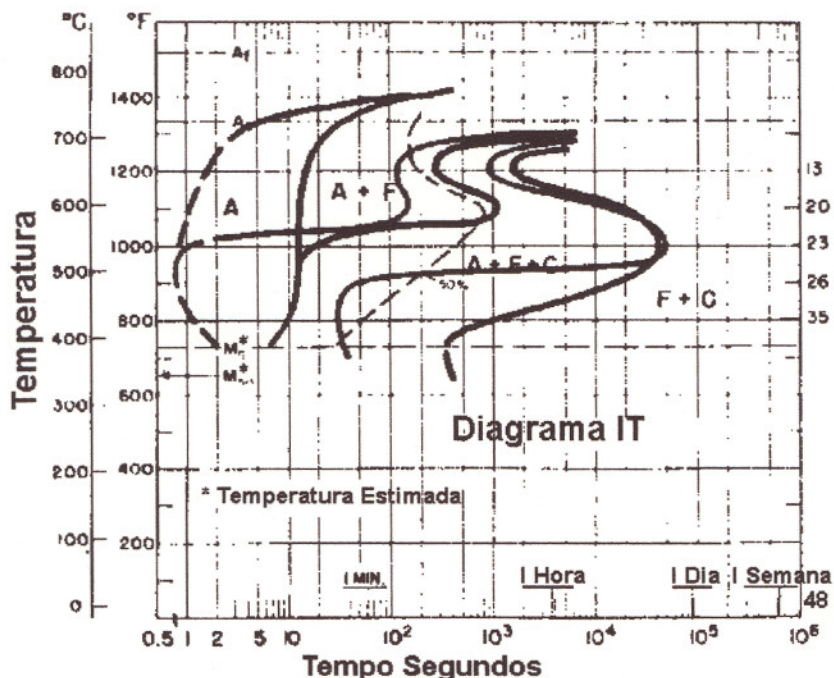


FIGURA 12 - Diagrama de transformação isotérmica para o aço AISI 8620<sup>[37]</sup>

TABELA 05 - Valores de  $V_1$  obtidos por meio do diagrama IT e pela equação 8

Taxa crítica de resfriamento °C/s		Microestrutura, %	
Diagrama IT/ eq. 16	Calculada eq. 8	M	B
521,3	109,6	100	0

Verifica-se neste caso significativa diferença entre os resultados obtidos pelas equações 8 e 16.

Os resultados obtidos mostram que a taxa de resfriamento mínima necessária para obtenção de 100% do constituinte martensita é pelo menos 4,8 vezes maior que a calculada pela equação segundo o método proposto por Maynier et al<sup>[32-33,40-42]</sup>.

A figura 13 mostra a influência de cada um dos elementos de liga na temperabilidade, conforme indicado pelos coeficientes nas oito equações obtidas pela análise de regressão linear.

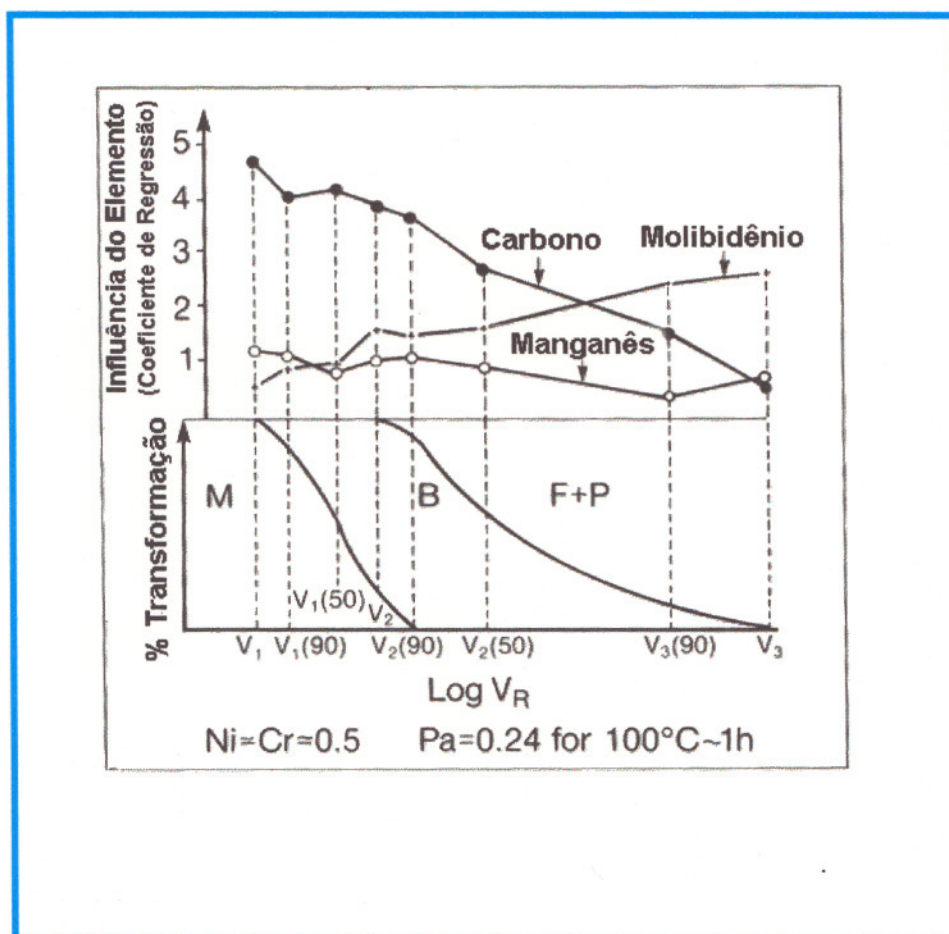


FIGURA 13 - Influência de elementos de liga na temperabilidade e taxas de resfriamento<sup>[12]</sup>

Nas equações apresentadas anteriormente não foi considerada a possível influência de fatores tais como a severidade do meio de resfriamento ou as dimensões e formato do espécime, na determinação das taxas críticas de resfriamento. Tal fato ocorre porque as velocidades, medidas nos ensaios de resfriamento, devem ser iguais às calculadas analiticamente, independente destes fatores, para uma determinada região de transição. Na verdade, estes fatores modificam a profundidade de endurecimento na qual tal região pode ser determinada, porém a velocidade crítica de resfriamento correspondente deve ser a mesma.

Na análise preliminar do procedimento de cálculo das velocidades críticas de resfriamento, proposto por Maynier et al<sup>[32-33,40-42]</sup>, para o caso particular de um aço AISI 4340, os resultados obtidos por meio das equações,

calculados em função da composição química específica do aço e dos teores de martensita, foram comparados aos obtidos por meio da equação 16 em conjunto com o diagrama CCT conhecido, apresentando resultados distintos. Tal diagrama foi utilizado na determinação dos intervalos de tempo necessários para se alcançar os teores especificados de martensita, a partir da temperatura de austenitização.

A figura 14 mostra o diagrama de transformação por resfriamento contínuo (CCT) e a composição correspondente, para o aço AISI 4340<sup>[35]</sup>.

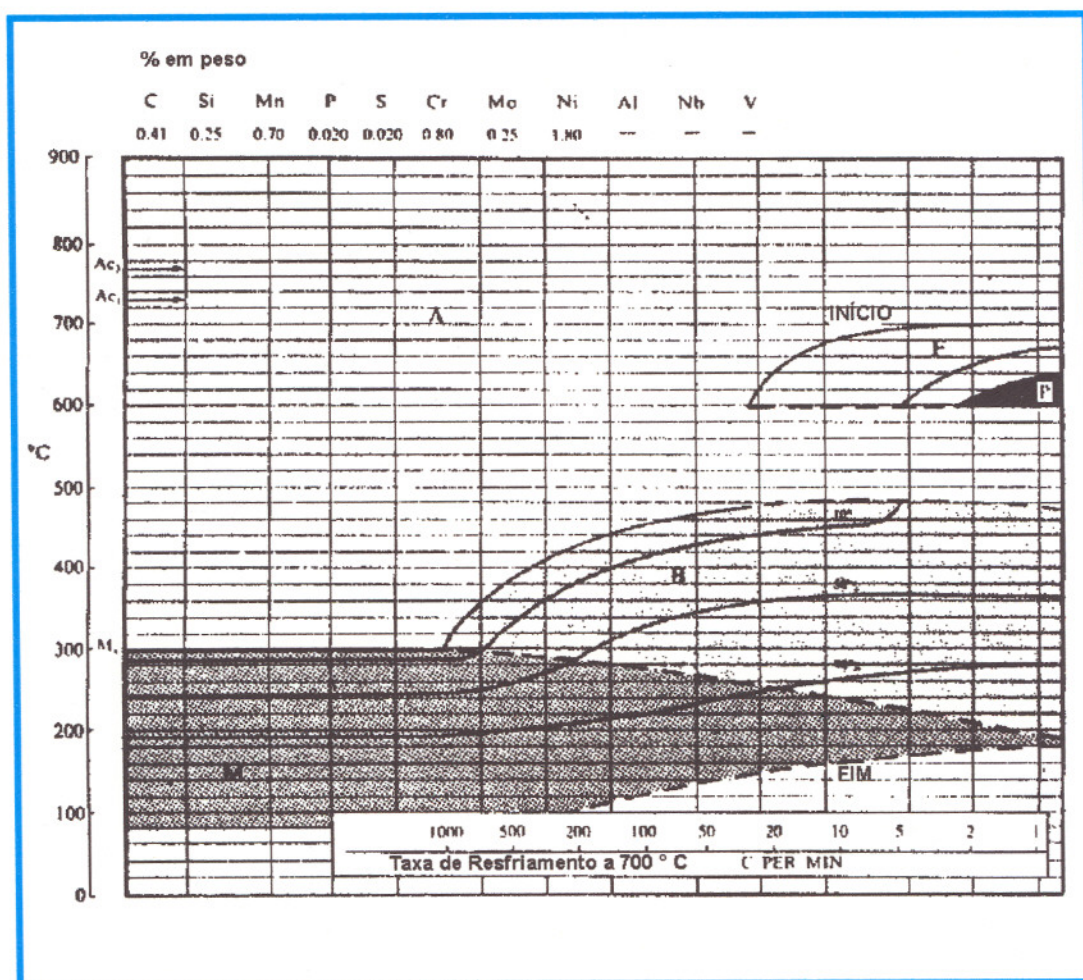


FIGURA 14 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo para o aço AISI 4340<sup>[35]</sup>

Empregando-se a equação 16 em conjunto com o diagrama CCT do aço AISI 4340, foram determinados os valores de velocidades críticas  $V_1$ ,  $V_1^{(90)}$  e  $V_1^{(50)}$ , em °C/s, em função dos teores de martensita correspondentes, mostrados na tabela 6.

TABELA 06 - Velocidades críticas determinadas por meio do diagrama CCT do aço AISI 4340

Velocidade Crítica de Resfriamento ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	Microestrutura, %		
	M	B	F+P
$V_1$ : 16,7	100	0	0
$V_1^{(90)}$ : 12,5	90	10	0
$V_1^{(50)}$ : 3,3	50	50	0

Atendo-se à composição química do aço AISI 4340: 0,41C; 0,25Si; 0,70Mn; 0,020P; 0,020S; 0,80Cr; 0,25Mo; 1,80Ni; e empregando-se um valor arbitrário de 917 ( $^{\circ}\text{C-1h}$ ) ao parâmetro de austenitização  $P_A$ , foram aplicadas as equações no cálculo teórico das velocidades críticas de resfriamento segundo Maynier et al.<sup>[32,33,40-42]</sup> e conforme a American Society for Metals<sup>[23]</sup> (1995), para o caso das velocidades  $V_1$ ,  $V_1^{(90)}$  e  $V_1^{(50)}$ . Os valores puderam ser comparados por meio da tabela 07.

TABELA 07 - Comparação entre as velocidades críticas determinadas através do diagrama CCT e as velocidades calculadas para o aço AISI 4340

	Velocidade Crítica de Resfriamento ( $^{\circ}\text{C/s}$ )		Microestrutura, %		
	Calculada/Maynier	Diagrama CCT/eq.16	M	B	F+P
$V_1$	2,6	16,7	100	0	0
$V_1^{(90)}$	2,3	12,5	90	10	0
$V_1^{(50)}$	0,9	3,3	50	50	0

A significativa diferença entre os resultados, mostra a incoerência existente entre os valores de velocidades críticas de resfriamento calculados e, portanto, a necessidade de correções nas equações propostas.

Procedimento semelhante de análise foi empregado no caso do aço 30 CND 11 de composição química e diagrama CCT conhecidos, que foi utilizado nos estudos realizados por Maynier et al.<sup>[32,33,40-42]</sup>.

A tabela 08 apresenta os resultados das taxas críticas de resfriamento calculadas por meio das relações empíricas apresentadas por Maynier et al.<sup>[32,33,40-42]</sup>. A composição química do aço 30 CND 11 foi apresentada na tabela 02 e o diagrama CCT, na figura 10.



TABELA 08 - Taxas críticas de resfriamento calculadas e microestrutura, para o aço 30 CND 11<sup>[23]</sup>

Parâmetro de austenitização,  $P_A = 917$  ( $^{\circ}\text{C} - 1h$ )

Taxas críticas de resfriamento			Microestrutura, %		
V ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	V ( $^{\circ}\text{C/h}$ )	Log V	M	B	F+P
6,0	21.601,8	4,334	100	0	0
5,8	20.88,9	4,320	90	10	0
1,6	5.818,4	3,765	50	50	0
0,3	1.208,6	3,082	10	90	0
0,5	1.867,2	3,271	0	90	10
0,1	412,0	2,615	0	50	50
0,002	7,7	0,887	0	10	90
0,004	15,0	1,175	0	0	100

Aplicando-se a equação 16 em conjunto com o diagrama CCT da figura 10<sup>[33]</sup> no cálculo das velocidades médias mínimas necessárias para se obter as taxas críticas de resfriamento correspondentes às microestruturas definidas na tabela 08, foram obtidos os seguintes resultados, mostrados na tabela 09.

TABELA 09 - Comparação entre as velocidades médias mínimas determinadas através da equação 17<sup>[33]</sup> e as velocidades críticas calculadas pelas relações propostas por Maynier et al.<sup>[32,33,40-42]</sup> e pela American Society for Metals<sup>[23]</sup>

	Velocidade Crítica de Resfriamento $^{\circ}\text{C/s}$		Microestrutura, %		
	Calculada/Maynier	Diagrama CCT/eq. 16	M	B	F+P
$V_1$	6,0	11,1	100	0	0
$V_1^{(90)}$	5,8		90	10	0
$V_1^{(50)}$	1,6	4,1	50	50	0
$V_2$	0,3	2,0	10	90	0
$V_2^{(90)}$	0,5		0	90	10
$V_2^{(50)}$	0,1	0,3	0	50	50
$V_3^{(90)}$	0,002		0	10	90
$V_3$	0,004	0,06	0	0	100

Na análise das tabelas 08 e 09, bem como da tabela 07, pode-se notar que as velocidades críticas de resfriamento calculadas por meio das equações propostas por Maynier et al.<sup>[32,33,40-42]</sup> apresentaram valores incoerentes quando comparados aos determinados por meio da equação 16. A diferença entre os resultados aumenta com a diminuição dos valores das taxas críticas de resfriamento devido à imprecisão na aquisição dos dados

de intervalo de tempo de resfriamento, causada pela escala logarítmica do eixo das abcissas da curva CCT, e pelos valores pouco representativos das últimas taxas críticas de resfriamento. Em termos comparativos entre os valores calculados por meio das equações propostas por Maynier et al.<sup>[32,33,40-42]</sup>, existe uma incoerência entre as velocidades  $V_2$  e  $V_2^{(90)}$ ; e  $V_3^{(90)}$  e  $V_3$ , presentes na tabela 09, onde o valor antecessor deveria ser sempre maior conforme pode ser verificado na figura 10, fato que não ocorreu.

Qiyang et al.<sup>[39]</sup> apresentam uma fórmula para a determinação de  $V_M$ , que é a taxa de resfriamento necessária para se alcançar o "nariz" do diagrama CCT, a partir de temperaturas normais de austenitização.

Tal equação foi obtida por análise de regressão multi-fatorial, utilizando-se de 300 diagramas CCT, e correlacionando-as com as composições químicas destes aços. A equação é dada por:

$$\text{Log}V_M = 4,5 - (2,7.C + 0,95.Mn + 0,18.Si + 0,38.Cr + 0,43.Ni + 1,17.Mo + 1,29.C.Cr + 0,33.Cr.Mo) \quad (17)$$

Nota-se na equação 17 a inexistência do Parâmetro de Austenitização  $P_A$  e a ocorrência de termos onde os teores dos elementos químicos são multiplicados entre si.

Para se ter uma noção geral da grandeza pertinente aos valores de velocidade de resfriamento atingíveis em ensaios de resfriamento realizados em água e óleo, o Metals HandBook, Vol.4 (1981)<sup>[3]</sup> apresenta valores obtidos sob condições ideais. Quando um aço carbono é temperado a partir da temperatura de austenitização, uma taxa de resfriamento igual ou superior a 55 °C/s, medida a 705 °C, é necessária para evitar o nariz da curva TTT. Contudo, não é mencionado no texto algo sobre a composição química do aço carbono ou a curva TTT empregada na determinação de tal velocidade crítica de resfriamento, necessária para se obter uma estrutura totalmente martensítica. O texto alega que sob condições ideais, água pode promover uma taxa de resfriamento de aproximadamente 2760°C/s na superfície de um cilindro de aço com 13 mm de diâmetro por 100 mm de comprimento. Sob condições favoráveis, têmpera em óleos rápidos promovem uma taxa de resfriamento na superfície de um cilindro de aço inox de mesmas dimensões, de 2040°C/s entre 830 e 545°C.

O potencial de resfriamento de um meio de têmpera é um fator crítico no processo de tratamento térmico devido à sua contribuição na obtenção dos requisitos mínimos de temperabilidade da peça ou seção sendo tratada térmicamente. Portanto, o meio de resfriamento deve possuir severidade de têmpera suficiente e proporcionar as seguintes características<sup>[3,7,10]</sup>:

1. Permitir o emprego de aços de menores custos (não - ligados ou de baixa liga) de menor temperabilidade;
2. Otimizar as propriedades do aço selecionado;
3. Aumentar a produtividade, reduzindo os custos como resultado de tempos de ciclo menores e elevadas taxas de produção.

Na prática, de qualquer modo, outras duas considerações influenciam na seleção e severidade do meio de resfriamento: a quantidade de distorção que pode ser tolerada e a susceptibilidade às trincas por têmpera.

Muitos testes tem sido desenvolvidos para descrever a capacidade de óleos, assim como outros meios de têmpera, de promover o endurecimento desejado em componentes de aço, podendo ser classificados em duas categorias: testes de poder de endurecimento (resposta metalúrgica) e testes de poder de resfriamento (resposta térmica)<sup>[3,7,46-51]</sup>. As duas propriedades não são as mesmas, porque o poder de endurecimento está relacionado com o tamanho, microestrutura e composição do aço sendo temperado<sup>[3]</sup>.

Os testes de poder de endurecimento são os seguintes:

1. Teste Jominy (ASTM A255);
2. Teste de têmpera por imersão.

Os testes de poder de resfriamento são os seguintes:

1. Análise por meio de curvas de resfriamento;
2. Teste Magnético;
3. Teste do arame aquecido;
4. Teste do intervalo.

Entre os testes de poder de resfriamento, uma escolha apropriada consiste em se medir o "Poder de Resfriamento" do meio vaporizável e realizar uma análise das curvas de resfriamento obtidas<sup>[46-51]</sup>. Em relação a outros testes de têmpera conhecidos tais como: Springfield Armory, arame quente e o teste da bola de níquel (GM - Quenchemeter), a análise das curvas de resfriamento é o método mais popular<sup>[49]</sup> e possivelmente poderá oferecer a primeira técnica de avaliação do refrigerante verdadeiramente padrão na indústria de tratamentos térmicos.<sup>[46]</sup>

Curvas de resfriamento são obtidas pela têmpera de corpos de prova em meios de resfriamento medindo-se a temperatura em função do tempo em posições específicas no corpo de prova. A partir de curvas tempo / temperatura obtidas, podem ser calculadas curvas temperatura / taxas de resfriamento.

Os elementos de teste utilizados são cilindros, discos e esferas. O mais comum é um cilindro com comprimento de 3 a 4 vezes o diâmetro, e um termopar acoplado no seu centro geométrico<sup>[49]</sup>.

Dois parâmetros característicos são normalmente obtidos das curvas de resfriamento: as taxas de resfriamento máxima,  $T_{MAX}$ , e à  $300^{\circ}C$ ,  $T_{300}^{\circ}C$ . Durante o processo de têmpera do aço, a taxa de resfriamento máxima, e a temperatura onde ela ocorre, devem ser elevadas para minimizar as transformações da ferrita e perlita, enquanto que a taxa de resfriamento à

300°C pode ser usada para indicar a probabilidade de ocorrerem distorções e trincas por estar próxima à temperatura de início da transformação da martensita para a maioria dos aços carbono e de baixa liga<sup>[49]</sup>. Segerberg apresenta alguns problemas práticos resolvidos pela análise de curvas de resfriamento<sup>[52]</sup>.

Devido à grande discrepância e confusão nas fórmulas presentes na literatura, sentimos a necessidade de uma padrão que assegurasse a análise correta dos resultados obtidos nos ensaios de resfriamento.

Neste contexto, o padrão consistiu no seguinte:

1. Obtenção das curvas em U dos materiais (método preciso direto de medida de temperabilidade);
2. Ensaios Jominy e uso das curvas de correlacionamento (método indireto de medida de temperabilidade);
3. Comparação e comprovação dos resultados obtidos por esses ensaios.

## 4 - MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 - Materiais

Foram selecionados para o presente trabalho aços comerciais, ligados e não ligados, amplamente utilizados em construção mecânica e com faixas semelhantes de teores de carbono, visando-se minimizar a influência de variações expressivas dos teores deste elemento na determinação das regiões de transição com 50 e/ou 80% do constituinte martensita e no posterior levantamento das curvas e taxas máximas de resfriamento.

A tabela 10 apresenta os tipos de aços e respectivas bitolas utilizados no projeto.

TABELA 10 - Aços e bitolas utilizados no projeto

Aço AISI	Bitola	
	Seção Circular (mm)	Seção Quadrada (mm)
1045	25,4 / 38,1 / 50,8	25,4 / 38,1
4140	25,4 / 38,1 / 50,8	25,4 / 38,1
8640	25,4 / 38,1 / 50,8	25,4 / 38,1

Em vista das dificuldades encontradas na aquisição de barras de seção quadrada para os aços definidos no programa, optou-se pela aquisição de barras de seção circular, com bitola de 50,8 mm, que foram usinadas, obtendo-se barras de seção quadrada de lados 25,4 e 38,1 mm.

## 4.2 - Métodos

### 4.2.1 - Corte

As barras inicialmente redondas de 6m de comprimento sofreram cortes transversais em porções menores de 1m a fim de facilitar a sua estocagem e manuseio. Em seguida, o material foi seccionado em comprimentos equivalentes a 5x o diâmetro, simulando corpos de prova de dimensões semi-infinitas, em termos de transmissão de calor.

### 4.2.2 - Processo de Usinagem

Das 45 barras de aço de seção circular, 18 foram aplainadas, resultando em seções quadradas de 25,4 e 38,1 mm. A tabela 11 mostra a quantidade e a respectiva seção e tamanho dos corpos de prova após o procedimento de corte e usinagem das barras de aço.

TABELA 11 - Quantidade, seção e tamanho das barras de aço utilizadas no projeto

Seção e Tamanho	Quantidade
Barras □ 25,4 e 38,1 mm	18
Barras φ 25,4 / 38,1 e 50,8 mm	27

### 4.2.3 - Tratamento Térmico

Os corpos de prova foram então austenitizados em forno elétrico a temperatura de 850 °C, durante 1, 5 e 10 horas e resfriados em óleo de têmpera rápido na temperatura ambiente, denominado Iloquench32, com movimentação do fluido com uma velocidade de aproximadamente 0,4 m/s para se evitar a estagnação do mesmo sob a peça, mantendo o maior comprimento desta na direção horizontal. Os diversos tempos de tratamento visaram a uma variação nos tamanhos de grãos austeníticos originais, uma vez que foi investigado o efeito dos mesmos sobre as velocidades críticas de resfriamento.

#### 4.2.4 - Preparação Metalográfica

Foram preparadas metalograficamente 45 seções medianas de formato circular e quadrado, amostras para quantificação dos tamanhos de grãos austeníticos originais e para o levantamento dos perfis de dureza e análise microestruturais. Os seguintes procedimentos foram empregados:

##### 4.2.4.a - Corte das Amostras

Após realização dos tratamentos térmicos, cada corpo de prova foi seccionado aproximadamente 6 mm antes e depois do seu ponto médio, ao longo de seu comprimento, totalizando nas 45 seções medianas, empregadas nos ensaios de dureza e análises microestruturais. Para a delimitação dos contornos de grãos austeníticos originais das barras temperadas, amostras de uma das extremidade dos corpos de prova foram obtidas utilizando-se uma máquina CUT-OFF (Metaserv) e discos abrasivos tipo A70TB fabricados pela ICAPER., sendo posteriormente revenidas 1 hora a 300°C, para permitir a precipitação de fósforo nos contornos de grãos austeníticos e facilitar o seu delineamento<sup>[23]</sup>.

##### 4.2.4.b - Embutimento

As amostras a serem utilizadas para quantificação dos tamanhos de grãos austeníticos originais e as seções medianas de dimensões até 38,1 mm foram embutidas em resina poliéster para facilidade de manuseio durante os procedimentos de lixamento e polimento, ataque metalográfico e análise microestrutural.

A composição e adições dos componentes de embutimento foram as seguintes:

Para um corpo de prova:

- a. 5 gotas de P.M.E.C. (Peróxido de Metil Etil Cetona - Reforplás);
- b. 20g de Resina Poliéster T-208 (Difibra);
- c. 1 gota de acelerador D.M.A. (Reforplás);
- d. 3ml de Monômero de Estireno - diluente- (Difibra)

#### 4.2.4.c - Lixamento

Foram lixadas 45 amostras para quantificação dos tamanhos de grãos austeníticos originais e 45 seções medianas, obtidas das barras de seção quadrada e circular, totalizando 90 amostras, com lixas de granulação variando de 80 a 600, seguindo respectivamente a seqüência abaixo:

80 ⇒ 220 ⇒ 320 ⇒ 400 ⇒ 600

#### 4.2.4.d.- Polimento

A seqüência de abrasivos utilizada durante o polimento foi a seguinte:

- 1.- Óxido de cromo 10 $\mu$ m;
- 2.- Diamante 6 $\mu$ m;
- 3.- Diamante 3 $\mu$ m;
- 4.- Diamante 1 $\mu$ m;
- 5.- Diamante ¼  $\mu$ m.

Entre as etapas dos procedimentos de lixamento e polimento, as amostras e seções medianas foram limpas em água corrente e álcool e secas em ar quente.

#### 4.2.4.e - Procedimento de Ataque

O reagente utilizado nos ataques metalográficos para a determinação das regiões de transição com 50 e 80% de martensita foi Nital 2%, com a seguinte composição:

- a.- 2% ácido nítrico;
- b.- 98% etanol.

O reagente utilizado para a delineação dos contornos de grãos austeníticos originais, após têmpera e revenido, foi o seguinte<sup>[53]</sup>:

- a. 6g ácido pícrico;
- b. 2ml ácido clorídrico;
- c. 100ml água;
- d. 100ml éter;
- e. 25ml detergente neutro.

O procedimento de ataque das amostras e a solução de ataque empregados são um passo crítico na seqüência de preparação metalográfica.



A escolha da solução de ataque conveniente depende principalmente da composição química e das condições de tratamento térmico das amostras<sup>[54]</sup>. Durante os ataques, objetivou-se uma condição de ataque uniforme, ou seja, onde os contornos de grãos aparecessem escurecidos e contínuos contra uma matriz perfeita e, no caso da determinação das regiões de transição, nítida diferença de contraste entre as fases de interesse.

Segundo descrito no item 10.11 da norma técnica ASTM E 1382-97<sup>[54]</sup>, para determinação do tamanho médio de grão usando análises de imagem semi-automáticas e automáticas, geralmente é difícil revelar os contornos de grãos austeníticos originais para o nível requerido pela análise automática de imagens. Porém em trabalho anterior deste mesmo grupo de pesquisa<sup>[53]</sup>, foram definidos procedimentos de ataque e solução de ataque adequados à delimitação dos contornos de grãos austeníticos originais para aços temperados, ligados e não-ligados, com uma ampla variação nos teores de carbono. Todos os aços utilizados no presente trabalho possuem composição química nominal semelhante às utilizadas no trabalho citado<sup>[53]</sup>. Mesma coerência é verificada com as condições de tratamentos térmicos utilizadas.

Desta maneira, após ter sido realizado o tratamento térmico de têmpera, amostras das barras quadradas foram revenidas durante 1h a 300 °C a fim de permitir a precipitação de fósforo nos contornos de grãos, tornando-os desta forma mais facilmente revelados pelo procedimento de ataque, conforme descrito em<sup>[1,39]</sup> e no item 10.12 da norma técnica ASTM E 1382-97.<sup>[54]</sup>

O procedimento de ataque utilizado tanto para a delimitação dos contornos de grãos austeníticos originais quanto para a determinação das regiões de transição com 50 e 80% de martensita, foi o seguinte<sup>[53]</sup>:

- 1- Ataque por imersão com tempos variando de 2 a 4 minutos;
- 2- Lavagem em água corrente e álcool;
- 3- Secagem em ar quente.

A preparação dos corpos de prova foi cuidadosamente controlada, garantindo um bom contraste entre as fases e contornos de grãos austeníticos originais, conforme sugerido por George F. Vander Voort.<sup>[56]</sup>

O anexo A2 da norma ASTM E 1382-97<sup>[54]</sup> apresenta algumas fotomicrografias que ilustram estruturas de grãos corretamente e imprópriamente atacadas de uma variedade de metais e ligas com comentários pertinentes aos problemas que podem aparecer quando medidas de tamanhos de grãos são realizadas usando-se analisadores automáticos de imagens. Durante o processo de delimitação dos contornos de grãos austeníticos originais, foram feitas análises comparativas com tais fotomicrografias.

As 45 amostras das barras de seções circulares e quadradas, utilizadas na quantificação metalográfica dos tamanhos de grãos austeníticos originais, após obtidas as condições ideais de preparação e ataque metalográficos, tiveram suas imagens digitalizadas e fotomicrografadas por meio de um sistema constituído de um microscópio metalográfico marca Carl Zeiss,

câmera CCD, suporte e máquina fotográfica convencional e computador Macintosh com software profissional. Os procedimentos de aquisição, digitalização, processamento e análises automáticas das imagens serão descritos posteriormente.

#### 4.2.5 - Métodos de Quantificação dos Tamanhos de Grãos Austeníticos Originais

##### 4.2.5.a.- Quantificação Automatizada

A grande vantagem dos métodos de análise automática de imagens é que eles aliviam muito o tédio associado com as medidas manuais<sup>[24]</sup> e permitem a realização de um grande número de medidas que caracterizam a imagem, permitindo assim uma amostragem mais ampla que resultará em definições estatísticas de tamanho de grão melhores que os métodos manuais.<sup>[24,25]</sup>

Segundo Vander Voort<sup>[55]</sup>, a menor ampliação, na qual os grãos podem ser perfeitamente distinguidos, deveria sempre ser usada para garantir o melhor dado estatístico. Da mesma maneira, segundo o item 12.2.3 da norma técnica ASTM E1382-97<sup>[54]</sup>, para se obter um grau razoável de precisão nas medidas não é necessário um grande número de campos da amostra.

A precisão e relativa acuracidade dos resultados dos testes depende principalmente da qualidade de preparação da amostra, nitidez na delineação dos contornos de grãos (procedimento de ataque e solução de ataque utilizados), do número de grãos medidos ou da área medida, de erros na definição dos contornos e interiores dos grãos e erros devido à definição de outras características (carbonetos, inclusões, contornos de maclas, e assim por diante)<sup>[54-56]</sup>. Segundo os itens 12.1 e 12.2.4 da mesma norma técnica<sup>[54]</sup>, para minimizar a fadiga do operador e garantir a acuracidade das medidas, o menor grão da imagem deve ter pelo menos 5 mm de diâmetro no monitor de vídeo.

Os métodos de ataque escolhidos para obtenção de uma perfeita delineação dos contornos de grãos austeníticos originais, ou seja, nítida diferença de contraste entre o interior e contorno dos grãos, foram descritos anteriormente<sup>[53]</sup> e são de importância pois os mecanismos analisadores de imagem dependem primordialmente das diferenças de nível de cinza nas discriminações estruturais.<sup>[56]</sup>

Segundo G. S. Gole<sup>[57]</sup>, as medidas automáticas são normalmente divididas em três grandes categorias: específicas de campo, específicas de corda e específicas de objeto.

Medidas específicas de campo incluem detalhes sobre todo o campo de visão, isto é: número de objetos no campo; medidas de volume de estruturas aleatórias; frações de área de objetos discriminados no campo;

área de todos os objetos no campo (em pixels ou absoluta) e área total ou região de referência.<sup>[57]</sup>

Propriedades específicas do objeto incluem a distribuição de características do objeto: áreas; perímetros; diâmetros; centros de massa; coordenadas de centros de gravidade; momentos de inércia e fatores de forma circular e orientação.<sup>[57]</sup>

Uma das etapas propostas neste projeto de pesquisa foi a obtenção de propriedades específicas do objeto que, na metalografia quantitativa, correspondem aos tamanhos médios e áreas médias dos grãos austeníticos originais,  $\bar{I}$  e  $\bar{A}$ , respectivamente.

Segundo a seção 4 da norma técnica ASTM E 1382-97<sup>[53]</sup>, a determinação do tamanho ou diâmetro médio de grão,  $\bar{I}$  ou  $\bar{d}$ , pode ser baseada na medida do número de grãos por unidade de área; no comprimento dos contornos de grãos por unidade de área ou no número de interceptos ou interseções nos contornos de grãos por unidade de comprimento, onde intercepto corresponde à um segmento da linha de teste e interseção à um ponto onde a linha de teste é cortada pelo contorno de grão.<sup>[54, 58]</sup>

Nos procedimentos de lixamento e polimento, as recomendações sugeridas por George F. Vander Voort<sup>[1]</sup> e pelos itens 6.1 e 10.2 da norma ASTM E1382-97<sup>[54]</sup> foram seguidas, o que implica na remoção de possíveis deformações e relevos superficiais das amostras, danos induzidos pelo procedimento de corte, tais como superfícies queimadas, e riscos devido ao polimento com abrasivos com granulometria superior a 1 $\mu$ m. As amostras foram cuidadosamente limpas e secas após cada etapa de polimento.

Após alcançadas as condições ideais de ataque metalográfico, o que corresponde ao perfeito destaque dos contornos de grãos austeníticos originais, e segundo indicado na seção 12 da norma técnica ASTM E 1382-97<sup>[54]</sup>, as imagens obtidas a partir das 45 amostras das barras temperadas foram analisadas automaticamente, por meio de um sistema constituído de um microscópio metalográfico marca Carl Zeiss, câmera CCD e computador Macintosh com software profissional, através das seguintes etapas:

1. Posicionamento da amostra: a amostra foi posicionada na plataforma do microscópio, com a superfície a ser analisada perpendicular ao eixo ótico;
2. Ajuste da fonte de iluminação: a fonte de iluminação do microscópio foi checada para um correto alinhamento e a intensidade luminosa foi ajustada em um nível adequado para a câmera CCD;
3. Escolha do campo visual: a escolha do campo visual foi feita com imparcialidade. A movimentação das amostras nas direções X e Y foi realizada aleatoriamente;
4. Ajuste da ampliação do sistema: a ampliação do sistema foi ajustada para garantir que pelo menos 50 grãos fossem observados no campo de observação do monitor<sup>[54]</sup>. Na tabela 12 estão apresentadas as ampliações empregadas no procedimento de quantificação manual e automatizado.

TABELA 12 - Relação entre tempo de tratamento e lente de aumento utilizada

Tempo de tratamento (horas)	1	5	10
Lente de aumento	100x	50x	50x

5. Digitalização da imagem: a digitalização da imagem é o resultado da representação numérica do sinal eletrônico que é gravado na memória do computador como uma matriz numérica.<sup>[57]</sup>

6. Processamento da imagem: nesta etapa, procura-se evidenciar o contraste entre os contornos e interior dos grãos austeníticos originais, atendo-se em completar aqueles descontínuos. Com este objetivo, características específicas de forma (tamanho de grão, nódulos de grafita, partículas de segunda fase, e assim por diante) ou de tamanho (diâmetro de fibras de vidro em um material compósito) são definidas ou removidas. Em muitos casos, a imagem é editada com o objetivo de se obter uma completa delimitação dos contornos de grãos austeníticos originais, atendo-se em evitar a criação de contornos falsos e na ligação daqueles descontínuos, além da identificação de contornos entre os grãos de mesmo nível de cinza, conforme indicado no item 16.3.5.<sup>[54-56,59]</sup> Partículas, inclusões, riscos, manchas e pontos de oxidação dos interiores dos grãos são removidos da imagem por meio da opção “preenchendo buracos” -“filling holes”- do programa processador de imagens. No caso do presente trabalho, as imagens dos contornos de grãos austeníticos originais apresentaram entre 1-2 pixel de largura, não influenciando desta maneira nas medidas de área dos grãos, conforme indicado no item 13.4<sup>[54]</sup>. Depois da operação de “limpeza”, a imagem processada com os contornos e interiores dos grãos pôde ser analisada;

7. Análise da imagem: após processamento, as imagens foram analisadas com um software profissional analisador de imagens. É importante salientar que a tela do monitor contém um grande número de pontos -pixels- com uma área finita e forma fixadas, que agrupados geram a imagem<sup>[56]</sup>. Inicialmente é fundamental para a veracidade das medidas de tamanho de grão que o passo ou o comprimento finito de cada pixel,  $p$ , seja corretamente calculado e definido, em conjunto com as unidades de comprimento  $e$ , conseqüentemente, de área que serão utilizadas. O software realiza o procedimento de cálculo em função dos valores definidos pelo operador. O cálculo do comprimento padrão dos pixels que constituem a imagem em unidades de comprimento/pixel é realizado da seguinte maneira:

a.- determina-se primeiramente a resolução da tela do computador,  $R_e$ , definida pelo software processador de imagens, através da equação 18 a seguir:

$$R_e = \frac{0,2258\text{m}}{640\text{pixels}} = 3,5278 \cdot 10^{-4} \frac{\text{m}}{\text{pixel}}; \quad (18)$$

A resolução da tela,  $R_e$ , é definida e fixada pelo operador e independe do aumento ou da lente objetiva utilizada durante a aquisição das imagens;

b.- o passo seguinte consiste na determinação do aumento real,  $A_1$ , no monitor, produzido por cada uma das lentes objetivas do microscópio, através da utilização de uma escala subdividida padrão conhecida (1/0,01mm);

c.- o passo,  $p$ , é então dado por:

$$p = \frac{R_e}{A_1} \text{ m/pixel}; \quad (19)$$

Exemplificando:

d.- para lente de 100x:

$$A_1 = \frac{0,2247\text{m}}{8 \cdot 10^{-5}\text{m}} = 2809\text{x}$$

$$p = \frac{3,5278 \cdot 10^{-4} \text{ m/pixel}}{2809} = 1,2559 \cdot 10^{-7} \text{ m/pixel} = 0,12559 \mu\text{m/pixel};$$

Os valores obtidos são mostrados na tabela 13.

TABELA 13 - Valores do passo,  $p$ , dos pixels que compõem a imagem, em função das lentes objetivas empregadas (amplitude), utilizados no procedimento de análise da imagem

Lente objetiva empregada	Passo, $p$ [ $10^{-4}$ m/pixel]
10x	12,554
20x	6,2772
50x	2,5109
100x	1,2559

Em seguida, os níveis de cinza da imagem foram processados a fim de se obter a mais conveniente imagem para análise<sup>[50]</sup>, isto é, um contraste diferencial entre os constituintes de interesse que depende das diferenças dos níveis de cinza para uma correta discriminação estrutural<sup>[54,56]</sup>. Os níveis de cinza das imagens são manipulados através do recurso "brilho-contraste" disponível no software analisador de imagens;

8. Segmentação Automática: o passo seguinte foi a segmentação automática da imagem em duas regiões de interesse que são os contornos e interiores dos grãos, por meio de um procedimento chamado "Thresholding" ou limitando. George F. Vander Voort<sup>[55]</sup>, intitula esta etapa do processo de análise de "Gray-Level Threshold Detection System".<sup>[56,59]</sup>

9. Quantificação Automatizada: o primeiro procedimento para a quantificação automática do tamanho de grão austenítico original consiste na remoção dos grãos que interceptam o perímetro da área de teste, conforme indicado nos itens 13.3, 13.4 e na Tabela 01 presente norma ASTM E 1382-97<sup>[54]</sup>.

O procedimento de quantificação automático de tamanho de grão, empregado nas 45 amostras das barras temperadas, está definido no item 13.9.5<sup>[54]</sup> sob o título "Individual Grain Area Method" e consiste na determinação individual da área de cada grão completamente dentro do perímetro de teste. É aconselhável que seja medida a área de pelo menos 500 grãos. O software analisador de imagens apresenta os resultados obtidos pela análise computacional em tabelas e histogramas de frequência das áreas dos grãos, o que corresponde ao número de grãos obtidos pela análise do campo da amostra divididos em intervalos de área estabelecidos pelo operador, conforme indicado nos itens 12.3.4 e 13.9.7<sup>[54]</sup>. Em seguida, são calculados a área dos grãos,  $A_i$ , para os  $N$  grãos medidos e a área de grão média,  $\bar{A}$ , em unidades de área ( $\mu\text{m}^2$  ou  $\text{mm}^2$ ), o tamanho dos grãos médio,  $\bar{I}$ , e o desvio padrão,  $s$ , por meio das relações 20, 21 e 22 a seguir:

$$\bar{A} = \frac{\sum_{i=1}^N A_i}{N}; \quad (20)$$

$$S = \left[ \frac{\sum_{i=1}^N (l_i - \bar{l})^2}{N - 1} \right]^{1/2} \quad (21)$$

O tamanho dos grãos médio,  $\bar{l}$ , é calculado através da equação a seguir, resultante da combinação das relações discriminadas na Tabela 4-2, apresentada por Subbarao et al.<sup>[60]</sup>, no livro "Experiências de Ciência dos Materiais", cuja validade foi experimentalmente estabelecida.

$$\bar{l} = \sqrt{0,735 \cdot \bar{A}}; \quad (22)$$

Onde:

$\bar{A}$ : Área média;

$\bar{l}$ : Tamanho Médio do Grão.

O primeiro intervalo de áreas definido pelo software analisador de imagens, geralmente não apresenta boa distribuição, sendo portanto subdividido em outros 6 ou 12 intervalos, que apresentem-se diferenciados nas tabelas e histogramas apresentados em amarelo para facilitar a interpretação e visualização dos resultados.

A análise estatística é realizada por meio de cálculos do intervalo de confiança 95% (95%CI) e da acuracidade relativa (%RA) pelas relações 23 e 24 a seguir<sup>[54]</sup>:

$$95\%CI = \pm \frac{t \cdot s}{\sqrt{N}} \quad (23)$$

$$\%RA = \frac{95\%CI}{\bar{l}} \cdot 100 \quad (24)$$

Onde:

s: desvio padrão;  
 N: número de grãos analisados;  
 t: valor adimensional, determinado em função de N por meio da Tabela 4, presente na norma ASTM E1382-97, "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size", ASTM Standards<sup>[54]</sup>.

A equação 25 a seguir, indicada na Tabela 06, na norma técnica ASTM E 112-96<sup>[58]</sup>, é utilizada no cálculo do número de grão ASTM, G, em função do tamanho de grão médio,  $\bar{I}$ , em mm, determinado no procedimento de quantificação automático.

$$G = (-6,643856 \cdot \text{Log} \bar{I}) - 3,288 \quad (25)$$

#### 4.2.5.b - Quantificação Manual

Para a medida de tamanhos de grãos austeníticos originais muitos procedimentos podem ser adotados<sup>[56,59]</sup>:

1. Comparação com "mapas" padrões;
2. Método Planimétrico (Jeffries);
3. Método de Intercepto Linear (Heyn);
4. Método de Intercepto Snyder Graff;
5. Método de Intercepto Circulares;
6. Métodos de Distribuição;
7. Tamanho de grão por Fratura.

No presente trabalho, para se avaliar a confiabilidade do método de quantificação automático empregado na determinação dos tamanhos médios de grãos austeníticos originais,  $\bar{I}$ , algumas fotomicrografias das amostras dos diferentes aços e tempos de tratamentos térmicos utilizados foram obtidas, conforme as normas ASTM E 883-94<sup>[61]</sup> e ASTM E 112-96<sup>[58]</sup> e analisadas por meio dos seguintes métodos de quantificação manual:

1. Método Planimétrico Jeffries;
2. Método de Intercepto Linear.

Foram utilizados dois métodos manuais de quantificação dos tamanhos de grãos visando-se a disponibilidade de dois conjuntos de resultados para uma melhor comparação.



Antes da realização das medidas, foi decidida a ampliação a ser empregada e o número de campos que seriam analisados, segundo os critérios definidos pela norma ASTM E 112-96<sup>[58]</sup> e sugeridos por G. F. Vander Voort<sup>[59]</sup>. Em ambos os métodos foram determinadas aleatoriamente 5 áreas representativas da seção de cada amostra. Desta maneira, foram selecionados 3 corpos de prova (5 posições em cada), com tempos de tratamento térmico distintos (1, 5 e 10 horas), para a realização das quantificações manuais.

A escolha da ampliação foi sempre um compromisso entre área superficial e resolução<sup>[56,59]</sup>. A menor ampliação possível foi utilizada de acordo com o número mínimo de grãos sugerido pela norma ASTM E 112-96<sup>[58]</sup> para uma ótima e precisa contagem por campo selecionado.

Neste caso é importante salientar que o número de grãos dentro do campo fotográfico diminui com o aumento da ampliação e, desta forma, o número de grãos ou interseções contados por malhas colocadas<sup>[59]</sup>.

#### 4.2.5.b.1 - Método Planimétrico

Na seção 11 da norma ASTM E 112-96<sup>[58]</sup> são definidas as diretrizes para utilização do Método Planimétrico (Jeffries) para determinação do número de grãos por unidade de área,  $N_A$ , e do número de tamanho de grão ASTM, G. As relações utilizadas foram as seguintes<sup>[55,57]</sup>:

$$N_A = f \cdot \left( N_{\text{interior}} + \frac{N_{\text{interceptado}}}{2} \right) \quad (26)$$

$$\bar{A} = \frac{1}{N_A} \quad (27)$$

$$\bar{d} = (\bar{A})^{1/2} \quad (28)$$

Onde:

$N_A$ : número de grãos por milímetro quadrado em 1x;

$N_{\text{interior}}$ : número de grãos completamente dentro da área;

$N_{\text{interceptado}}$ : número de grão cortados pela circunferência;

$\bar{A}$ : área média do grão;

$\bar{d}$ : diâmetro médio do grão;

f: fator multiplicador de Jeffries para se obter grãos/mm<sup>2</sup>.

O fator multiplicador de Jeffries pode ser obtido por meio da Tabela 05 presente na norma ASTM E 112-96<sup>[58]</sup> ou pela relação 29<sup>[56]</sup>:

$$f = \frac{M^2}{5000\text{mm}^2} \quad (29)$$

onde M é a ampliação utilizada.

O número do tamanho de grão ASTM, G, pode ser calculado pela relação dada a seguir<sup>[55-57]</sup>:

$$G = (3,322 \cdot \text{Log}N_A) - 2,95 \quad (30)$$

#### 4.2.5.b.2 - Método do Intercepto Linear (Heyn)

Na seção 13 da norma técnica ASTM E 112-96<sup>[58]</sup> são definidas as diretrizes para a utilização do método do intercepto linear (Heyn) para a determinação do tamanho de grão médio,  $\bar{d}$ , e do número de grão ASTM, G.

As relações utilizadas foram as seguintes<sup>[55,56]</sup>:

$$P_L = \frac{P}{L_T / M} \quad (31)$$

onde P é o número de contornos de grão interceptados pela linha de comprimento  $L_T$  conhecido e M é a ampliação empregada na obtenção da fotomicrografia.  $P_L$  corresponde a P por unidade de comprimento.

$$\bar{L}_3 = \frac{1}{P_L} \quad (32)$$

onde  $L_3$  é o intercepto linear médio.

G pode ser calculado pelas relações 33 e 34:

$$G = \left| -6,6457 \cdot \log \overline{L}_3 \right| - 3,298 \quad (33)$$

Ou

$$G = \left| -6,6353 \cdot \text{Log} \overline{L}_3 \right| - 12,6 \quad (34)$$

É válido salientar que a precisão na estimativa do tamanho de grão pelo método do intercepto é uma função do número de interceptos lineares contados<sup>[58]</sup>. Devido ao final das linhas de teste retilíneas normalmente terminarem no interior dos grãos, a precisão será reduzida se a contagem por linha de teste for baixa<sup>[58]</sup>. Desta maneira, deve ser utilizado uma linha de teste longa e uma ampliação a menor possível.

O intercepto linear médio,  $L_3$ , é o inverso do número de interseções por unidade de comprimento da linha de teste,  $P_L$ <sup>[59]</sup>.

Segundo G. F. Vander Voort<sup>[56]</sup>, o diâmetro de grão médio,  $\bar{d}$ , obtido pelo método planimétrico pode ser até 12,5% maior que o obtido pelo intercepto linear médio,  $L_3$ , para um mesmo tamanho de grão. A relação entre o intercepto médio e o tamanho de grão ASTM foi primeiramente mostrado na norma técnica ASTM E 89<sup>[56]</sup>.

Os valores individuais obtidos pelos métodos manuais foram analisados estatisticamente conforme descrito nas seções 14 e 15 da norma ASTM 112-96<sup>[53,55-57]</sup>. Foram calculados o intervalo de confiança 95% (95%CI) e a acuracidade relativa (%RA) pelas equações 35, 36, 37 e 38:

$$\bar{X} = \frac{\sum X_i}{n} \quad (35)$$

$$s = \left[ \frac{\sum (X_i - \bar{X})^2}{n-1} \right]^{1/2} \quad (36)$$

$$95\%CI = \pm \frac{ts}{\sqrt{n}} \quad (37)$$

$$\%RA = \frac{95\%CI}{\bar{X}} \cdot 100 \quad (38)$$

Onde:

$x_i$ : valores individuais;

$x$ : valor médio  $\Rightarrow$  Jeffries:  $x = \text{Área média do grão}$ ;

$\Rightarrow$  Heyn:  $x = \text{Tamanho médio do grão}$ ;

$n$ : número de medidas (campos);

$s$ : desvio padrão;

$t$ : valor dependente de  $n$ , determinado através da Tabela 07, presente na norma ASTM E 112-96<sup>[58]</sup>.

Segundo Vander Voort<sup>[59]</sup>, conforme aumenta o número de campos aleatoriamente determinados  $n$ , melhora a acuracidade relativa, isto é, menor %RA.

Segundo o item 12.2.6 da norma técnica ASTM E 1382-97<sup>[54]</sup>, o operador deve avaliar a precisão e acuracidade de cada método automático em corpos de prova cuidadosamente analisados por um ou mais dos métodos recomendados antes da utilização de um método ou procedimento alternativo. Tal orientação conforme descrito neste trabalho, foi seguida cuidadosamente.

Porém, deve-se reconhecer que pequenas diferenças na avaliação do tamanho de grão, obtidas usando-se métodos de análise quantitativos diferentes, são devidas a diferentes aspectos das estruturas granulares analisadas.

Os métodos baseados no número de grãos por unidade de área, como os métodos de quantificação automático e planimétrico utilizados, estão diretamente relacionados ao comprimento total dos lados do grão por unidade de volume,  $L_V$ . Métodos baseados no número de interseções nos contornos de grãos por unidade de comprimento, como o método do intercepto linear (Heyn), estão relacionados à área superficial do contorno de grão por unidade de volume,  $S_V$ <sup>[54]</sup>. Portanto, como os métodos são baseados em duas diferentes características geométricas da estrutura do grão, os resultados da quantificação do tamanho de grão podem ser ligeiramente diferentes.

#### 4.2.6 - Ensaio de Dureza

Realizou-se ensaios de dureza através do Método Vickers com carga de 10Kg nas seções medianas redondas conforme o diâmetro e nas quadradas segundo as direções laterais e diagonais, com passos de 3,18 mm.

#### 4.2.7 - Curvas de Distribuição de Dureza

Visando-se evitar qualquer efeito de aquecimento decorrente do procedimento de corte, as amostras foram retificadas, com remoção de 2 mm de espessura das seções medianas dos corpos de prova. Realizado o procedimento de lixamento e polimento, conforme indicado no Procedimento Experimental, o perfil de dureza das seções circulares foi medido conforme o diâmetro, enquanto que nas quadradas, segundo as direções lateral e diagonal, com passos de 3,18 mm, utilizando-se um Durômetro Vickers, com carga de 10 Kg e objetiva de  $\frac{2}{3}$ ".

O passo estreito foi utilizado nas medições, por ser indispensável à identificação da região de transição temperada não-temperada nos perfis de dureza, permitindo assim posterior determinação da profundidade de endurecimento e avaliação das características de temperabilidade dos aços.

No caso das amostras com tratamento de 1 hora, tratadas em caixa para proteção contra oxidação, verificou-se através dos perfis de dureza que o tempo necessário para atingir a temperatura de tratamento era insuficiente, o que acarretou a necessidade de novo tratamento e posterior quantificação dos tamanhos de grãos e análises metalográficas. Tais perfis de dureza estavam posicionados abaixo dos demais (5 e 10 horas de tratamento).

É importante salientar que o perfil de dureza do aço está intimamente relacionado às fases e à porcentagem das mesmas, presentes na microestrutura, que dependem fundamentalmente da composição, teor do elemento C presente na composição química por exemplo, e da seqüência e espécie de tratamentos térmicos realizados, além da dimensão e formato da peça. Dentre as microestruturas, a martensita, que constitui-se uma fase metaestável, obtida pela diminuição da temperatura durante resfriamento rápido e ininterrupto ou têmpera, apresenta maior dureza. Portanto, um aumento na porcentagem deste constituinte implica num aumento da dureza global do aço.

#### 4.2.8 - Determinação de Regiões com Teores Específicos de Martensita

Em referências bibliográficas sobre temperabilidade é usual o emprego de tabelas e/ou gráficos com famílias de curvas que relacionam a dureza, geralmente expressa em Rockwell C, HRC, com o teor de C, expresso em % em peso, e com a porcentagem do constituinte martensita presente na microestrutura<sup>[1,2,5,8,9,62]</sup>. Neste contexto, o teor de carbono significa a quantidade de carbono dissolvida na fase austenítica. Carbono que permanece combinado na forma de carbonetos depois do tratamento de austenitização não faz parte da reação martensítica e portanto não tem influência na dureza da martensita.<sup>[9]</sup>

Desta forma, as durezas das microestruturas nas regiões de transição com 50 e 80% de martensita podem ser estimadas por meio do uso de diagramas e tabelas que relacionam a dureza em função do teor de carbono e porcentagem de martensita presente.

É importante ressaltar que no presente trabalho, em alguns casos também foram determinadas regiões de transição com 80% de martensita para inserção de termopares e determinação das velocidades críticas de resfriamento. Este procedimento tornou-se necessário, uma vez que algumas das barras temperadas dos aços AISI 4140 e 8640 apresentaram durezas nos centros superiores às mínimas sugeridas para a região de transição com 50% de martensita pelos gráficos e tabelas empregados. Isto ocorreu porque algumas composições situaram-se próximas do limite superior da faixa de composição admissível pela norma AISI e o óleo de têmpera disponível foi do tipo rápido. A figura 15 mostra a faixa de temperabilidade para o aço AISI 4140. Pode-se notar que uma barra com aproximadamente 45 mm de diâmetro apresenta uma dureza mínima à  $\frac{3}{4}$  do raio de aproximadamente 49HRC. Os valores de dureza no centro de barras temperadas que situam-se na região superior da faixa do gráfico estão entre 50 e 60 HRC, mesmo para barras de grandes diâmetros.

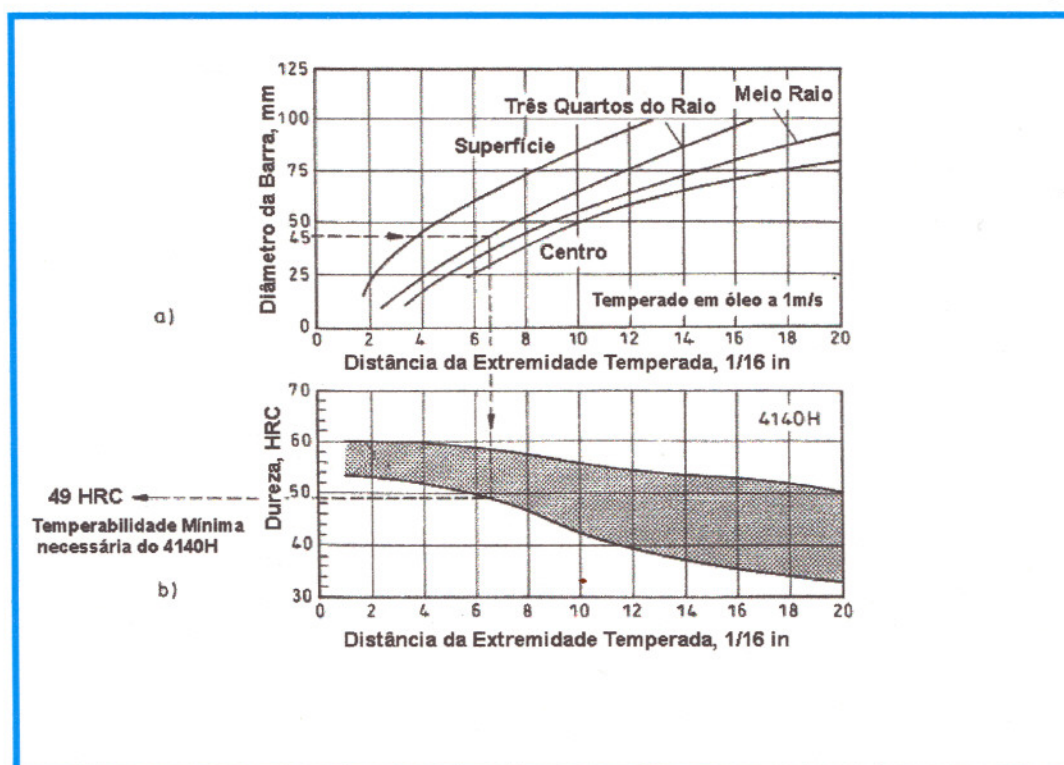


FIGURA 15 - Selecionando um aço de temperabilidade adequada<sup>[10,11,15]</sup>

Na especificação dos limites de temperabilidade de acordo com a norma SAE, pode ocorrer um valor máximo e mínimo de dureza para uma desejada distância Jominy. Neste caso, por exemplo, no centro de uma barra com aproximadamente 45 mm de diâmetro do aço AISI 4140H:

$$J_{45-58} = 9/16 \text{ in. (intervalo de dureza no centro da barra de } 1\frac{3}{4}\text{")}$$

Temperabilidade mínima é normalmente empregada em seções espessas que serão temperadas; enquanto que a temperabilidade máxima é geralmente relacionada à seções finas devido à tendência inerente de distorção e trinca, especialmente quando feitas a partir de aços com elevados teores de carbono<sup>[10]</sup>.

As faixas de temperabilidade foram desenvolvidas devido às diferenças nas composições químicas dos aços de mesma especificação. De acordo com a designação Americana, a faixa de temperabilidade para cada tipo de aço é marcada pela letra H seguindo o código da composição, por exemplo 4140H<sup>[10]</sup>. A curva superior da faixa representa os valores máximos de dureza, correspondendo aos limites superiores de composição dos principais elementos, e a curva inferior representa os valores mínimos de dureza, correspondendo ao limite inferior nos intervalos de composições.

A seleção de um tipo de aço (e aquecimento) para uma peça a ser tratada termicamente depende da temperabilidade que produzirá a dureza requerida no ponto crítico especificado na seção transversal, depois da têmpera realizada sobre condições determinadas. As curvas Jominy de temperabilidade e as faixas de temperabilidade específicas à cada tipo de aço são usualmente empregadas nesta seleção conforme características de emprego requeridas, isto é, conhecidas as tensões de trabalho, a análise produzirá a dureza mínima necessária em um ponto particular da seção transversal que deve ser alcançada pela têmpera e revenido. Outra aplicação consiste na determinação dos valores de dureza em posições variadas nas barras que sofreram ensaio Jominy e principalmente nas menores seções e suas tendências à distorções ou trincas.

A região de transição com 80% de martensita possui dureza superior à com 50% devido à maior porcentagem presente deste constituinte metalográfico. Em análise prévia das curvas CCT para o aço AISI 4140<sup>[10,63]</sup>, concluiu-se que no processo de têmpera à 860°C, empregando-se óleo rápido como meio de resfriamento, as barras deste tipo de aço com seção circular de até 50,8 mm, apresentam apenas dois constituintes metalográficos: martensita e bainita. A última em pequena porcentagem.

A seguir são apresentados alguns gráficos e uma tabela, retirados de referências bibliográficas atuais que tratam dos conceitos e fatores relacionados à temperabilidade e sua importância no estudo e prática no tratamento térmico dos aços em geral.



TABELA 14 - Efeito do teor de carbono e martensita na dureza de um aço pós têmpera<sup>[2]</sup>

Carbono, %	Dureza, HRC				
	99% M	95% M	90% M	80% M	50% M
0.10	38.5	32.9	30.7	27.8	26.2
0.12	39.5	34.5	32.3	29.3	27.3
0.14	40.6	36.1	33.9	30.8	28.4
0.16	41.8	37.6	35.3	32.3	29.5
0.18	42.9	39.1	36.8	33.7	30.7
0.20	44.2	40.5	38.2	35.0	31.8
0.22	45.4	41.9	39.6	36.3	33.0
0.24	46.6	43.2	40.9	37.6	34.2
0.26	47.9	44.5	42.2	38.8	35.3
0.28	49.1	45.8	43.4	40.0	36.4
0.30	50.3	47.0	44.6	41.2	37.5
0.32	51.5	48.2	45.8	42.3	38.5
0.34	52.7	49.3	46.9	43.4	39.5
0.36	53.9	50.4	47.9	44.4	40.5
0.38	55.0	51.4	49.0	45.4	41.5
0.40	56.1	52.4	50.0	46.4	42.4
0.42	57.1	53.4	50.9	47.3	43.4
0.44	58.1	54.3	51.8	48.2	44.3
0.46	59.1	55.2	52.7	49.0	45.1
0.48	60.0	56.0	53.5	49.8	46.0
0.50	60.9	56.8	54.3	50.6	46.8
0.52	61.7	57.5	55.0	51.3	47.7
0.54	62.5	58.2	55.7	52.0	48.5
0.56	63.2	58.9	56.3	52.6	49.3
0.58	63.8	59.5	57.0	53.2	50.0
0.60	64.3	60.0	57.5	53.8	50.7

M, Martensita

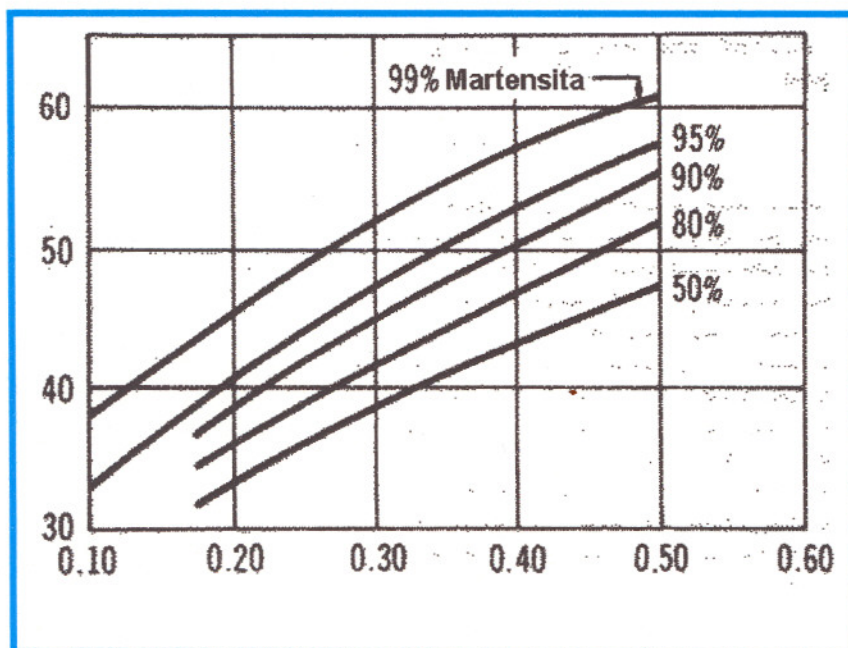


FIGURA 16 - Variação da dureza do aço pós tempera com o teor de carbono e a quantidade de martensita desenvolvida pela têmpera<sup>[62]</sup>



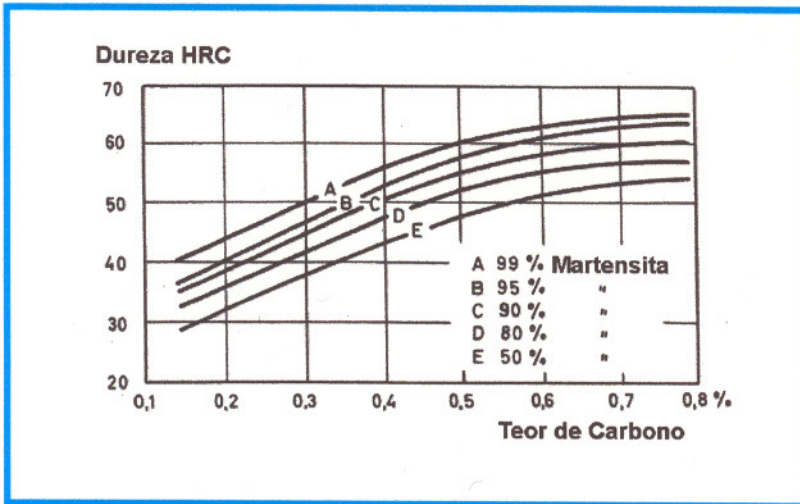


FIGURA 17 - Relação entre dureza, teor de carbono e quantidade de martensita (Hodge e Orehoski, em Thelning, *Steel and its Heat Treatment*, Bofors Handbook, Butterworth, 1975)<sup>[1,9]</sup>

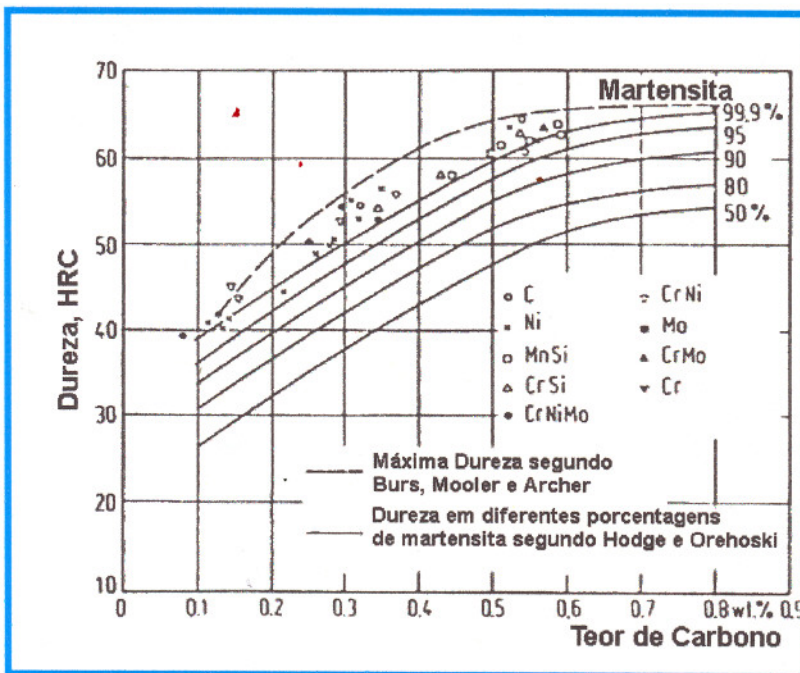


FIGURA 18 - Dureza alcançável dependendo do teor de carbono e da percentagem de martensita na estrutura<sup>[10]</sup>

Conforme apresentado na seção Materiais e Métodos do projeto inicial de pesquisa, foram inseridos termopares nas regiões de transição com 50 e 80% de martensita, para levantamento das taxas críticas de resfriamento nas barras de aço em estudo.

#### 4.2.9 - Levantamento das Curvas de Resfriamento

Por meio das curvas em U e dos valores de dureza estimados nas regiões de transição com 50 e 80% de martensita, foram determinadas as posições de inserção dos termopares para o posterior levantamento das curvas de resfriamento nas barras temperadas. Ensaio metalográfico foram realizados para confirmar a determinação das posições de inserção.

O levantamento das curvas de resfriamento foi realizado por meio de um sistema que consta de um computador, com placa de aquisição de dados da National Instruments, software Lab View e um amplificador de termopares, conforme ilustrado na figura 19.



FIGURA 19 - Sistema de aquisição de dados utilizado no levantamento das curvas e taxas de resfriamento

A acoplagem do sistema de aquisição de dados intitulado Facquenich 2000 ao computador é simples e efetuada na porta serial da impressora (LPT1).

Em quase todos os processos de tratamentos térmicos, curvas de resfriamento foram medidas com termopares acoplados à corpos de prova metálicos<sup>[A8]</sup>.

Em medidas onde existem gradientes (e eles ocorrem em todo fenômeno relacionado à temperatura) o emprego correto de sensores de contato, tais como termopares, sensores bi-metálicos, RTD's, etc, é de fundamental importância na exatidão, reprodutibilidade e no grau de incerteza das medidas. As instalações de termopares podem produzir erros nas temperaturas observadas, devido à montagens incorretas, ao tempo de

resposta inadequado e às propriedades de condução inerentes do sensor. Em muitas aplicações, especialmente processos muito rápidos de resfriamento, é importante identificar o tempo de resposta exato dos termopares. O tempo de resposta é fundamentalmente dependente do tamanho e forma dos arames (circular ou tira) e das propriedades térmicas do arame, isolamento e bainha protetora do sensor<sup>[10,62]</sup>. Normalmente, os tempos de resposta são em milisegundos.

Na aquisição de curvas de resfriamento, é importante minimizar a quantidade de material removida do corpo de prova no processo de perfuração para inserção de termopares. O comportamento de resfriamento da peça, especialmente aquelas de pequena seção transversal, muda drasticamente com o aumento do diâmetro do furo. Portanto, investigações referentes ao comportamento de resfriamento de peças em relação às medidas de temperatura, requerem bom contato termopar espécime e pouca remoção de material e diâmetro de termopar<sup>[10]</sup>.

Todos os sensores de contato medem sua própria temperatura. Assim, o objetivo na instrumentação com termopares é que o sensor adote a temperatura de interesse com erros mínimos<sup>[64]</sup>.

Os principais requisitos de um sensor de temperatura por contato são<sup>[64]</sup>:

1. Deve possuir propriedades de calibração, isto é, temperatura vs resistência, estáveis e com reprodutibilidade em toda faixa de temperatura de trabalho;
2. Sua existência não deve perturbar a temperatura local do meio;
3. Deve possuir tempo de resposta suficientemente rápido para acompanhar com exatidão alterações na temperatura.

No presente trabalho, foram empregados termopares padrões do tipo K, cuja faixa de operação está entre -200 e 1260°C, com 3,0 mm de diâmetro<sup>[66]</sup>. O diâmetro do orifício de fixação nos corpos de prova foi de 2,9 mm. Desta maneira, foi empregado ajuste interferente entre termopar e espécime, garantindo um contato metálico uniforme entre ambos. Estes termopares devem ser empregados em atmosferas oxidantes<sup>[66]</sup>. Na tabela 15 são brevemente descritos o tipo, elementos de liga típicos, termo-elementos, composição química básica e aplicações (condição atmosférica do meio e temperatura máxima) para esta classe de termopares.<sup>[66]</sup>

TABELA 15 - Padrões designados pela carta ISA para os termopares do tipo K<sup>[66]</sup>

Tipo	Termo		Composição básica	Aplicações	
	elementos	Liga típica		Atmosfera	Max Temp. °C
K	KP	Cromel	90Ni/9Cr	Oxidante	1260
	KN	Alumel	94Ni/Al,Mn,Si	& Inerte	

Para confecção e fixação dos mesmos às barras nas posições determinadas, isto é, nas regiões de transição obtidas através da análise dos perfis de dureza, foi construído um sistema para soldagem de termopares. A figura 20 mostra o aspecto visual do equipamento de soldagem de termopares por descarga capacitiva montado no laboratório.

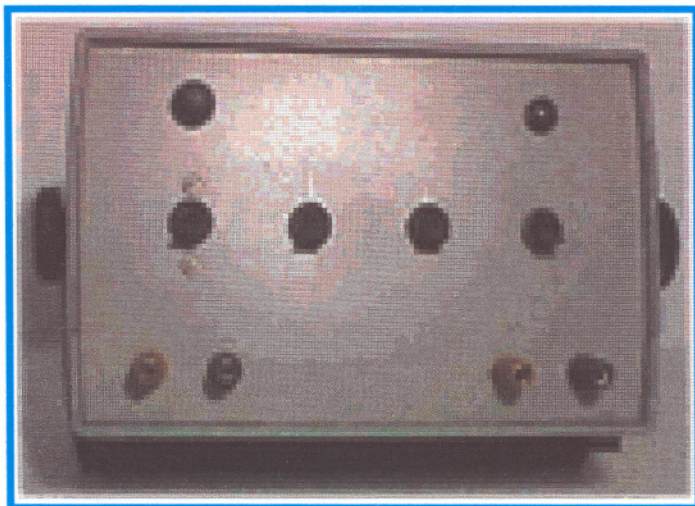


FIGURA 20 - Aspecto visual do equipamento soldador de termopar por descarga capacitiva

O equipamento de soldagem de termopares possui uma seqüência variável de capacitores dispostos em paralelo que permite o controle do nível de descarga elétrica que pode ser aplicado na confecção dos termopares.

O dispositivo de fixação dos termopares desenvolvido em laboratório para montagem dos corpos de prova utilizados nos ensaios de resfriamento foi substituído devido à necessidade de elaboração de um acoplamento que protegesse o sensor de contato de influências térmicas causadas pelo meio de resfriamento e que, ao mesmo tempo, garantisse o contato metálico entre a extremidade do termopar e o espécime, permitindo desta maneira, medidas confiáveis das variações de temperatura nas regiões de transição. O esquema de montagem desenvolvido para fixação e proteção dos termopares está apresentado na seção 12 deste trabalho.

#### 4.2.10 - Ajuste dos Parâmetros do Sistema de Levantamento das Curvas de Resfriamento

Nos ensaios preliminares do sistema para aquisição das curvas e taxas críticas de resfriamento utilizou-se uma sonda padrão cilíndrica com  $\phi$  12,5 x 60 mm feito de *Inconel 600* (UNS N06600), de acordo com a norma internacional ISO 9950 proposta pelo "The International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering (IFHT)"<sup>[68]</sup>. A figura 21 mostra um esquema da sonda de teste empregada nos ensaios preliminares. É importante ressaltar que a norma é válida somente para têmpera em óleo parado. Para o caso de óleo em movimento, que representa grande parte das situações práticas, a norma específica encontra-se em fase de estudos. Uma vez familiarizados com o uso do equipamento, passamos à execução dos ensaios com os corpos de prova que simulassem condições ideais de uso. Inicialmente, utilizou-se corpos de prova dos aços AISI 4140 e 8640, com 50,8 mm de diâmetro. A temperatura inicial de ensaio foi definida entre 810 e 830°C, portanto acima da linha inferior de transformação alotrópica da fase austenítica que corresponde a 723°C no Diagrama de Equilíbrio Ferro - Carbono (Cementita ou Fe<sub>3</sub>C). A duração do ensaio empregada foi de 240s (4 minutos). Tempos de ensaio de 60 e 120s também foram testados. Outro importante parâmetro ajustado foi a quantidade de leituras por segundo a ser empregada durante a aquisição dos dados de temperatura contra o tempo. Foram testadas duas freqüências: 3 e 5 leituras por segundo (L/s). No caso da sonda de teste utilizou-se velocidade de aquisição de 10 dados por segundo.

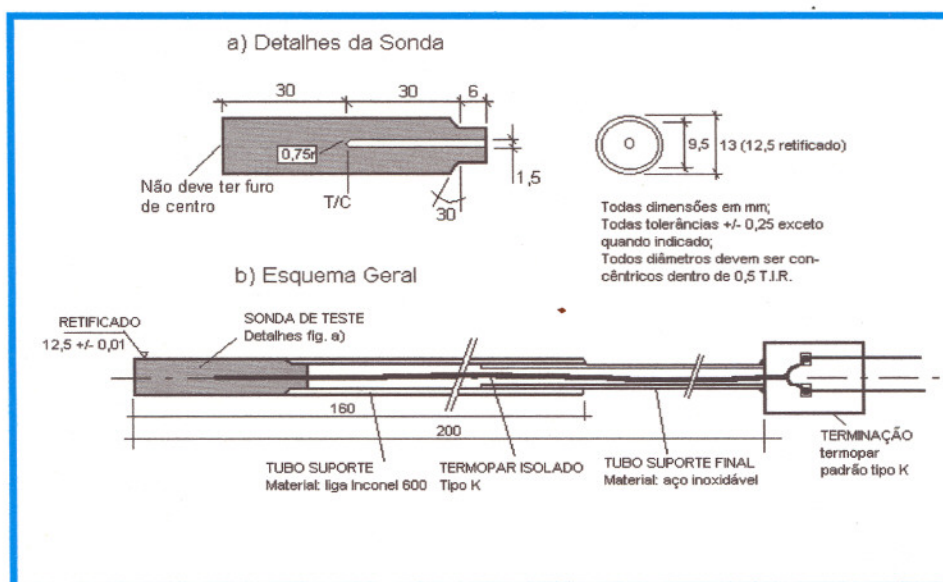


FIGURA 21 - Sonda de teste de acordo com o padrão internacional proposto (ISO/DIS 9950 draft)

Quando a região de transição com 50 ou 80% de martensita é determinada próxima à superfície, onde as taxas de resfriamento são elevadas, é necessário o emprego de uma freqüência de aquisição de dados elevada. Conforme a posição de inserção dos termopares aproxima-se do centro, onde naturalmente a taxa de remoção de calor é menor que na superfície, pode-se empregar uma freqüência menor de aquisição de dados.

Desta maneira, leituras de 3 ou 5 medidas por segundo, dependendo da profundidade de inserção dos termopares, tornaram-se mais adequadas para a obtenção dos gráficos.

#### 4.2.11 - Levantamento das Curvas de Temperabilidade Jominy

Conforme procedimento de ensaio definido pelas normas ASTM A255, SAE J406 e ISO/R 642, foram levantadas curvas de temperabilidade por meio de ensaios Jominy, em amostras de barras de aço com 101,6 mm de comprimento por 25,4 mm de diâmetro, conforme composições determinadas pelos ensaios químicos. As barras foram austenitizadas a temperatura de 850°C em forno elétrico e rapidamente resfriadas, por uma de suas extremidades, em um jato de água a 24°C, por meio de dispositivo de fixação adequado e normalizado.

Por meio de curvas de correlacionamento que relacionam as taxas de resfriamento nas diferentes distâncias da extremidade temperada do espécime Jominy com as diferentes posições (centro, três quartos do raio, meio raio e superfície) nas seções transversais de barras redondas de diferentes diâmetros<sup>[5,7,10]</sup>, foram comparadas as curvas de temperabilidade obtidas pelo ensaio Jominy e os perfis de dureza das amostras temperadas. As etapas do procedimento de análise foram as seguintes:

1. Determinação das distâncias da extremidade temperada do espécime Jominy referentes ao centro e à superfície, por meio das curvas de correlacionamento empíricas para óleo e das dimensões dos corpos de prova redondos temperados;
2. Determinação teórica dos valores de dureza no centro e superfície das amostras temperadas por meio das distâncias obtidas pelas curvas de correlacionamento e das curvas de temperabilidade obtidas pelo ensaio Jominy.
3. Comparação entre os valores teóricos e práticos de dureza no centro e superfície obtidos pelo ensaio de dureza Vickers.

A concordância entre os valores de dureza práticos e teóricos, determinou a veracidade dos perfis de dureza obtidos pelo ensaio Vickers e a coerência com as curvas de temperabilidade Jominy. Todas as curvas de temperabilidade obtidas pertencem ao intervalo definido pela Banda de Temperabilidade correspondente à cada aço SAE AISI H utilizado no presente trabalho<sup>[5,7,10]</sup>.

#### 4.2.12 - Levantamento das Curvas Críticas de Resfriamento

Na análise das curvas de distribuição de dureza, verificou-se que as barras redondas e quadradas do aço AISI 1045 temperadas apresentaram dureza inferior ao valor mínimo especificado, que correspondente a 50% de martensita e ao teor de carbono de cada composição específica. Condição semelhante foi verificada nas barras temperadas do aço AISI 4140, que apresentaram durezas superiores às máximas especificadas, correspondente a 80% de martensita e ao teor de carbono de cada composição específica. As barras quadradas e redondas de 25,4 mm do aço 8640 também apresentaram durezas superiores. Os valores de dureza determinados por meio das curvas de temperabilidade em conjunto com as curvas de correlacionamento coincidiram com aqueles determinados por meio dos perfis de durezas metalográficas para as várias composições das barras redondas dos aços AISI 4140, 8640 e 1045, conforme mostrado na seção 11 deste trabalho.

Desta forma, foram levantadas curvas e taxas de resfriamento nas regiões central, à 10mm de profundidade e próxima à superfície em barras de 50,8 mm de diâmetro e no centro em barras de 25,4 mm, para o aço AISI 4140.

Nas barras redondas e quadradas do aço AISI 8640 de 38,1 e 50,8 mm, foram levantadas curvas e taxas críticas de resfriamento nas regiões de transição com 50 e 80% de martensita, conforme especificado na seção 8. Os ensaios para levantamento das curvas e velocidades críticas de resfriamento foram realizados em óleo e água na temperatura ambiente, com movimentação do fluido com uma velocidade de 0,4 m/s para se evitar a estagnação do mesmo sob a peça, mantendo o maior comprimento desta na direção horizontal.

Os corpos de prova foram preparados conforme a seqüência a seguir:

1. Usinagem de um orifício na posição mediana segundo o eixo de simetria, com 2,9 mm de diâmetro e profundidade até a posição de inserção dos termopares, determinadas previamente, o que corresponde às regiões de transição com 50 e 80% de martensita;
2. Para garantir o isolamento e proteção dos termopares durante o processo de resfriamento, um tubo de aço inox com diâmetro externo de 10 mm, interno de 5,6 mm e 470 mm de comprimento, foi fixado sobre o orifício com solda TIG;
3. Fixação interferente de um termopar Cromel-Alumel (tipo K), com 3 mm de diâmetro, no orifício do corpo de prova;

Testes preliminares foram realizados empregando-se óleo e água com e sem agitação e quantidades de aquisição com 3, 5 e 10 leituras por

segundo. O tempo de encharque empregado nos ensaios para levantamento das curvas e velocidades críticas de resfriamento foi de 1 h, com fixação dos termopares nas regiões de transição com 50 e 80% de martensita cujas profundidades de endurecimento foram relativas ao tempo de encharque de 1 e 5 h.

O software Lab View armazena e processa os parâmetros de temperatura obtidos em função do tempo, apresentando os resultados na forma de curvas e taxas de resfriamento. Os valores da taxa máxima de remoção de calor ( $^{\circ}\text{C/s}$ ) e da temperatura na qual ela ocorre também são fornecidos pelo software.

A Figura 22 mostra um esquema simplificado da montagem do termopar nos corpos de prova.

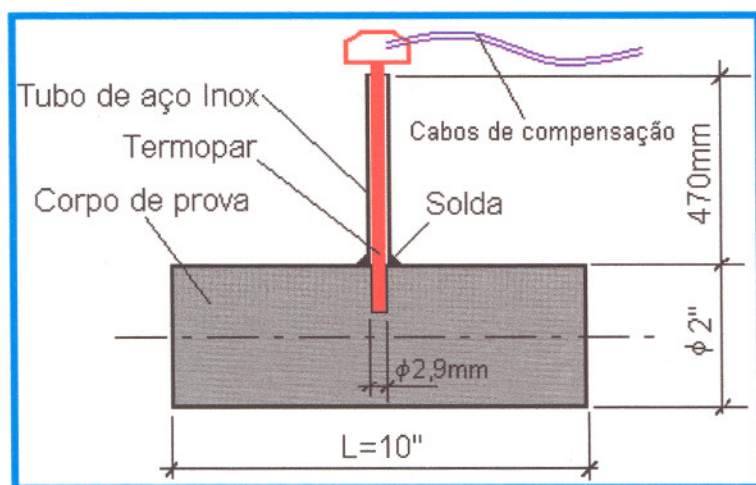


FIGURA 22 - Esquema simplificado de montagem do termopar no corpo de prova



## 5 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 - Análises Químicas

São apresentados na tabela 16 os resultados das análises químicas dos aços utilizados no presente trabalho.

TABELA 16 - Resultados das análises químicas das barras

Aço AISI/Bitola	Elementos (% em Peso)							
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
1045 / $\phi$ 50,8 mm	0,45	0,78	0,022	0,014	0,23			
1045 / $\phi$ 38,1 mm	0,43	1,21	0,019	0,020	0,26		0,11	
1045 / $\phi$ 25,4 mm	0,47	0,80	0,015	0,014	0,18			
1045 / $\square$ 38,1 mm	0,46	0,88	0,015	0,021	0,26			0,07
1045 / $\square$ 25,4 mm	0,45	0,73	0,020	0,018	0,22			
4140 / $\phi$ 50,8 mm	0,42	0,86	0,021	0,018	0,27		1,08	0,18
4140 / $\phi$ 38,1 mm	0,39	0,83	0,025		0,26		0,94	0,23
4140 / $\phi$ 25,4 mm	0,41	0,94	0,016		0,26		0,98	0,22
4140 / $\square$ 38,1 mm	0,41	0,90	0,014	0,014	0,23		1,04	0,21
4140 / $\square$ 25,4 mm	0,41	0,90	0,014	0,014	0,23		1,04	0,21
8640 / $\phi$ 50,8 mm	0,40	0,91	0,018		0,24	0,46	0,54	0,21
8640 / $\phi$ 38,1 mm	0,38	0,90	0,024		0,26	0,47	0,56	0,17
8640 / $\phi$ 25,4 mm	0,41	0,93	0,023	0,016	0,24	0,46	0,50	0,16
8640 / $\square$ 38,1 mm	0,41	0,87	0,017	0,020	0,28	0,42	0,52	0,18
8640 / $\square$ 25,4 mm	0,41	0,87	0,017	0,020	0,28	0,42	0,52	0,18

Pode-se notar na tabela acima, que no caso específico da barra de seção circular de 38,1 mm de diâmetro do aço AISI 1045, o teor de Mn, 1,21 % em peso, mostrou-se acima do intervalo de composição química nominal permissível para este elemento, definido pela ASM (American Society for Metals)<sup>[35,37,63]</sup> como entre 0,60 e 0,90. Tal fato resultou num aumento da temperabilidade do mesmo em comparação com os demais aços do mesmo tipo empregados. Esse efeito pode ser verificado nas curvas em U, apresentadas na figura 26, e na curva de temperabilidade Jominy, apresentada na figura 36, que situou-se acima do limite superior de temperabilidade do aço AISI 1045H, definido pelo Metals Hand Book<sup>[3,8,23]</sup>.

## 5.2 - Metalografia

São apresentados nas tabelas I.1 a I.3 e nos histogramas I a III, presentes no Apêndice I, parte dos resultados e análises estatísticas referentes à quantificação automática dos tamanhos de grãos austeníticos originais obtidos para 3 das 45 condições analisadas em relação aos tipos de aços, dimensões, seções das barras e tempos de austenitização empregados nos tratamentos térmicos. Foi selecionada uma condição para cada tipo de aço AISI 4140, 8640 e 1045. Este procedimento foi adotado devido ao número elevado de tabelas e histogramas obtidos empregando-se o procedimento de análise automático dos tamanhos de grãos austeníticos originais. São apresentados nas tabelas 17 (A, B, C, D, E e F) os resultados da quantificação automática de forma condensada, referentes às 45 condições analisadas.

TABELAS 17(A, B, C, D, E e F) - Valores da área de grão média,  $\bar{A}$ , dos tamanhos de grão médio,  $\bar{I}$ , números de tamanhos de grão ASTM, G, e dos dados estatísticos associados, s, %RA e 95%CI, obtidos pelo método de quantificação automático

TABELA 17A.

Aço AISI	Forma e Dimensão da Barra	Tempo de Tratamento			
		1h	5h	10h	
4140	$\phi 25,4$ mm	$\bar{I}$	4,8	5,7	6,4
		G	12,1	11,6	11,3
		$\bar{A}$	31,3	44,2	55,7
		s	1,3	0,6	2,4
		95%CI	$\pm 0,14$	$\pm 0,03$	$\pm 0,3$
		%RA	3,0%	0,5%	5,3%
	$\phi 38,1$ mm	$\bar{I}$	2,3	4,9	5,5
		G	14,2	12,1	11,7
		$\bar{A}$	7,2	32,7	41,2
		s	0,7	1,6	2,4
		95%CI	$\pm 0,06$	$\pm 0,2$	$\pm 0,3$
		%RA	2,8%	3,5%	5,3%
	$\phi 50,8$ mm	$\bar{I}$	9,5	10,4	14,2
		G	10,1	9,9	9,0
		$\bar{A}$	122,8	147,2	274,3
		s	1,9	2,1	5,0
		95%CI	$\pm 0,2$	$\pm 0,2$	$\pm 0,6$
		%RA	1,7%	1,9%	4,5%

TABELA 17B

Aço AISI	Forma e Dimensão da Barra	Tempo de Tratamento			
		1h	5h	10h	
8640	$\phi 25,4$ mm	$\bar{I}$	2,5	3,2	5,2
		G	14,0	13,3	11,9
		$\bar{A}$	8,5	13,9	36,8
		s	1,1	1,0	1,5
		95%CI	$\pm 0,14$	$\pm 0,08$	$\pm 0,2$
		%RA	5,5%	2,4%	3,3%
	$\phi 38,1$ mm	$\bar{I}$	3,3	5,2	5,6
		G	13,2	11,9	11,7
		$\bar{A}$	14,8	36,8	42,7
		s	1,0	1,2	1,6
		95%CI	$\pm 0,12$	$\pm 0,12$	$\pm 0,17$
		%RA	3,7%	2,3%	3,1%
	$\phi 50,8$ mm	$\bar{I}$	1,9	4,4	5,2
		G	14,8	12,4	11,9
		$\bar{A}$	4,9	26,3	36,8
		s	0,9	0,9	1,3
		95%CI	$\pm 0,08$	$\pm 0,07$	$\pm 0,14$
		%RA	4,4%	1,7%	2,7%

Tabela 17C

Aço/AISI	Forma e Dimensão da Barra	Tempo de Tratamento			
		1h	5h	10h	
1045	φ25,4 mm	ī	6,9	14,4	18,6
		G	11,1	8,9	8,2
		Ā	64,8	282,1	470,7
		s	2,2	1,7	8,2
		95%CI	±0,15	±0,2	±1,2
		%RA	2,2%	1,4%	14,4%
	φ38,1 mm	ī	3,5	5,2	8,8
		G	13,0	11,9	10,4
		Ā	16,7	36,8	105,4
		s	0,9	3,3	4,6
		95%CI	±0,08	±0,5	±0,4
		%RA	2,2%	8,9%	4,8%
	φ50,8 mm	ī	3,2	6,2	23,5
		G	13,3	11,4	7,5
		Ā	13,9	52,3	751,4
		s	1,2	3,6	16,2
		95%CI	±0,1	±0,6	±2,0
		%RA	3,1%	9,6%	8,3%

Tabela 17D

Aço/AISI	Forma e Dimensão da Barra	Tempo de Tratamento			
		1h	5h	10h	
4140	{25,4 mm	ī	4,6	5,5	6,4
		G	12,2	11,7	11,3
		Ā	28,8	41,2	55,7
		s	1,2	1,5	1,7
		95%CI	±0,12	±0,16	±0,21
		%RA	2,6%	2,9%	12,4%
	{38,1 mm	ī	3,2	4,6	4,7
		G	13,3	12,2	12,2
		Ā	13,9	28,8	30,1
		s	0,9	1,1	1,4
		95%CI	±0,07	±0,5	±0,17
		%RA	2,2%	10%	3,5%

Tabela 17E

Aço AISI	Forma e Dimensão da Barra	Tempo de Tratamento			
		1h	5h	10h	
8640	{25,4 mm}	$\bar{I}$	3,4	3,6	4,7
		G	13,1	12,9	12,2
		$\bar{A}$	15,7	17,6	30,1
		s	0,7	1,0	1,3
		95%CI	$\pm 0,05$	$\pm 0,08$	$\pm 0,14$
		%RA	1,3%	2,3%	2,9%
	{38,1 mm}	$\bar{I}$	3,5	4,0	4,6
		G	13,0	12,6	12,2
		$\bar{A}$	16,7	21,8	28,8
		s	0,6	0,9	1,5
		95%CI	$\pm 0,04$	$\pm 0,08$	$\pm 0,16$
		%RA	1,3%	1,9%	3,4%

Tabela 27F

Aço AISI	Forma e Dimensão da Barra	Tempo de Tratamento			
		1h	5h	10h	
1045	{25,4 mm}	$\bar{I}$	9,7	27,4	47,4
		G	10,1	7,4	5,5
		$\bar{A}$	128,0	1021	3057
		s	2,2	9,5	16,5
		95%CI	$\pm 0,19$	$\pm 1,2$	$\pm 3,5$
		%RA	2,0%	4,5%	7,4%

Onde:

- $\bar{I}$ : comprimento de grão médio ( $\mu\text{m}$ );
- $\bar{A}$ : área de grão média ( $\mu\text{m}^2$ );
- s: desvio padrão ( $\mu\text{m}$ );
- G: número do tamanho de grão ASTM;
- 95%CI: intervalo de confiança 95% ( $\mu\text{m}$ );
- %RA: acuracidade relativa;

Em todos os casos o tamanho de grão austenítico original aumentou, como era esperado, com o tempo de tratamento.

No caso do aço AISI 1045, devido à baixa temperabilidade observada, realizou-se apenas a determinação dos tamanhos de grãos austeníticos originais nas barras de seção circular e na quadrada com 25,4 mm.

Para se avaliar a confiabilidade do método de quantificação automático empregado na determinação dos tamanhos médios de grãos austeníticos originais, foram utilizados dois métodos manuais usualmente empregados na quantificação dos tamanhos de grãos, visando-se a disponibilidade de dois conjuntos de resultados para uma melhor comparação. Os métodos manuais foram empregados apenas nas três amostras do aço AISI 4140  $\phi$  25,4 mm referentes aos tempos de tratamento de 1, 5 e 10 horas. São apresentadas nas figuras 23 a 25 algumas das fotomicrografias do aço AISI 4140  $\phi$  25,4 mm utilizado. Foram selecionadas três fotomicrografias, uma para cada tempo de encharque, entre as quinze utilizadas. Cada fotomicrografia corresponde a uma área entre as 5 aleatoriamente selecionadas representativas da seção de cada amostra (1, 5 e 10 horas).

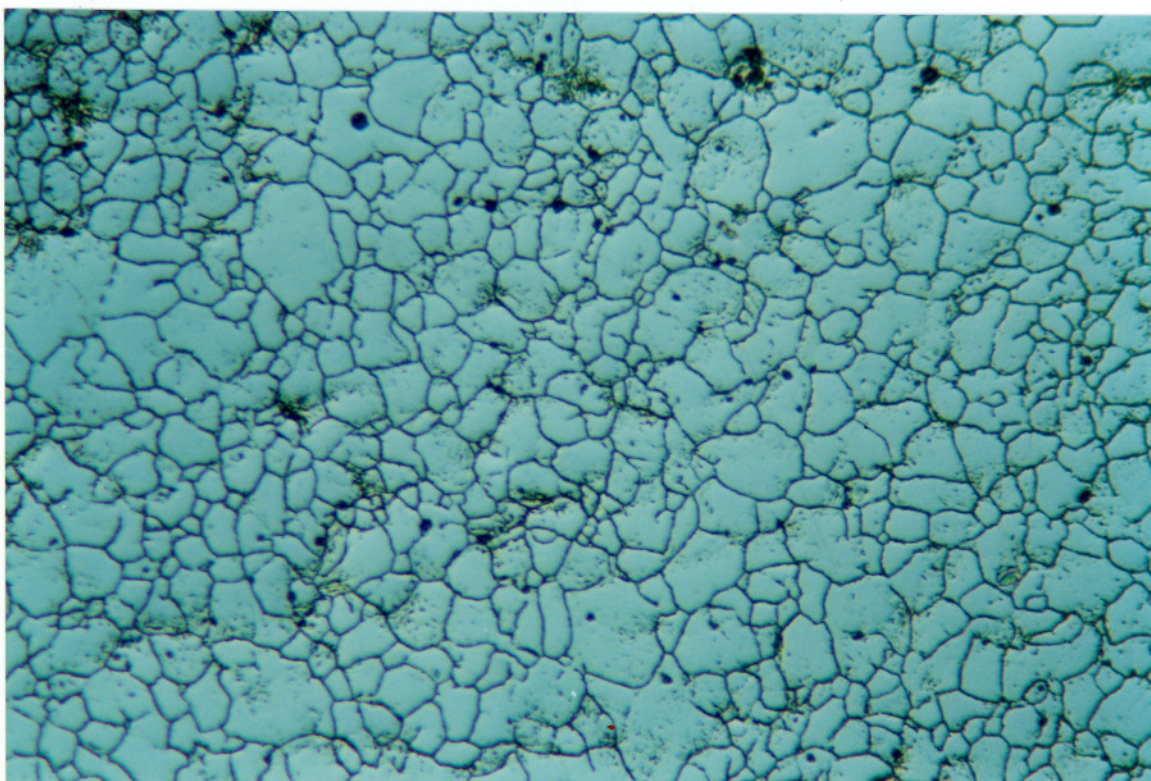


FIGURA 23 - Fotomicrografia do aço AISI 4140  $\phi$  1" e tempo de encharque de 1h, mostrando os contornos de grãos austeníticos originais. Aumento: 570 x

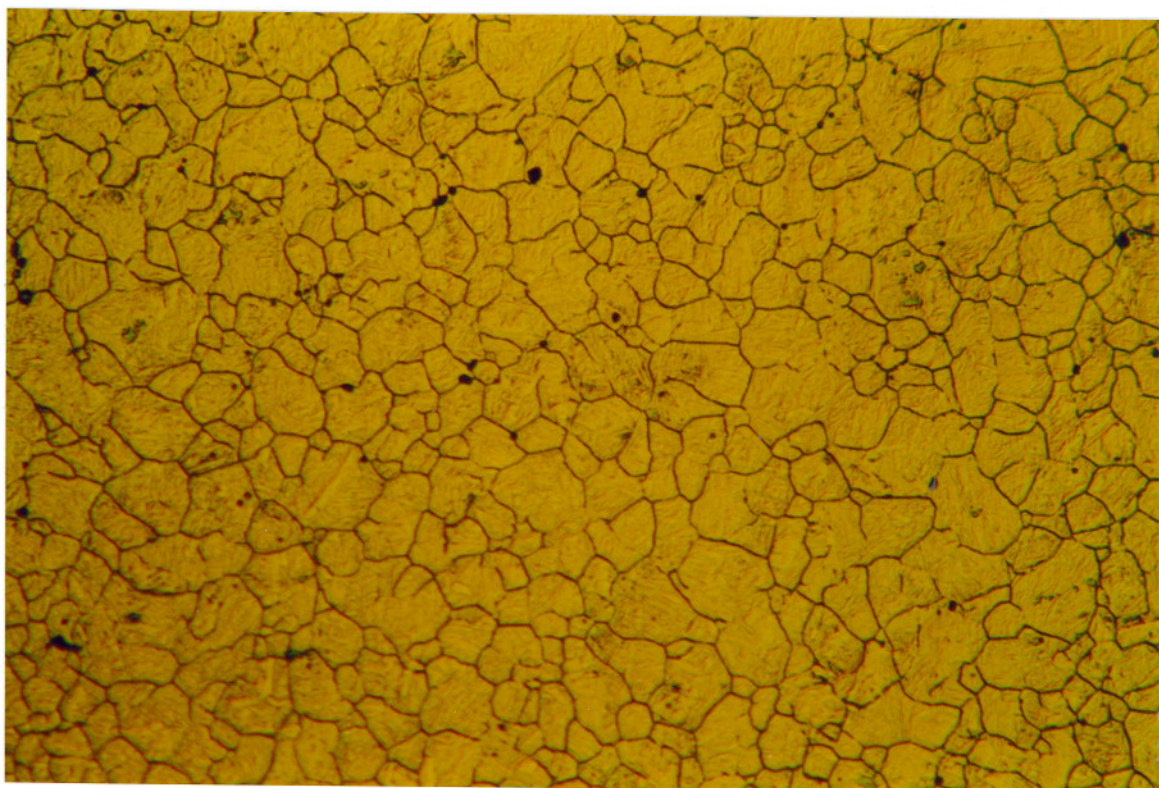


FIGURA 24 - Fotomicrografia do aço AISI 4140  $\phi$  1" e tempo de encharque de 5h, mostrando os contornos de grãos austeníticos originais. Aumento: 570 x

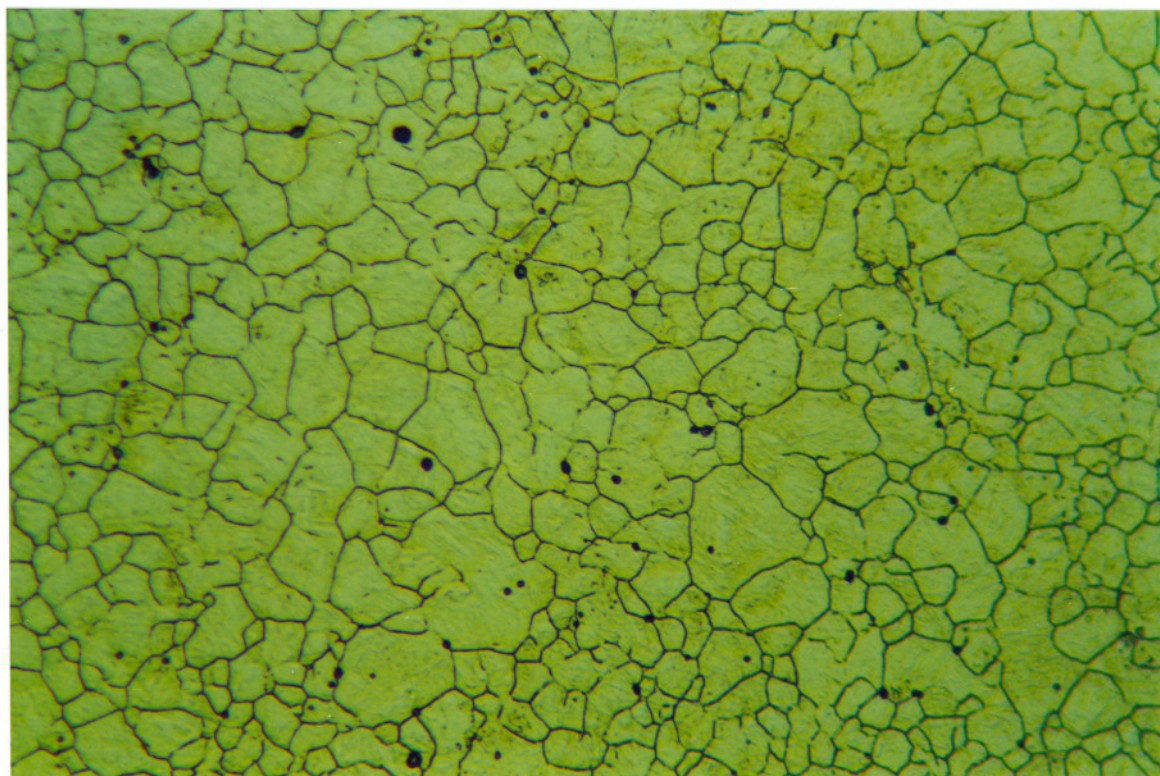


FIGURA 25 - Fotomicrografia do aço AISI 4140  $\phi$  1" e tempo de encharque de 10h, mostrando os contornos de grãos austeníticos originais. Aumento: 570 x

Percebe-se nas três fotomicrografias a perfeita delimitação dos contornos de grãos austeníticos originais. Todas as fotomicrografias obtidas apresentaram qualidade equivalente na delimitação dos contornos de grãos austeníticos.

Os resultados e análises estatísticas obtidos pelos métodos manual e automático de quantificação, de acordo com as normas técnicas ASTM E 112-96<sup>[28]</sup> e ASTM E 1382-97<sup>[24]</sup>, para os três corpos de prova selecionados, são apresentados na tabela 18. A tabela 19 apresenta valores comparativos, em porcentagem, entre os métodos empregados.

TABELA 18 - Comparação dos valores de área média de grão,  $\bar{A}$ , de tamanho médio de grão,  $\bar{l}$ , número de tamanho de grão ASTM, G, e os dados estatísticos associados, s, %RA, 95%CI

Aço AISI	Método de Quantificação	Tempo de tratamento (h)	$\bar{l}$	G	$\bar{A}$	s	95%CI	%RA
4140 $\phi 25,4$ mm	Automático	1	4,8	12,1	31,3	1,3	$\pm 0,14$	3,0
		5	5,7	11,6	44,2	0,6	$\pm 0,03$	0,5
		10	6,4	11,3	55,7	2,4	$\pm 0,3$	5,3
	Planimétrico (Jeffries)	1	7,3	11,2	53,4	1,8	$\pm 2,3$	4,3
		5	7,8	11,1	61,8	11,1	$\pm 13,7$	22,2
		10	8,7	10,8	75,2	5,0	$\pm 6,1$	8,2
	Intercepto Linear (Heyn)	1	7,6	10,8		0,4	$\pm 0,5$	6,3
		5	8,4	10,5		0,3	$\pm 0,4$	5,1
		10	9,2	10,2		1,0	$\pm 1,3$	13,8

TABELA 19 - Comparação do número de tamanho de grão ASTM, G, calculado pelos três métodos de quantificação

Tempo de Tratamento (h)	$\Delta_1, \%$	$\Delta_2, \%$	$\Delta_3, \%$
1	7,4	10,7	3,7
5	4,3	9,5	5,7
10	4,4	9,7	5,9

onde:

$\bar{l}$ : comprimento médio do grão ( $\mu\text{m}$ );

$\bar{A}$ : área média de grão ( $\mu\text{m}^2$ );

G: número de tamanho de grão ASTM;

s: desvio padrão;

95%CI: intervalo de confiança 95% ( $\mu\text{m}$  ou  $\mu\text{m}^2$ );

%RA: acuracidade relativa, %.



$\Delta_1$ : diferença dos valores G, em porcentagem, determinados pelos métodos automático e planimétrico;

$\Delta_2$ : diferença dos valores G, em porcentagem, determinados pelos métodos automático e de intercepto linear;

$\Delta_3$ : diferença dos valores G, em porcentagem, determinados pelos métodos manuais.

Na tabela 19 verifica-se que os métodos automático e planimétrico (Jeffries) apresentam valores próximos em comparação ao método do intercepto linear médio (Heyn), pois  $\Delta_1$  é menor que  $\Delta_2$ . Isto ocorre porque os dois primeiros procedimentos são baseados no número de grãos por unidade de área e portanto estão diretamente relacionados ao comprimento total dos lados dos grãos por unidade de volume,  $L_V$ , enquanto que o método de Heyn é baseado no número de interseções nos contornos de grãos por unidade de comprimento e portanto relacionado à área superficial do contorno de grão por unidade de volume,  $S_V$ , conforme indicado na norma ASTM E 1382-97<sup>[24]</sup>. Os valores de números de tamanhos de grãos ASTM, G, obtidos pelos métodos manuais apresentaram-se próximos, conforme indicado por  $\Delta_3$ , onde o método de Heyn apresentou valores em média 5,1% maiores que o método de Jeffries. Os resultados estatísticos determinados pelo método planimétrico estão dispostos em unidade de área devido à característica inerente deste método em basear-se no cálculo da área média dos grãos. Nos métodos automático e de intercepto linear, tais valores são expressos em unidades de comprimento.

### 5.3 - Medidas de Temperabilidade

Visando-se garantir a segurança nos resultados das velocidades de resfriamento obtidos, bem como a verificação da efetividade da fórmula proposta na literatura para o caso de 50% de martensita, foram utilizadas duas técnicas adicionais de medida de temperabilidade e seus resultados foram comparados.

As duas técnicas utilizadas foram as de curvas em U e a de Ensaio Jominy com suas respectivas curvas de correlacionamento. Os resultados obtidos em ambas as técnicas mostraram-se semelhantes, comprovando a eficácia dos tratamentos realizados. As curvas Jominy permitiram também a determinação das taxas de resfriamento a 700°C, as quais foram comparadas com as obtidas por meio das curvas de resfriamento.

São apresentados nas figuras 26 a 34 as curvas de distribuição de durezas obtidas por meio do ensaio Vickers realizado nas seções medianas circulares e quadradas de 25,4; 38,1 e 50,8 mm dos aços AISI 1045, 4140 e 8640.

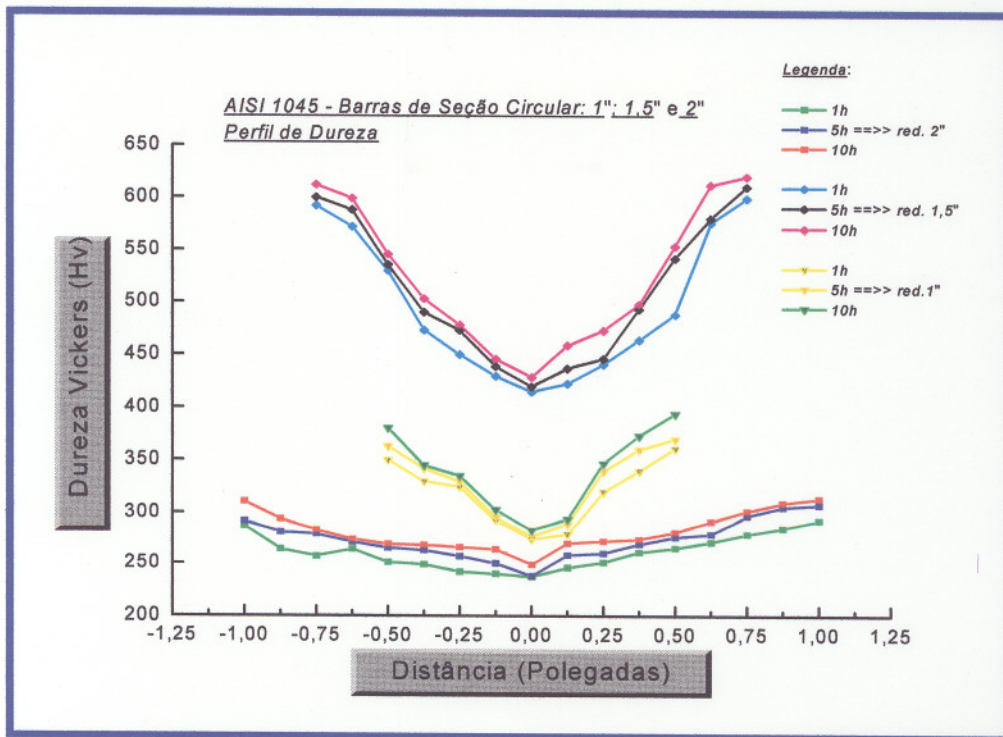


FIGURA 26 - Curvas de distribuição de dureza referentes ao aço AISI 1045 de bitolas 25,4; 38,1 e 50,8 mm

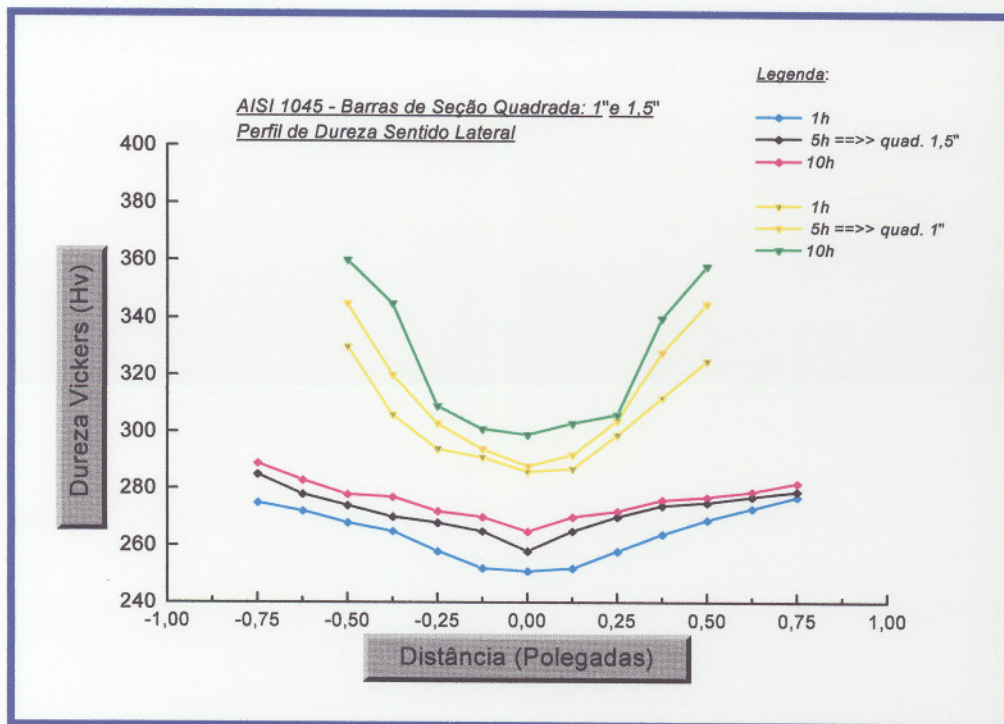


FIGURA 27 - Curvas de distribuição de dureza no sentido lateral, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 1045 de dimensões 25,4 e 38,1 mm

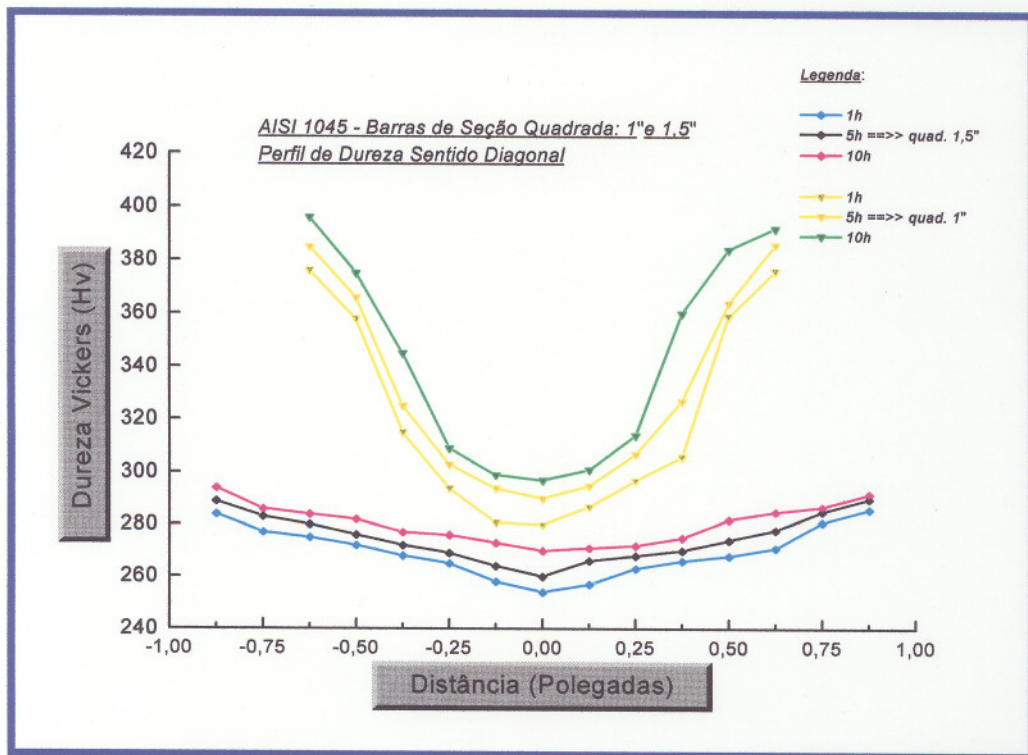


FIGURA 28 - Curvas de distribuição de dureza no sentido diagonal, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 1045 de dimensões 25,4 e 38,1 mm

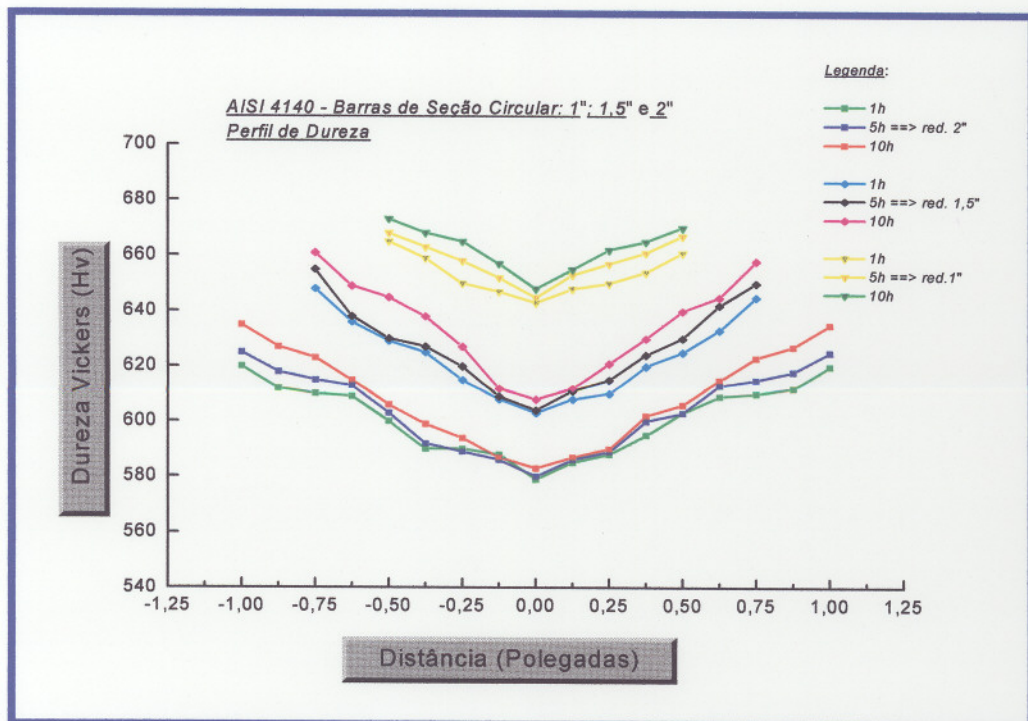


FIGURA 29 - Curvas de distribuição de dureza referentes ao aço AISI 4140 de bitolas 25,4; 38,1 e 50,8 mm

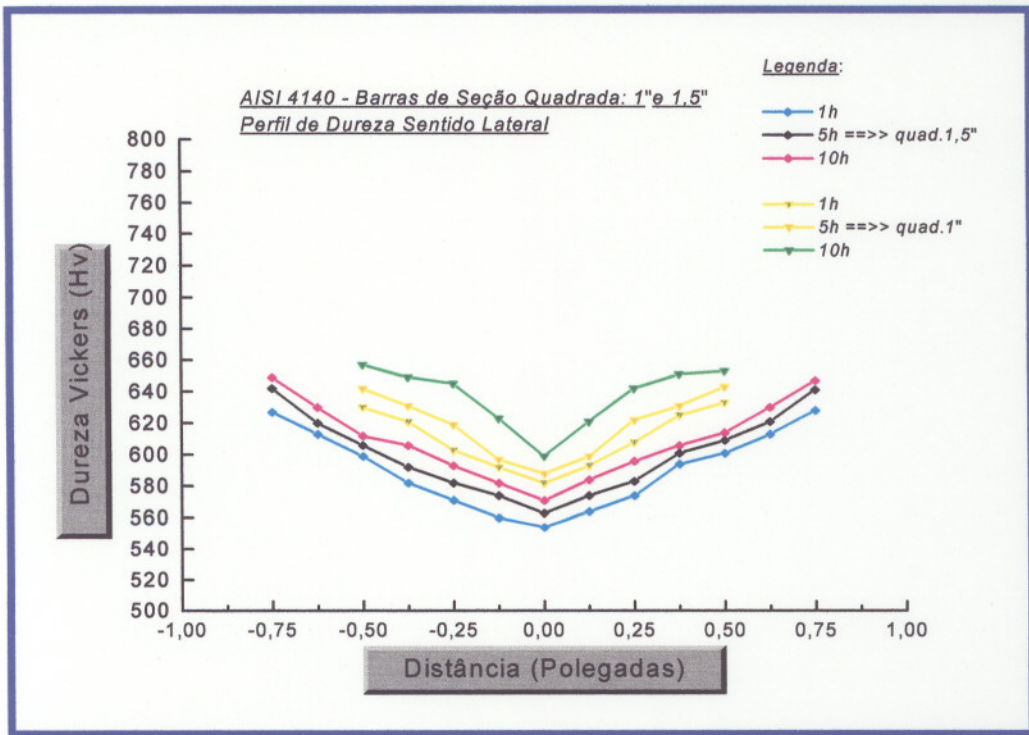


FIGURA 30 - Curvas de distribuição de dureza no sentido lateral, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 4140 de dimensões 25,4 e 38,1 mm

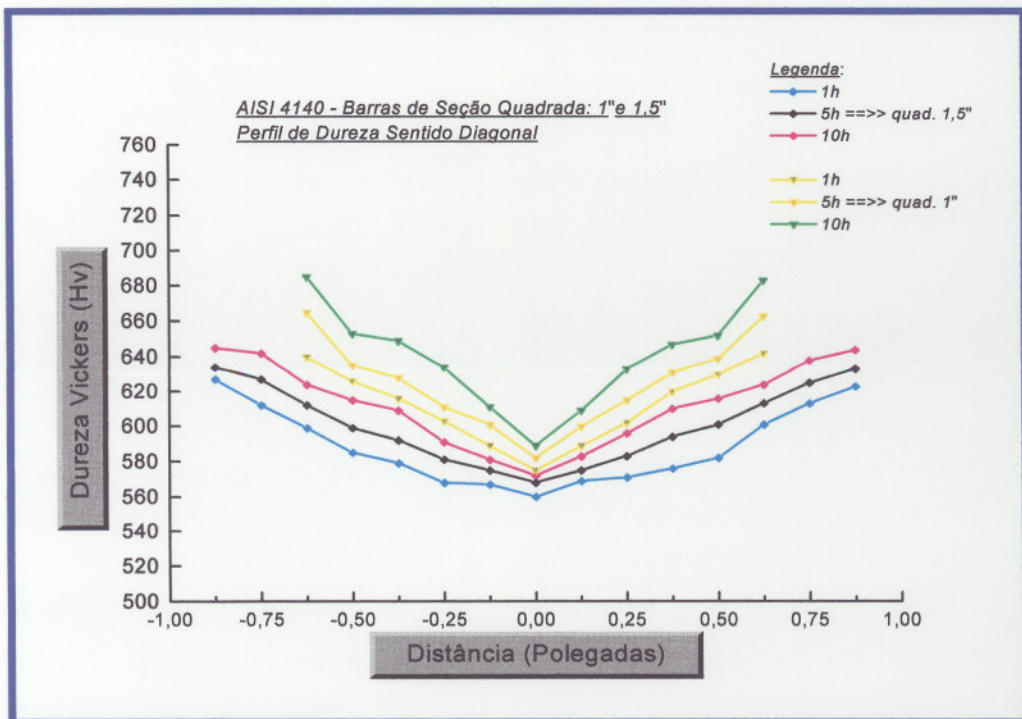


FIGURA 31 - Curvas de distribuição de dureza no sentido diagonal, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 4140 de dimensões 25,4 e 38,1 mm

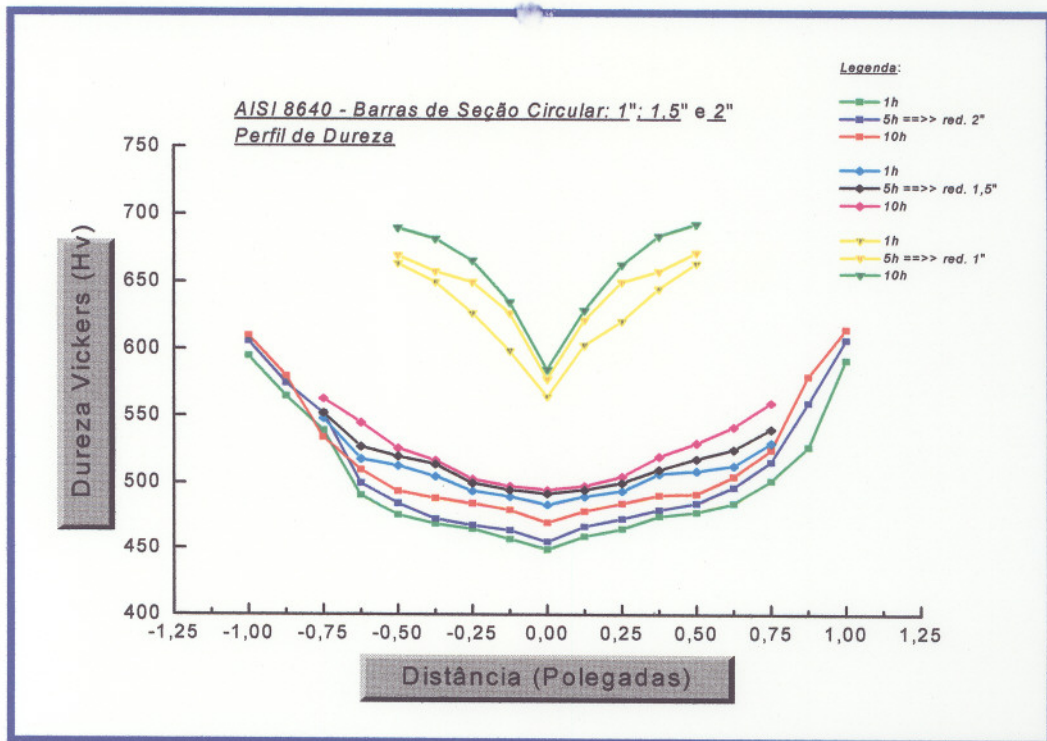


FIGURA 32 - Curvas de distribuição de dureza referentes ao aço AISI 8640 de bitolas 25,4; 38,1 e 50,8 mm

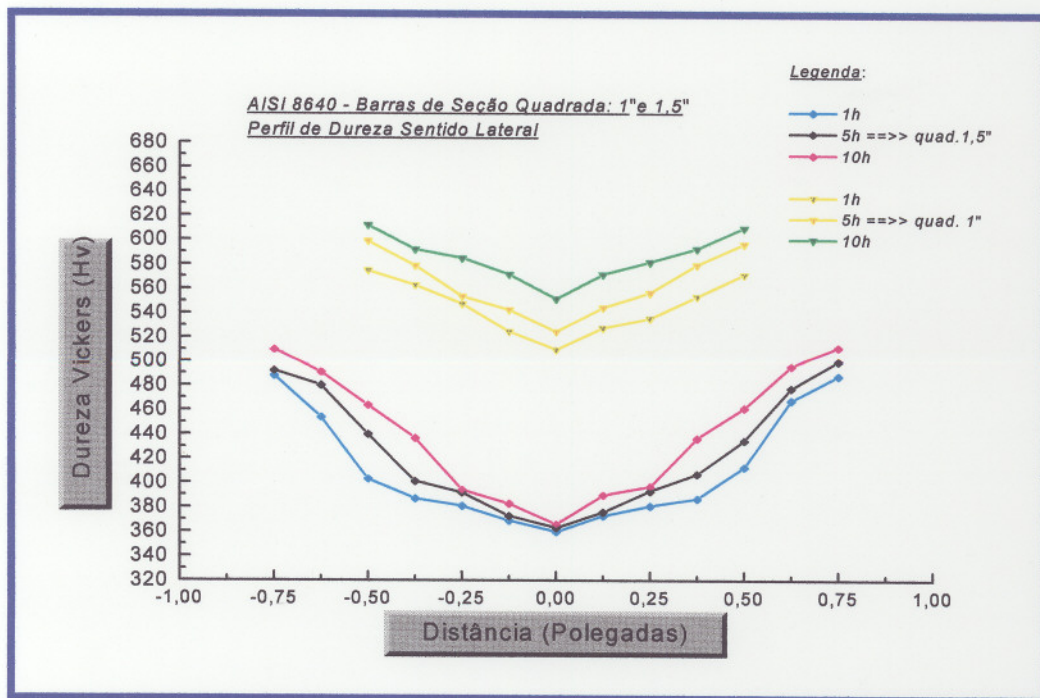


FIGURA 33 - Curvas de distribuição de dureza no sentido lateral, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 8640 de dimensões 25,4 e 38,1 mm

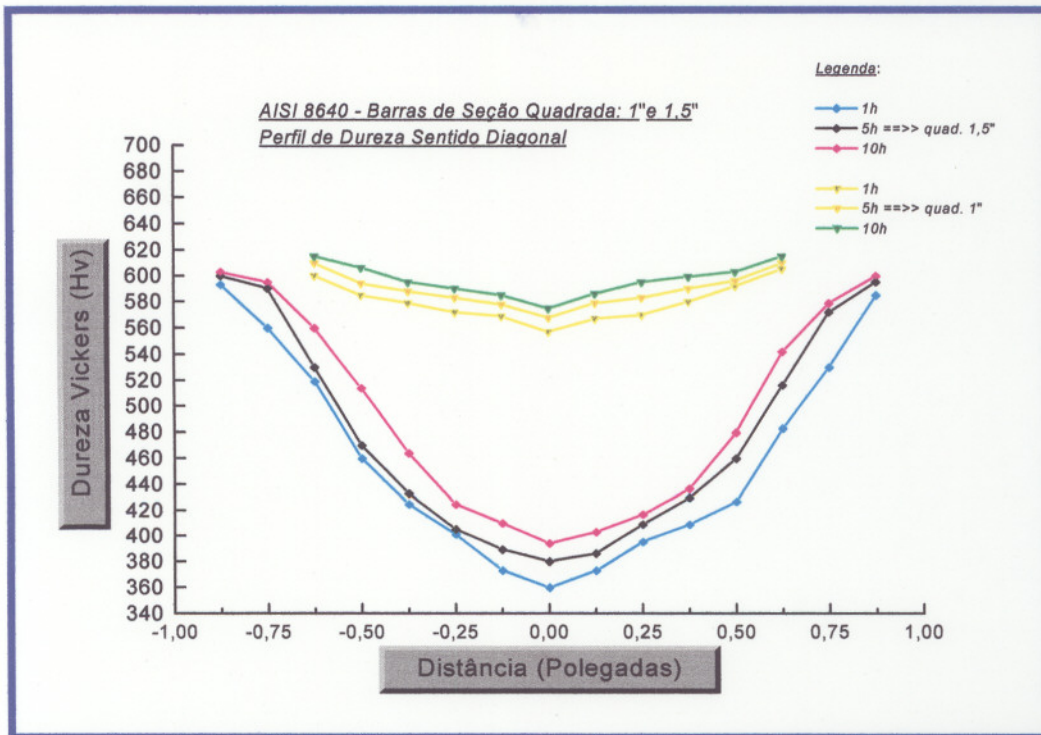


FIGURA 34 - Curvas de distribuição de dureza no sentido diagonal, referentes as barras de seção quadrada do aço AISI 8640 de dimensões 25,4 e 38,1 mm

As curvas de temperabilidade obtidas pelo ensaio Jominy são apresentadas nas figuras 35 a 46. A composição química específica da liga e o correspondente intervalo admissível para cada elemento químico acompanham cada gráfico. As curvas de temperabilidade Jominy também apresentam valores de dureza obtidos em regiões específicas (centro e superfície) por meio das curvas de correlacionamento, os quais estão de acordo com aqueles medidos nas seções transversais das peças por meio do ensaio Jominy. Todas as curvas de temperabilidade situam-se no intervalo definido pela banda de temperabilidade dos aços SAE AISI H. Em alguns casos, as curvas situaram-se acima da curva média, devido ao efeito combinatório causado pelos teores dos elementos químicos, situados acima dos respectivos valores médios.

No caso específico do aço AISI 1045 com bitola de 38,1 mm, as curvas de dureza apresentaram valores muito elevados, situando-se acima das curvas referentes à bitola de 25,4 mm, conforme indicado na figura 26.

A curva de temperabilidade Jominy referente ao aço AISI 1045  $\phi$  38,1 mm, apresentada na figura 35, situou-se acima do limite superior da banda de temperabilidade correspondente ao aço AISI 1045H, definido pelo Metals Handbook <sup>[3,8,23]</sup>. Na análise da composição química deste aço, verificou-se teor elevado do elemento químico Mn (1,21 % em peso), quando o máximo permitido é 0,90 para este elemento. Tal ocorrência determinou o perfil de dureza elevado para este aço.

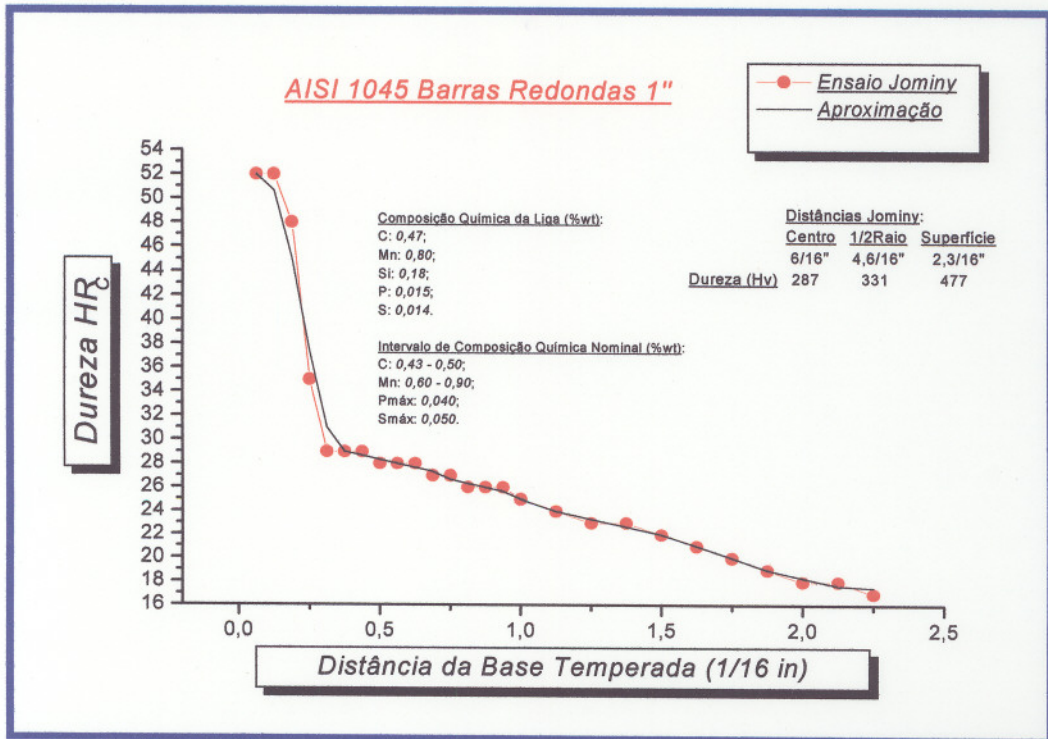


FIGURA 35 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 25,4 mm do aço AISI 1045

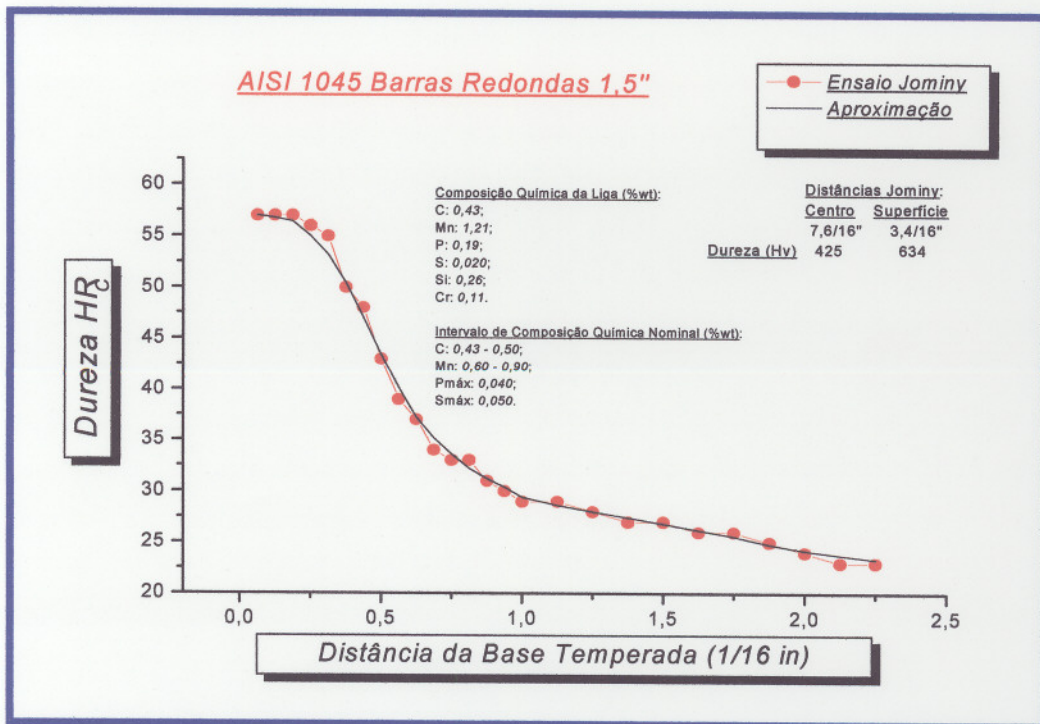


FIGURA 36 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 38,1 mm do aço AISI 1045

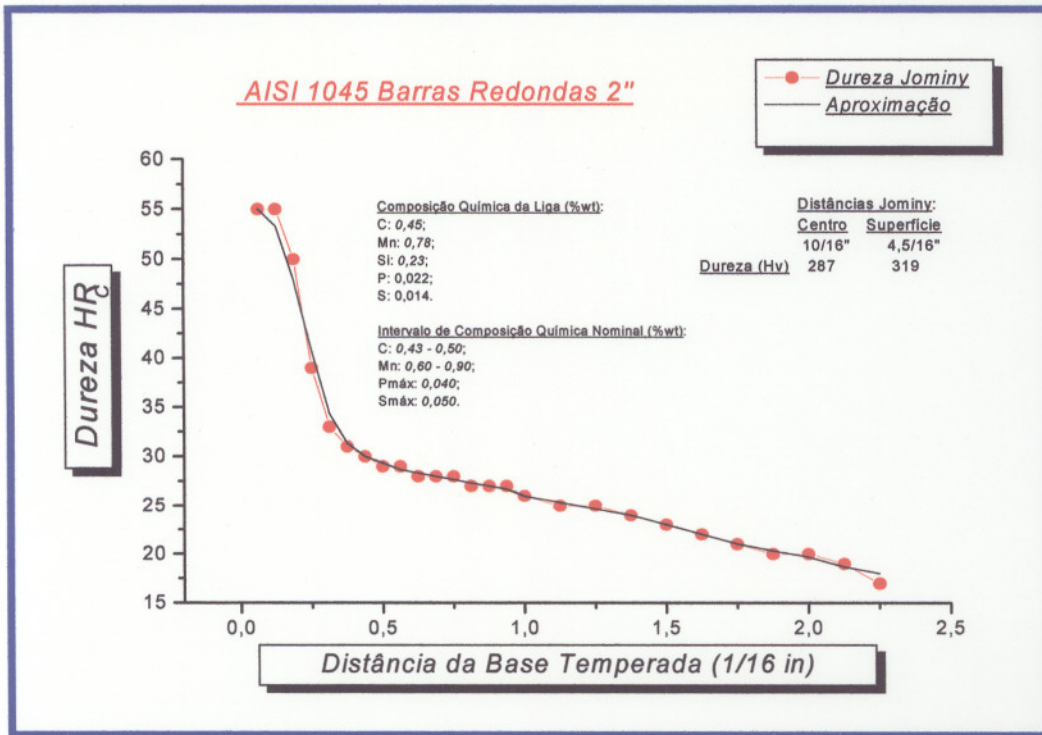


FIGURA 37 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 50,8 mm do aço AISI 1045

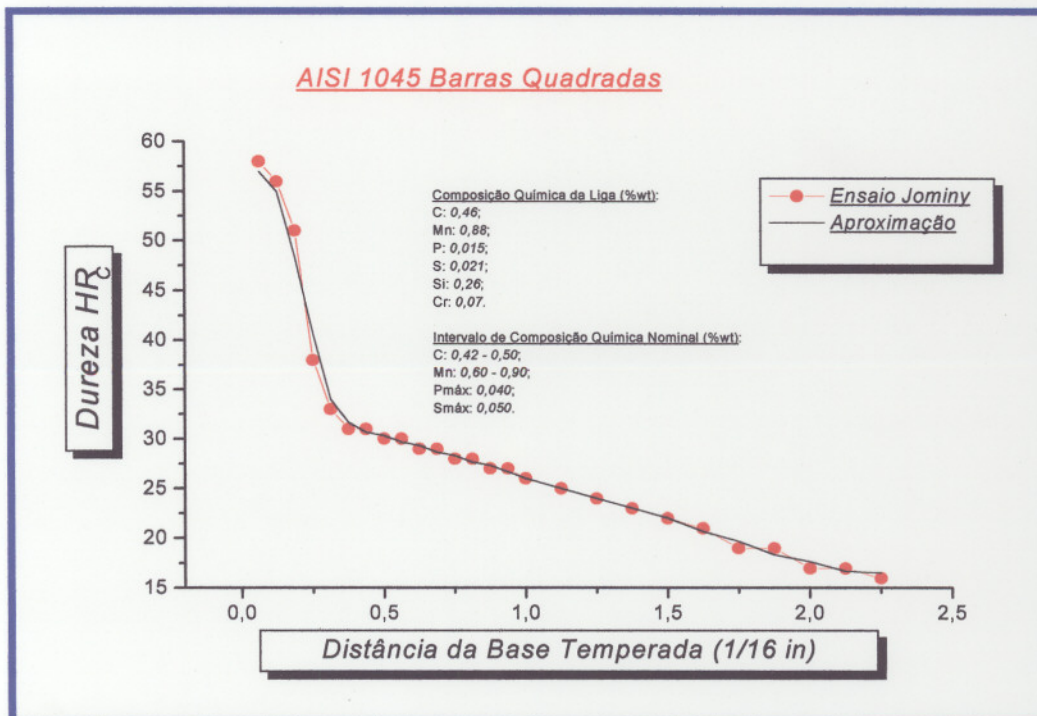


FIGURA 38 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente às barras de seções quadradas de 25,4 e 38,1 mm do aço AISI 1045



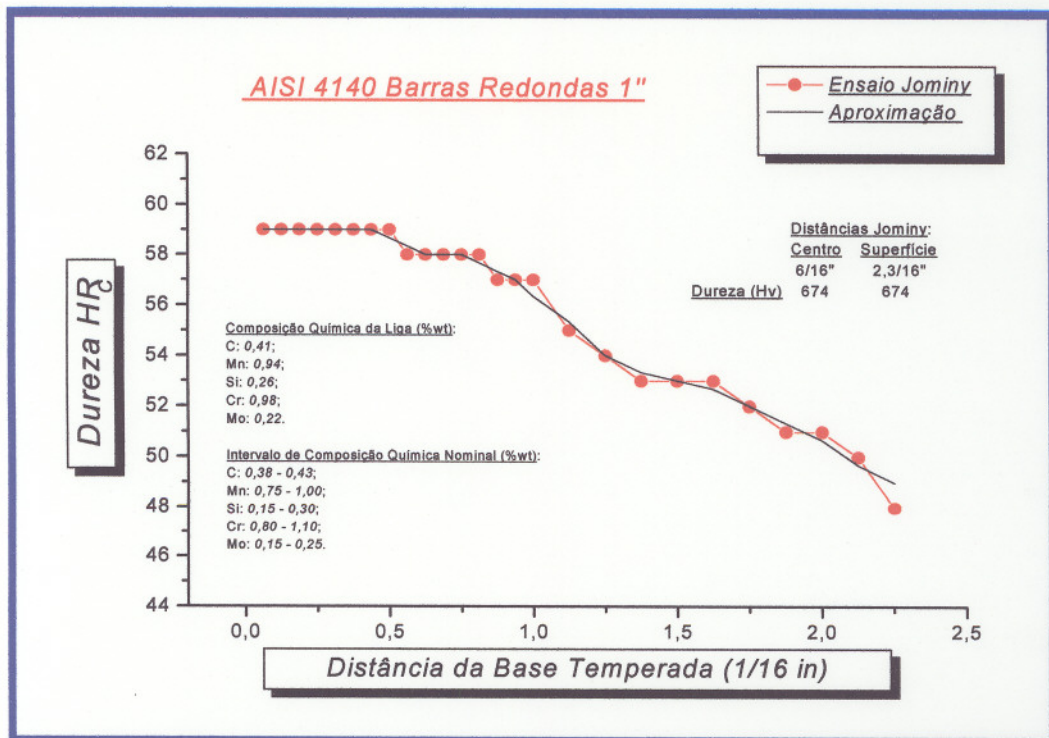


FIGURA 39 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 25,4 mm do aço AISI 4140

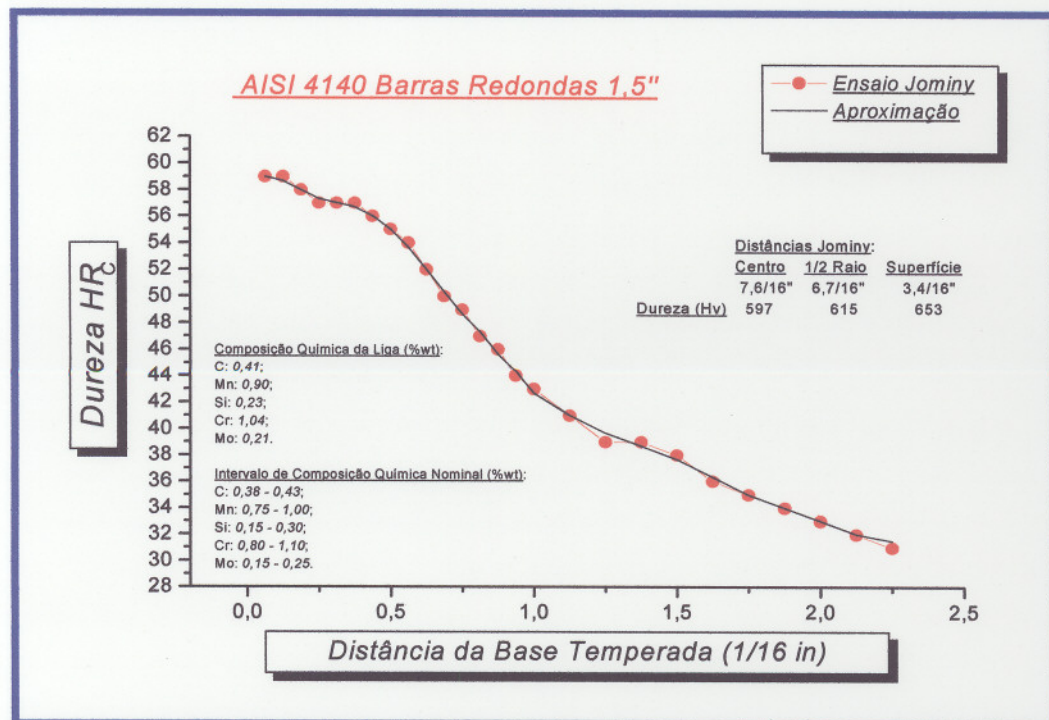


FIGURA 40 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 38,1 mm do aço AISI 4140

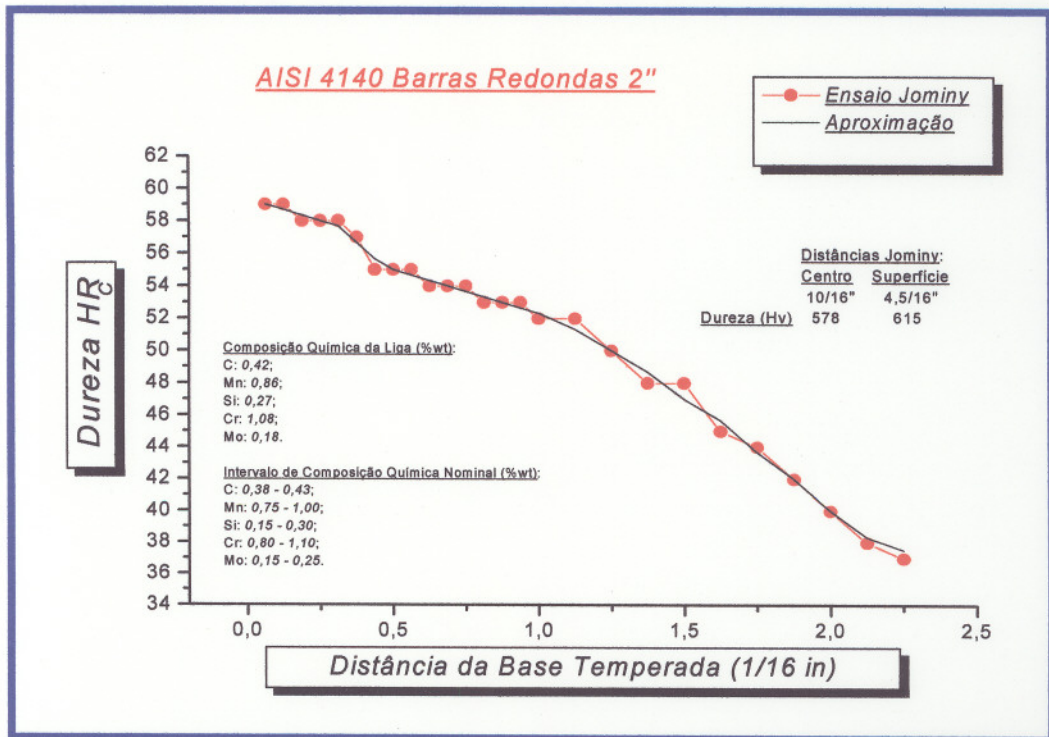


FIGURA 41 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 50,8 mm do aço AISI 4140

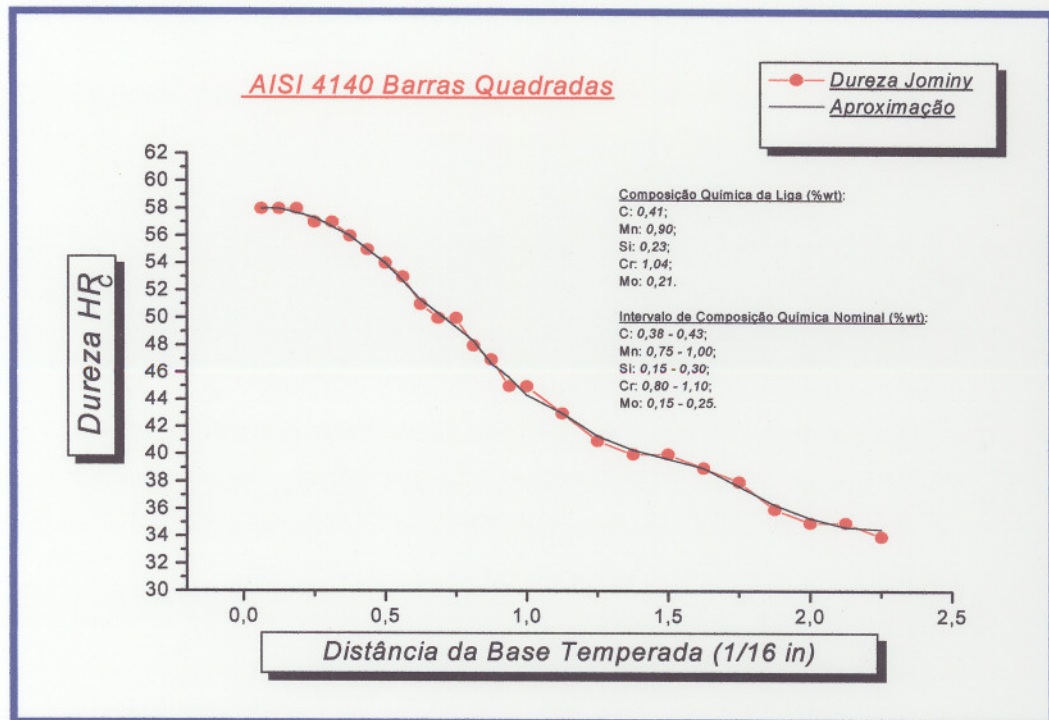


FIGURA 42 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente às barras de seções quadradas de 25,4 e 38,1 mm do aço AISI 4140

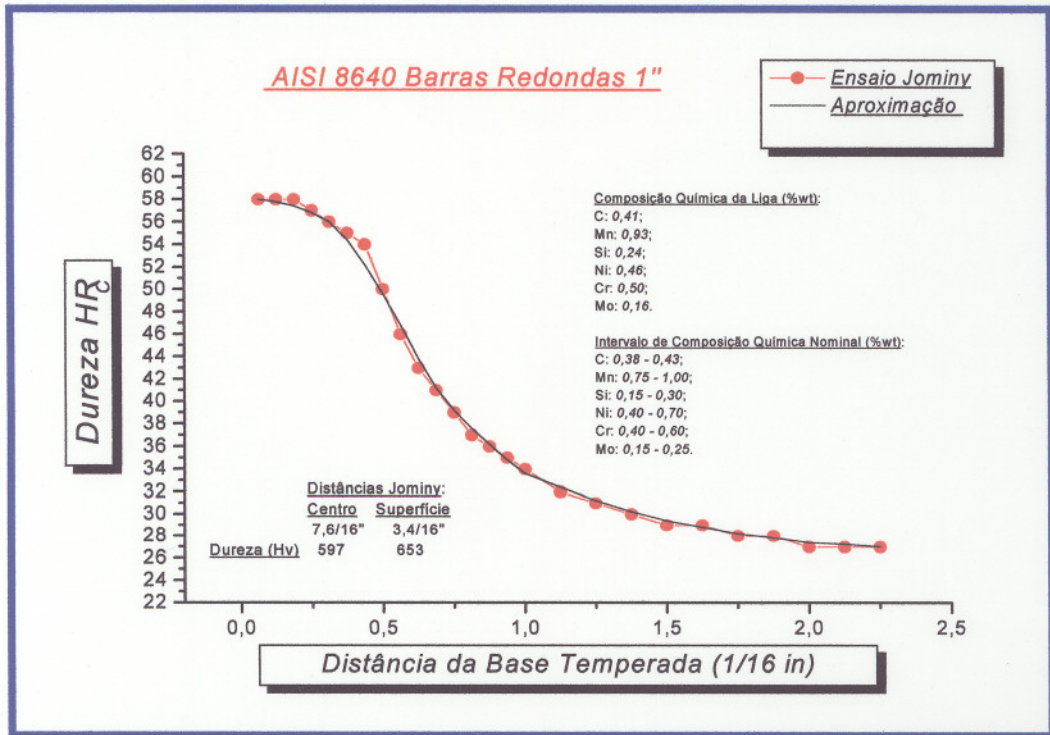


FIGURA 43 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 25,4 mm do aço AISI 8640

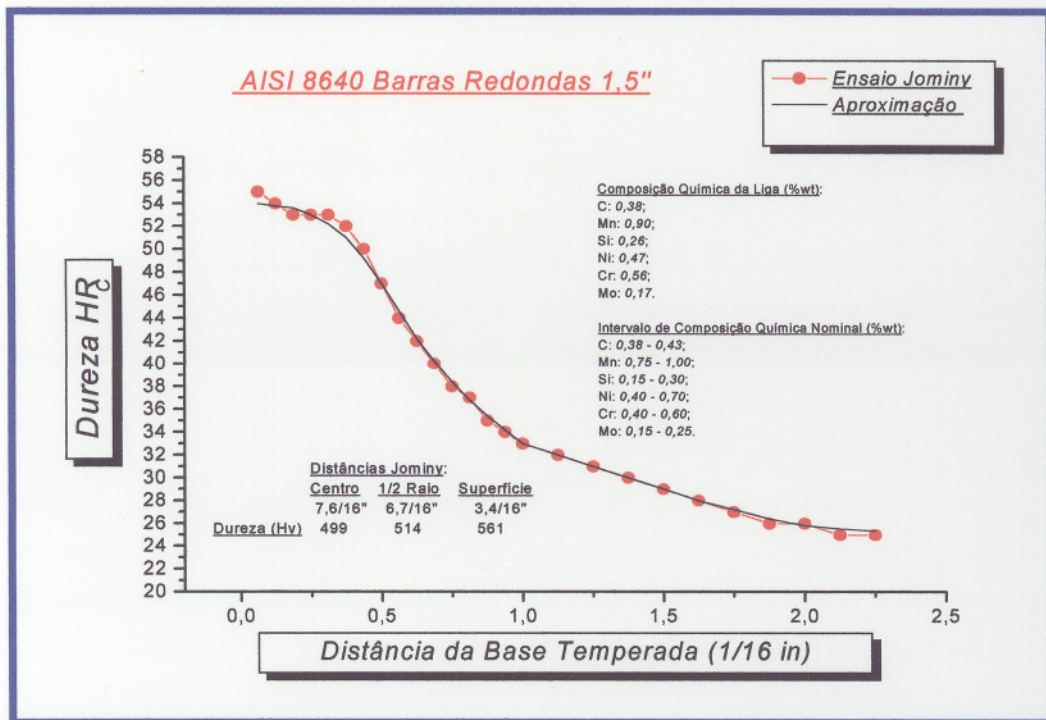


FIGURA 44 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 38,1 mm do aço AISI 8640

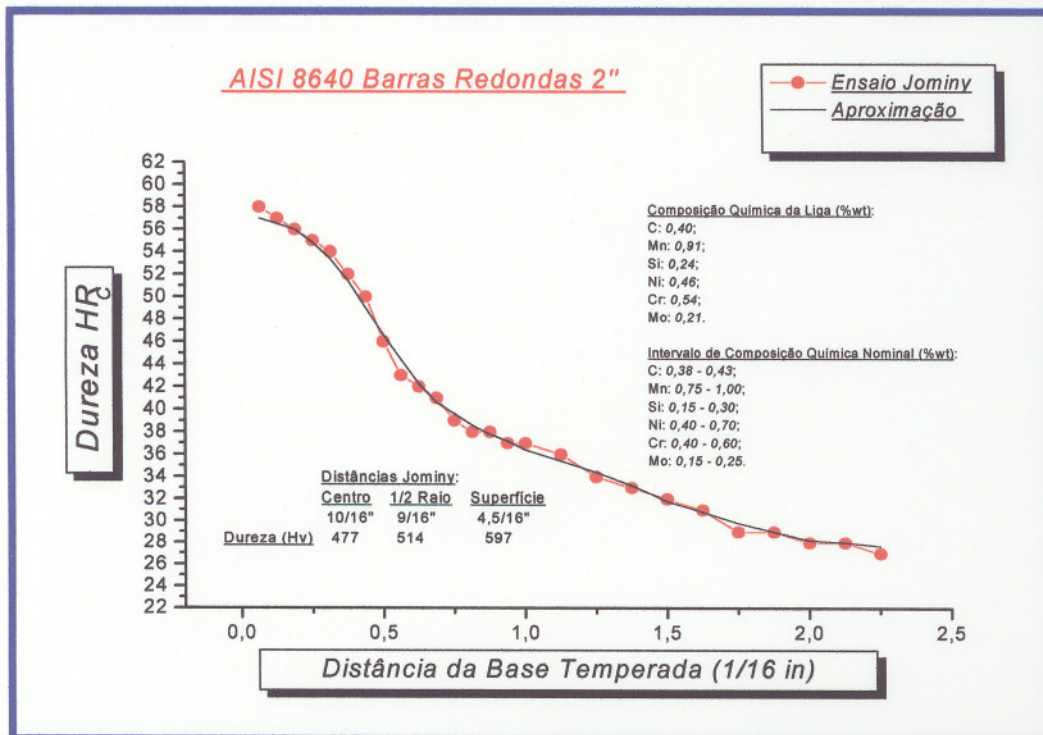


FIGURA 45 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente à barra redonda de 50,8 mm do aço AISI 8640

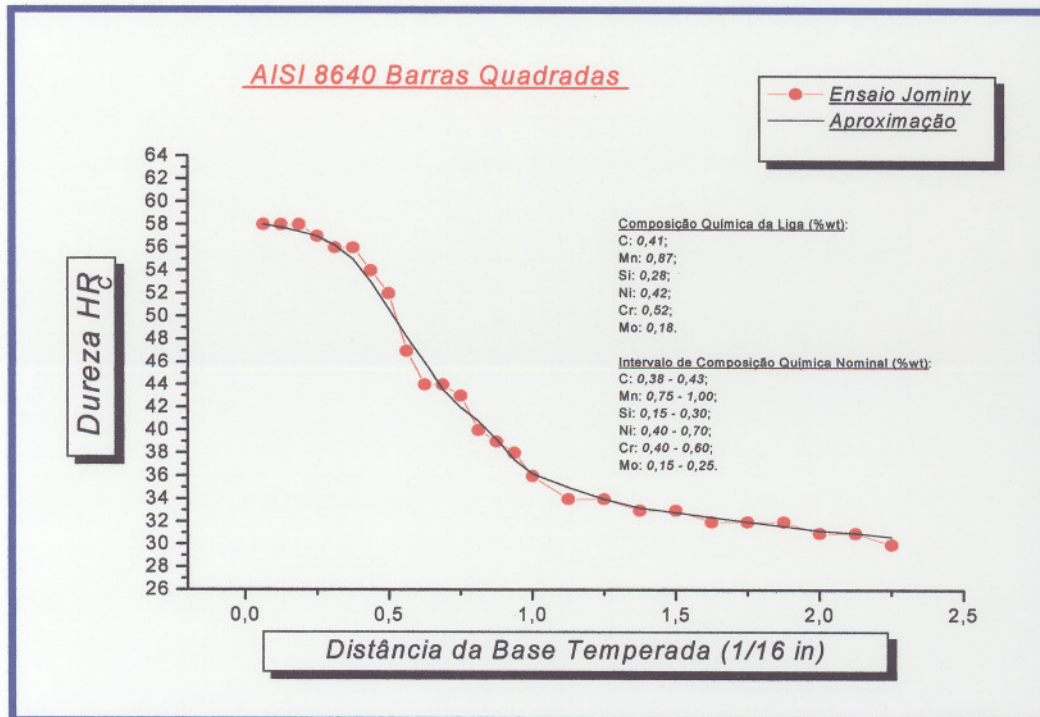


FIGURA 46 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jominy, referente às barras de seções quadradas de 25,4 e 38,1 mm do aço AISI 8640

Ensaio metalográfico foram realizados para confirmar se as regiões de transição, as quais foram fixados os termopares para levantamento das curvas e taxas críticas de resfriamento, apresentavam os teores especificados de martensita (50 e 80%). São apresentadas nas figuras 47 a 50 algumas das fotomicrografias das regiões de transição com 50 e 80% de martensita e do centro nas barras de diâmetro 50,8 mm dos aços AISI 8640 e 4140. A fase clara é constituída de martensita e a fase escura de bainita<sup>[10,63]</sup>.

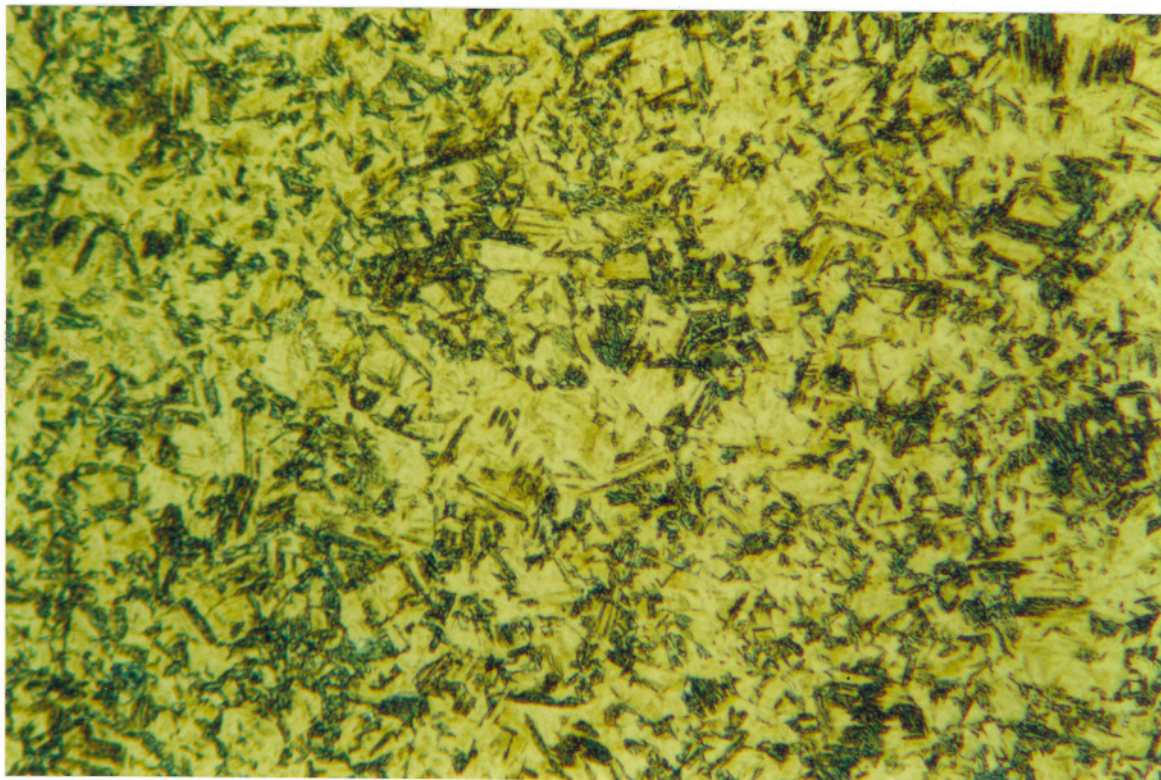


FIGURA 47 - Aspecto micrográfico do aço AISI 8640,  $\phi$  50,8 mm e tempo de encharque de 5h, mostrando estruturas presentes na região de transição com 80% de Martensita. Ataque: Reativo de Nital 2%. Aumento: 570 x

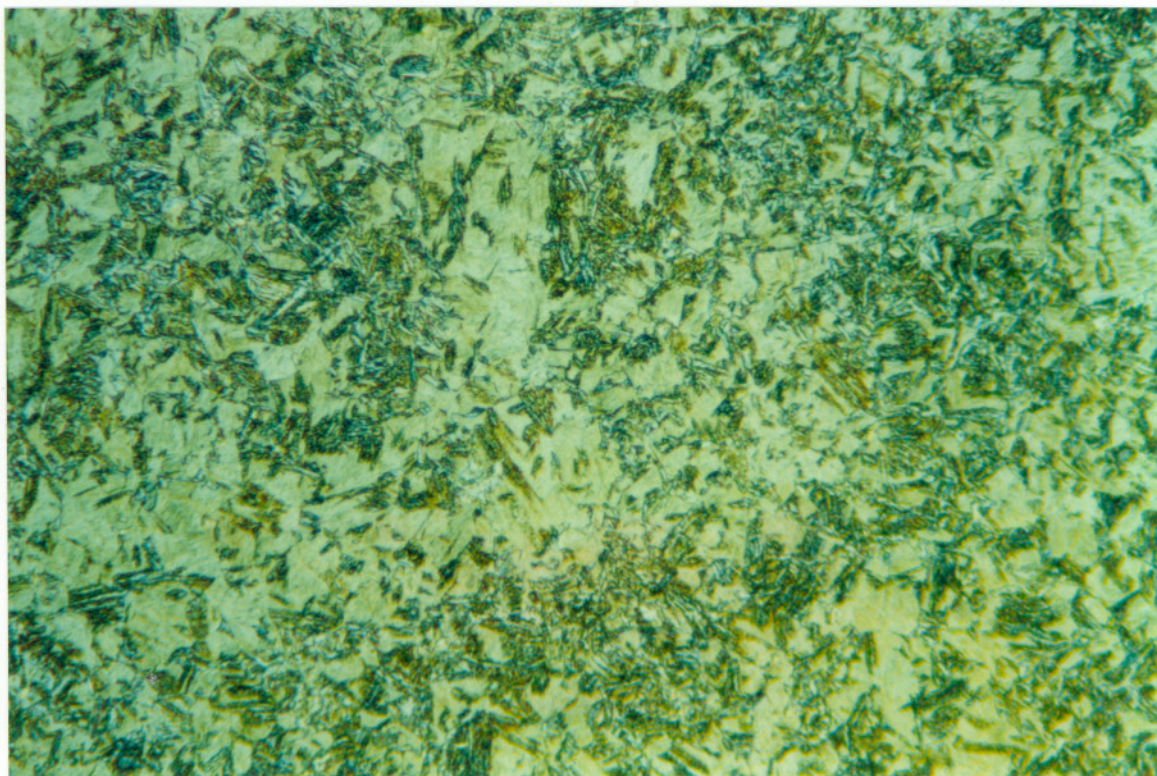


FIGURA 48 - Aspecto micrográfico do aço AISI 8640,  $\phi$  50,8 mm e tempo de encharque de 5h, mostrando estruturas presentes na região de transição com 50% de Martensita. Ataque: Reativo de Nital 2%. Aumento: 570 x

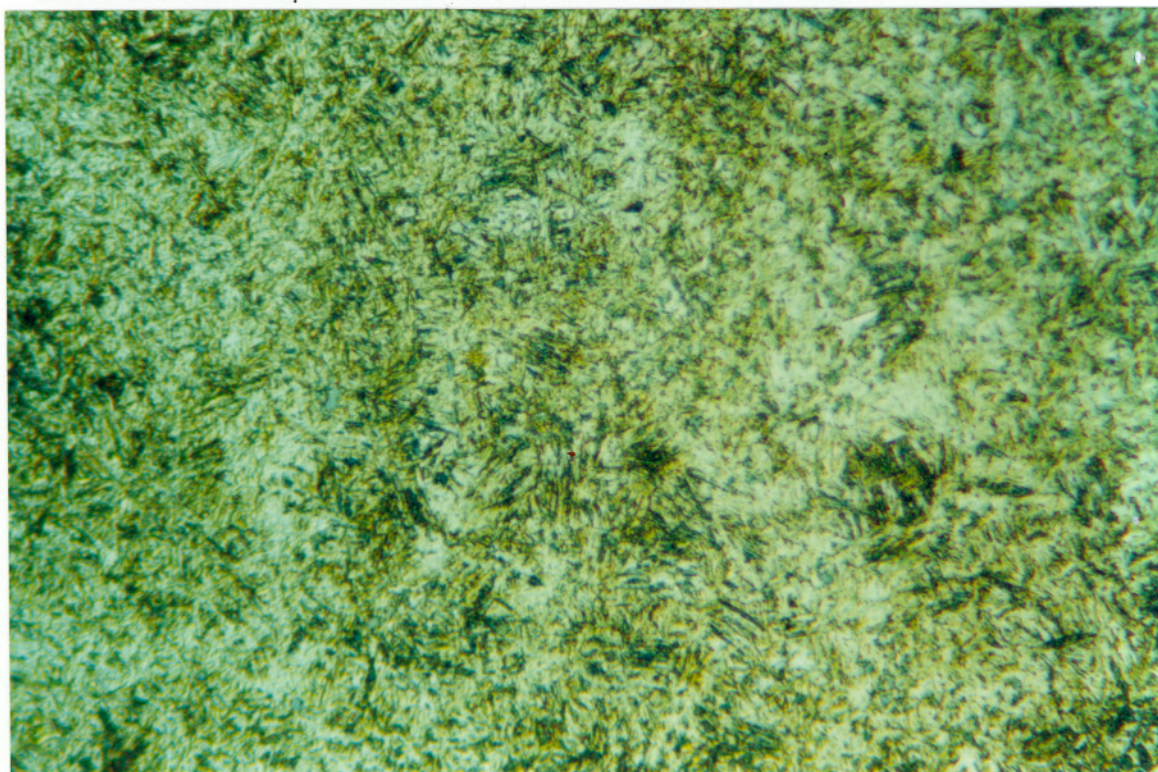


FIGURA 49 - Aspecto micrográfico do aço AISI 4140,  $\phi$  50,8 mm e tempo de encharque de 10h, mostrando estruturas presentes no centro da amostra. Ataque: Reativo de Nital 2%. Aumento: 570 x

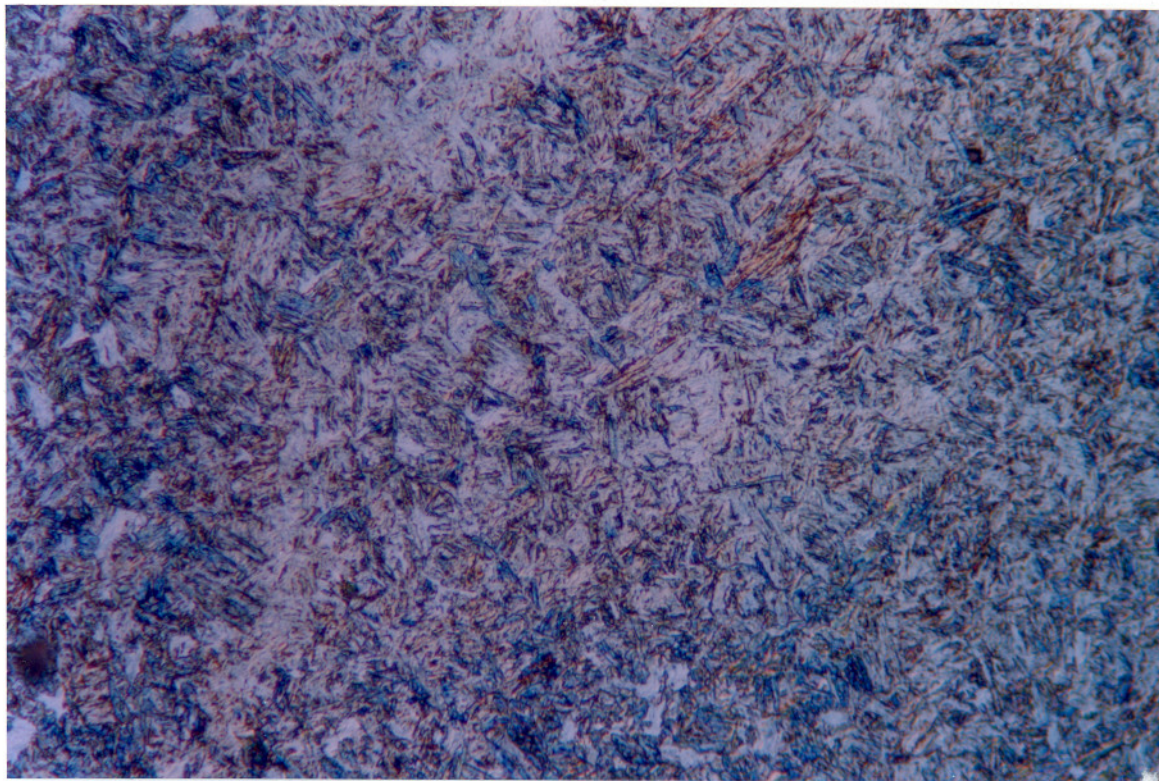


FIGURA 50 - Aspecto micrográfico do aço AISI 4140,  $\phi$  50,8 mm e tempo de encharque de 5h, mostrando estruturas presentes na região de transição com 80% de Martensita. Ataque: Reativo de Nital 2%. Aumento: 570 x

Os aspectos micrográficos das fotomicrografias apresentadas, obtidas nas regiões de transição, mostram porcentagens relativas de fases entre os constituintes perlita e martensita qualitativamente coerentes com os teores especificados de 50 e 80% de martensita.

#### 5.4 - Levantamento das Curvas de Resfriamento

Foram realizados ensaios preliminares com sonda de teste padrão cilíndrica com  $\phi$  12,5 x 60 mm, feita de *Inconel 600* (*UNS N06600*), para o ajuste dos parâmetros de ensaio do sistema de levantamento das curvas e taxas críticas de resfriamento (temperatura inicial e duração do ensaio e quantidade de leituras por segundo). São apresentadas nas figuras 51 e 52 curvas de resfriamento obtidas empregando-se sonda de teste padrão nos ensaios realizados em óleo, sem agitação.

Local  
**EESC - USP Depto. Eng. Materiais**

Número do Ensaio

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado

Temperatura  
 Inicial do Fluido

Temperatura  
 Final do Fluido

1244,50 (°C)

1244 (°C)

Operador

Condutividade  
 do Fluido

Agitação do  
 Fluido

Data do Ensaio  
 11/01/98

Horário  
 17:50

Taxa Máxima  
 58 (°C/s)

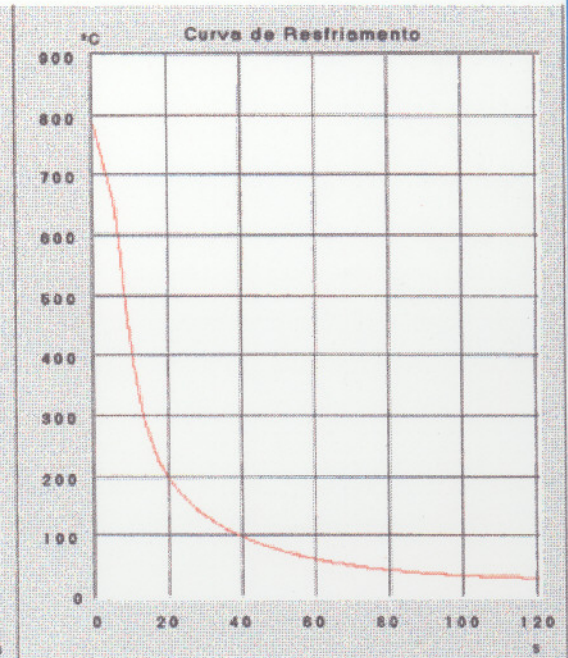
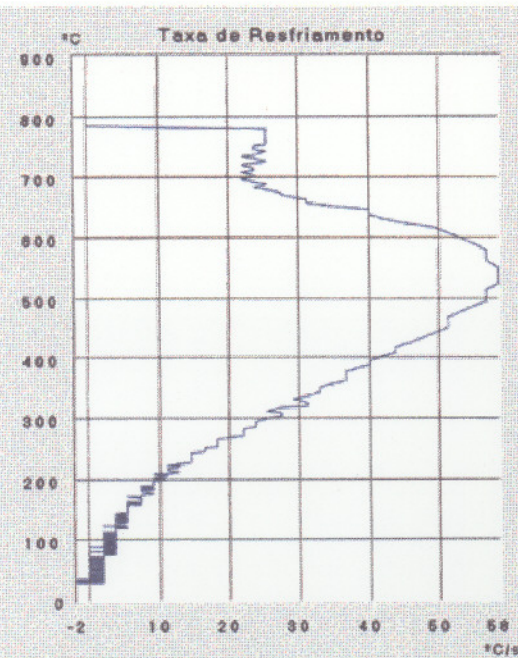
PH do Fluido

Viscosidade  
 do Fluido

Tempo do Ensaio  
 120 (s)

Temperatura  
 Inicial do Ensaio  
 (°C)

Temperatura  
 da Taxa Máx.  
 551 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 51 - Curva e taxa de resfriamento características, obtidas utilizando-se sonda padrão e resfriamento em óleo sem agitação. Quantidade de Leituras: 5 dados por segundo



Local  
**EESC - USP Depto. Eng. Materiais**

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado

Temperatura  
 Inicial do Fluido

Temperatura  
 Final do Fluido

1244.50 (°C)

1244 (°C)

Operador

Condutividade  
 do Fluido

Agitação do  
 Fluido

Data do Ensaio  
 11/01/98

Horário  
 17:23

Taxa Máxima  
 58 (°C/s)

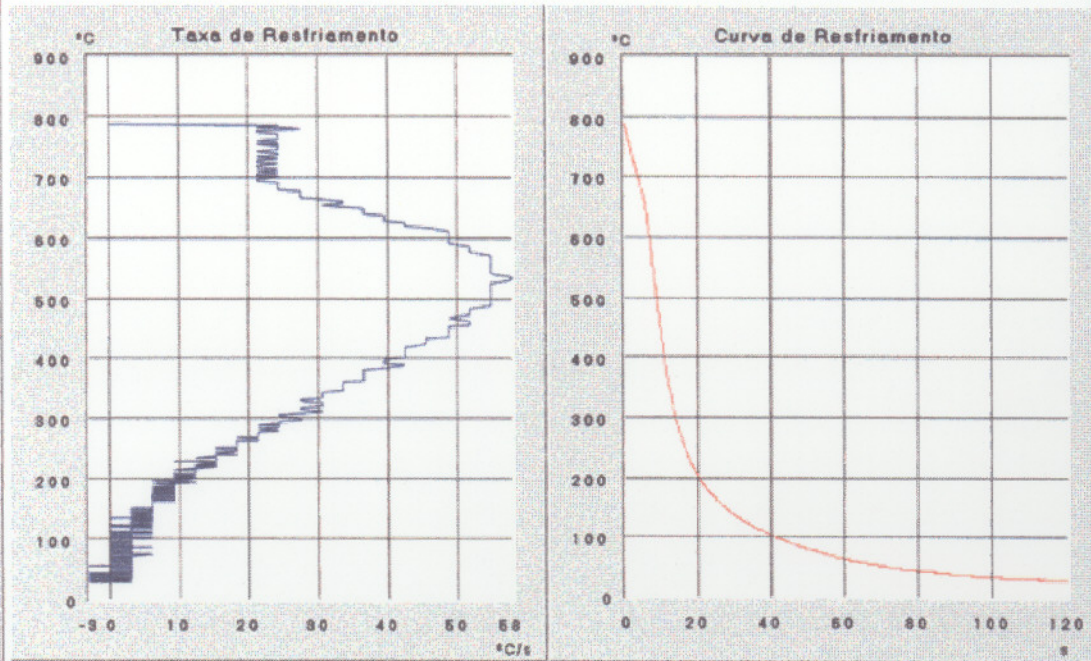
PH do Fluido

Viscosidade  
 do Fluido

Tempo do Ensaio  
 120 (s)

Temperatura  
 Inicial do Ensaio  
 (°C)

Temperatura  
 da Taxa Máx.  
 597 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 52 - Curva e taxa de resfriamento características, obtidas utilizando-se sonda padrão e resfriamento em óleo sem agitação. Quantidade de Leitura: 10 dados por segundo

As curvas obtidas apresentam características semelhantes às presentes na literatura, ref. 2-3, 10, 12, 47, 49-51, 62-63, 68, com os vários estágios de resfriamento destacados.

São apresentadas nas figuras 53 a 63 as curvas e velocidades críticas obtidas nos ensaios de resfriamento em óleo de têmpera rápido, com movimentação de 0,4 m/s, efetuados nos corpos de prova dos aços AISI 4140 e 8640, nos quais foram determinadas previamente as posições de inserção dos termopares nas regiões de transição com 50 e 80 % de martensita, para tempos de encharque de 1 e 5 horas. O sistema utilizado permitiu também a obtenção da taxa máxima de resfriamento e a temperatura correspondente.

Local  
EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número do Ensaio  
01

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado  
8640-2-17mm-50%-3L-óleo

Temperatura Inicial do Fluido 1244,50 (°C)  
Temperatura Final do Fluido 1244 (°C)

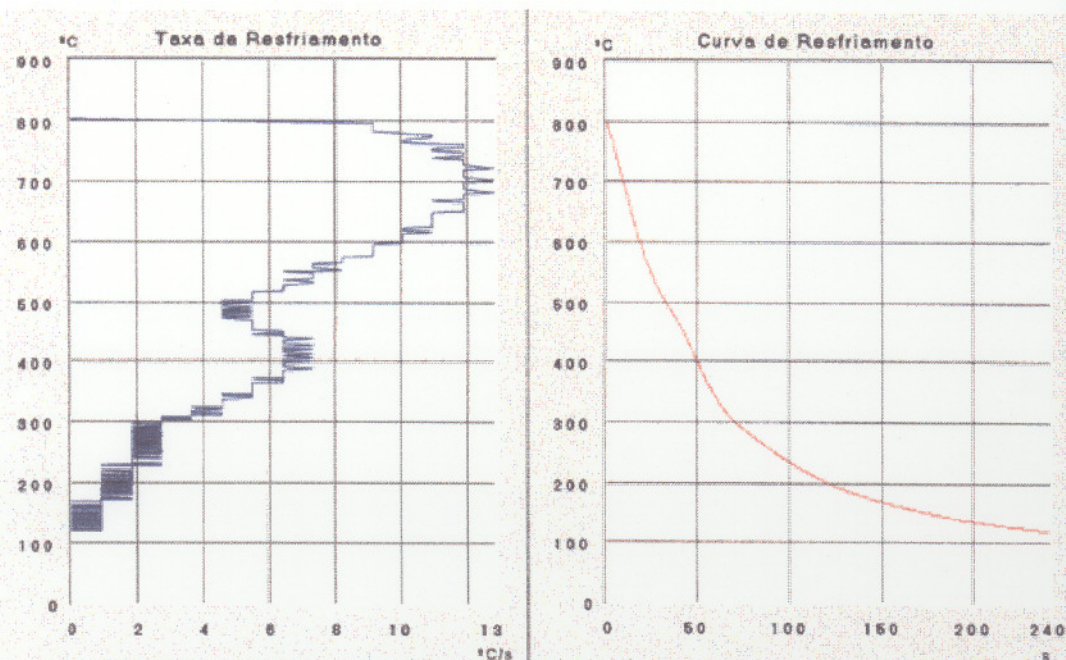
Operador

Condutividade do Fluido  
Agitação do Fluido

Data do Ensaio 11/24/98 Horário 11:59 Taxa Máxima 13 (°C/s)

PH do Fluido  
Viscosidade do Fluido

Tempo do Ensaio 240 (s) Temperatura Inicial do Ensaio (°C) Temperatura da Taxa Máx. 723 (°C)



Responsáveis Técnicos

FIGURA 53 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  50,8 mm; profundidade de endurecimento de 17 mm, referente ao teor de 50% de martensita e tempo de encharque de 5 horas. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo

Local

EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número do Ensaio

01

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado

8640-2-5mm-80%-3L-óleo

Temperatura

Inicial do Fluido

1244,50 (°C)

Temperatura

Final do Fluido

1244 (°C)

Operador

Condutividade  
do Fluido

Agitação do  
Fluido

Data do Ensaio

11/26/98

Horário

09:06

Taxa Máxima

17 (°C/s)

PH do Fluido

Viscosidade  
do Fluido

Tempo do Ensaio

240 (s)

Temperatura

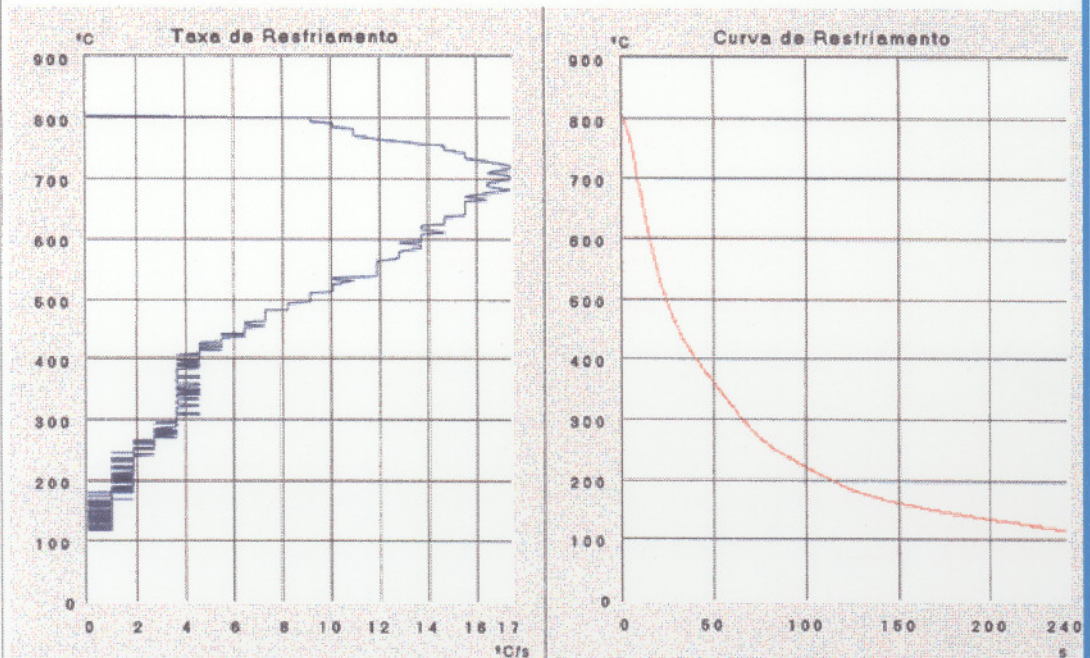
Inicial do Ensaio

(°C)

Temperatura

da Taxa Máx.

722 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 54 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  50,8 mm; profundidade de endurecimento de 5 mm, referente ao teor de 80% de martensita e tempo de encharque de 1 hora. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo

Local  
EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número do Ensaio  
01

Cliente

Fluido Utilizado

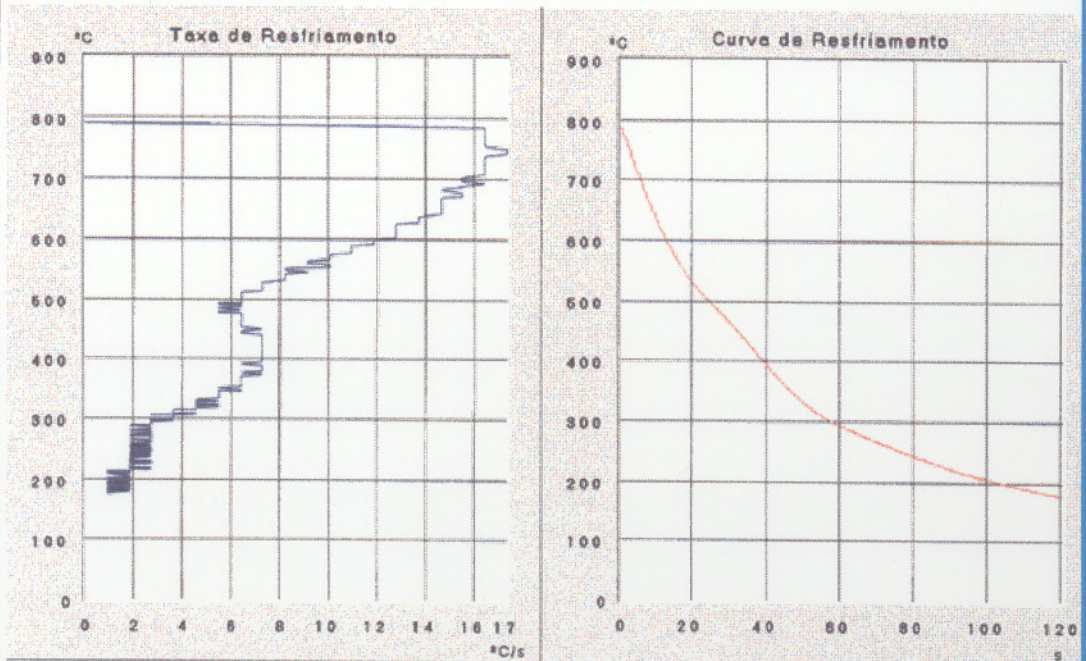
Produto Ensalado  
8640-1.8-18mm-50%-3L-óleo  
Operador

Temperatura Inicial do Fluido 1244,60 (°C)  
Temperatura Final do Fluido 1244 (°C)  
Conductividade de Fluido  
Agitação do Fluido

Data do Ensaio 11/26/98 Horário 07:01 Taxa Máxima 17 (°C/s)

PH do Fluido Viscosidade do Fluido

Tempo do Ensaio 120 (s) Temperatura Inicial do Ensaio (°C) Temperatura da Taxa Máx. 747 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 55 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  38,1 mm; profundidade de endurecimento de 18 mm, referente ao teor de 50% de martensita e tempo de encharque de 5 horas. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leituras: 3 dados por segundo

Local

EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número do Ensaio

01

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado

8640-1.6-4mm-80%-óleo

Temperatura

Inicial do Fluido

1244.50 (°C)

Temperatura

Final do Fluido

1244 (°C)

Operador

Condutividade  
do Fluido

Agitação do  
Fluido

Data do Ensaio

11/24/98

Horário

08:27

Taxa Máxima

23 (°C/s)

PH do Fluido

Viscosidade  
do Fluido

Tempo do Ensaio

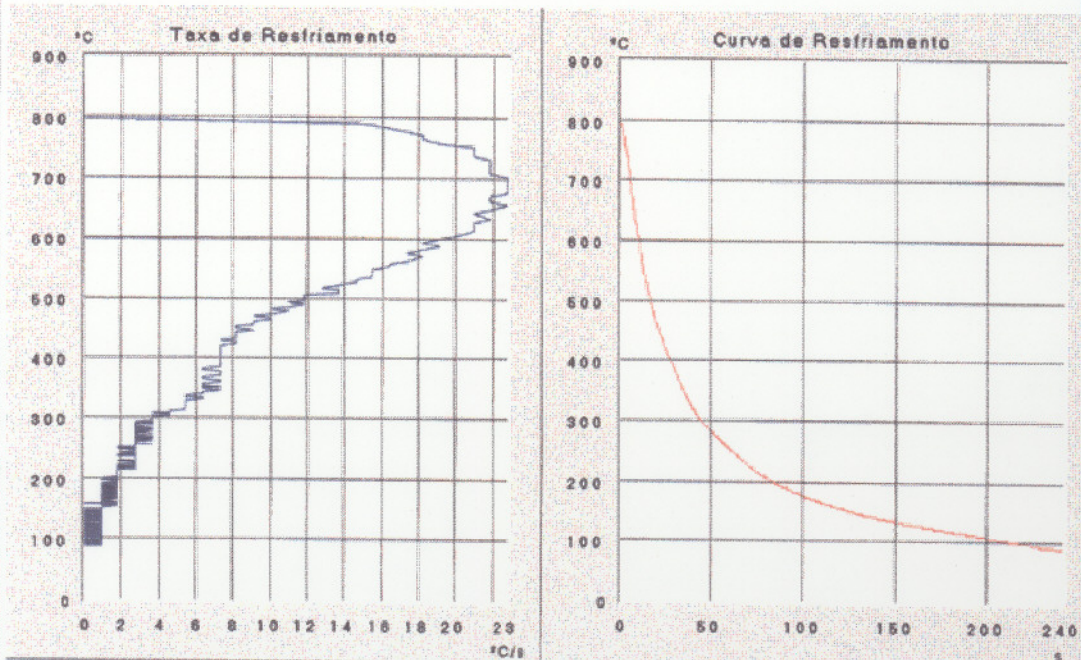
240 (s)

Temperatura  
Inicial do Ensaio

(°C)

Temperatura  
da Taxa Máx.

701 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 56 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  38,1 mm; profundidade de endurecimento de 4 mm, referente ao teor de 80% de martensita e tempo de encharque de 1 hora. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo

Local  
EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número do Ensaio  
01

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensalado  
8640-1 5-13mm-80%-3L-óleo

Temperatura Inicial do Fluido 1244,50 (°C)  
Temperatura Final do Fluido 1244 (°C)

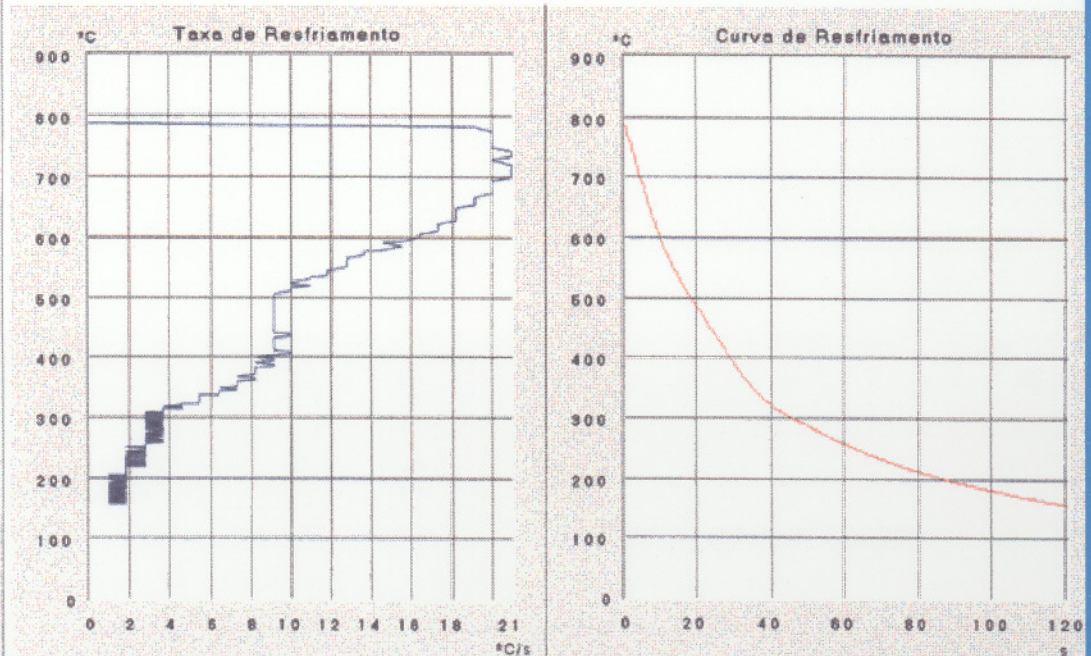
Operador

Condutividade de Fluido  
Agitação do Fluido

Data do Ensaio 11/26/98 Horário 11:14 Taxa Máxima 21 (°C/s)

PH do Fluido  
Viscosidade do Fluido

Tempo do Ensaio 120 (s) Temperatura Inicial do Ensaio (°C) Temperatura da Taxa Máx. 741 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 57 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640  $\phi$  38,1 mm; profundidade de endurecimento de 13 mm, referente ao teor de 80% de martensita e tempo de encharque de 5 horas. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo

Local  
EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número do Ensaio  
01

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado  
8640-Quad1,5-10mm-50%-3L-óleo

Temperatura Inicial do Fluido 1244,50 (°C)  
Temperatura Final do Fluido 1244 (°C)

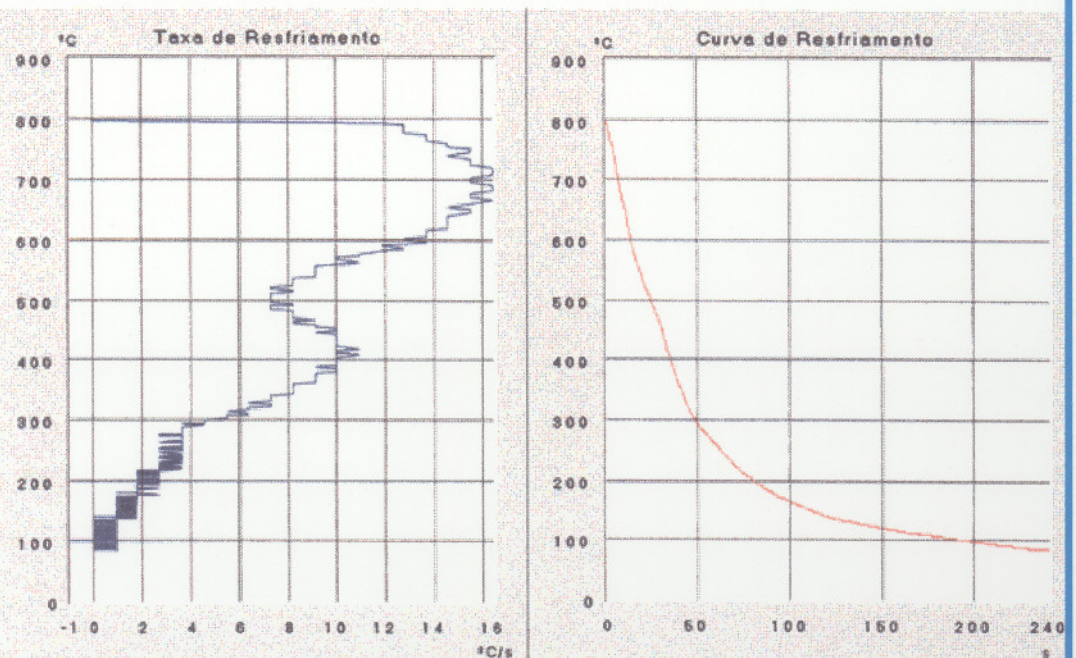
Operador

Conductividade de Fluido  
Agitação do Fluido

Data do Ensaio 11/20/98 Horário 18:09 Taxa Máxima 16 (°C/s)

PH do Fluido Viscosidade do Fluido

Tempo do Ensaio 240 (s) Temperatura Inicial do Ensaio (°C) Temperatura da Taxa Máx. 719 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 58 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640 □ 38,1 mm; profundidade de endurecimento de 10 mm, referente ao teor de 50% de martensita e tempo de encharque de 1 hora. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo



Local  
EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número do Ensaio  
01

Ciente

Fluido Utilizado

Produto Ensalado  
8640-Quad1,5-4mm-80%-3L-óleo

Temperatura Inicial do Fluido 1244,50 (°C)  
Temperatura Final do Fluido 1244 (°C)

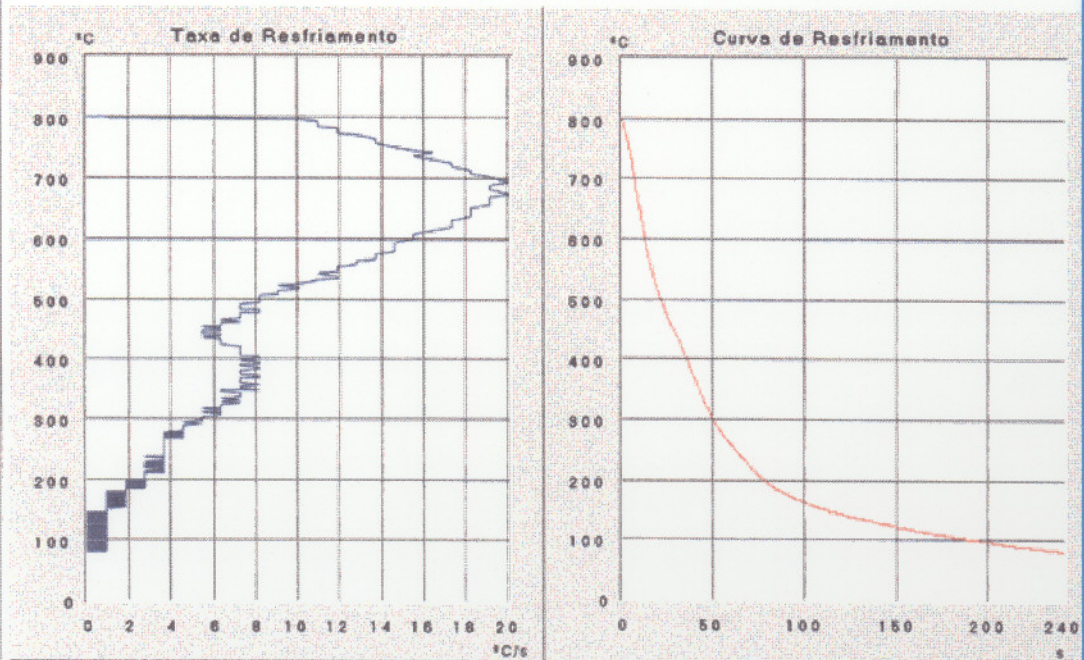
Operador

Condutividade do Fluido  
Agitação do Fluido

Data do Ensaio 11/20/98  
Horário 11:25  
Taxa Máxima 20 (°C/s)

PH do Fluido  
Viscosidade do Fluido

Tempo do Ensaio 240 (s)  
Temperatura Inicial do Ensaio (°C)  
Temperatura da Taxa Máx. 694 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 59 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 8640 □ 38,1 mm; profundidade de endurecimento de 4 mm, referente ao teor de 80% de martensita e tempo de encharque de 1 hora. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo

Local  
EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número do Ensaio  
01

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado  
4140-2-PróxSup-3L-óleo  
Operador

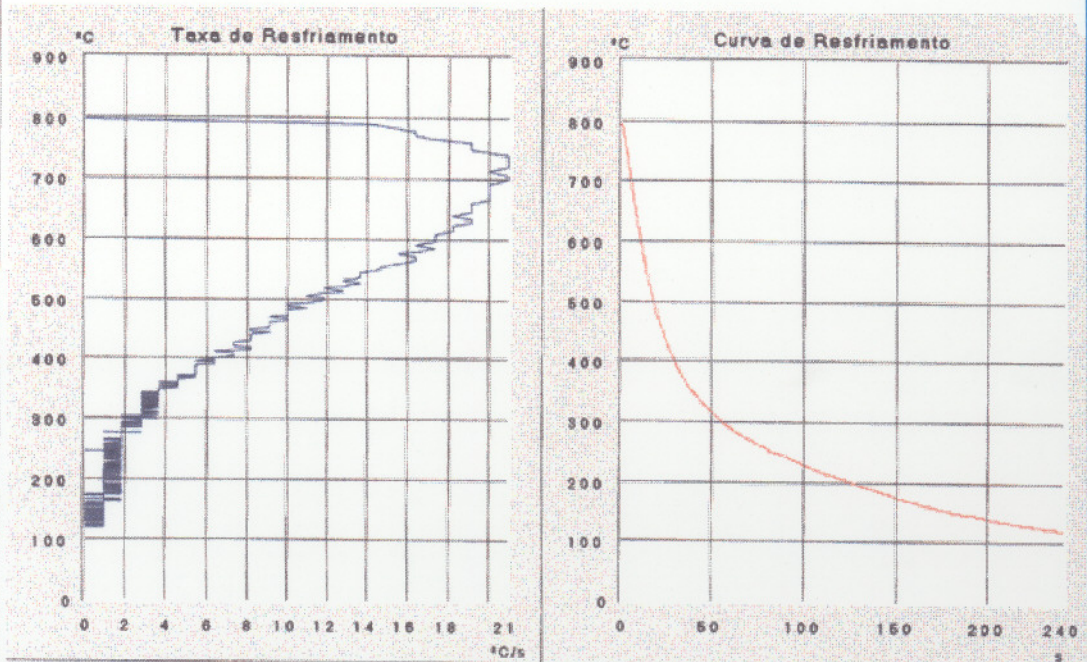
Temperatura Inicial do Fluido 1244,50 (°C)  
Temperatura Final do Fluido 1244 (°C)

Condutividade do Fluido  
Agitação do Fluido

Data do Ensaio 11/19/98 Horário 18:55 Taxa Máxima 21 (°C/s)

PH do Fluido  
Viscosidade do Fluido

Tempo do Ensaio 240 (s) Temperatura Inicial do Ensaio (°C) Temperatura da Taxa Máx. 740 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 60 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 4140  $\phi$  50,8 mm; próximo à superfície. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo

Local  
EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número de Ensaio  
04

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado  
4140-2-óleo-10 mm-TerparAcima-50/80-3L-Rep  
Operador

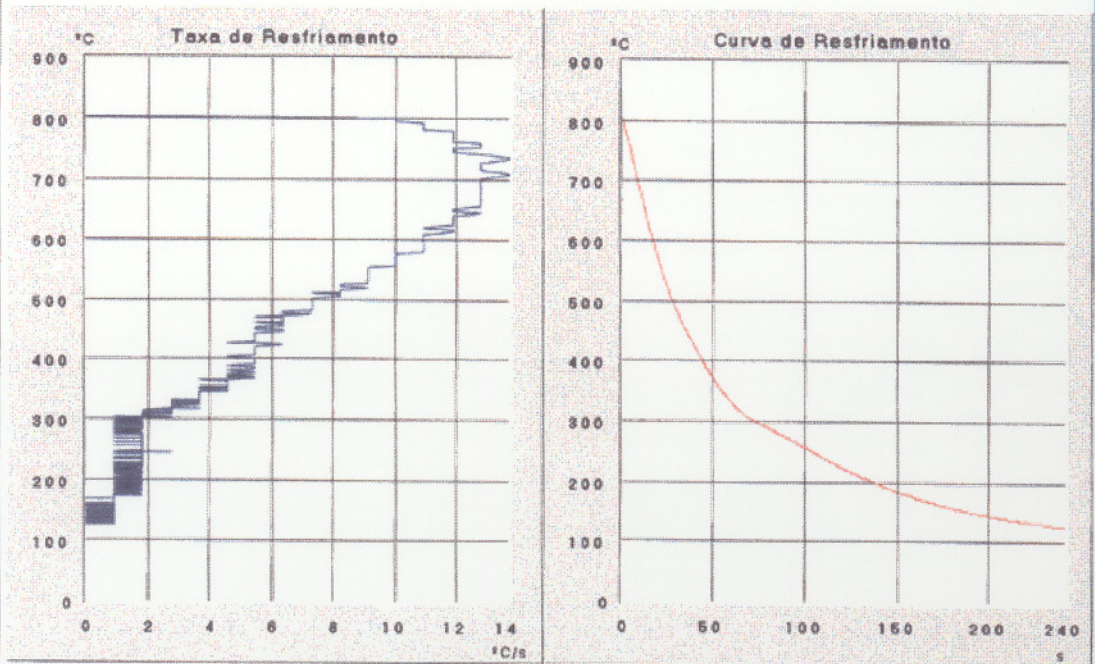
Temperatura Inicial do Fluido 1244,50 (°C)  
Temperatura Final do Fluido 1244 (°C)

Condutividade do Fluido  
Agitação do Fluido

Data do Ensaio 11/04/98 Horário 17:41 Taxa Máxima 14 (°C/s)

PH do Fluido  
Viscosidade do Fluido

Tempo do Ensaio 240 (s) Temperatura Inicial do Ensaio (°C) Temperatura da Taxa Máx. 738 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 61 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 4140  $\phi$  50,8 mm; profundidade de endurecimento de 10 mm. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo

Local  
**EESC - USP Depto. Eng. Materiais**

Número do Ensaio  
**05**

Ciente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado  
 4140-2-centro-3L-óleo-5ensaio

Temperatura Inicial do Fluido  
 1244,50 (°C)

Temperatura Final do Fluido  
 1244 (°C)

Operador

Condutividade do Fluido

Agitação do Fluido

Data de Ensaio  
 11/12/98

Horário  
 21:19

Taxa Máxima  
 12 (°C/s)

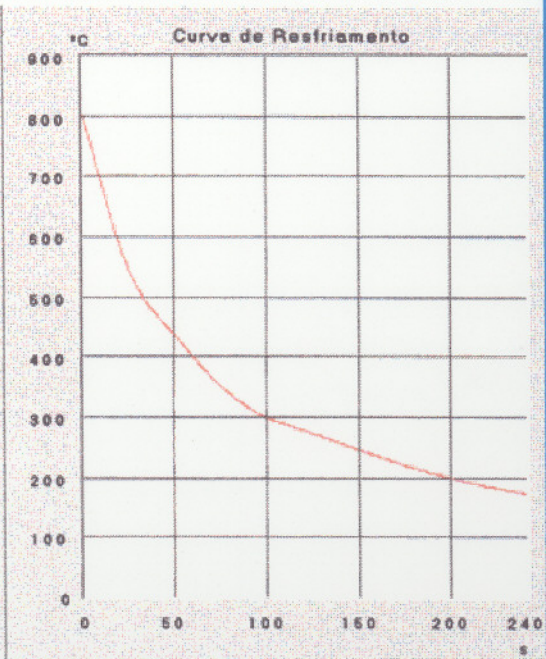
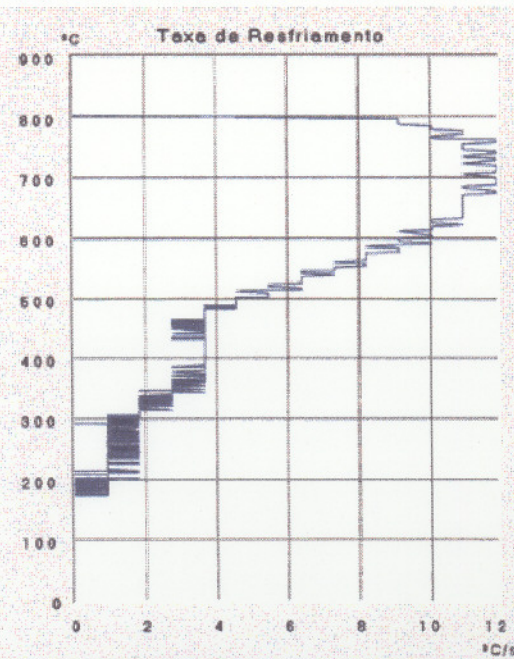
PH do Fluido

Viscosidade do Fluido

Tempo do Ensaio  
 240 (s)

Temperatura Inicial do Ensaio  
 (°C)

Temperatura da Taxa Máx.  
 762 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 62 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 4140  $\phi$  50,8 mm; centro. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo

Local  
EESC - USP Depto. Eng. Materiais

Número do Ensaio  
01

Cliente

Fluido Utilizado

Produto Ensaiado  
4140-1-centro-3L-óleo

Temperatura Inicial do Fluido 1244,50 (°C)  
Temperatura Final do Fluido 1244 (°C)

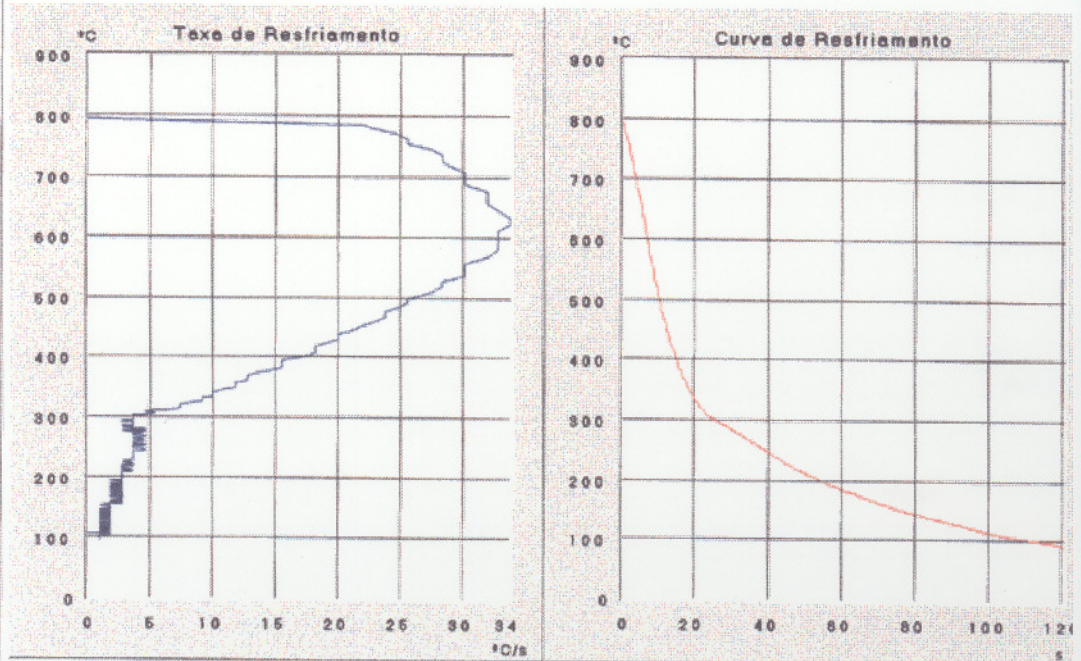
Operador

Conductividade do Fluido  
Agitação do Fluido

Data do Ensaio 11/21/98 Horário 08:58 Taxa Máxima 34 (°C/s)

PH do Fluido Viscosidade do Fluido

Tempo do Ensaio 120 (s) Temperatura Inicial do Ensaio (°C) Temperatura da Taxa Máx. 633 (°C)



Responsáveis Técnicos :

FIGURA 63 - Curva e taxa máxima de resfriamento obtidas em condições reais no corpo de prova do aço AISI 4140  $\phi$  25,4 mm; centro. Resfriamento em óleo e movimentação de 0,4 m/s. Quantidade de Leitura: 3 dados por segundo

As curvas e taxas críticas de resfriamento obtidas no resfriamento dos corpos de prova e também nos testes preliminares com sonda de teste em óleo e em água, apresentaram comportamento característico em relação ao meio de resfriamento empregado. Pode-se verificar o perfeito destaque das taxas máximas de resfriamento, que ocorreram próximas a 700°C. Tais dados foram fundamentais na análise posterior das equações de velocidades críticas de resfriamento.

São apresentados na tabela 20 os valores de profundidade de endurecimento correspondentes às regiões de transição com 50 e 80% de martensita, determinados por meio das curvas de distribuição de dureza, ensaios metalográficos e valores estimados de dureza metalográfica em função do teor de carbono e porcentagem de martensita presente na microestrutura; e as taxas de resfriamento máximas e a 700°C obtidas para os vários corpos de prova ensaiados em condições reais. Os ensaios foram realizados em óleo conforme descrito na seção 12.

TABELA 20 - Profundidades de endurecimento medidas nas várias seções medianas dos aços e bitolas estudados no presente trabalho e as velocidades críticas de resfriamento ( $V^{máx}$ ) e a 700°C, em óleo

Aço AISI	Seção (mm)	Tempo	D <sub>80</sub> (mm)	D <sub>50</sub> (mm)	$V_{80}^{máx}$ (°C/s)	$V_{80}^{700°C}$ (°C/s)	$V_{50}^{máx}$ (°C/s)	$V_{50}^{700°C}$ (°C/s)
8640	φ 50,8	1h	5	9	17	17	14	13
		5h	7	17			13	13
	φ 38,1	1h	4	16	23	23		
		5h	13	18	21	21	17	16
	□38,1	1h	4	10	20	20	16	15,5
		5h	5	10			16	15,5

Aço AISI	Seção (mm)	Posição de Inserção do Termopar	$V^{máx}$ (°C/s)	$V^{700°C}$ (°C/s)
4140	φ 50,8	Próximo à Superfície	21	21
		10 mm da Superfície	14	14
		Centro	12	12
	φ 25,4	Centro	34	30

O critério de referência empregado por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup> e pelo Metals HandBook (1995)<sup>[23]</sup> foi a velocidade de resfriamento medida a 700°C. Pode-se notar na tabela 20 que os valores de velocidade máxima ( $V^{máx}$ ) obtidos pelo software Lab View e a 700°C determinados por meio das curvas de resfriamento são os mesmos ou estão próximos. Isto deve-se ao fato de que as taxas máximas de resfriamento ocorreram em temperaturas próximas à de referência (700°C), variando entre 694 °C e 762 °C.

A fim de se verificar a autenticidade das velocidades de resfriamento medidas a 700°C por meio dos ensaios de resfriamento, estas foram

comparadas às taxas obtidas por meio das curvas de correlacionamento definidas pelo Metals Handbook<sup>[5,7,10]</sup>. No caso do ensaio efetuado em óleo de têmpera rápido para o espécime de 50,8 mm de diâmetro do aço AISI 8640, na profundidade de 5mm (80% M), conforme indicado na tabela 20, determinou-se por meio das curvas de correlacionamento a taxa de resfriamento de 18°C/s a 700°C, relativa à posição de ¾ do raio na seção transversal, a qual corresponde à aproximadamente 5 mm de profundidade, estando de acordo com o valor da taxa crítica obtida por meio do ensaio de resfriamento que foi de 17°C/s a 700°C. Utilizando-se o mesmo procedimento para a profundidade de 18 mm (50% M) para o espécime de 38,1 mm do aço AISI 8640, obteve-se a taxa de resfriamento de 18°C/s a 700°C, relativa à posição central, a qual corresponde à aproximadamente 18 mm de profundidade, estando portanto próxima a taxa máxima de 17°C/s a 747°C e 16 °C/s a 700 °C, obtidas por meio do ensaio de resfriamento. Procedimento de análise semelhante foi empregado na confirmação da autenticidade das demais taxas críticas obtidas pelos ensaios de resfriamento, mostrando bons resultados.

Desta forma, pode-se concluir que as velocidades máximas de resfriamento obtidas em óleo de têmpera rápido, que correspondem às velocidades críticas de resfriamento medidas nas regiões de transição com 50 e 80% de martensita, estão de acordo com as taxas obtidas pela análise das curvas de correlacionamento a 700°C para óleo. Uma vez comprovada a eficiência do método, velocidades críticas de resfriamento foram calculadas utilizando-se as equações propostas por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup> e pela American Society for Metals<sup>[23]</sup> (1995), para obtenção de 50 e 100% de martensita,  $V_1^{(50)}$  e  $V_1$ , utilizando-se os resultados das análises de composição química dos aços. No Apêndice II é apresentada uma planilha de cálculo empregada na determinação das taxas críticas de resfriamento por meio das equações para o cálculo de  $V_1^{(50)}$  e  $V_1$ , propostas por Maynier et al.<sup>[32,33,40-42]</sup>

Na tabela 21 são apresentados os resultados obtidos por meio da fórmula para o cálculo da velocidade crítica de resfriamento  $V_1^{(50)}$ , e os dados práticos obtidos por meio dos ensaios de resfriamento, bem como suas diferenças percentuais. São notadas diferenças substanciais, da ordem de 50%, entre os resultados práticos e teóricos obtidos, o que implica na necessidade de adequação das equações existentes na literatura por um fator K de correção.

TABELA 21 - Comparação entre as velocidades críticas de resfriamento teóricas, obtidas pela equação 8 proposta por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup>, e as práticas obtidas pelos ensaios de resfriamento em óleo de têmpera rápido

	Valores teóricos a 700°C (Equação 8)		Valores práticos a 700°C (Ensaio de Resfriamento)		Diferença %	
	$V_1^{50\%}$ (°C/s-1h)	$V_1^{50\%}$ (°C/s-5h)	$V_1^{50\%}$ (°C/s-1h)	$V_1^{50\%}$ (°C/s-5h)	1h	5h
8640 $\phi$ 50,8	6,49	5,84	13	13	50,1	55,1
8640 $\phi$ 38,1	8,45	7,61		16		52,4
8640 $\square$ 38,1	7,32	6,59	15,5	15,5	52,8	57,5

## 5.5 - Determinação do Fator de Correção K

O fator K de correção foi determinado por meio da substituição dos valores de velocidade de resfriamento a 700°C, obtidos nos ensaios em óleo, cuja veracidade foi confirmada pela análise através das curvas de correlacionamento; na equação 8 proposta por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup> para o cálculo da velocidade crítica que corresponde a região de transição com 50% de martensita. A equação em questão foi determinada pelo procedimento de análise por regressão linear entre a composição química do aço e o Parâmetro de Austenitização  $P_A$ . Portanto, conhecida a composição química do aço, o cálculo da velocidade crítica de resfriamento, correspondente a um certo teor de martensita, somente pode ser modificado alterando-se os termos presentes na equação para determinação do Parâmetro de Austenitização  $P_A$  que são a temperatura de austenitização ou o tempo de encharque, empregados durante o tratamento térmico. Assim, o fator de correção K foi adicionado como uma constante multiplicativa ao termo  $P_A$ , conforme mostrado na relação simplificada que corresponde a determinação da velocidade crítica de resfriamento para formação de 50% de martensita  $V_1^{(50)}$ :

$$\text{Log } V_1^{(50)} = Xf(\text{Composição}) - 0,0012 \cdot P_A \cdot K \quad (38)$$

onde:

$Xf(\text{Composição})$ : valor resultante da substituição dos teores dos elementos presentes na composição química do aço, em % em peso;

$K$ : fator de correção multiplicativo adicionado ao termo  $P_A$ ;

$0,0012$ : constante multiplicativa do termo  $P_A$  presente na equação 8, proposta por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup>;

$P_A$ : Parâmetro de Austenitização que assumiu valores de 850 (°C-1h) e 888 (°C-5h).



Os fatores K foram determinados por meio da substituição dos valores de taxas de resfriamento a 700°C e dos teores dos elementos químicos na equação 38. As condições empregadas foram tempos de encharque de 1 e 5 horas, temperatura de austenitização de 850°C e as taxas de resfriamento a 700°C obtidas por meio de ensaios em óleo de têmpera rápido nos espécimes quadrados de 38,1 e redondos de 38,1 e 50,8 mm do aço AISI 8640. Foram também determinados os dados estatísticos de desvio padrão e variância referentes ao fator de correção médio. São mostrados na tabela 22 os resultados obtidos na determinação dos fatores K.

TABELA 22 - Fatores de correção K, valor médio e dados estatísticos relativos

Espécime	K/óleo	Tempo de Encharque, h
8640 $\phi$ 50,8 mm	0,672	1
8640 $\square$ 38,1 mm	0,667	
8640 $\phi$ 50,8 mm	0,674	5
8640 $\phi$ 38,1 mm	0,672	
8640 $\square$ 38,1 mm	0,639	
Média	Desvio Padrão	Variância
0,665	0,015	0,0002

Na análise dos resultados, pode-se notar a proximidade existente entre os valores de K para as várias velocidades críticas de resfriamento, conforme indicado pelos dados estatísticos de desvio padrão e variância em relação ao valor médio. Não houve variação perceptível entre os valores de K calculados nos diferentes tempos de encharque (1 e 5 horas). Isto deve-se ao fato de que o efeito do tamanho de grão foi considerado indiretamente no cálculo do Parâmetro de Austenitização,  $P_A$ .

A equação resultante, modificada pela adição do fator de correção médio K, e a equação original proposta por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup>, equação 8, para o cálculo da velocidade crítica para formação de 50% de martensita são dadas a seguir:

$$\text{Log}V_1^{(50)} = 8,50 - (4,12C + 0,86Mn + 0,57Ni + 0,41Cr + 0,94Mo + 0,0012P_A) \quad (8)$$

$$\text{Log}V_1^{(50)} = 8,50 - \left( 4,12C + 0,86Mn + 0,57Ni + 0,41Cr + 0,94Mo + 7,98 \cdot 10^{-4} P_A \right) \quad (39)$$



O termo multiplicador de  $P_A$  na equação 8 vale 0,0012, enquanto que na equação modificada assumiu um valor de  $7,98 \cdot 10^{-4}$ , significando em uma redução de 33,5%.

A fórmula para o cálculo do Parâmetro de Austenitização  $P_A$  proposta por Maynier et al.<sup>[40-42]</sup>, equação 7, traduz matematicamente a influência da temperatura de austenitização e do tempo de encharque e, portanto, do tamanho do grão austenítico, na cálculo das velocidades críticas de resfriamento. No artigo "Application des lois de la diffusion aux traitements thermiques de l'acier", Maynier et al.<sup>[40]</sup> apresentam um gráfico que mostra a evolução do tamanho de grão austenítico em função de  $P_A$  para vários tempos de encharque, variando entre 5 segundos e 50 horas.

No presente trabalho, notou-se que os valores de  $P_A$  obtidos por meio das equações 5 e 6, constantes na literatura<sup>[32-33,40-42]</sup>, foram adequados no acompanhamento dos tamanhos de grãos austeníticos originais determinados por meio do método automático de quantificação, para os tempos de encharque empregados (1, 5 e 10 horas).

Na edição de 1995 do Metals HandBook (ASTM)<sup>[23]</sup>, são apresentados valores tabelados de velocidades críticas de resfriamento e as microestruturas correspondentes, obtidos para um aço para cementação AISI 8620, com a composição em % em peso, 0,20C/ 1Mn/ 0,5Ni/ 0,5Cr/ 0,2Mo. No caso deste aço, foram determinados, para fins de comparação, as velocidades críticas de resfriamento obtidas a partir de gráficos de ensaio Jominy tabelados e curvas de correlacionamento. Como no presente trabalho foram utilizados aços do tipo AISI 8640, cálculos das velocidades críticas de resfriamento  $V_1$ ,  $V_1^{(90)}$  e  $V_1^{(50)}$  foram efetuados por meio da substituição do teor de carbono de 0,20 para 0,40%, mantendo-se as demais porcentagens, obtendo-se desta maneira um aço AISI 8640 hipotético. Os valores foram então comparados aos obtidos utilizando-se as curvas de correlacionamento e as bandas limite de temperabilidade das curvas Jominy presentes no Metals HandBook<sup>[7]</sup> e determinadas pelos ensaios Jominy realizados em laboratório. Para o caso específico do cálculo da velocidade crítica para obtenção de 50% de martensita  $V_1^{(50)}$ , os resultados foram também comparados aos obtidos por meio do emprego do fator de correção K na equação 8. As tabelas 23 e 24 apresentam os valores obtidos. Nota-se diferença significativa entre as taxas críticas de resfriamento calculadas por meio das fórmulas propostas por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup> e pela American Society for Metals<sup>[23]</sup> (1995), e as determinadas por meio das curvas de temperabilidade Jominy presentes no Metals HandBook<sup>[7]</sup> e pelas curvas levantadas em laboratório para as composições estudadas.

TABELA 23 - Taxas críticas de resfriamento  $V_1$ ,  $V_1^{(90)}$  e  $V_1^{(50)}$ , calculadas para os aços AISI 8620, 8640 hipotético e 8640  $\phi$  50,8 mm ensaiado em óleo, e as microestruturas correspondentes

Parâmetro de austenitização,  $P_A = 917$  ( $^{\circ}\text{C} - 1\text{h}$ )

Aço/AISI	Taxas críticas de resfriamento a $700^{\circ}\text{C}$ , equação 8			Jominy, Metals HandBook <sup>[7]</sup>	Jominy ensaio em laboratório	Microestrutura, %		
	Log V	$V$ ( $^{\circ}\text{C/h}$ )	$V$ ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	$V$ ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	$V$ ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	M	B	F+P
8620	5,507	321 067	89,2	170		100	0	0
	5,346	222 017	61,7	90		90	10	0
	5,036	108 658	30,2	57		50	50	0
8640 hipotético	4,582	38.184,8	10,6	110	80	100	0	0
	4,538	34.515,0	9,6	18	20	90	10	0
	4,214	16.353,1	4,5	11	13	50	50	0
8640 $\phi$ 50,8 mm ensaiado	4,671	46.923,5	13,0	110	80	100	0	0
	4,611	40.841,3	11,3	18	20	90	10	0
	4,288	19.408,9	5,4	11	13	50	50	0

Pode-se confirmar que os valores de taxas críticas de resfriamento, para formação de 50% de martensita, obtidos pela equação proposta por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup> não apresentaram bons resultados quando comparados aos valores de velocidade obtidos pelo gráfico de correlacionamento e pelas curvas de temperabilidade Jominy presentes no Metals HandBook<sup>[7]</sup> e obtidas por meio de ensaios em laboratório. Para o aço AISI 8620, não são apresentadas velocidades de resfriamento para formação de 100, 90 e 50% de martensita referentes à curva de temperabilidade Jominy, uma vez que a mesma não foi obtida no presente trabalho.

TABELA 24 - Comparação entre as taxas críticas de resfriamento  $V_1^{(50)}$  calculadas para os aços AISI 8620, 8640 hipotético e 8640 ensaiado em óleo e as determinadas utilizando-se o fator médio de correção K

Parâmetro de austenitização,  $P_A = 917$  ( $^{\circ}\text{C} - 1\text{h}$ )

Aço/AISI	Taxas críticas de resfriamento, Eq. 8				Fator K	Ensaio			Microestrutura, %		
	Log $V_1^{(50)}$	$V_1^{(50)}$ ( $^{\circ}\text{C/h}$ )	$V_1^{(50)}$ ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	$V_1^{(50)}$ ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	$V_1^{(50)}$ ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	M	B	F+P	M	B	F+P
8620	5,036	108 658	30,2		80,1		50	50	0		
8640 hipotético	4,214	16.353,1	4,5		12,0		50	50	0		
8640 $\phi$ 50,8mm ensaiado	4,288	19.408,9	5,4		14,2	14	50	50	0		

Observação: os valores de velocidade são relativos a  $700^{\circ}\text{C}$  em todos os casos.

No caso particular do cálculo das taxas críticas de resfriamento para obtenção de 50% de martensita, empregando-se o fator de correção K, os valores determinados ficaram próximos aos obtidos por meio das curvas de temperabilidade Jominy presentes no Metals HandBook<sup>[7]</sup> e levantadas pelos ensaios de resfriamento, como pode-se verificar em comparação com os valores contidos na tabela 33. No caso do aço AISI 8640  $\square$  50,8 mm, a taxa crítica de 14 °C/s a 700°C, obtida no ensaio de resfriamento em óleo de têmpera rápido, ficou próxima ao valor calculado utilizando-se o fator de correção K, 14,2 °C/s. Na tabela 24, os valores de velocidade referentes aos ensaios de resfriamento para os aços AISI 8620 e 8640 hipotético estão ausentes, uma vez que os mesmos não foram obtidos no presente trabalho.

Uma vez determinado o valor médio do fator de correção K, taxas críticas de resfriamento a 700°C, necessárias para a obtenção de 50% de martensita, foram calculadas utilizando-se a equação modificada 39 e comparadas às obtidas nos ensaios de resfriamento em óleo de têmpera rápido, no caso das bitolas redondas e quadradas do aço AISI 8640. Os resultados são apresentados na tabela 25.

TABELA 25 - Comparação entre as taxas críticas de resfriamento  $V_1^{(50)}$  calculadas por meio da equação modificada 39 e as obtidas nos ensaios de resfriamento

	Valores teóricos a 700°C (Equação Modificada 39)		Valores práticos a 700°C (Ensaio de Resfriamento)		Diferença %	
	$V_1^{50}(\text{°C/s-1h})$	$V_1^{50}(\text{°C/s-5h})$	$V_1^{50}(\text{°C/s-1h})$	$V_1^{50}(\text{°C/s-5h})$	1h	5h
8640 $\phi$ 50,8	14,2	13,3	13	13	8,5	2,3
8640 $\phi$ 38,1	18,6	17,3		16		7,5
8640 $\square$ 38,1	16,1	15,0	15,5	15,5	3,7	3,2

As pequenas diferenças obtidas entre os valores de velocidades críticas teóricas e práticas; apresentadas na tabela 25, mostram a eficiência do fator de correção médio determinado K na adequação da fórmula proposta por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup> e pela American Society for Metals<sup>[23]</sup> para o cálculo da velocidade crítica de resfriamento a 700°C para a obtenção de 50% de martensita.

Na tabela 26 pode-se comparar as diferenças, apresentadas nas tabelas 21 e 25, obtidas pela comparação entre os valores calculados de velocidades críticas de resfriamento teóricos a 700°C, pelas equações 39 e 08, e os resultados obtidos por meio dos ensaios de resfriamento em óleo de têmpera rápido.

TABELA 26 - Diferenças obtidas na comparação entre os resultados obtidos pelas equações 08, 39 e ensaios de resfriamento

$\Delta V_{(50)}^{Eq.8}$ e $V_{(50)}^{ensaio}$ , a 700°C, %		$\Delta V_{(50)}^{Eq.39}$ e $V_{(50)}^{ensaio}$ , a 700°C, %	
1h	5h	1h	5h
50,1	55,1	8,5	2,3
	52,4		7,5
52,8	57,5	3,7	3,2
Média da Diferença: $53,6 \pm 2,5$ %		Média da Diferença: $5,0 \pm 2,5$ %	

A partir da tabela 26, pode-se concluir que as diferenças decorrentes do emprego da equação modificada pelo fator de correção K em relação aos resultados práticos obtidos nos ensaios de resfriamento em óleo, na determinação da velocidade crítica de resfriamento para 50% de martensita, são da ordem de 10 vezes menores, se comparados aos resultados obtidos pelo emprego direto da equação proposta por Maynier et al.<sup>[32-33,40-42]</sup>.

## 6 - CONCLUSÕES

- O sistema utilizado no presente trabalho para o levantamento das curvas de resfriamento e determinação das respectivas taxas máximas apresentou um excelente desempenho em comparação com ensaios padrões, produzindo curvas com comportamentos semelhantes aos presentes na literatura.
- A fórmula proposta na literatura para obtenção da velocidade crítica de resfriamento correspondente ao teor de 50% do constituinte martensita, não se mostrou adequada no caso dos aços em estudo, onde variou-se a composição química, dimensão e forma da seção transversal das barras ensaiadas, necessitando-se o emprego de um fator de correção, que uma vez determinado apresentou boa concordância com os valores empíricos obtidos.
- Os resultados das curvas em U e dos ensaios Jominy, com suas respectivas curvas de correlacionamento, apresentaram boa concordância, o que permitiu utilizá-los como padrões de comparação com as curvas e taxas de resfriamento obtidas, e conseqüentemente para a obtenção do fator de correção adequado.

## 7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Verificação da influência da agitação e da severidade de têmpera,  $H_1$ , do meio de resfriamento na determinação de velocidades críticas de têmpera. Isto poderá ser realizado por meio do emprego de diferentes meios de resfriamento (ar, água, óleo com e sem aditivos e soluções poliméricas), variando-se a agitação dos mesmos.
- Verificação da influência do elemento carbono na variação das velocidades críticas de têmpera medidas em função de teores variados de martensita. Isto poderá ser realizado por meio do estudo das curvas críticas de resfriamento, levantadas em regiões específicas da seção transversal em peças, para aços com diversos teores desse elemento.
- Estudo da influência dos principais elementos de liga (Cr, Ni, Mo, Si e Mn) nas velocidades críticas de têmpera determinadas por meio de curvas de resfriamento, levantadas nas diferentes regiões de peças temperadas. Isto poderá ser realizado por meio da utilização de aços com composições químicas específicas, variando-se os teores dos elementos de liga separadamente.
- Avaliação e comparação das demais equações propostas na literatura em função de teores específicos do constituinte martensita, com resultados práticos, obtidos por meio do levantamento de curvas de resfriamento nas regiões de transição definidas pelas equações.

## 8 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFIAS

[1] COMBE, R.H.; BHADSHIA, H.K.D.H. "Steels Microstructure and Properties" Second Edition, Chapter 8, pp. 35-68, 1995.

[2] TOTTEN, G.E.; BATES, C.E.; CLINTON, N.A. "Handbook of Quenchants and Quenching Technology" The Materials Information Society, Chapter 2, pp.151-170, 1993.

[3] Metals Handbook 9<sup>th</sup> Edition, Vol.4, Heat Treating, ASM American Society for Metals, Metals Park, Oh., Chapter 1, "Heat Treating of Steel", pp. 01-130, November 1981.

[4] MONROE, R.W.; BATES, C.E. "Evaluating Quenchants and Facilities for Hardening Steel" American Society for Metals, J. Heat Treating, Vol. 3, Nº 2, pp. 83-99, December 1983.

[5] KRAUSS, G. "Principles of Heat Treatment of Steel" ASM American Society for Metals, Chapter 6, "Hardness and Hardenability", pp. 127-154, 1980.

[6] GROSSMANN, M.A.; BAIN, E.C. "Principles of Heat Treatment" 5<sup>th</sup> edition, ASM American Society for Metals, Metals Park, Oh., 1964.

[7] JATCZAK, C.F. Metals Handbook 9<sup>th</sup> Ed., Vol.1, "Properties and Selection: Irons and Steels, Hardenability of Carbon and Alloy Steels", ASM American Society for Metals, Metals Park, Oh., pp. 471-526, November 1985.

[8] Metals Handbook, 8<sup>th</sup> Edition, Vol.1, "Definition Relating to Metals and Metalworking", ASM American Society for Metals, Metals Park, Oh., 1961, pp.20.

[9] KARL;THELNING, E. "Steel and Its Heat Treatment" "Head of Development for Constructional and Tool Steels", Bofors Handbook, Chapter 4, pp. 127-169, 1975.

[10] TOTTEN, G.E.; HOWES, A.H. "Steel Heat Treatment Handbook" Marcel Dekker, Inc., Chapter 3, pp.93-156, 1997.



- [11] BROWN, G.T.; JAMES, B.A. "The Accurate Measurement, Calculation, and Control of Steel Hardenability" Metallurgical Transactions, Vol. 4, October, 1973, pp.2245-2256.
- [12] CIAS, W.W.; DOANE, D.V. "Phase Transformation Kinetics and Hardenability of Alloyed Medium-Carbon Steels" Metallurgical Transactions, Vol. 4, October, 1973, pp.2257-2266.
- [13] SIEBERT, C.A.; DOANE, D.V.; BREEN, D.H. "The Hardenability of Steels – Concepts, Metallurgical Influences and Industrial Applications", ASM American Society for Metals, Metals Park, Oh., 1977.
- [14] GROSSMANN, M.A.; ASIMOV, M.; URBAN, S.F. "Hardenability of Alloy Steels", ASM American Society for Metals, Cleveland, Oh., 1939.
- [15] GROSSMANN, M.A. "Hardenability Calculated from Chemical Composition" Trans. AIME, Vol. 150, 1942, N° 7, pp.227-255.
- [16] DOANE, D.V. "A Critical Review of Hardenability Predictors" "Hardenability Concepts with Applications to Steel" The Metallurgical Society of AIME Heat Treatment Committee, American Society for Metals Activity on Phase Transformations, Chapter 4, Hardenability Predictions and Applications, pp. 351-377 Proceedings, 24-26, October, 1977.
- [17] STECAL Computer Program, ASM International.
- [18] FELDMAN, S.E. "The Minitch Computerized Alloy Steel Information System" Proc. Metal. Soc. AIME, Heat Treatment Comm./ ASM Activity on Phase Transformation Symp., Chicago, 24-26, October, 1977, pp. 546-567.
- [19] THELNING, K.E. "Steel and its Heat Treatment", 2<sup>nd</sup> Ed., Butterworths, London, pp. 145, 1984.
- [20] "Calculation of the Standard End-Quench Hardenability Curve from Chemical Composition and Grain Size", ed. by AISI, 1946.
- [21] KANAZAWA, S, Tetsu-to-Hagané; Vol. 67, pp. 295, 1981.
- [22] DOANE, D.V, Journal of Heat Treating, 1, pp. 5, 1979.
- [23] KIRKALD, J.S. Metals Handbook, Vol.4, Heat Treating, ASM American Society for Metals, Metals Park, Oh., Chapter 1, "Heat Treating of Steel", "Quantitative Prediction of Transformation Hardening in Steels", The Materials Science Information, pp. 01-32, June 1995.

- [24] HODGE, J.M.; OREHOSKI, M.A. "Relationship Between Hardenability and Percentage of Martensite in Some Low – Alloy Steels ", Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Vol. 167, pp. 627, 1946.
- [25] KRAMER, I.R.; SIEGEL, S.; BROOKS, J.G. "Factors for the Calculation of Hardenability ", Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Vol. 167, pp. 670, 1946.
- [26] RETANA, A.F.; DOANE, D.V. "Hardenability of Carburizing Steels ", Metal Progress, Vol. 100, N° 3, pp. 627, September, 1971.
- [27] JATCZAK, C.F. *Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers*, Vol. 4, 1973.
- [28] JUST, E. "New Formulas for Calculating Hardenability Curves ", Metal Progress, Vol. 96, N° 5, pp. 87, November, 1969.
- [29] JOMINY, W.E.; BOEGEHOLD, A.L. Trans ASM 26, pp.574, 1938.
- [30] Estes procedimentos estão descritos nas normas ASTM A255, SAE J406 e ISO/R 642, 1967.
- [31] MELLOY, G.F. "Hardness and Hardenability", Metals Engineering Institute, Metals Park, Oh., pp. 471-526, 1978.
- [32] BLONDEAU, R.; MAYNIER, PH.; DOLLET, J.; VIEILLARD-BARON, B. "Prévision de la dureté, de la résistance et de la limite d'élasticité des aciers au carbone et faiblement alliés d'après leur composition et leur traitement thermique" Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie, pp.759, Novembre, 1975.
- [33] MAYNIER, PH.; DOLLET, J.; BASTIEN, P. "Hardenability Concepts with Applications to Steel" "Prediction of microstructure via empirical formulae based on CCT diagrams", Chapter 2, pp. 163-176, October, 1977.
- [34] "Atlas of Isothermal Transformation Diagrams", 3<sup>rd</sup> Ed., published by U.S. Steel, Pittsburgh, PA.
- [35] ATKINS, M. "Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels", American Society for Metals, 1980.
- [36] "Austenite Transformation Kinetics of Ferrous Alloys" , Vol. I and II, published by Climax Molybdenum Company.

- [37] "Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams", American Society for Metals, 1977.
- [38] HAGA, L.J. "Getting Uniform Hardness: Hardenability, Cooling Rates" Heat Treat Basics, Heat Treating, August, 1990, pp.19.
- [39] QIYING, Z.; KANGYUAN, X. "Prévision de la Trempabilité de l'acier par la Vitesse Critique de Refroidissement" Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie, pp. 105-110, Février, 1988.
- [40] MAYNIER, PH.; MARTIN, P.F.; BASTIEN, P.; SÉBILLE, J. "Etablissement d'une équivalence entre le temps et la température d'austénitisation" Application aux traitements thermiques et au soudage, Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie., LXIII, N° 12, pp. 997-1012, 1966.
- [41] BLONDEAU, R.; MAYNIER, PH.; DOLLET, J "Prévision de la dureté, de la résistance des aciers au carbone et faiblement alliés d'après leur structure et leur composition", Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie., LXX, N° 12, pp. 883-892, 1973.
- [42] MAYNIER, PH.; TOITOT, M.; DOLLET, J.; BASTIEN, P. "Application des lois la diffusion aux traitements thermiques de l'acier", Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie., LXIX, N° 7-8, pp. 501-511, 1972.
- [43] UEMOTO, M; NISHIOKA, N.; TAMURA, I. "Prediction of Hardenability from Isothermal Transformation Diagrams", Transactions ISIJ, Vol. 22, pp. 629-636, 1982.
- [44] JOHNSON, W.A.; MEHL, R.F Trans AIME, 135, pp.416, 1939.
- [45] FRENCH, H.J. "The Quenching of Steels", Amer. Soc. Steel treat., 1930.
- [46] BATES, C.E.; TOTTEN, G.E. " Quantifying Quench-Oil Cooling Characteristics" Advanced Materials & Processes 3/91, pp.25-28.
- [47] SHIMIZU, N.; TAMURA, I. "An Examination of the relation between Quench-Hardening Behavior of Steel and Cooling Curve in Oil" Transactions of Iron and Steel Institute of Japan, ISIJ, Vol. 18, n. 7, 1978, pp. 445-450.
- [48] CROUCHER, T. "Comparing Methods of Testing Quench Oil Performance" Heat Treating/ December/ 1990, V.22 (12 ), pp. 17-19.

- [49] TOTTEN, G.E.; TENSI, M.H. and STICH, A. "Fundamentals About Quenching by Submerging" Proceedings of International Conference: Equipment and Processes, 18-20, April, 1994, ASM International Information Society, Session 14: Quenching I, pp. 243-251.
- [50] MOORE, D.L.; CRAWLEY, S. "Applications of "Standard" Quenchant Cooling Curve Analysis" Materials Science Forum , Vols. 163-165 (1994), pp. 151-156.
- [51] TAMURA, I.; FUKUHARA, K.; ASADA, S. "Comparative Study of Cooling Curves with JIS Silver Specimens and Alloy 600 Specimens in Relation to Additive Effectiveness" Journal of Materials Engineering and Performance – JMEPEG (1994), Vol.3(3) June, pp. 367-370, ASM International.
- [52] SENGBERG, S. "Solving Industrial Heat Treatment Problems by Cooling Curve Analysis" Proceedings of International Conference: Equipment and Processes, 18-20, April, 1994, ASM International Information Society, Session 16: Quenching II, pp. 281-287.
- [53] CASTELETTI, L.C.; PATROCÍNIO, A.B. "Avaliação de Contornos de Grãos Austeníticos Originais em Aços Temperados" Processo Fapesp Nº 95/4855-0, Iniciação Científica, 1995.
- [54] ASTM E1382-97 "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size" Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing Materials, West Conshohocken, June, 1997.
- [55] GEORGE F, VANDER VOORT "Practical Applications of Quantitative Metallography" "Grain Size Measurement" ASTM Special Technical Publication 839, pp. 85-131, 1984.
- [56] GEORGE F, VANDER VOORT "Metallography Principles and Practice" MCGRAW-Hill Book Company, Chapter 6, pp. 410-502, 1984.
- [57] GOLE, G.S. "Quantitative Microscopy and Image Analysis – Conference Proceedings" "Theory and Concepts for Computer – Aided Microscopy" ASM International, pp. 01-19, Michigan, 19-21 July, 1993.
- [58] ASTM E112-96 "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size" Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing Materials, West Conshohocken, July, 1996.

- [59] GEORGE F, VANDER VOORT "Quantitative Microscopy and Image Analysis – Conference Proceedings" "Precision and Reproducibility of Quantitative Measurements" ASM International, pp. 21-34, Pennsylvania, 19-21 July, 1993.
- [60] SUBBARAO, CHAKRAVORTY, MERRIAN, RAGHAVAN E SINGHAL "Experiências de Ciência dos Materiais" Edgard Blücher, Editora da Universidade de São Paulo, Capítulo 4, pp.18-24, 1973.
- [61] ASTM E883-94 "Standard Guide for Reflected – Light Photomicrography" Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing Materials, Philadelphia, March, 1994.
- [62] KEITH, C.J.; SPONZILLI, J.T.; SHARMA, V.K.; WALTER, G.H. "Hardenability Concepts Chart System for Selecting Optimum Compositions for Heat Treated Steels" American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, Inc .,Chapter 5, pp. 493-517, Warrendale, 1978.
- [63] ATKINS, M.; BSc, B Met, FIM "Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels", ASM, American Society for Metals, British Steel Corporation, England, 1977, pp. 135, 188.
- [64] NANIGIAN, J. "Improving Accuracy and Response of Thermocouples in Ovens and Furnaces – Conference Proceedings" "Heat Treating: Equipment and Processes" ASM International – The Materials Information Society, Illinois, 18-20 April, 1994, Session 9, pp.171-174.
- [65] KÓRTVELYESSY, L.V. "Thermoelement Praxis", Vulkan-Verlag, Essen, 1987.
- [66] WANG, T.P. "Thermocouples for Special Applications - Conference Proceedings" "Heat Treating: Equipment and Processes" ASM International – The Materials Information Society, Illinois, 18-20 April, 1994, Session 9, pp.175-181.
- [67] JATCZAK, C.F. "Hardenability of Carbon and Alloy Steels" Heat Treatment – Hardenability, pp. 471-497, 1985.
- [68] BODIN, J.; SEGERBERG, S. "Measurement and Evaluation of the Quenching Power of Quenching Media for Hardening – Proceedings of the Third International Seminar of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering" "Quenching and Carburizing" The Institute of Materials 1993, London, pp.33-54.

## 9 - APÊNDICE I - Tipo do Aço: AISI 4140

Tempo de Tratamento: 1 hora

Formato da Barra: redonda

Dimensão da Barra: 2"

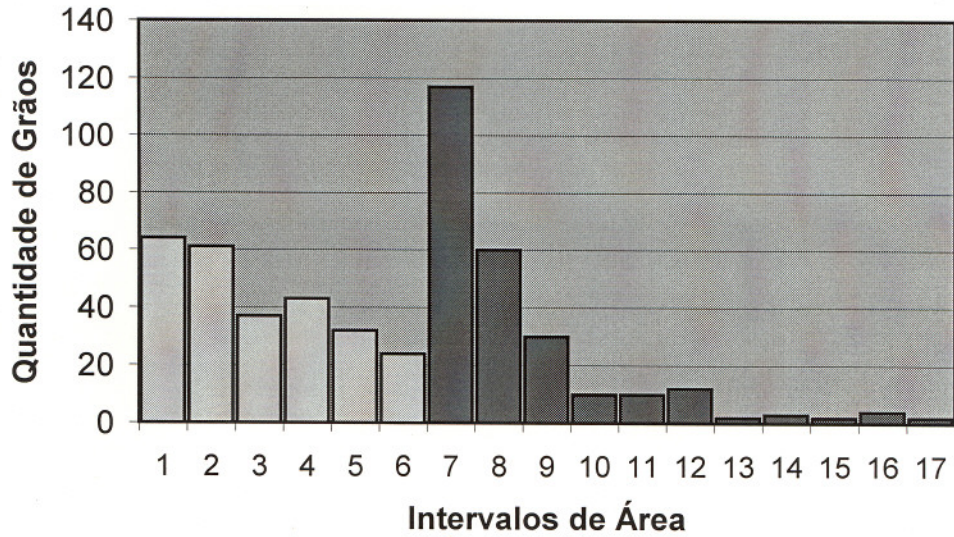
TABELA I.1 - Número de grãos por intervalo de área

Intervalos de Área	Número de Grãos	Áreas ( $\mu\text{m}^2$ )	
		Mínimo	Máximo
1	64	6,4	22,0
2	61	22,0	37,6
3	37	37,6	53,1
4	43	53,1	68,7
5	32	68,7	84,3
6	24	84,3	99,8
7	117	99,8	193,2
8	60	193,2	286,6
9	30	286,6	380,0
10	10	380,0	473,4
11	10	473,4	566,8
12	12	566,8	660,2
13	2	660,2	753,6
14	3	753,6	846,9
15	2	846,9	940,3
16	4	940,3	1033,7
17	2	1033,7	1127,1

TABELA I.1.a - Valores médios de área e comprimento e percentagem do número de grãos da classe em relação ao total

Classe	$\bar{A}$ ( $\mu\text{m}^2$ )	$\bar{l}$ ( $\mu\text{m}$ )	%
1	14,2	3,2	12,5
2	29,8	4,7	11,9
3	45,4	5,8	7,2
4	60,9	6,7	8,4
5	76,5	7,5	6,2
6	92,1	8,2	4,7
7	146,5	10,4	22,8
8	239,9	13,3	11,8
9	333,3	15,7	5,8
10	426,7	17,7	1,9
11	520,1	19,6	1,9
12	613,5	21,2	2,3
13	706,9	22,8	0,4
14	800,3	24,3	0,6
15	893,6	25,6	0,4
16	987	26,9	0,8
17	1080,4	28,2	0,4

### Histograma I - Distribuição de Grãos por Intervalo de Área



Área dos grãos média: 122,8  $\mu\text{m}^2$ .

Tamanho médio de grão: 9,5  $\mu\text{m}$ .

Desvio padrão,s: 1,9  $\mu\text{m}$ .

G, ASTM: 10,1.

95%CI: +/-0,2  $\mu\text{m}$ .

%RA: 1,7%.

## 10 - APÊNDICE II

Planilha para o cálculo das velocidades críticas de resfriamento por meio das equações propostas por Maynier et al. [32-33,40-42] e pelo Metals HandBook [23].

### 1.1 - Cálculo do Parâmetro de Austenitização, $P_a(^{\circ}\text{C})$ :

$$P'_a = \left[ \frac{1}{T(\text{K})} - \frac{n.R}{H_a} \cdot \text{Logt}(h) \right]^{-1} e$$

$$P_a(^{\circ}\text{C}) = P'_a - 273$$

onde:

- T: Temperatura em graus Kelvin ( $T=1123\text{K}$ );
- t: Tempo (h);
- $n = \ln 10 \sim 2,303$ ;
- R: Const. Universal Gases  $\sim 1,986 \text{ cal}/(\text{mol.K})$ ;
- $H_a$ : Entalpia de Ativação  $= 110000 \text{ cal/mol}$ ;

Tempo de Austenitização, t (h):	1	5
$P_a(^{\circ}\text{C})$	850	888

### 1.2 - Cálculo da Velocidade Crítica de Resfriamento resultando em 50% de Martensita, $V_1^{50}$ :

$$\text{Log}V_1^{(50)} = 8,50 - (4,12.C + 0,86.Mn + 0,57.Ni + 0,41.Cr + 0,94.Mo + 0,0012.P_A);$$

Composição 8640 $\phi$ 50,8 mm em % em peso:											
%C:	0,40	%Ni:	0,46	%Mo:	0,21	$\text{Log}V_1^{50}(1h)$	4,368	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/s-1h})$ :	6,49	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/h-1h})$ :	23.356,1
%Mn:	0,91	%Cr:	0,54			$\text{Log}V_1^{50}(5h)$	4,323	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/s-5h})$ :	5,84	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/h-5h})$ :	21.034,6

Composição 8640 $\phi$ 38,1 mm em % em peso:											
%C:	0,38	%Ni:	0,47	%Mo:	0,17	$\text{Log}V_1^{50}(1h)$	4,483	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/s-1h})$ :	8,45	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/h-1h})$ :	30.415,9
%Mn:	0,9	%Cr:	0,56			$\text{Log}V_1^{50}(5h)$	4,438	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/s-5h})$ :	7,61	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/h-5h})$ :	27.392,6

Composição 8640 $\blacksquare$ 38,1 mm em % em peso:											
%C:	0,41	%Ni:	0,42	%Mo:	0,18	$\text{Log}V_1^{50}(1h)$	4,421	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/s-1h})$ :	7,32	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/h-1h})$ :	26.351,2
%Mn:	0,87	%Cr:	0,52			$\text{Log}V_1^{50}(5h)$	4,375	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/s-5h})$ :	6,59	$V_1^{50}(^{\circ}\text{C/h-5h})$ :	23.732,0

### 1.3 - Cálculo da Velocidade Crítica de Resfriamento resultando em 100% de Martensita, $V_1$ :

$$\text{Log}V_1 = 9,81 - 4,62.C - 1,05.Mn - 0,54.Ni - 0,5.Cr - 0,66.Mo - 0,00183.P_A$$

Composição 4140 $\phi$ 50,8 mm em % em peso:											
%C:	0,42	%Ni:	0	%Mo:	0,18	$\text{Log}V_1(1h)$	4,752	$V_1(^{\circ}\text{C/s-1h})$ :	15,7	$V_1(^{\circ}\text{C/h-1h})$ :	56.532,7
%Mn:	0,86	%Cr:	1,08			$\text{Log}V_1(5h)$	4,683	$V_1(^{\circ}\text{C/s-5h})$ :	13,4	$V_1(^{\circ}\text{C/h-5h})$ :	48.190,8