

MINISTERIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM)

CORRELAÇÃO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL DA MICROESTRUTURA, TAXA DE  
RESFRIAMENTO E CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS DO AÇO ABNT 1045

**CÉSAR ROLANDO NUNURA NUNURA**  
Engenheiro Mecânico

Dissertação para a obtenção do título  
de Mestre em Engenharia

Porto Alegre – RS – República Federativa do Brasil  
2009

MINISTERIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM)

CORRELAÇÃO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL DA MICROESTRUTURA, TAXA DE  
RESFRIAMENTO E CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS DO AÇO ABNT 1045

**César Rolando Nunura Nunura**

Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Laboratório de Fundição, Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), como parte dos requisitos para exame de qualificação de mestrado em Engenharia.

Área de Concentração: Processos e Fabricação

Porto Alegre – RS – República Federativa do Brasil

2009

Este trabalho foi julgado adequado como qualificação para dissertação de mestrado em Engenharia, área de concentração de Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador y pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação

Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim (PPGEM – UFRGS)

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Alexandre Pitol Boeira

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Sul – Rio-Grandense (IFET – RS)

Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS

Prof. Dr. Nestor Cesar Heck

Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Coordenador do PPGEM

*Desde que salga el sol hasta que  
vuelva la luna. De donde ahora estoy  
hasta el último rincón del  
Mundo. No importa la ocasión si tú  
me necesitas, dispuesto estoy a ir y a  
obedecer.*

*Cuenta conmigo para ir, aunque no  
vuelva a regresar. Cuenta conmigo  
para ir hasta no poder respirar. A  
donde me quieras llevar siempre en  
las filas me hallaras, conmigo tu  
puedes contar en cualquier lugar.*

*Cuenta conmigo*

*(Jesús Adrián Romero)*

*Desde o nascer do sol até a próxima  
lua. De onde eu estou até o último  
canto do mundo. Não importa a  
ocasião, se você precisar de mim, eu  
estarei pronto para ir, e obedecer.*

*Conte comigo para ir, ainda se for  
para nunca mais voltar. Conte comigo  
para ir até não poder respirar. Aonde  
você me quiser levar sempre nas  
fileiras me encontrará. Você pode  
contar comigo em qualquer lugar.*

*Conte comigo.*

*(Jesús Adrián Romero)*

## DEDICATÓRIA

*Dedico esta dissertação a:*

*José Aparício Nunura Paiva (In Memoriam)*

*María Isabel Temoche Martínez (In Memoriam)*

*José Emilio Nunura Querebalú (In Memoriam)*

*Paula Purizaca Antón (In Memoriam)*

## AGRADECIMENTOS

Acima de todas as coisas a Deus, o Criador de tudo o que existe, pela vida e por todas as coisas que já tem me concedido. Entre elas, esta etapa.

Ao Prof. Dr. Jaime Álvares Spim, pela orientação deste trabalho, pela oportunidade dada à minha pessoa de fazer parte do Laboratório de Fundição da UFRGS além das facilidades para o uso da infra-estrutura do mesmo como bolsista de mestrado. Também pelas suas oportunas correções na minha formação acadêmica e profissional.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), pelo apoio financeiro.

Ao Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos. Seu aporte, dedicação e grande conhecimento foram decisivos neste processo de formação. Ensinou-me que uma pessoa demonstra a sua grandeza na forma de tratar aos pequenos.

Ao Prof. Dr. Carlos Frick pela sua disposição constante no seguimento e apoio na realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Dalcídio Moraes Claudio. Quando nos encontramos perdidos sempre é bom escutá-lo para achar o caminho da verdade.

Ao Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis, pelo apoio acadêmico durante a realização do mestrado. Especialmente pela oportunidade de desenvolver o Estágio em Docência sob sua supervisão, além do uso da infraestrutura do LAMEF da UFRGS.

Ao Mestre Eng<sup>o</sup> Augusto Geroldo, grande amigo de todas as horas, pelo grande apoio e disponibilidade para realizar os ensaios.

A esta prestigiosa casa de estudos, a UFRGS que abriu as suas portas para que mi alma pudesse adquirir conhecimento de alto nível acadêmico e humano através do seu corpo docente, dos quais aprendi além dos conhecimentos altos valores humanos e éticos.

Agradeço também à minha *alma mater*, a PUCRS pelo apoio recebido na realização dos ensaios através do Núcleo de Materiais Metálicos – NUCLEMAT.

Ao técnico Sergio Alegre do NUCLEMAT - PUCRS. Um reconhecimento à sua criatividade e engenho na parte experimental desta dissertação.

Ao técnico de usinagem Vanderlei Ochoa da Faculdade de Engenharia da PUCRS, pela disposição e boa vontade, além da sua eficiência na retifica dos corpos de prova.

Aos distinguidos membros da banca examinadora: Prof. Dr. Nestor Heck, Prof. Dr. Alexandre Rocha e ao Prof. Dr. Alexandre Pitol Boeira. Suas valiosas correções, sugestões determinaram o fechamento desta dissertação de maneira satisfatória.

Ao Brasil. Ainda que eu não tivesse a honra de nascer neste país, me acolheu de braços abertos. Deu-me aquilo que talvez meu país não podia me dar. Ao seu povo batalhador que graças ao seu trabalho geram riquezas para o financiamento da cultura neste país.

Aos colegas do LAFUN: Os pós-graduandos Vinicius, Viviane e Vanussa; aos bolsistas: Nelson, Bruna, Patrick, Saul, Igor Daniel, Luis e Diego. O companheirismo, a ajuda, e discussão de resultados foram muito importantes na minha formação.

Aos ex-colegas da PUCRS: Felipe Dallavechia, Gabriel Melchiors, Andrea, Fernando, Fabiana, e Dana. Os momentos de companheirismo e ajuda oportuna nunca serão esquecidos. Ao bolsista IC: Bruno Farenzena quem colaborou oportunamente com auxílio bibliográfico, além do companheirismo e boa vontade.

Aos meus pais Rolando e Manuela e aos meus irmãos, que sempre estiveram comigo nestes anos longe de casa, e pelo incentivo para me encorajar e assim terminar mais esta etapa.

A Janeth Paola Huaman Nima. Em esta etapa da minha vida ela foi a resposta para tomar um norte no meu caminho. Além do seu apoio emocional e afetivo, foi um impulso para terminar esta dissertação.

Às secretarias do LAFUN: Isabel e Alessandra. Sua boa disposição para a realização dos assuntos “burocráticos” facilitou minha estadia no LAFUN e no Centro de Tecnologia da UFRGS.

À cafeteira do LAFUN que nos livrou das horas de sono.

Ao senhor Celso Saraiva, sua esposa Rose e toda a sua família.

E a todos aqueles que de uma ou outra maneira ajudaram na realização deste trabalho.

Muito obrigado



## SUMÁRIO

<b>DEDICATÓRIA</b> .....	<b>5</b>
<b>AGRADECIMENTOS</b> .....	<b>6</b>
<b>SUMÁRIO</b> .....	<b>9</b>
<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	<b>12</b>
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	<b>18</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS</b> .....	<b>19</b>
<b>RESUMO</b> .....	<b>21</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>22</b>
<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	<b>23</b>
<b>2. OBJETIVOS</b> .....	<b>28</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>29</b>
3.1. A Estrutura dos Aços ao Carbono .....	29
3.1.1. Estruturas de Equilíbrio Termodinâmico (Resfriamento Lento).....	32
3.1.1.1. Aços Hipoeutetóides .....	32
3.1.1.2. Aços Eutetóides.....	35
3.1.1.3. Aços Hipereutetóides .....	37
3.1.2. Estruturas Fora do Equilíbrio .....	39
3.1.2.1. Decomposição da Austenita em Perlita.....	41
3.1.2.2. Decomposição da Austenita em Bainita .....	43
3.1.2.3. Transformação Martensítica em Aços ao Carbono.....	46
3.1.3. Temperabilidade em aços ao carbono.....	50
3.2. Metodologia dos Ensaios de Temperabilidade.....	51
3.2.1. Ensaio Grossmann .....	51
3.2.2. Ensaio Jominy.....	52
3.3. Transferência de Calor no Ensaio Jominy.....	56
3.3.1. O coeficiente de transferência de calor durante o resfriamento .....	57
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>59</b>
4.1. Materiais .....	59
4.1.1. Condições das Amostras.....	59
4.1.2. Equipamentos e Implementos.....	60

4.2. Procedimentos .....	61
4.2.1. Projeto, Desenho e Usinagem do Corpo de Prova.....	63
4.2.2. Normalização .....	66
4.2.3. Montagem no Dispositivo de Ensaio .....	67
4.2.4. Ajuste e Controle de Parâmetros durante o Ensaio .....	71
4.2.5. Austenitização.....	71
4.2.6. Resfriamento.....	71
4.2.7. Desmontagem .....	72
4.2.8. Usinagem das pistas laterais .....	72
4.2.9. Análise de Dureza.....	73
4.2.10. Análise Metalográfica.....	74
4.2.11. Cálculo das Taxas de Resfriamento.....	75
4.3. Determinação do Percentual das Fases Presentes .....	77
4.4. Determinação do perfil de dureza Jominy a partir das microdurezas e percentagens das fases presentes.....	78
4.5. Utilização de um Aplicativo Computacional para a Simulação das Curvas de Resfriamento do Ensaio Jominy .....	78
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>82</b>
5.1. Curvas de Resfriamento Experimentais .....	82
5.2. Taxas de Resfriamento Experimentais .....	84
5.3. Análise Metalográfica .....	88
5.3.1. Temperatura de Austenitização: 800°C.....	88
5.3.1.1. Temperatura de Austenitização de 850°C.....	89
5.3.1.2. Temperatura de Austenitização de 900°C.....	91
5.4. Estimativa da Porcentagem das Fases Presentes .....	93
5.5. Ensaio de Dureza .....	97
5.5.1. Ensaio de Dureza Rockwell C.....	97
5.5.2. Ensaio de Microdureza.....	99
5.6. Estimativa da Dureza HRC com base na microdureza Vickers e o percentual de fases .....	106
5.7. Correlação entre a Dureza e as Taxas de Resfriamento .....	107
5.8. Correlação entre a porcentagem de fase e a taxa de resfriamento.....	109
5.9. Comparação das Curvas de Resfriamento Simuladas e Curvas Experimentais ..	112

5.10. Correlação entre os Diagramas de Resfriamento Contínuo e as Curvas de Resfriamento.....	114
<b>6. CONCLUSÕES.....</b>	<b>118</b>
<b>7. PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>119</b>
<b>8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>120</b>

## LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1.1 Fluxograma dos principais tratamentos térmicos aplicados aos aços.....	25
Figura 1.2 Efeito do teor de carbono no endurecimento em aços contendo 0,8% de Mn submetidos ao ensaio Jominy. [Adaptado de LLEWELLYN e HUDD, 2004].....	27
Figura 3.1 O Diagrama de Fases para o Sistema Fe–C com teor de 6.67% de C. [Adaptado do ASM HANDBOOK, 1990].....	30
Figura 3.2 Ilustração das células unitárias da ferrita (Cúbica de Corpo Centrado - CCC) e da austenita (Cúbica de Face Centrada - FCC) num diagrama de equilíbrio Fe-C. [Adaptado de Totten, 2006].....	31
Figura 3.3 Representação esquemática de um aço hipoeutetóide no resfriamento lento. [Adaptado de ASHBY e JONES, 2002].....	33
Figura 3.4 Aço hipoeutetóide resfriado lentamente. As áreas brancas são de ferrita e as áreas escuras são de perlita. Aumento: 200x. Ataque: Nital 3%. [CHIAVERINI, 2005].....	33
Figura 3.5 Três estágios na formação da estrutura de um aço hipoeutetóide resfriado lentamente a partir do campo austenítico, correspondentes aos pontos de (b), (c), e (d) respectivamente, da Figura 3.3. [REED-HILL, 1982].....	34
Figura 3.6 Morfologias da ferrita. Em (a), Ferrita Alotriomorfa de Contorno de Grão. Em (b), Ferrita de Widmanstätten. Em (c) Ferrita idiomorfa facetada preferentemente equiaxial formada no interior dos grãos austeníticos. Em (d), Ferrita em placas intragranular. [Adaptado de KRAUS, 2005 e BHADESHIA, 2006].....	35
Figura 3.7 Nucleação nos contornos de grão. Transformação da austenita em perlita (ferrita + cementita). [Adaptado de VAN VLACK, 2004].....	36
Figura 3.8 Fluxo de átomos de carbono para a plaqueta de cementita, durante o crescimento da perlita. [Adaptado de REED-HILL, 1982].....	36
Figura 3.9 Estrutura perlítica de um aço com 0,75%C. Reagente: Picral. Aumento 500x. [KRAUSS, 2005].....	37
Figura 3.10 Representação esquemática de um aço hipereutetóide no resfriamento lento. [Adaptado de ASHBY e JONES, 1999].....	38
Figura 3.11 Aço hipereutetóide. Núcleos de perlita envoltos por uma rede de cementita. [KRAUSS, 2005].....	38

Figura 3.12	Diagrama de Transformação Isotérmica que mostra a decomposição da austenita para um aço ao carbono SAE 1045. [Adaptado do ATLAS OF TIME-TEMPERATURE DIAGRAMS for Irons e Steels, 2007].....	39
Figura 3.13	Diagrama Resfriamento Contínuo que mostra a decomposição da austenita para um aço ao carbono SAE 1045. [Adaptado do ATLAS OF TIME-TEMPERATURE DIAGRAMS for Irons e Steels, 2007].....	40
Figura 3.14	Perlita em aço eutetóide. É um nódulo com três colônias distintas (A, B e C). [PORTER e EASTERLING, 1996].....	43
Figura 3.15	Ilustração que representa as possíveis microestruturas da ferrita (áreas brancas) e da cementita (áreas escuras) que definem a bainita. Em (a), bainita nodular. Em (b), bainita colunar. Em (c), bainita superior. Em (d), bainita inferior. Em (e), bainita alotriomorfa de contorno de grão. Em (f), bainita inversa. [Adaptado de KRAUSS, 2005].....	44
Figura 3.16	Micrografia obtida via MEV da bainita superior de um aço ligado com Ni. A matriz apresenta perlita fina (P) e martensita (M). O constituinte escuro é um pacote de bainita, cuja ferrita de apresenta em ripas (F). [Adaptado de DURAND-CHARRE, 2003].....	45
Figura 3.17	Bainita inferior com carbonetos finos dentro das placas de ferrita em um aço SAE 4360. Aumento: 24.000x via Microscopia Eletrônica de Transmissão. [REED-HILL, 1982].....	45
Figura 3.18	Representação esquemática da transformação martensítica. [KWIETNIEWSKI e KISS, 2009].....	46
Figura 3.19	Faixas de formação de martensita em ripa e placa em ligas Fe-C. [Adaptado de KRAUSS, 2005].....	48
Figura 3.20	Morfologias da estrutura martensítica. Em (a), martensita em ripas em um aço com 0,2% de C. Em (b), martensita em placas em um aço com 1.86% de C em um fundo de austenita retida. [Adaptado de Krauss, 2005].....	48
Figura 3.21	Ilustração da formação das agulhas de martensita na rede cristalina. Em (a) e (b), formação de agulhas grosseiras. Em (c) e (d), nucleação de agulhas transversais mais refinadas. [Adaptado de Kastner e Ackland, 2009].....	49
Figura 3.22	Simulação computacional das agulhas de martensita na rede cristalina. Em (a) e (b), a fase inicial e final da simulação respectivamente. Em (c), (d) e (e), o avanço da formação de agulhas ocasionando o cisalhamento do reticulado como resultado da transformação. [Adaptada de Kastner e Ackland, 2009]....	49
Figura 3.23	Resultados do Ensaio Grossmann de um aço Ni-0.75Cr-0.4C. Perfis de dureza das seções transversais de barras com diâmetros crescentes após têmpera em água. [Bhadেশia e Honeycombe, 2006].....	51

Figura 3.24	Determinação do Diâmetro Crítico ( $D_{crit}$ ) de acordo ao Ensaio Grossmann. [Adaptado de Totten, 2006].....	52
Figura 3.25	Dispositivo do Ensaio Jominy. [Adaptado de Chiaverini, 2002].....	53
Figura 3.26	Corpo de prova no dispositivo para o ensaio Jominy. [Adaptado da norma ASTM A 255-07].....	53
Figura 3.27	Dimensões do corpo de prova recomendado para o ensaio. [Adaptado da norma ASTM A 255-07].....	54
Figura 3.28	Exemplo de corpo de prova usinado para ensaio de dureza Rockwell C.....	55
Figura 3.29	Exemplo de perfil de dureza.....	56
Figura 3.30	Mecanismos de transferência de calor durante o ensaio.....	57
Figura 3.31	Cálculo do coeficiente de transferência de calor no ensaio Jominy considerando o raio e o tempo como uma função $h(r,t)$ , onde $z = 1$ mm. Em (b), valor estimado para $h$ . [Adaptado de LE MASSON et al., 2002].....	5
Figura 4.1	Em (a), o sistema de aquisição de dados utilizado para a obtenção das curvas de resfriamento experimentais. Em (b), o forno como conexão de argônio e os termopares de monitoramento das temperaturas ao longo do corpo de prova.....	60
Figura 4.2	Dispositivo para Ensaio Jominy.....	61
Figura 4.3	Fluxograma de procedimento experimental aplicado aos corpos de prova ensaiados dos aços em estudo.....	62
Figura 4.4	Projeto e desenho do corpo de prova instrumentado para o Ensaio Jominy.....	63
Figura 4.5	Desenho do corpo de prova Jominy projetado para instrumentação do ensaio.....	64
Figura 4.6	Amostra usinada. Em (a), vista frontal. Em (b), os furos onde serão colocados os termopares para aquisição de dados. Em (c), na parte superior do corpo de prova foi usinado um furo com rosca para a fixação da haste de movimentação.....	65
Figura 4.7	Forno tipo Mufla utilizado para os tratamentos de normalização.....	66
Figura 4.8	Corpos de prova normalizados.....	66
Figura 4.9	Microestrutura do aço ABNT 1045 após a normalização.....	67
Figura 4.10	Disposição dos termopares no corpo de prova.....	67
Figura 4.11	Esquema de montagem do corpo de prova na haste e no forno.....	68
Figura 4.12	Etapas do ensaio.....	69

Figura 4.13	Montagem do Ensaio Jominy Instrumentado.....	70
Figura 4.14	Etapa de resfriamento do corpo de prova.....	72
Figura 4.15	Corpo de prova usinado para ensaio de dureza.....	73
Figura 4.16	Durômetro Rockwell (a) e Microdurômetro Vickers (b).....	74
Figura 4.17	Bancada Metalográfica. [LAFUN – UFRGS].....	74
Figura 4.18	Variação de temperatura no centro de uma barra de aço de 25 mm de diâmetro e taxa de resfriamento correspondente durante a têmpera em água. Estão indicados os três estágios do resfriamento de têmpera e os mecanismos dominantes em cada estágio. [Adaptado do METALS HANDBOOK, 1990 e COLPAERT, 2008].....	75
Figura 4.19	Metodologia empregada para o cálculo das taxas de resfriamento durante o ensaio.....	76
Figura 4.20	Estimação do porcentual de fases de uma determinada microestrutura obtida no corpo de prova. Em (a), a aquisição da micrografia. Em (b), a identificação das áreas das fases em função da morfologia e tonalidade de cor. Em (c), o resultado do cálculo das áreas.....	77
Figura 4.21	Mecanismos de transferência de calor considerados durante o ensaio.....	79
Figura 4.22	Tela de entrada de dados termofísicos e composição química.....	80
Figura 4.23	Tela de simulação.....	80
Figura 4.24	Plotagem das curvas simuladas.....	81
Figura 4.25	Relatório da simulação.....	81
Figura 5.1	Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 800°C.....	82
Figura 5.2	Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 850°C.....	83
Figura 5.3	Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 900°C.....	83
Figura 5.4	Cálculo das taxas de resfriamento a partir das curvas de resfriamento obtidas durante a aquisição de dados do Ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 800°C.....	84
Figura 5.5	Cálculo das taxas de resfriamento a partir das curvas de resfriamento obtidas durante a aquisição de dados do Ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 850°C.....	85
Figura 5.6	Cálculo das taxas de resfriamento a partir das curvas de resfriamento obtidas durante a aquisição de dados do Ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 900°C.....	85
Figura 5.7	Gráfico do ajuste numérico das taxas de resfriamento em função em função da posição durante o Ensaio Jominy para o aço ABNT 1045.....	86

Figura 5.8	Correlação entre o tempo inicial ( $t_0$ ) em relação à posição dos termopares.....	87
Figura 5.9	Estruturas predominantemente martensíticas. Em (a), a posição TP1. Em (b), a posição TP2. Ataque: Nital 3%.....	88
Figura 5.10	Posição TP3 (em (a)) onde se observa uma estrutura bainítica com colônias de perlita num fundo martensítica. Na posição TP4 (em (b)), já se observa a formação de uma estrutura perlítica - ferrítica. Ataque: Nital 3%.....	89
Figura 5.11	Posição TP5 (em (a)) e TP6 (em (b)), onde se observam matrizes predominantemente perlíticas numa rede de ferrita, porém de durezas diferentes. Ataque: Nital.....	89
Figura 5.12	Estruturas predominantemente martensíticas com prováveis Em (a), a posição TP1. Em (b), a posição TP2. Ataque: Nital 3%.....	90
Figura 5.13	Posição TP3 (em (a)) onde se observa uma estrutura bainítica com colônias de perlita numa matriz martensítica. Na posição TP4 (em (b)), observa-se perlita e ferrita com martensita remanescente do ensaio de temperabilidade. Ataque: Nital 3%.....	91
Figura 5.14	Posição TP5 (em (a)) e TP6 (em (b)), onde se observam matrizes predominantemente perlíticas numa rede de ferrita acicular. Ataque: Nital.....	91
Figura 5.15	Estruturas martensíticas que apresentam morfologias grosseiras. Em (a), a posição TP1. Em (b), a posição TP1 onde nota-se a presença da estrutura bainítica. Ataque: Nital 3%.....	92
Figura 5.16	Posição TP3 (em (a)) onde se observa uma estrutura bainítica num fundo martensítico. Na posição TP4 (em (b)), observa-se perlita e ferrita com martensita remanescente do ensaio de temperabilidade. Ataque: Nital 3%.....	93
Figura 5.17	Posição TP5 (em (a)) e TP6 (em (b)), onde se observa uma rede de ferrita acicular entre as colônias de perlita. Ataque: Nital.....	93
Figura 5.18	Porcentagem das fases no corpo de prova austenitizado a 800°C.....	94
Figura 5.19	Porcentagem das fases no corpo de prova austenitizado a 850°C.....	95
Figura 5.20	Porcentagem das fases no corpo de prova austenitizado a 900°C.....	96
Figura 5.21	Porcentagem das fases presentes em função da distância nas posições dos termopares e da temperatura de austenitização.....	97
Figura 5.22	Perfil de dureza Jominy para o aço ABNT 1045.....	98
Figura 5.23	Efeito da temperatura de austenitização no perfil de dureza num aço ligado submetido ao ensaio Jominy [LLEWELLYN e HUDD, 2004].....	99



Figura 5.24	Microdurezas Vickers nas fases presentes. Temperatura de Austenitização: 800°C.....	104
Figura 5.25	Microdurezas Vickers nas fases presentes. Temperatura de Austenitização: 800°C.....	105
Figura 5.26	Microdurezas Vickers nas fases presentes. Temperatura de Austenitização: 900°C.....	105
Figura 5.27	Comparação entre os valores de microdureza Vickers e dureza Rockwell C. Em (a), T° Aust.: 800°C. Em (b), T° Aust.: 850°C. Em (c), T° Aust.: 900°C.....	106
Figura 5.28	Perfil de durezas gerado a partir dos gráficos da Figura 5.27.....	107
Figura 5.29	Correlação entre a dureza e a taxa de resfriamento em função da posição.....	108
Figura 5.30	Porcentagem de fases presentes em função da taxa de resfriamento para uma temperatura de austenitização de 800°C.....	109
Figura 5.31	Porcentagem de fases presentes em função da taxa de resfriamento para uma temperatura de austenitização de 850°C.....	110
Figura 5.32	Porcentagem de fases presentes em função da taxa de resfriamento para uma temperatura de austenitização de 900°C.....	111
Figura 5.33	Curvas de resfriamento simuladas e experimentais para uma temperatura de austenitização de 800°C.....	112
Figura 5.34	Curvas de resfriamento simuladas e experimentais para uma temperatura de austenitização de 850°C.....	113
Figura 5.35	Curvas de resfriamento simuladas e experimentais para uma temperatura de austenitização de 900°C.....	113
Figura 5.36	Curvas de resfriamento e microestruturas formadas durante o Ensaio Jominy para o ABNT 1045 austenitizado a 800°C.....	115
Figura 5.37	Curvas de resfriamento e microestruturas formadas durante o Ensaio Jominy para o ABNT 1045 austenitizado a 850°C.....	116
Figura 5.38	Curvas de resfriamento e microestruturas formadas durante o Ensaio Jominy para o ABNT 1045 austenitizado a 900°C.....	117

## LISTA DE TABELAS

	Pag.
Tabela 1.1 Fases e microconstituintes dos aços. [Adaptado do ASM HANDBOOK, Vol.4, 1990].....	25
Tabela 4.1 Composição Química do SAE 1045.....	60
Tabela 5.1 Taxas de resfriamento em função da posição durante o Ensaio Jominy para o SAE 1045.....	85
Tabela 5.2 Porcentagem de fases presentes em função da distância. Temperatura de Austenitização de 800°C.....	95
Tabela 5.3 Porcentagem de fases presentes em função da distância. Temperatura de Austenitização de 850°C.....	96
Tabela 5.4 Porcentagem de fases presentes em função da distância. Temperatura de Austenitização de 900°C.....	97
Tabela 5.5 Medidas de durezas após ensaio Jominy para diferentes Temperaturas de Austenitização.....	99
Tabela 5.6 Resultados do Ensaio de Microdureza Vickers das fases formadas durante o ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 800°C.....	104
Tabela 5.7 Resultados do Ensaio de Microdureza Vickers das fases formadas durante o ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 850°C.....	105
Tabela 5.8 Resultados do Ensaio de Microdureza Vickers das fases formadas durante o ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 900°C.....	105
Tabela 5.9 Comparação entre os valores de dureza medidos e calculados.....	107
Tabela 5.10 Relação das Taxas de Resfriamento com a dureza Rockwell C.....	108

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Ac1	=	temperatura crítica	[°C]
Ac3	=	temperatura crítica	[°C]
h	=	coeficiente de transferência de calor	[W · m <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup> ]
M <sub>i</sub>	=	início da transformação martensítica	[°C]
T	=	temperatura	[°C]
T Aust.	=	temperatura de austenitização	[°C]
TP	=	posição do termopar	[mm]
$\dot{T}$	=	taxa de resfriamento	[°C/s]
$\Delta T$	=	variação de temperatura	[°C]
t <sub>0</sub>	=	intervalo inicial de tempo	[s]
$\Delta t$	=	variação de tempo	[s]
A, $\gamma$	=	austenita	
B	=	bainita	
CP	=	corpo de prova	
F, $\alpha$	=	ferrita	
HB	=	dureza Brinell	
HRC	=	dureza Rockwell C	
HV	=	dureza Vickers	
M	=	martensita	
MO	=	microscopia óptica	
P, Fe <sub>3</sub> C	=	perlita	
% Bainita	=	porcentagem de Bainita	
% Fases	=	porcentagem de fases	
% Ferrita + Perlita	=	porcentagem de ferrita e perlita	
% Martensita	=	porcentagem de martensita	
% $\Sigma$	=	somatório das fases presentes	
h	=	Coeficiente de Transferência de Calor por Convecção	
U <sub>∞</sub>	=	Velocidade da corrente livre da água	
T <sub>∞</sub>	=	Temperatura de corrente livre da água	

$T_i$	=	Temperatura inicial do corpo de prova
$k$	=	Condutividade térmica do aço na temperatura de austenitização
$\rho$	=	Densidade do aço
$C_p$	=	Calor específico
$\alpha_{\text{aço}}$	=	Difusividade térmica do aço.

## RESUMO

O presente trabalho aborda uma correlação numérico-experimental dos fatores que podem afetar a temperabilidade de um aço da qualidade ABNT 1045 submetido ao Ensaio Jominy em três temperaturas de austenitização diferentes: 20, 70 e 120°C acima da temperatura crítica  $A_{c3}$ . Tal correlação foi feita a partir do cálculo das taxas de resfriamento obtidas com base na análise térmica do ensaio. Para tal efeito, foram colocados termopares em pontos predefinidos no corpo de prova a fim de obter as curvas de resfriamento. Análises metalográficas e o levantamento do perfil de dureza Jominy (utilizando a Escala Rockwell C) permitiram avaliar a temperabilidade do aço em questão nas três temperaturas de austenitização. Os cálculos entre o percentual de fases presentes a partir da metalografia da microestrutura e ensaios de microdureza Vickers nas fases geraram valores de dureza que foram comparados com os resultados de dureza Rockwell C anteriormente citados.

Finalmente, expressões numéricas foram obtidas correlacionando o percentual de fases presentes na microestrutura e o perfil de durezas em função das taxas de resfriamento:  $\% \text{fases} = f(\dot{T}, \text{posição})$  e  $HRC = f(\dot{T}, \text{posição})$  nas três temperaturas de austenitização, permitindo uma estimativa das fases e da dureza ao longo do corpo de prova. Esta correlação permite também observar o comportamento da microestrutura na medida em que a taxa de resfriamento varia durante o ensaio.

## ABSTRACT

This work presents a numerical-experimental correlation of the factors that may affect the hardenability of steel SAE 1045 after the Jominy end quench test in three different austenitizing temperatures: 20, 70 and 120 ° C above the critical temperature Ac3. This correlation was made from the calculation of cooling rates based on thermal analysis of the test. For this purpose, thermocouples were placed at predefined points in the test specimen of evidence in order to obtain the cooling curves. Metallographic analysis and the generation of the hardness profile Jominy (using the Rockwell C scale) allowed to evaluate the hardenability of the steel in question in the three austenitizing temperatures. The calculations of the percentage of phases present from the metallography of the microstructure and microhardness testing applied at the phases estimate allowed global hardness values that were compared with the results of Rockwell C hardness mentioned above.

Finally, numerical expressions were obtained by correlating the percentage of phases present in the microstructure and hardness profile depending the cooling rates:  $\% \text{ phases} = f(T^0, \text{position})$  and  $HRC = f(T^0, \text{position})$  at the three austenitizing temperatures, allowing an estimate of the phases and the hardness along the test specimen. These correlations allowed also to observe the behavior of the microstructure as the cooling rate was varied during the test.

## 1. INTRODUÇÃO

Uma das características mais importantes dos aços como materiais de construção mecânica é a possibilidade de desenvolver ótimas combinações de resistência e tenacidade. A estrutura que classicamente permite aumentar a dureza do aço é a estrutura martensítica obtida pelo tratamento térmico de têmpera. Em tal sentido, em algumas aplicações práticas, é fundamental que o aço desenvolva com facilidade esta estrutura. Em outras, deseja-se que o aço apresente estruturas de baixa e média dureza. É pertinente então colocar uma definição sobre tratamento térmico e as possíveis microestruturas formadas após a aplicação dos mesmos.

Tratamento térmico é definido como o aquecimento e resfriamento de um metal sólido ou uma liga com o intuito de obter determinadas condições ou propriedades. Os tratamentos térmicos especificamente nos aços são aplicados visando:

- A remoção de tensões internas desenvolvidas em alguma parte do processo, como por exemplo, pelo resfriamento do material ou trabalho mecânico;
- A recristalização dos grãos num material encruado;
- Adicionar ao material resistência ao desgaste superficial pelo aumento da sua dureza, e, ao mesmo tempo, aumentar a sua resistência ao impacto, mantendo a ductilidade no núcleo;
- O aumento da tenacidade, proporcionando uma combinação de elevada resistência à tração e boa ductilidade, melhorando a resiliência;
- Melhorar as propriedades de corte dos aços ferramenta
- Melhorar a usinabilidade.

Os tratamentos térmicos dos aços e ligas especiais englobam uma das mais amplas faixas de temperaturas dentre os processos industriais, variando desde o tratamento subzero (temperaturas abaixo de 0°C), até a austenitização de alguns tipos de aços rápidos a 1280°C.

Além disso, diversas faixas de temperaturas são empregadas, visando permitir a obtenção da exata estrutura desejada. É evidente que para a realização destes tratamentos, é necessário a utilização de fornos e outros aparatos ou equipamentos auxiliares. Desta maneira consegue-se uma variada gama de propriedades que permitem obter materiais mais adequados para cada aplicação, sem que com isto os custos sejam muito elevados. Cada tratamento térmico é específico para atingir um “alvo” que é a microestrutura desejada a qual é responsável de alterar as propriedades mecânicas, além de otimizar a próxima etapa produtiva ou uso final. A Tabela 1.1 mostra as possíveis fases ou microconstituintes que se formam durante os ciclos de aquecimento e resfriamento nos tratamentos térmicos dos aços.

Tabela 1.1 – Estruturas encontradas nos aços. [Adaptado do ASM HANDBOOK, Vol.4, 1990]

<b>Estrutura</b>	<b>Estrutura Cristalina</b>	<b>Características</b>
Ferrita (Ferro $\alpha$ )	CCC – Cúbica de Corpo Centrado	Fase relativamente mole a baixas temperaturas. Estável no equilíbrio.
Austenita (Ferro $\gamma$ )	CFC – Cúbica de Face Centrada	Fase relativamente mole a temperatura intermediária. Estável no equilíbrio.
Cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ )	Ortorrômica complexa	Fase metaestável de elevada dureza.
Perlita		Mistura lamelar de ferrita e cementita.
Martensita	TCC – Tetragonal de Corpo Centrado	Fase metaestável de elevada dureza. Morfologia acicular ou em forma de agulhas.
Bainita		Estrutura metaestável. Mistura muito fina não lamelar de ferrita e cementita. Classificadas como Bainita superior e inferior, diferem a uma da outra pela dureza e morfologia.

Em geral, alguns dos principais tratamentos térmicos aplicados aos aços são simplificados no fluxograma da Figura 1.1.



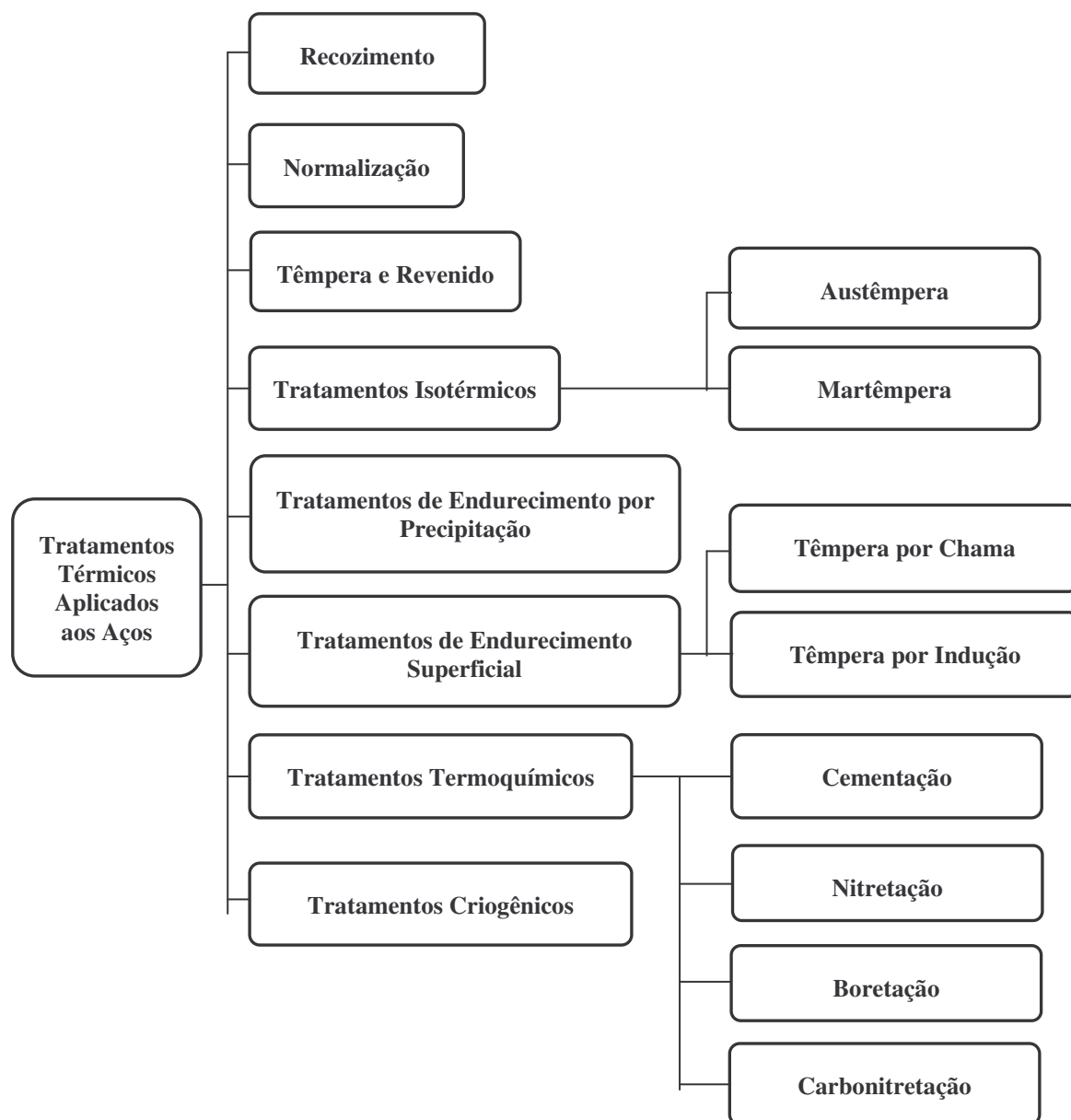


Figura 1.1. Fluxograma dos principais tratamentos térmicos aplicados aos aços.

O tratamento térmico de têmpera visa a obtenção da estrutura martensítica e que conforme visto nos dados da Tabela 1.1 esta fase possui elevada dureza. Logo aços que possuem tal estrutura terão uma melhoria em certas propriedades como na resistência mecânica, resistência ao desgaste, resistência à corrosão, entre outras. Para uma melhor compreensão no estudo da transformação martensítica de aços ao carbono, é importante introduzir o conceito de temperabilidade que em um primeiro momento definiremos como a capacidade de um aço em formar a estrutura martensítica.

Os métodos mais utilizados para avaliar a temperabilidade são:

- Ensaio Jominy
- Ensaio Grossmann
- Taxa de Resfriamento

Na continuação será explicado brevemente o Ensaio Jominy abordado na parte experimental desta dissertação. Um detalhamento mais profundo sobre o ensaio e os outros métodos acima descritos será abordado na revisão bibliográfica e na parte da metodologia do presente trabalho.

O ensaio Jominy, explicado na norma ASTM A 255 07, tem sido extensivamente utilizado para determinar a temperabilidade dos aços, na qual na presente dissertação será estudado o aço ao carbono da qualidade ABNT 1045. Este ensaio envolve o aquecimento de uma barra cilíndrica padrão (25,4 mm e 100 mm de comprimento aproximadamente) até a temperatura de austenitização e, em seguida é resfriada em uma de suas extremidades através de um jato de água a temperatura e vazão controladas com o intuito de induzir a formação da estrutura martensítica a partir da extremidade resfriada. Publicações mostram o interesse do estudo deste ensaio assim como a compreensão dos fenômenos de transferência de calor e decomposição da austenita durante o resfriamento [SMOLJAN, 2005; LE MASSON et al, 2002; HÖMBERG, 1996]. Atualmente destaca-se o desenvolvimento de modelos numéricos para a simulação das curvas de resfriamento, a previsão da formação microestrutural, tanto a análise das fases presentes quanto o perfil de dureza obtido durante o ensaio. [SMOLJAN, 2009, 2006; ZEHTAB et al, 2008; GEROLDO et al, 2008; MAIZZA e MATTEIS, 2007; HIGUERA et al, 2007 e SONG, 2007]. Alguns ensaios Jominy foram realizados isolando termicamente as laterais do corpo de prova, para estudar os efeitos das perdas de calor radiais e a sua influência na temperabilidade. [YAO et al, 2003].

O tratamento térmico de têmpera aplicado a um aço da origem à formação da estrutura martensítica como já foi mencionado. O teor de carbono influencia na máxima dureza da martensita que um determinado aço pode desenvolver [LLEWELLYN e HUDD, 2004]. A adição de elementos de liga nos aços com exceção do cobalto aumenta a temperabilidade, pois retarda a formação da austenita em ferrita e perlita o que favorece a formação da martensita quando meios de resfriamento menos severos são empregados [PORTER e EASTERLING, 1996]. Isto indica que com taxas de resfriamento relativamente lentas é

possível obter estruturas completamente martensíticas. A Figura 1.2 mostra o efeito do carbono na temperabilidade de um aço contendo 0,8% de Mn.

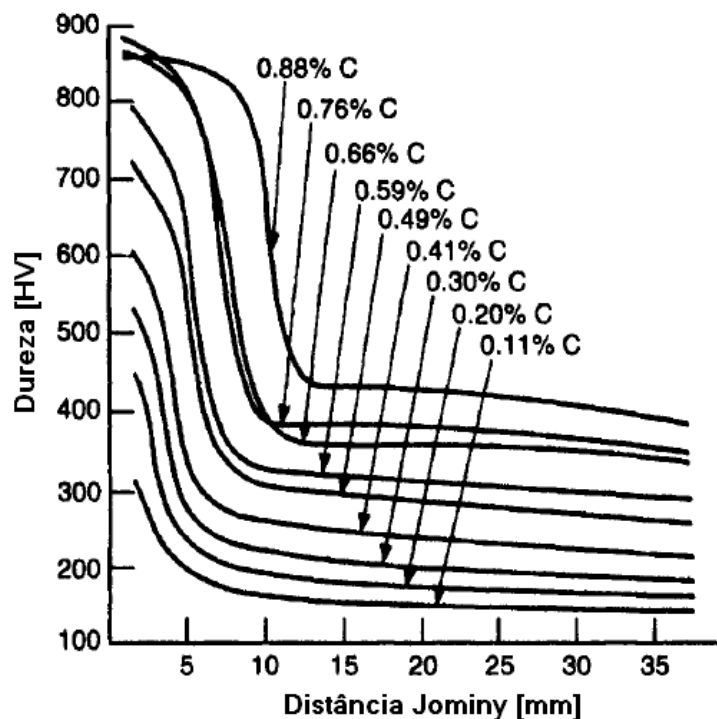


Figura 1.2 Efeito do teor de carbono no endurecimento em aços contendo 0,8% de Mn submetidos ao ensaio Jominy. [Adaptado de LLEWELLYN e HUDD, 2004]

Pode-se citar também que o tamanho de grão austenítico e a homogeneidade da microestrutura inicial (austenítica) também têm efeito sobre a temperabilidade do aço. Quando o aço é aquecido para austenitização, há nucleação e crescimento de grãos de austenita. Quanto maior a temperatura em que este fenômeno ocorre e quanto mais tempo se mantém o aço nessa temperatura, tanto maior será o diâmetro médio dos grãos austeníticos. Este crescimento de grão ocorre visando eliminar áreas de interface ou áreas de contato entre grãos e que representam arranjos atômicos de maior energia [ASHBY e JONES, 2002]. Como a nucleação da ferrita e a perlita durante o resfriamento ocorre principalmente em heterogeneidades, sendo os contornos de grão austeníticos as principais na maioria dos aços, o aumento do tamanho de grão dificulta a nucleação da ferrita e perlita, aumentando, por tanto, a temperabilidade. Este mecanismo de endurecimento, entretanto é evitado durante as operações de tratamento térmico, pois prejudica a resistência do material. [LLEWELLYN e HUDD, 2004].

## 2. OBJETIVOS

Os assuntos considerados como objetivos desta dissertação são classificados na seguinte forma:

1. Construção de um dispositivo de Ensaio Jominy e instrumentação do corpo de prova com termopares, permitindo análises de diferentes parâmetros do processo, como temperaturas de austenitização e tempos de tratamento;

2. Aquisição e determinação respectivamente das curvas de resfriamento e taxas de resfriamento;

4. Elaboração de gráficos experimentais a partir das curvas de resfriamento adquiridas e das taxas de resfriamento determinadas;

5. Obtenção de expressões numéricas a partir dos gráficos experimentais que descrevam as relações:  $\% \text{ fases} = f(T, \text{posição})$  e  $HRC = f(T, \text{posição})$ .

6. Correlação das taxas de resfriamento com a microestrutura resultante e valores de dureza em função da posição;

7. Correlação dos diagramas TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) apresentados na literatura com as curvas de resfriamento obtidas experimentalmente;

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. A Estrutura dos Aços ao Carbono

A base para o estudo das transformações de fase que ocorrem nos aços é a compreensão do Diagrama de Fases Fe-C, mostrado na Figura 3.1. Este diagrama será abordado de uma forma breve.

O Diagrama Fe-C mostra as fases esperadas em equilíbrio para as diferentes combinações de temperatura e concentração de carbono. Vale destacar que o teor de carbono de 2.11% é adotado como separação teórica dos principais produtos siderúrgicos:

Aços – Teores de carbono até 2,11%;

Ferros Fundidos – Teores de carbono acima de 2.11%.

O diagrama da Figura 3.1 corresponde teoricamente à liga binária Fe-C. Entretanto, os aços comerciais não são ligas binárias, pois neles estão presentes elementos residuais devido aos processos de fabricação, tais como S, P, Si e Mn. A presença destes elementos nos teores normais pouco afeta o diagrama. No que tange aos aços, no campo da austenita foram dados nomes especiais a alguns limites importantes que facilitem a discussão. A absorção ou liberação de calor latente durante a transformação de fase produz uma mudança na inclinação ou uma interrupção no diagrama que registra a queda contínua da temperatura com tempo. A letra A (do Francês *arrêt* que significa parada) é o símbolo que identifica as temperaturas críticas. Existem três temperaturas de interesse no tratamento térmico dos aços. Estas são:

A<sub>1</sub> – Linha de Temperatura Eutetóide, que corresponde ao limite entre o campo ferrita-cementita a aos campos que contém austenita e ferrita ou austenita e cementita.

A<sub>3</sub> – Corresponde ao limite entre os campos ferrita-austenita e austenita.

$A_{cm}$  – Corresponde ao limite entre os campos cementita-austenita e austenita.

Estas temperaturas indicam condições de equilíbrio, isto é, períodos extensos de tempo na temperatura ou taxas de aquecimento/resfriamento extremamente lentas.

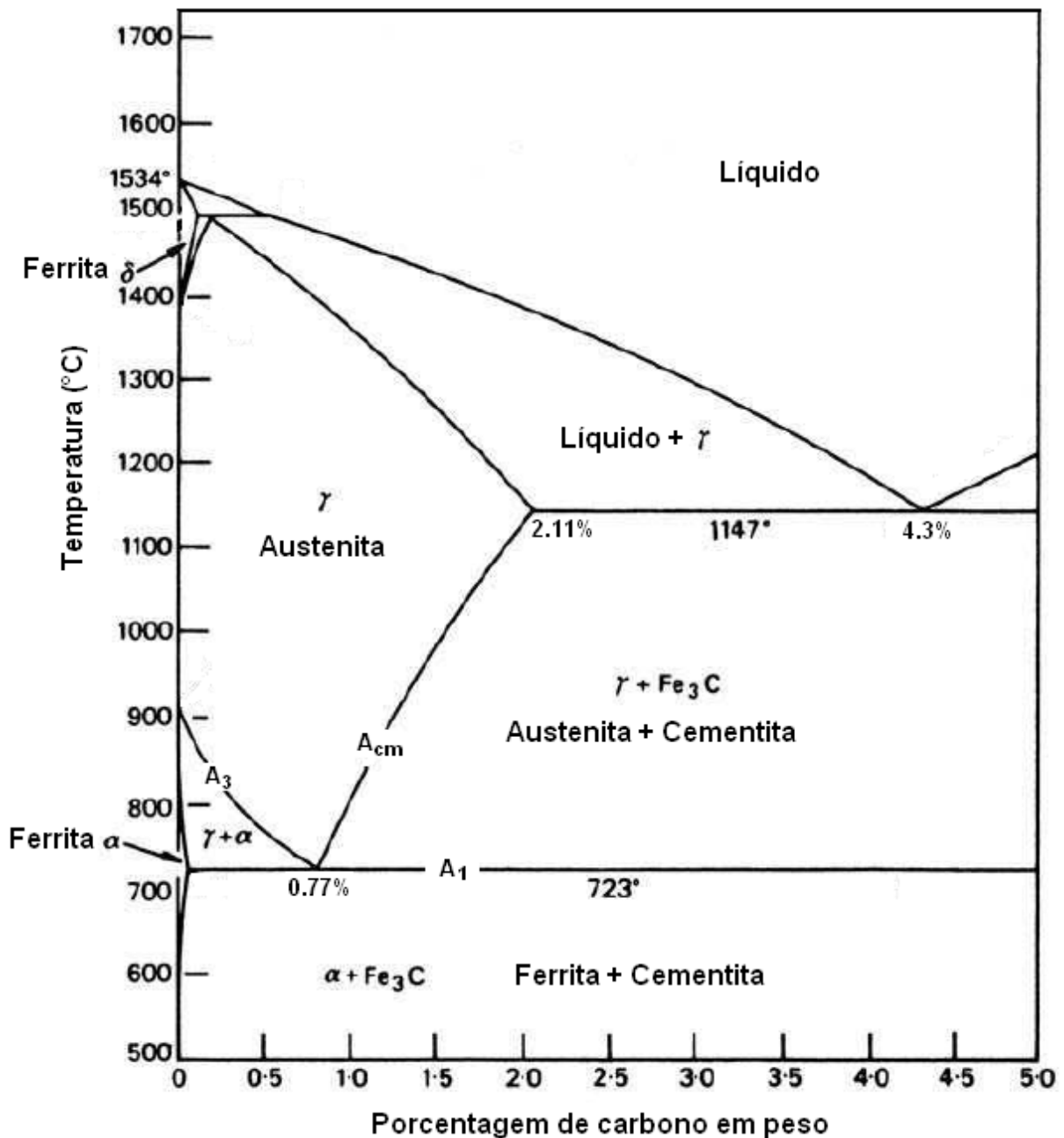


Figura 3.1 O Diagrama de Fases para o Sistema Fe–C com teor de 5% de C. [Adaptado de Bhadeshia e Honeycombe, 2006]

A microestrutura dos aços consiste de um arranjo espacial das estruturas cristalinas de diferentes fases. O tamanho, forma, distribuição, composição e estrutura cristalina dessas

fases controlam essencialmente as propriedades finais de qualquer aço, incluindo dureza, resistência, ductilidade, resistência ao impacto, e, a resistência à fluência. O aço é a liga mais versátil entre todas as ligas industriais. Ele apresenta uma gama diversificada de microestruturas que possuem diferentes combinações de resistência e dureza [TOTTEN, 2006].

A maior parte dos metais apresenta, à pressão ambiente (1 atm) uma única estrutura cristalina, estável desde a temperatura ambiente até seu ponto de fusão. As estruturas de ocorrência mais comum são as estruturas CFC (Cúbica de Face Centrada), HC (Hexagonal Compacta) e a estrutura CCC (Cúbica de Corpo Centrado). O ferro é excepcional, neste aspecto, e apresenta polimorfismo ou alotropia, isto é, apresenta duas estruturas cristalinas à pressão ambiente, dependendo da temperatura. Da temperatura ambiente até 912°C o ferro tem a estrutura CCC. Acima desta temperatura, a estrutura cristalina do ferro muda para CFC. Acima de 1394°C a estrutura CCC volta a ser estável até o ponto de fusão do ferro (1535°C). [COLPAERT, 2008]. A Figura 3.2 mostra que as diferentes fases do ferro são estáveis em diferentes faixas de temperatura (e de pressão).

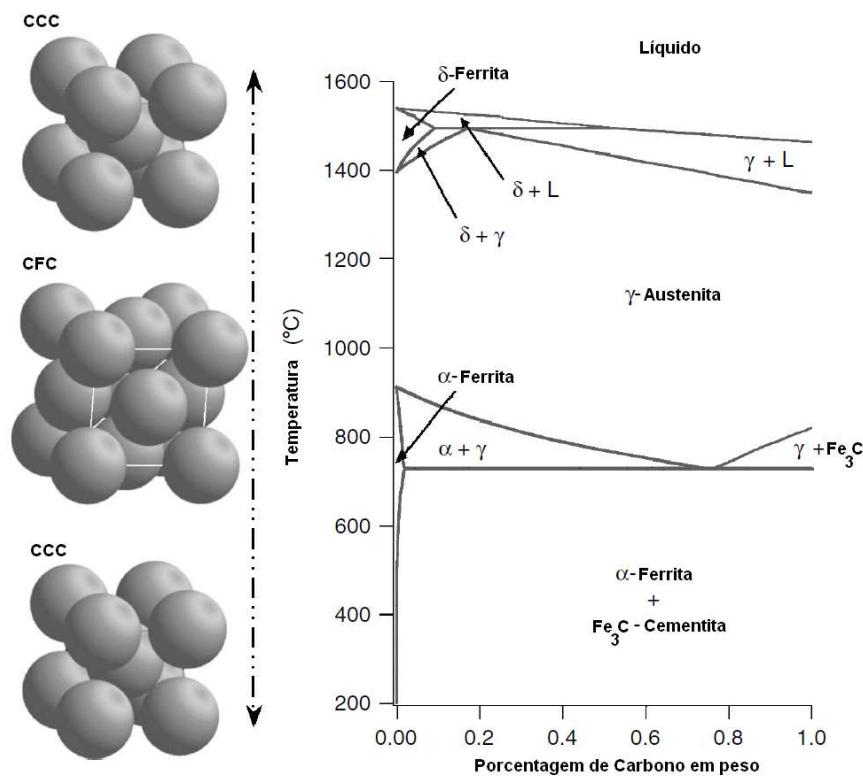


Figura 3.2 Ilustração das células unitárias da ferrita (Cúbica de Corpo Centrado - CCC) e da austenita (Cúbica de Face Centrada - CFC) num diagrama de equilíbrio Fe-C. [Adaptado de Totten, 2006].

### 3.1.1. Estruturas de Equilíbrio Termodinâmico (Resfriamento Lento)

#### 3.1.1.1. Aços Hipoeutetóides

As estruturas formadas nas ligas Fe-C com teores de carbono inferiores a 0,77% podem ser descritas da seguinte maneira. A Figura 3.3 exemplifica o resfriamento de um aço com 0,5% de carbono a partir do campo austenítico. Neste ponto, o carbono encontra-se dissolvido em solução sólida no ferro gama ou austenita (a). Sua transformação sob resfriamento lento se inicia quando a temperatura atinge a linha  $A_3$ , representada por (b). Abaixo de  $A_3$  o carbono difunde das bordas dos grãos austeníticos para o centro. A difusão do carbono aumenta o teor nesses pontos na austenita de 0,5 para teores próximos a 0,77%. [LLEWELLYN e HUDD, 2004]. O empobrecimento da austenita nos contornos de grão precipita a ferrita, que cresce devido à rejeição de carbono das interfaces dos grãos para o centro. Pouco acima da linha  $A_1$  representado por (c) tem-se ferrita e austenita com um teor de carbono de 0,77% conforme exemplifica a Figura 3.4. Pela Regra da Alavanca pode-se calcular de uma forma aproximada a partir da Figura 3.3 as porcentagens de ferrita e austenita:

$$\text{Porcentagem de Ferrita} = \frac{0,77 - 0,5}{0,77 - 0,02} = \frac{0,27}{0,75} = 0,36 = 36\%$$

$$\text{Porcentagem de Austenita} = \frac{0,5 - 0,02}{0,77 - 0,02} = \frac{0,48}{0,75} = 0,64 = 64\%$$

O resfriamento lento do aço pela temperatura eutetóide transforma a austenita em perlita, de forma que a estrutura no ponto (d) consiste em uma mistura de ferrita envolvendo núcleos de perlita. Continuando o resfriamento até a temperatura ambiente (e), não ocorre mudança na microestrutura.



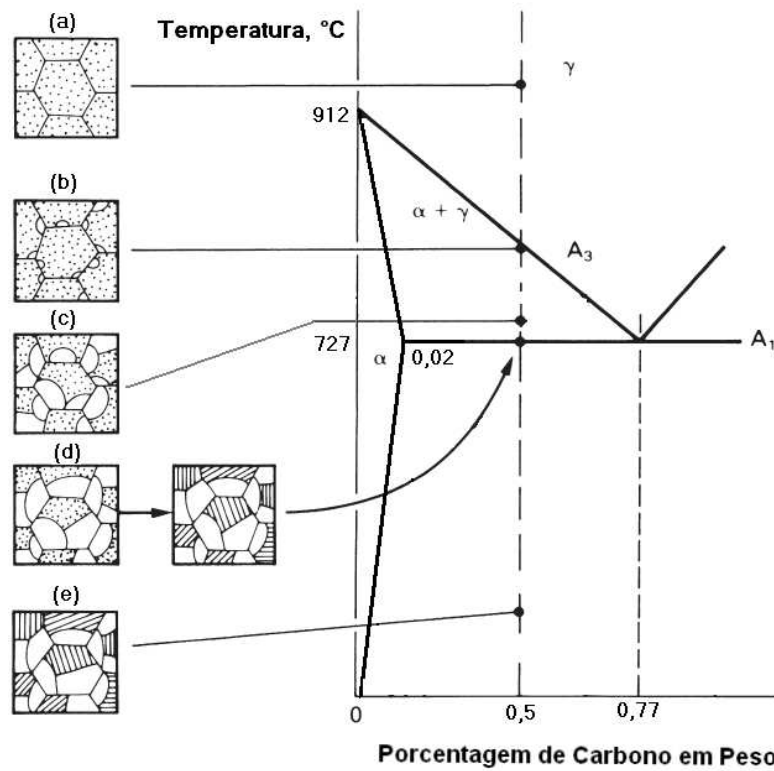


Figura 3.3 Representação esquemática de um aço hipoeutetóide no resfriamento lento. [Adaptado de ASHBY e JONES, 2002]

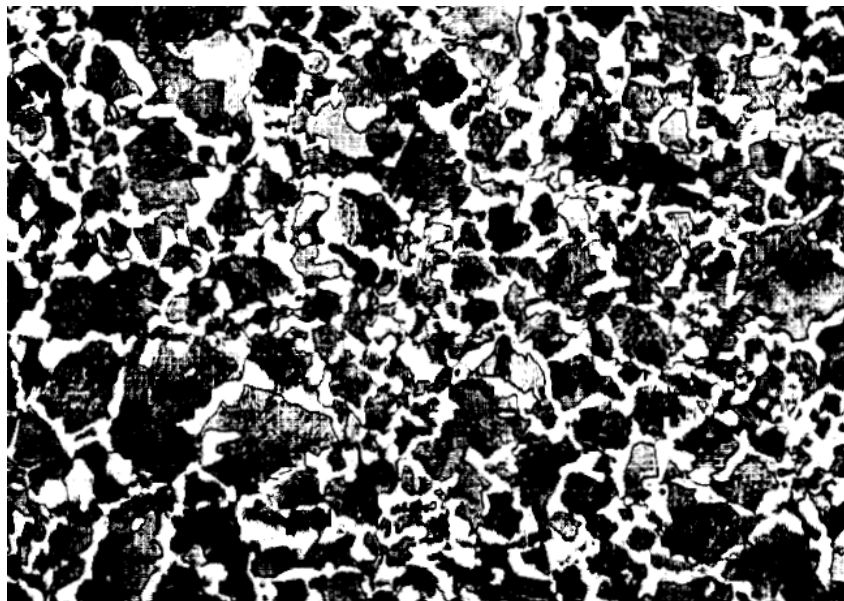


Figura 3.4 Aço hipoeutetóide resfriado lentamente. As áreas brancas são de ferrita e as áreas escuras são de perlita. Aumento: 200x. Ataque: Nital 3%. [CHIAVERINI, 2005].

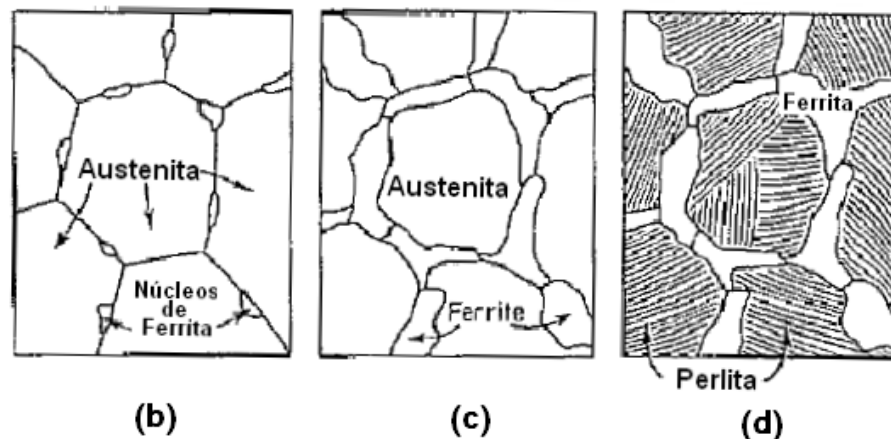


Figura 3.5 Três estágios na formação da estrutura de um aço hipoeutetóide resfriado lentamente a partir do campo austenítico, correspondentes aos pontos de (b), (c), e (d) respectivamente, da Figura 3.3. [REED-HILL, 1982].

A temperatura de austenitização e o teor de carbono podem influenciar a morfologia da ferrita durante a transformação quando a temperatura diminui. Foram reconhecidas quatro morfologias bem definidas com microscopia óptica, [BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006] mostradas na Figura 3.6 as quais são mencionadas:

**Alotriomorfa de Contorno de Grão:** Ocorre nos contornos dos grãos austeníticos sem um aumento expressivo de dureza.

**Ferrita de Widmanstätten:** Dois tipos desta ferrita podem ser encontrados nos aços. Uma chamada de Ferrita de Widmanstätten Primária que cresce diretamente das superfícies dos grãos austeníticos. A outra chamada de Ferrita Secundária de Widmanstätten que se desenvolve a partir do contorno da Ferrita Alotriomorfa de contorno de grão presente na microestrutura.

**Idiomorfa:** Ocorre na forma de cristais facetados praticamente equiaxiais que, no caso a ferrita, formam-se inteiramente no interior dos grãos da austenita.

**Placas Intragranulares:** Ocorre na forma de placas ou agulhas inteiramente dentro dos grãos da austenita.

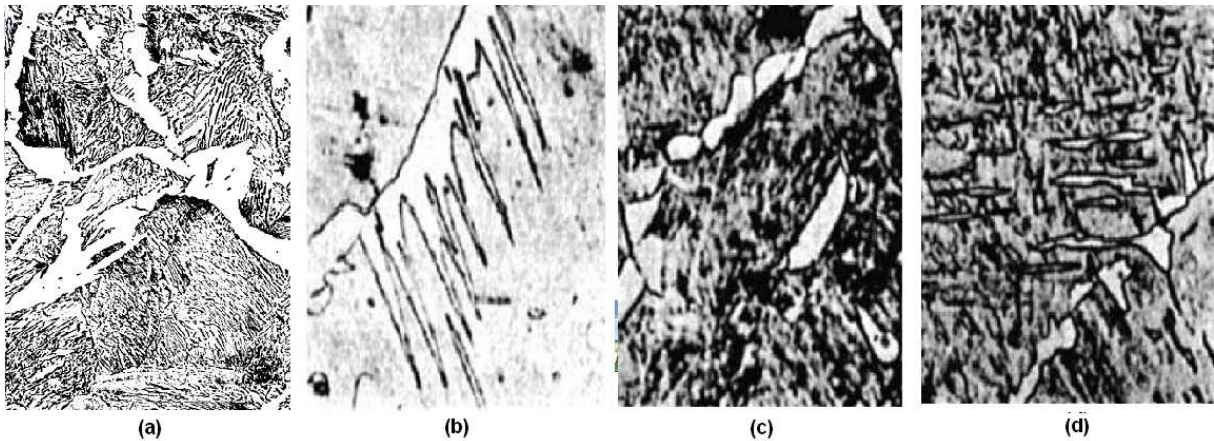


Figura 3.6 Morfologias da ferrita. Em (a), Ferrita Alotriomorfa de Contorno de Grão. Em (b), Ferrita de Widmanstätten. Em (c) Ferrita idiomorfa facetada preferentemente equiaxial formada no interior dos grãos austeníticos. Em (d), Ferrita em placas intragranular. [Adaptado de KRAUS, 2005 e BHADESHIA, 2006]

#### 3.1.1.2. Aços Eutetóides

Por definição estes aços apresentam um teor de carbono de 0,77% em peso. Esta é uma composição particular encontrada no diagrama Fe-C, em que existe a transformação de austenita para ferrita e cementita. Esta transformação recebe o nome de reação eutetóide. A reação eutetóide se processa lentamente, porque depende de uma considerável movimentação (difusão) de átomos de carbono para que os produtos desta reação (as fases ferrita e cementita) sejam formados.

As fases estáveis abaixo da temperatura eutetóide são ferrita e cementita. A estrutura eutetóide é uma mistura dessas fases. Esse constituinte, denominado perlita, consiste de plaquetas alternadas de  $Fe_3C$  e ferrita, conhecidas como lamelas. A perlita não é uma fase, mas uma mistura de duas fases – cementita e ferrita. [REED-HILL, 1982]. As lamelas de perlita crescem a partir dos contornos da austenita [ASHBY e JONES, 2002] conforme ilustrado na Figura 3.7. Deve-se também considerar que quando a austenita de composição eutetóide reage, formando perlita, logo abaixo da temperatura eutetóide, as duas fases ocorrem em proporções definidas. A razão entre as faces também pode ser calculada usando a Regra da Alavanca. Então, tem-se que na perlita existe: 0,12% de cementita e 0,88% de ferrita.

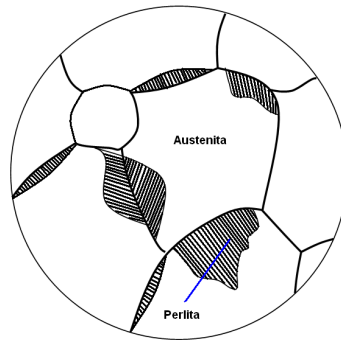


Figura 3.7 Nucleação nos contornos de grão. Transformação da austenita em perlita (ferrita + cementita). [Adaptado de VAN VLACK, 2004].

A Figura 3.8 esquematiza a formação de uma perlita em crescimento. São mostradas duas linhas tracejadas, denominadas  $xy$ , que vão da interface para a austenita. Essas linhas interceptam os pontos centrais de duas lamelas de ferrita adjacentes à mesma lamela de cementita. Com boa aproximação pode-se assumir que, durante o crescimento da perlita, todos os átomos de carbono situados no volume definido pelas linhas  $xy$  se difundem com velocidade constante para a lamela de cementita. Como o teor de carbono da cementita é fixo, sua velocidade de crescimento (e a da perlita) é diretamente proporcional ao número de átomos de carbono que, por segundo, deixam a austenita e se agregam à lamela de cementita [REED-HILL, 1982]. A Figura 3.9 mostra a microestrutura de um aço eutetoide.

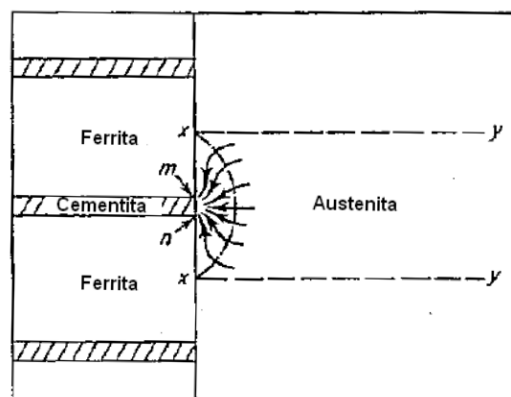


Figura 3.8 Fluxo de átomos de carbono para a plaqueta de cementita, durante o crescimento da perlita. [Adaptado de REED-HILL, 1982]

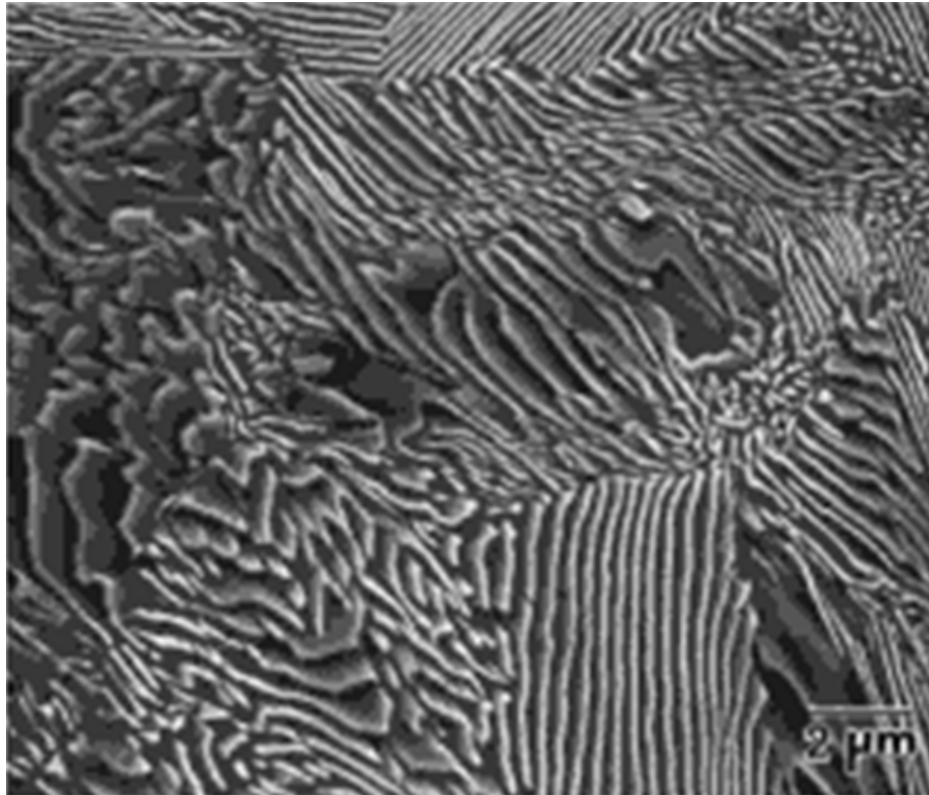


Figura 3.9 Estrutura perlítica de um aço com 0,77%C obtida via MEV. Aumento 5000x. [BRAMFITT e BENSCOTER, 2005].

### 3.1.1.3. Aços Hipereutetóides

Somente no campo que abrange aos aços hipoeutetóides no diagrama Fe-C se considera a formação de ferrita a partir do campo bifásico austenita-ferrita. Aços com teor de carbono superior à composição eutetóide formarão cementita durante o resfriamento lento através do campo bifásico austenita-cementita. KRAUSS [2005].

Um aço com teor de carbono de 1,2, resfriado a partir do campo austenítico é exemplificado na Figura 3.10. Neste ponto, o carbono encontra-se dissolvido em solução sólida no ferro gama ou austenita (a). Sua transformação sob resfriamento lento se inicia quando a temperatura atinge a linha  $A_{cm}$ , representada por (b). Abaixo de  $A_{cm}$  o carbono difunde do centro para a borda dos grãos precipitando a cementita. A difusão do carbono diminui o teor no núcleo do grão austenítico de 1,2 para teores próximos a 0,77%. Pouco acima da linha  $A_1$  representado por (c) tem-se cementita e austenita com um teor de carbono de 0,77% conforme exemplifica a Figura 3.10. O resfriamento lento do aço pela temperatura eutetóide transforma a austenita em perlita, de forma que a estrutura no ponto (d) consiste em

uma mistura de cementita envolvendo núcleos de perlita. Continuando o resfriamento até a temperatura ambiente (e), não ocorre mudança na microestrutura. A Figura 3.11 mostra a microestrutura de um aço hipereutetóide.

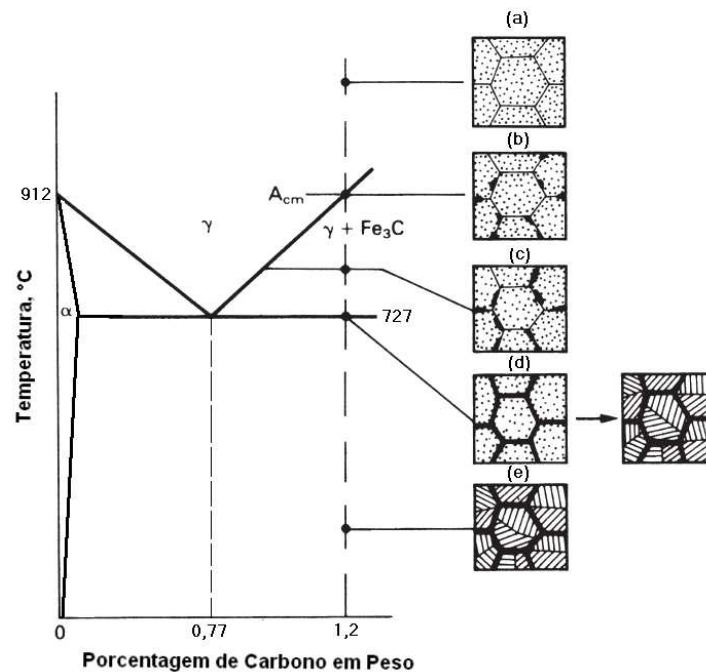


Figura 3.10 Representação esquemática de um aço hipereutetóide no resfriamento lento. [Adaptado de ASHBY e JONES, 1999]

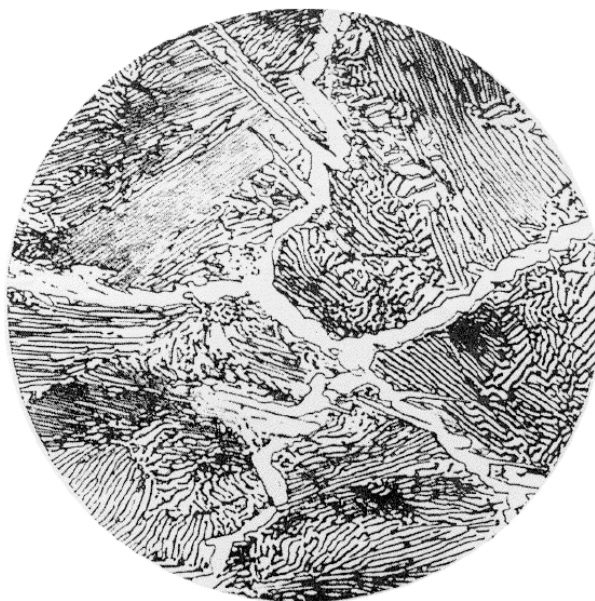


Figura 3.11 Aço hipereutetóide. Núcleos de perlita envolvidos por uma rede de cementita. [KRAUSS, 2005].

### 3.1.2. Estruturas Fora do Equilíbrio

O diagrama Fe-C, descreve as transformações de fase que ocorrem lentamente, isto é, em condições de equilíbrio. Contudo, em muitas situações reais, estas transformações ocorrem em condições de resfriamento mais acelerado como nos tratamentos térmicos.

Portanto, o tempo de transformação passa a ser uma importante variável de controle, já que tem um efeito direto na microestrutura produzida e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas finais do material. Para se prever a microestrutura formada em função do tempo total de transformação da austenita, dispõe-se dos diagramas de Transformação Isotérmica (ITT – Isothermal Time Transformation) e Resfriamento Contínuo (CCT – Continuous Cooling Transformation). As Figuras 3.12 e 3.13 mostram tais diagramas para um aço hipoeutetóide da qualidade SAE 1045.

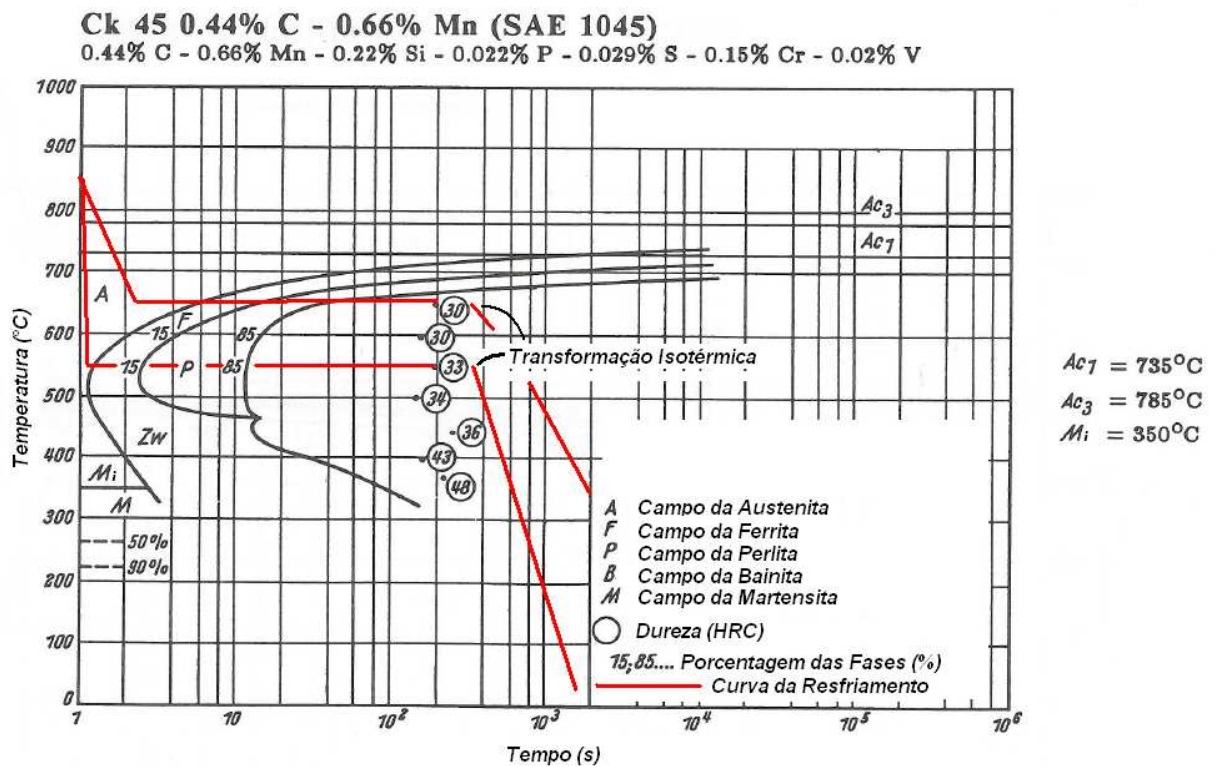


Figura 3.12 Diagrama de Transformação Isotérmica que mostra a decomposição da austenita para um aço ao carbono SAE 1045. [Adaptado do ATLAS OF TIME-TEMPERATURE DIAGRAMS for Irons e Steels, 2007]

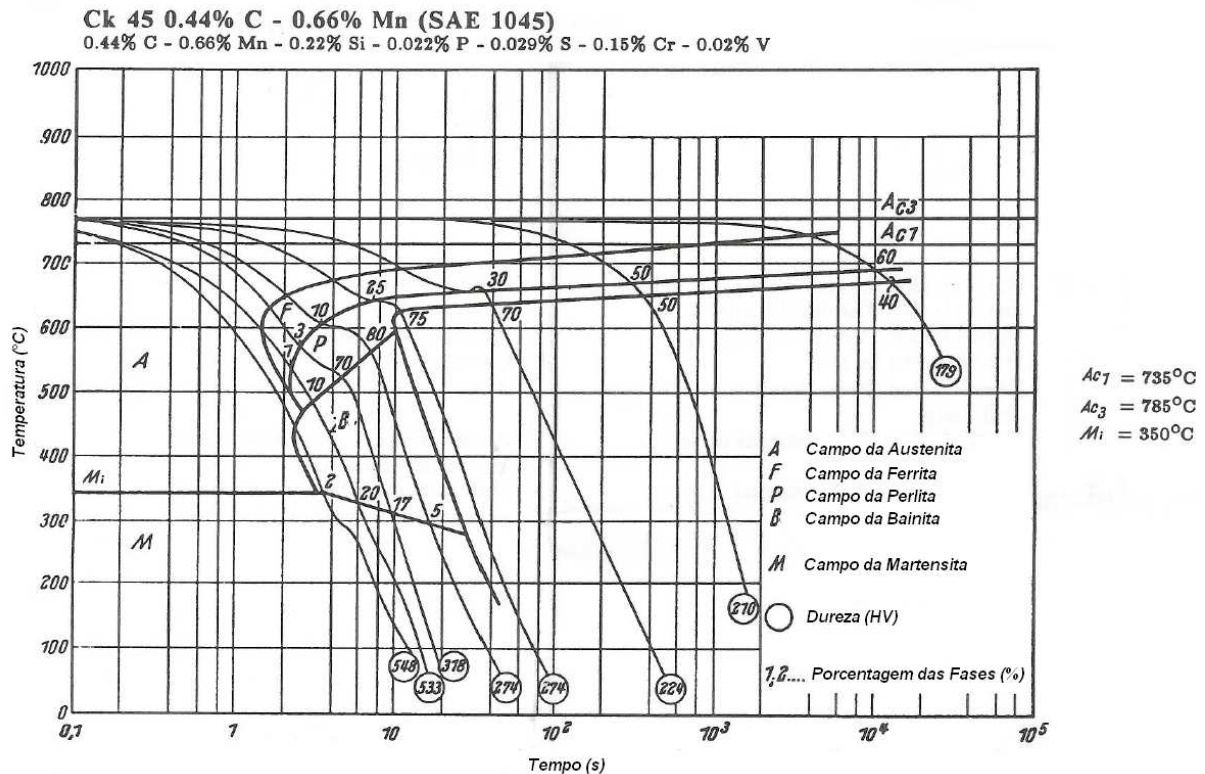


Figura 3.13 Diagrama Resfriamento Contínuo que mostra a decomposição da austenita para um aço ao carbono SAE 1045. [Adaptado do ATLAS OF TIME-TEMPERATURE DIAGRAMS for Irons e Steels, 2007]

A Figura 3.12 mostra um exemplo de duas transformações isotérmicas a  $550^\circ\text{C}$  e  $650^\circ\text{C}$  respectivamente. As curvas de resfriamento atravessam os campos da ferrita e da perlita. Ou seja, no final da transformação, para essas temperaturas, o aço apresentará uma estrutura composta de ferrita e perlita. A dureza do aço após o fim da transformação também é mostrada, é indicada que com uma transformação isotérmica a  $550^\circ\text{C}$ , o aço apresenta uma dureza maior do que na transformação a  $650^\circ\text{C}$ . Este fato se deve a que a morfologia da perlita varia em função da temperatura de transformação, o que será explicado mais adiante. O diagrama também mostra uma aproximação do percentual das estruturas formadas. Para o resfriamento com transformação isotérmica a  $550^\circ\text{C}$ , o aço apresentará 15% de Ferrita e 85% de Perlita.

Semelhantemente ao diagrama de transformação isotérmica, a Figura 3.13 mostra a transformação em resfriamento contínuo para o mesmo aço. A transformação acontece ao longo de uma queda contínua de temperatura e não a uma temperatura constante. Os produtos



da transformação (Ferrita, Perlita, Bainita e Martensita) são os mesmos. Em uma condição de resfriamento contínuo, contudo, as estruturas resultantes serão formadas em faixas de temperaturas, e, portanto, serão misturas de tais estruturas [COLPAERT, 2008]. Observando os diferentes resfriamentos da Figura 3.13 nota-se que é possível formar frações de ferrita, perlita, bainita e martensita.

#### 3.1.2.1. *Decomposição da Austenita em Perlita*

O modo como se processa a decomposição da austenita nos tratamentos térmicos convencionais define, em grande parte, o resultado obtido sob o aspecto microestrutural. As transformações de fase que ocorrem na decomposição da austenita se passam por nucleação e crescimento.

Estes processos fundamentalmente difusionais que controlam a formação da ferrita, cementita e perlita são extremamente importantes por dois aspectos:

Em primeiro lugar, por definir a morfologia, tamanho e fração volumétrica destas fases, quando formadas. Definem, portanto, em grande parte, as propriedades físicas e mecânicas que resultam dos tratamentos em que estas fases são o produto final do tratamento.

Em segundo lugar, quando estas transformações difusionais que conduzem à formação das fases de equilíbrio não ocorrem, abre-se a possibilidade de formação de fases não previstas pelo equilíbrio, formadas por mecanismos mais complexos do que simplesmente nucleação e crescimento difusionais. Estas fases são a base da obtenção das excepcionais propriedades dos aços empregados em construção mecânica.

No caso da formação da perlita há duas características importantes associadas à nucleação e crescimento. A primeira decorre do fato de que, havendo nucleação mais intensa, o tamanho final das colônias de perlita será menor. A segunda está associado ao fato de que o espaçamento lamelar da perlita se ajusta de modo a otimizar as condições de crescimento: quando a temperatura é relativamente baixa, com muita força motriz para a transformação, é conveniente ter uma distância pequena de difusão, mesmo aumentando a quantidade de área interfacial na perlita. Por outro lado, a temperaturas mais próximas da temperatura eutetóide, havendo alta mobilidade do carbono por difusão, o espaçamento entre as lamelas pode ser maior, economizando energia interfacial. [COLPAERT, 2008].

Para um dado grau de superesfriamento da austenita, é constante a velocidade de crescimento da colônia, bem como o espaçamento lamelar. Com sua diminuição, crescem as propriedades de resistência do aço.

Para a decomposição da austenita do aço eutetóide, no intervalo de temperaturas entre  $A_1$  e  $650^\circ\text{C}$ , a espessura das lamelas nas colônias é igual a  $0,5 - 1\ \mu\text{m}$ . A constituição bifásica da colônia, neste caso, é bem visível no microscópio ótico de aumento médio. Este eutetóide é denominado perlita grossa. Na decomposição da austenita no intervalo de temperaturas aproximadamente de  $650$  a  $600^\circ\text{C}$ , a distância entre as partículas é de  $0,4 - 0,2\ \mu\text{m}$  e a constituição bifásica da colônia é revelada apenas com grandes aumentos no microscópio ótico. Este eutetóide se denomina perlita fina. A decomposição da austenita no intervalo de temperatura entre  $600-500^\circ\text{C}$  resulta em uma mistura eutetóide muito fina, com espessura das lamelas de aproximadamente  $0,1\ \mu\text{m}$ . A constituição bifásica deste eutetóide antigamente era chamada de trostita, mas hoje é conhecida como uma perlita muito fina. É revelada apenas com microscópio eletrônico.

Com resfriamento contínuo as estruturas citadas do aço ao carbono eutetóide se formam nas seguintes condições: perlita grossa com resfriamento do aço a partir do estado austenítico, juntamente com o forno, à velocidade de alguns graus por minuto; perlita fina no resfriamento ao ar, com velocidade de resfriamento de algumas dezenas de graus por minuto, e inclusive em resfriamento em óleo com velocidade de resfriamento de algumas dezenas de graus por segundo. No aço com  $0,77\%$  de C as durezas de perlita, e perlita fina são iguais, aproximadamente, a  $170 - 230\ \text{HB}$  e  $230 - 330\ \text{HB}$  respectivamente. [NOVIKOV, 1994]

A perlita cresce em núcleos, os quais contêm uma ou mais colônias, conforma mostra a Figura 3.14. Uma colônia é constituída de lamelas alternadas de ferrita e cementita, e o contorno da colônia corresponde à mudança de direção cristalográfica das lamelas. [COSTA e MEI, 2006]

O processo de formação da perlita envolve 2 etapas:

- Difusão de carbono (o carbono é concentrado na  $\text{Fe}_3\text{C}$ );
- Mudança cristalográfica.

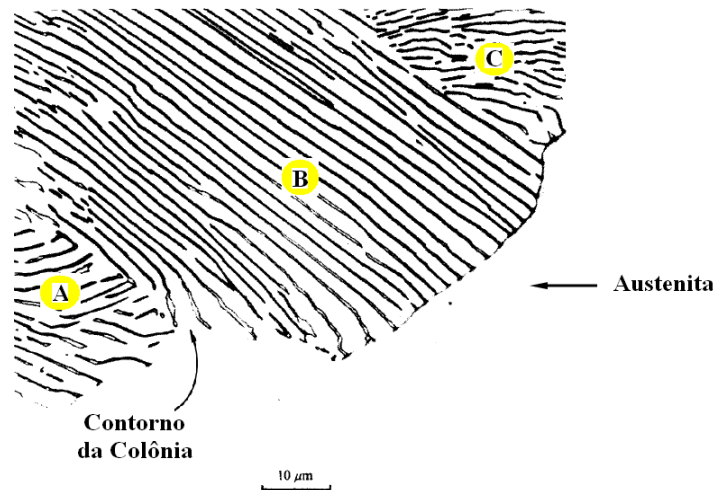


Figura 3.14 Perlita em aço eutetóide. É um nódulo com três colônias distintas (A, B e C). [PORTER e EASTERLING, 1996]

### 3.1.2.2. *Decomposição da Austenita em Bainita*

Similar à perlita, a bainita é uma mistura das fases ferrita e cementita, sendo assim dependente da “partição” controlada por difusão de carbono entre a ferrita e a cementita. Contudo, ao contrário da perlita, a ferrita e a cementita estão presentes em arranjos não lamelares com morfologia acicular, cujas características são dependentes da composição da liga e da temperatura de transformação. O termo bainita foi empregado em homenagem ao metalurgista Edgar C. Bain. [BORGENTAM, et al, 2009]

A transformação bainítica nos aços ao carbono ocorre com um rápido resfriamento para temperaturas abaixo do cotovelo da curva TTT e mantido nessa temperatura acima do início da formação da martensita. Ela é também denominada transformação intermediária – entre a perlítica e a martensítica. A cinética dessa transformação, bem como a estrutura obtida, possuem traços da cinética e da estrutura que ocorrem nas transformações perlíticas com difusão e martensítica sem difusão. [NOVIKOV, 1994]

Embora existam algumas classificações segundo a morfologia da bainita (Figura 3.15), existem duas morfologias ou formas principais: a bainita superior mostrada na Figura 3.16 que se formam a temperaturas logo abaixo daquela para formação da perlita, e a bainita inferior que se forma a menores temperaturas próximas ao início de formação martensítica (Figura 3.17). A bainita superior tem uma estrutura de ripas e a bainita inferior é acicular,

parecida com a martensita. Segundo DURAND-CHARRE [2004] a transformação bainítica não é rápida quanto a transformação martensítica. As taxas de nucleação e crescimento são controladas pela difusão do carbono.

KRAUSS [2005] explica que a bainita inferior é composta de grandes placas, sendo freqüentemente caracterizada como acicular. Os carbonetos na bainita inferior são os responsáveis pela aparência escura desta forma de bainita, mas são muito finos para serem observados por microscopia ótica. A Figura 3.17 mostra os carbonetos na bainita inferior formado no aço SAE 4360 transformado a 300°C. Em contraste com a bainita superior, os carbonetos foram formados dentro ao invés dentro as placas de ferrita. Além disso, estes carbonetos são significativamente mais finos do que aqueles formados entre as ripas de ferrita na bainita superior.

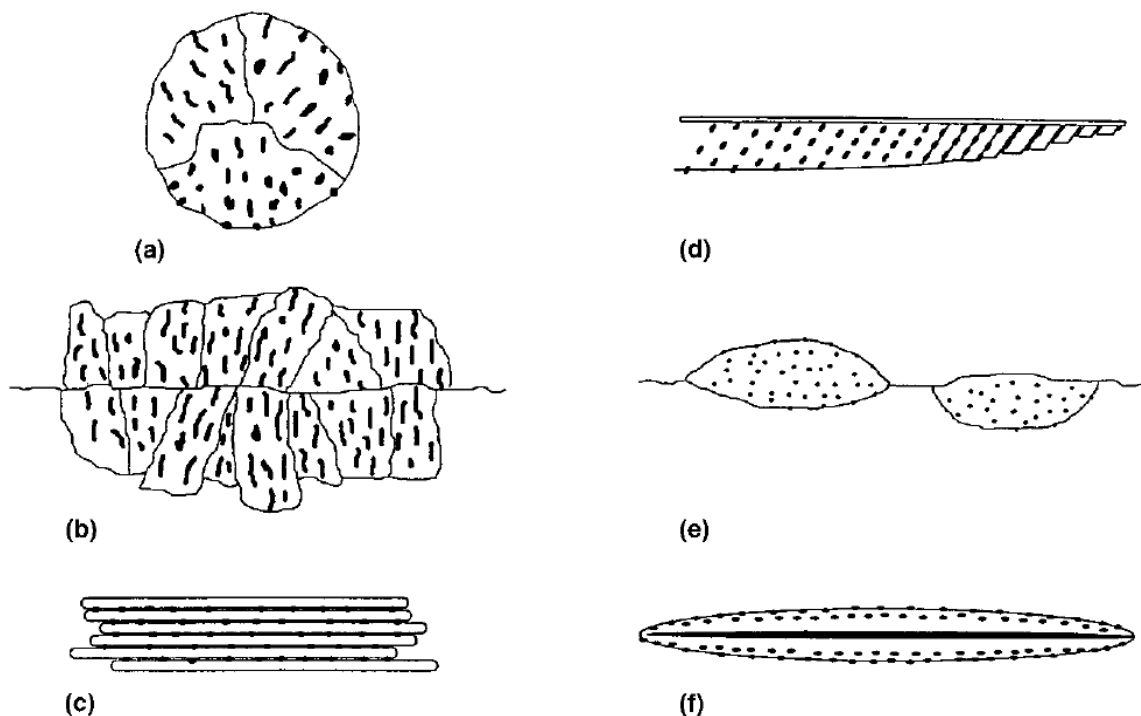


Figura 3.15 Ilustração que representa as possíveis microestruturas da ferrita (áreas brancas) e da cementita (áreas escuras) que definem a bainita. Em (a), bainita nodular. Em (b), bainita colunar. Em (c), bainita superior. Em (d), bainita inferior. Em (e), bainita alotriomorfa de contorno de grão. Em (f), bainita inversa. [Adaptado de KRAUSS, 200

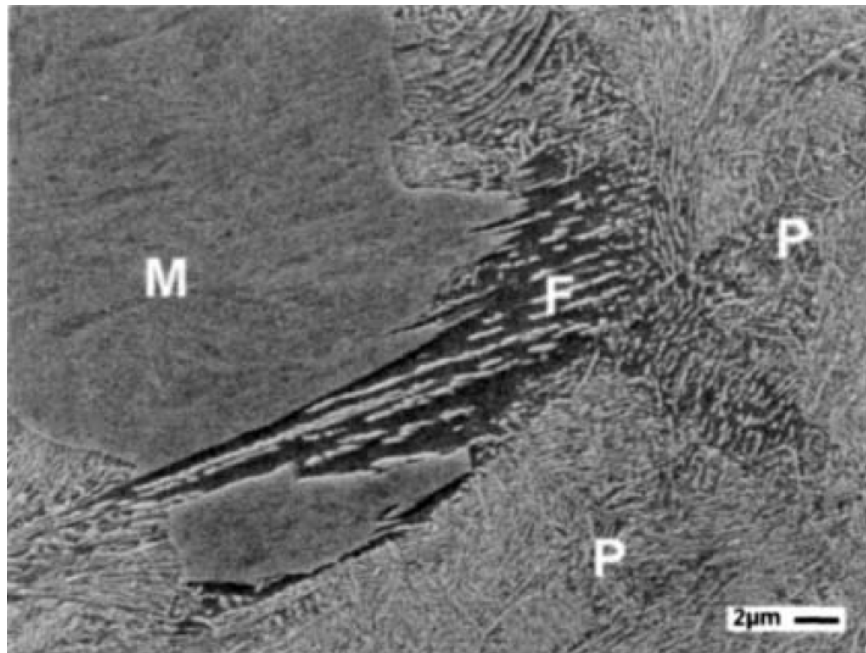


Figura 3.16 Micrografia obtida via MEV da bainita superior de um aço ligado com Ni. A matriz apresenta perlita fina (P) e martensita (M). O constituinte escuro é um pacote de bainita, cuja ferrita de apresenta em ripas (F). [Adaptado de DURAND-CHARRE, 2003]

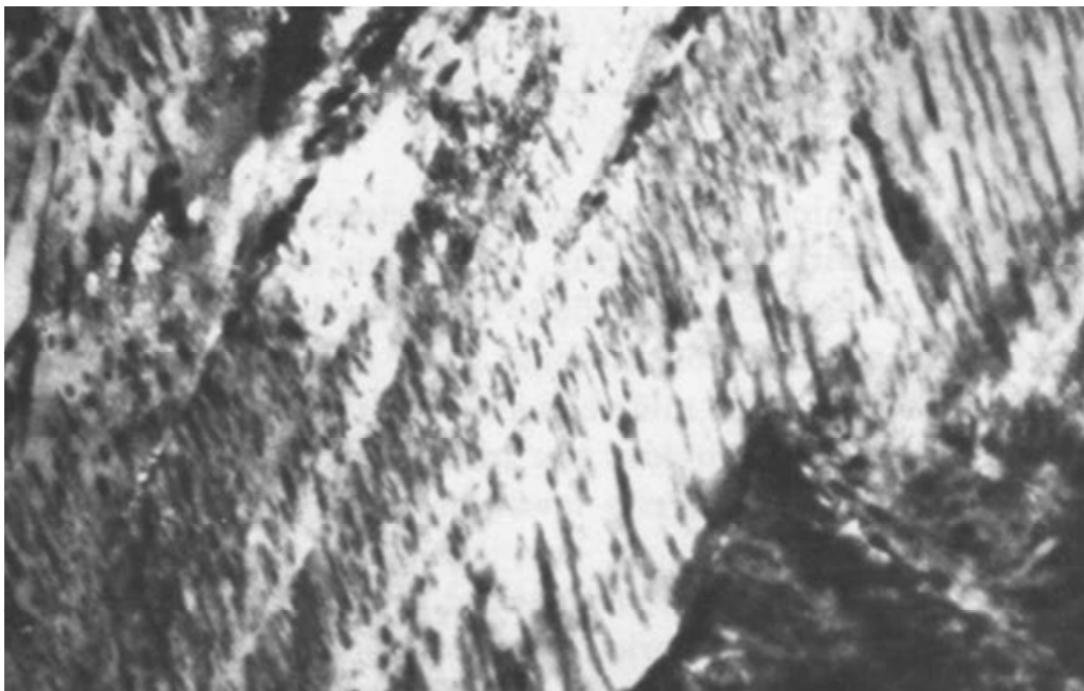


Figura 3.17 Bainita inferior com carbonetos finos dentro das placas de ferrita em um aço SAE 4360. Aumento: 24.000x via Microscopia Eletrônica de Transmissão. [REED-HILL, 1982]

### 3.1.2.3. Transformação Martensítica em Aços ao Carbono

Em ligas Fe-C e aços, a austenita é a fase de origem que se transforma em martensita durante o resfriamento. A transformação martensítica não envolve difusão, de forma que a martensita tem exatamente a mesma composição da fase de origem.

ASKELAND e PHULÉ [2008] mencionam também que a martensita resulta de uma transformação no estado sólido na ausência de difusão, isto é, a reação depende somente da temperatura e não do tempo. Ocorre um rápido cisalhamento na rede cristalina da austenita e uma nova fase se forma. Tal fase obtida por tratamento térmico de têmpera foi denominada martensita por Floris Osmond em 1895, em homenagem ao metalurgista alemão Adolf Martens.

Em ligas ferro carbono e aços, a austenita é a fase de origem que se transforma para martensita no resfriamento. A transformação martensítica não envolve difusão como já foi mencionado, de forma que a martensita tem exatamente a mesma composição da fase de origem ou austenita, isto é, até 2,11% em peso de carbono, dependendo da composição da liga. Visto que a difusão é suprida, usualmente por rápido resfriamento, os átomos de carbono não são “repartidos” entre a ferrita e a cementita. Ao invés disso, estes ficam presos nos interstícios octaédricos de uma estrutura cúbica de corpo centrado, produzindo assim uma nova fase, a martensita. A solubilidade do carbono nesta estrutura, então, é grandemente excedida quando a martensita se forma, produzindo distorção e criando uma nova estrutura, isto é, a tetragonal de corpo centrado (TCC), na qual o parâmetro  $c$  da célula unitária é maior do que os outros dois parâmetros  $a$  conforme a Figura 3.18. Com uma maior concentração de carbono na martensita, mais sítios intersticiais são preenchidos, aumentando a tetragonalidade.

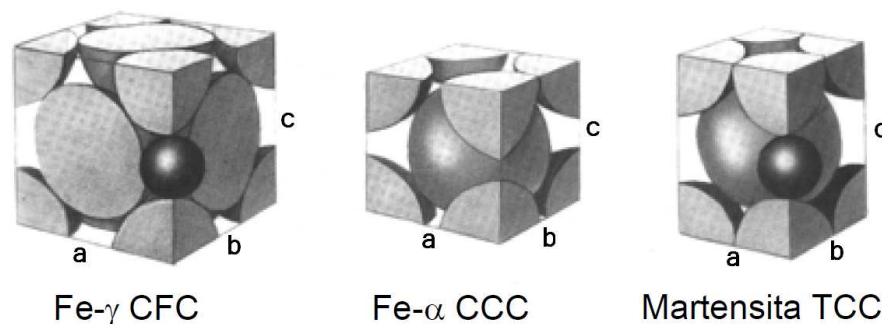


Figura 3.18 Representação esquemática da transformação martensítica.

KASTNER e ACKLAND [2009] definem as transformações martensíticas como uma mudança de fase entre os reticulados cristalinos da austenita por efeito da diminuição rápida da temperatura. Como consequência do rápido resfriamento, o reticulado cristalino da austenita sofre um corte chamado de cisalhamento típico nas transformações martensíticas.

KRAUSS [2005] explica que a martensita tem sido usada para designar a microestrutura encontrada em aços ao carbono temperados. Recentemente tem-se colocado mais ênfase sobre a natureza da transformação e não no produto da mesma. De fato, ceramistas e geólogos têm identificado independentemente as características da transformação martensítica em sistemas não metálicos e utilizam o termo “deslocamento” para descrever as transformações que seriam chamadas de martensíticas pelos metalurgistas. Atualmente esta microestrutura é utilizada para conferir alta resistência à fadiga e ao desgaste a elementos de máquinas, ferramentas, moldes, eixos de transmissão, engrenagens e estruturas submetidas a carregamentos severos como, por exemplo, na indústria aeronáutica e ferroviária. Para a obtenção de tais microestruturas nos aços, uma fase austenítica deve ser gerada e o carbono deve-se dissolver nela. Logo deve ser resfriada rapidamente para assim formar os cristais de martensita devido ao cisalhamento da rede cristalina sem ocorrer a difusão do carbono. Devido à velocidade da transformação martensítica, não há tempo para que os átomos se separem da solução sólida e, portanto a composição da martensita é idêntica à da fase matriz que lhe deu origem. [KRAUSS, 1999].

Duas morfologias principais de martensita, isto é, ripa e placa, são produzidas em aços ao carbono tratáveis termicamente. A Figura 3.19 mostra como o teor de carbono influencia na morfologia. As temperaturas  $M_i$  também estão apresentadas.

A Figura 3.20(a) mostra a estrutura martensítica de um aço de baixo carbono (0,2%C). Devido ao baixo teor de carbono, as agulhas de martensita são finas, geralmente chamadas de “ripas”. A Figura 3.20(b) mostra o formato das agulhas mais grosseiras chamadas de “placas” produto da transformação martensítica em um aço de alto carbono.

Os termos ripa e placa se referem às formas tridimensionais de cristais individuais de martensita. Geralmente estas seções terão a forma de agulhas ou aciculares, sendo estes termos freqüentemente empregados para descrever a martensita. [KRAUSS, 2005]

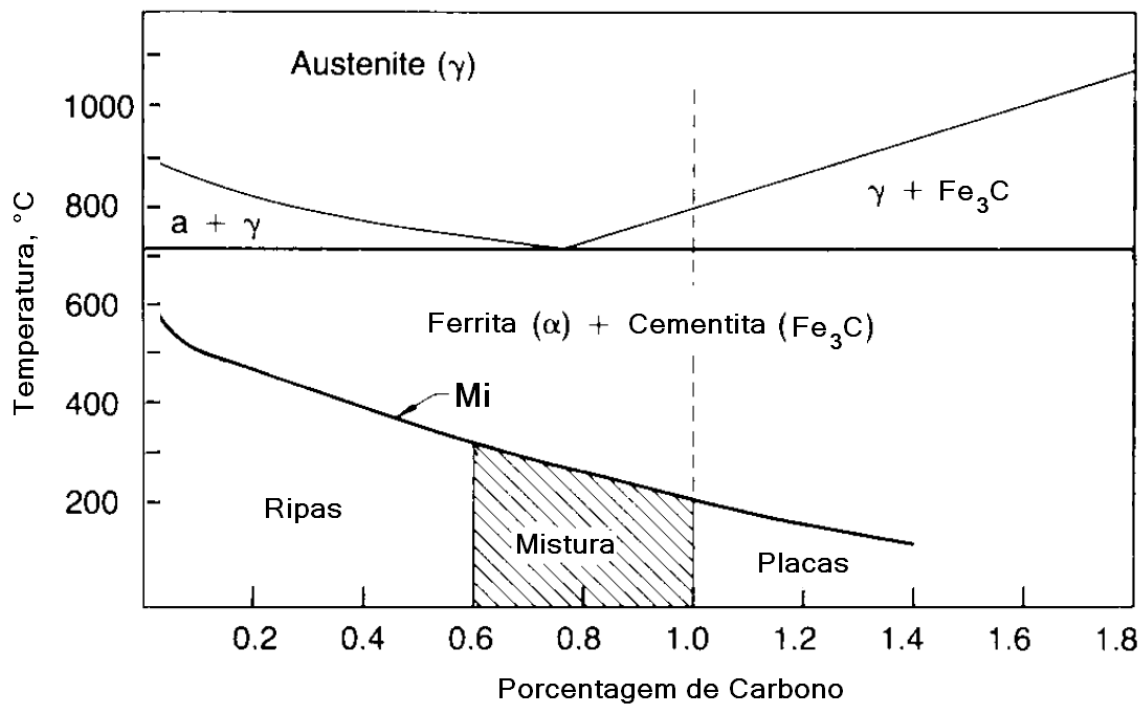


Figura 3.19 Faixas de formação de martensita em ripa e placa em ligas Fe-C. [Adaptado de KRAUSS, 2005]

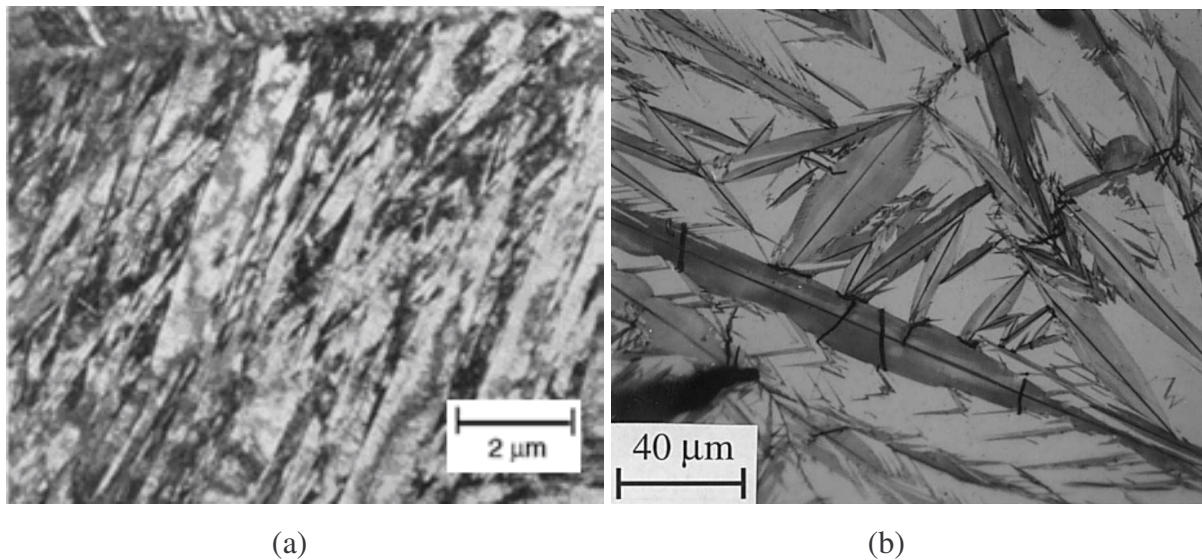


Figura 3.20 Morfologias da estrutura martensítica. Em (a), martensita em ripas em um aço com 0,2% de C. Em (b), martensita em placas em um aço com 1,86% de C em um fundo de austenita retida. [Adaptado de Krauss, 2005].

As transformações que envolvem a passagem da austenita para a martensita nos últimos anos tem sido objeto de pesquisas complexas. Alguns autores como KASTNER e ACKLAND [2009] utilizando o método de dinâmica molecular, simularam num reticulado



crystalino bidimensional com 9216 átomos, uma transformação martensítica. As Figuras 3.21 e 3.22 mostram os resultados do aspecto da formação das agulhas de martensita numa rede cristalina bidimensional.

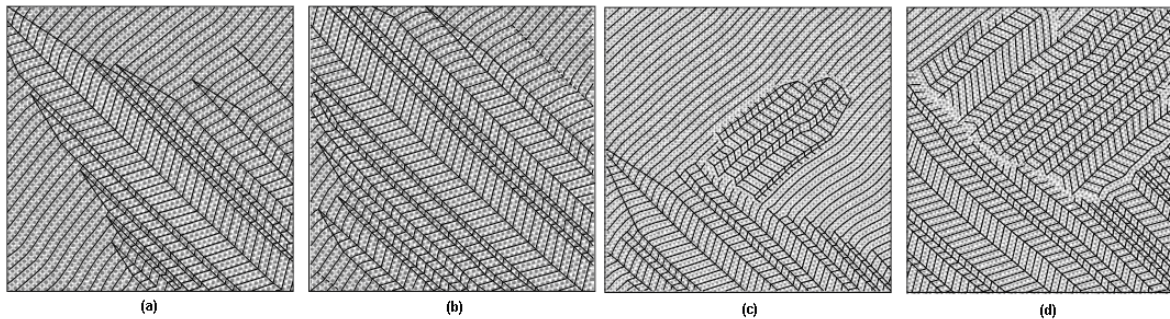


Figura 3.21 Ilustração da formação das agulhas de martensita na rede cristalina. Em (a) e (b), formação de agulhas grosseiras. Em (c) e (d), nucleação de agulhas transversais mais refinadas. [Adaptado de Kastner e Ackland, 2009].

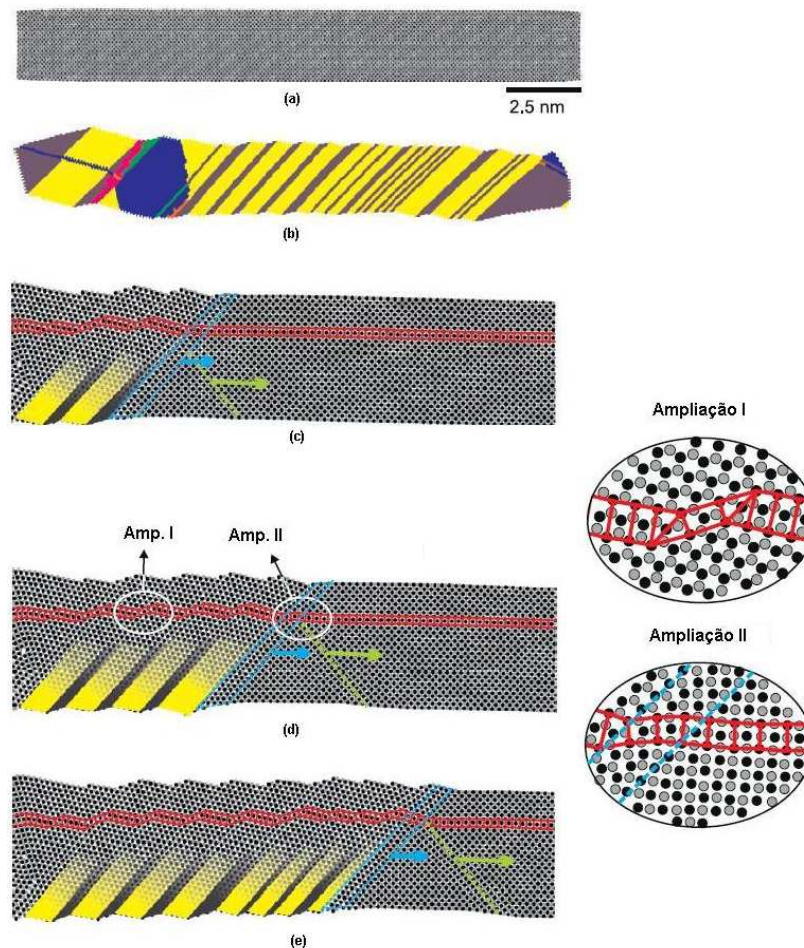


Figura 3.22 Simulação computacional das agulhas de martensita na rede cristalina. Em (a) e (b), a fase inicial e final da simulação respectivamente. Em (c), (d) e (e), o avanço da formação de agulhas ocasionando o cisalhamento do reticulado como resultado da transformação. [Adaptada de Kastner e Ackland, 2009].

### 3.1.3. Temperabilidade em aços ao carbono

Usando a microestrutura como um parâmetro de controle pode-se definir a temperabilidade como a capacidade do aço em transformar completamente ou parcialmente a partir da austenita uma quantidade de martensita a uma dada profundidade no material e em determinadas condições de resfriamento. [LLEWELLYN e HUDD, 2004; MAITY, et al, 2004]. Para alcançar este objetivo, o aço deve ser resfriado a uma velocidade suficientemente rápida para evitar a decomposição da austenita durante o resfriamento em outras estruturas, tais como ferrita, perlita e bainita. Deste modo, a temperabilidade se caracteriza pela sua capacidade em evitar a formação de tais estruturas para resfriamentos cada vez mais lentos. [BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006] Esta capacidade dependerá principalmente de dois fatores: a geometria da amostra e a composição química. Pode-se resumir que, quanto mais lento for o resfriamento que conduz à transformação da austenita para a martensita, maior é a temperabilidade do aço.

Segundo COSTA e MEI [2006], o conceito de temperabilidade é associado à capacidade de endurecimento do aço durante o resfriamento rápido (têmpera), ou seja, sua capacidade de formar martensita a uma determinada profundidade em uma peça. ASKELAND e PHULÉ [2008] definem que a temperabilidade descreve a facilidade de formação de martensita em uma seção espessa de aço temperado. Com um aço mais temperável, pode-se usar uma taxa de resfriamento mais baixa e ainda assim formar martensita.

Temperabilidade, ou profundidade de penetração da têmpera segundo COLPAERT e COSTA [2008], é a característica que define a variação de dureza desde a superfície até o núcleo da peça quando temperada. Está associada à capacidade de determinado aço formar martensita e, por tanto, à velocidade crítica de têmpera. O tamanho de grão austenítico e a homogeneidade da microestrutura inicial (austenita) têm efeito sobre a temperabilidade do aço.

KRAUSS [2005] apresenta o conceito de temperabilidade como a susceptibilidade ao endurecimento por resfriamento rápido, ou a propriedade, em ligas ferrosas, que determina a profundidade e distribuição de dureza produzida por têmpera. A principal causa do

endurecimento é a formação e presença de martensita. Então, pode-se definir também que a temperabilidade é a capacidade de um aço se transformar parcial ou totalmente de austenita para martensita a uma dada profundidade, quando resfriado sob certas condições.

O carbono tem uma grande influência na temperabilidade, mas a sua incorporação nos aços, a níveis relativamente elevados, está limitada pela falta de tenacidade resultante, pela grande dificuldade na fabricação e, sobretudo, pelo aumento da probabilidade de distorção e fratura durante o tratamento térmico e soldagem. [MACEDO, 2004].

## 3.2. Metodologia dos Ensaios de Temperabilidade

### 3.2.1. Ensaio Grossmann

Uma grande parte sobre o conhecimento sobre temperabilidade foi feita por Grossmann e colegas de trabalho, que desenvolveram um teste de temperabilidade de barras cilíndricas de diâmetros crescentes austenitizadas e temperadas em condições controladas de resfriamento. [BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006], Medidas de dureza nas seções transversais das barras mostraram o efeito da temperabilidade. Este ensaio permite determinar a profundidade a que o aço endurece não só pela medida de dureza como também pela observação das microestruturas resultantes. Plotando a dureza em função do centro da barra às suas extremidades, poder-se notar a influência do meio de resfriamento e a composição do aço e da composição do aço sobre a profundidade do endurecimento. A Figura 3.23 mostra o a profundidade de endurecimento de barras de distintos diâmetros de um aço liga resfriado em água.

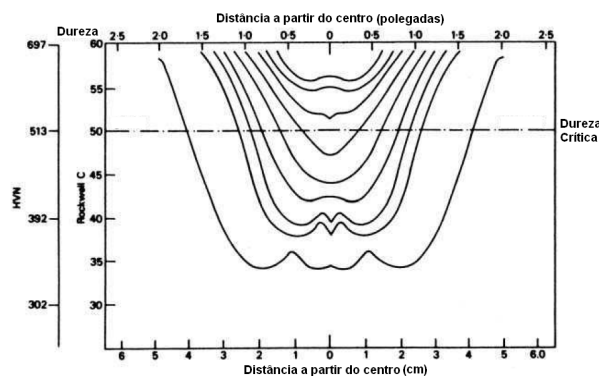


Figura 3.23 Resultados do Ensaio Grossmann de um aço Ni-0.75Cr-0.4C. Perfis de dureza das seções transversais de barras com diâmetros crescentes após têmpera em água. [Bhadেশia e Honeycombe, 2006]

TOTTEN [2006] explica que após o corte de cada barra e realizada a análise metalográfica, a barra que apresentar 50% de martensita no seu centro é selecionada, e seu diâmetro é designado como Diâmetro Crítico ( $D_{crit}$ ). O valor de dureza correspondente a este percentual de martensita será determinado exatamente no centro da barra do  $D_{crit}$ . Outras barras com diâmetros menores que o  $D_{crit}$  deverão ter mais do que 50% de martensita e conseqüentemente dureza mais elevada, enquanto que barras com diâmetros maiores atingirão 50% de martensita apenas até uma certa profundidade como foi visto na Figura 3.23. O valor do  $D_{crit}$  é válido para o meio de resfriamento em que as barras foram temperadas. Se este meio de resfriamento variar, um  $D_{crit}$  diferente será obtido para o mesmo aço. A Figura 3.24 exemplifica a determinação do diâmetro crítico de uma barra de aço ensaiada por este método.

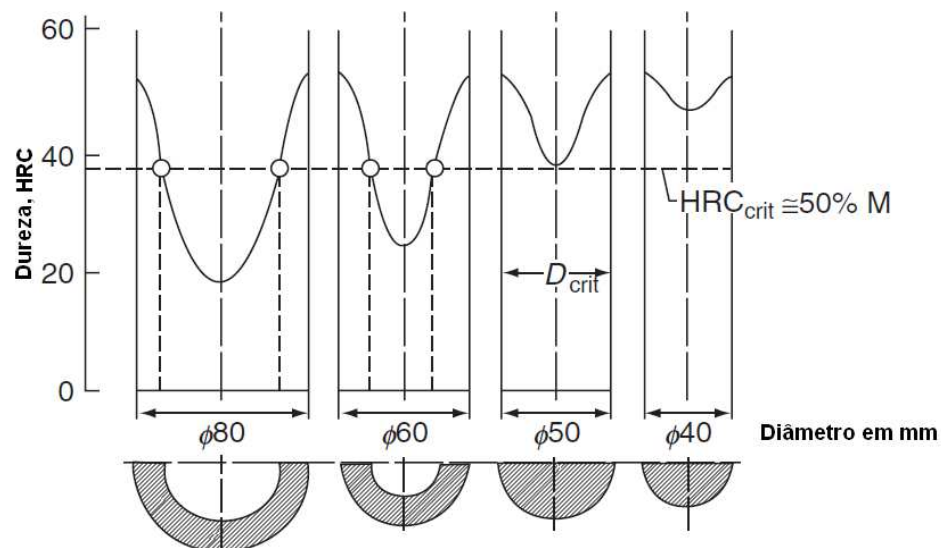


Figura 3.24 Determinação do Diâmetro Crítico ( $D_{crit}$ ) de acordo ao Ensaio Grossmann. [Adaptado de Totten, 2006]

### 3.2.2. Ensaio Jominy

Walter Jominy, formado pela Universidade de Michigan, trabalhando na Chrysler em 1930, desenvolveu um teste que se tornou amplamente adotado para avaliar a temperabilidade dos aços e que na atualidade é conhecido como Ensaio Jominy. Foi padronizado pela Sociedade Americana de Testes e Materiais em 1942, sob a norma ASTM A 255-07.

Segundo esta norma ASTM A 255-07 [2007], o teste consiste no aquecimento e resfriamento com água a extremidade de uma barra cilíndrica de 1 polegada de diâmetro por 4 polegadas de comprimento, para logo medir a resposta da barra ao endurecimento, em função da distância a partir da extremidade resfriada. A Figura 3.25 exemplifica o dispositivo do ensaio.

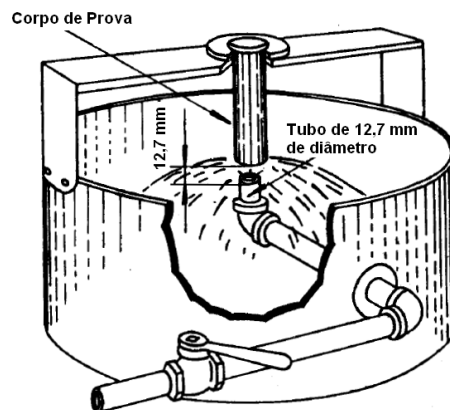


Figura 3.25 Dispositivo do Ensaio Jominy. [Adaptado de Chiaverini, 2002]

O dispositivo para o ensaio deve manter o corpo de prova na posição vertical a uma distância de 12,7 mm do orifício do duto de resfriamento. A Figura 3.26 mostra o desenho do dispositivo normalizado pela ASTM A 255-07.

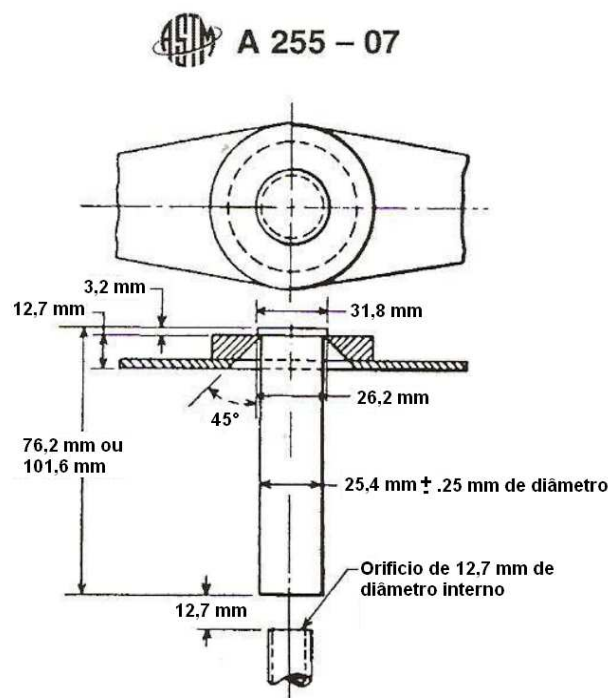


Figura 3.26 Corpo de prova no dispositivo para o ensaio Jominy. [Adaptado da norma ASTM A 255-07]

O jato de água que resfriará o corpo de prova deve ser controlado, ou seja, antes da colocação do mesmo no dispositivo, o fluído deve atingir uma altura de 2,5 polegadas ou 63,5 mm. O corpo de prova é projetado com uma geometria que facilite a sua montagem no dispositivo. A Figura 3.27 mostra as dimensões normalizadas para sua usinagem.

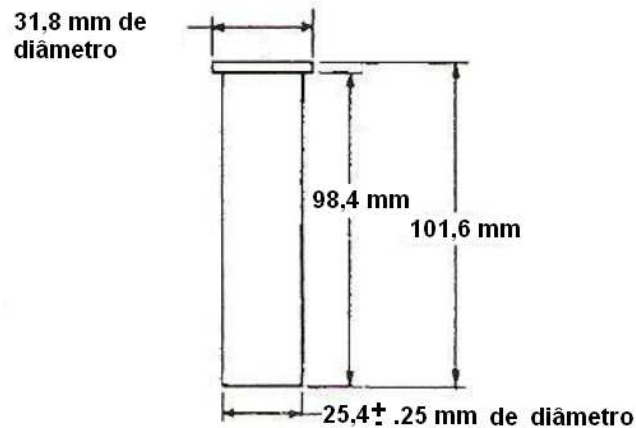


Figura 3.27 Dimensões do corpo de prova recomendado para o ensaio. [Adaptado da norma ASTM A 255-07]

Uma vez que o corpo de prova foi confeccionado, deverá ser submetido a um tratamento térmico de normalização durante uma hora com resfriamento ao ar.

O ensaio propriamente dito começa com a austenitização do corpo de prova num intervalo de tempo de 30 minutos após alcançar a temperatura de encharque estabelecida para o aço a ser ensaiado. Este intervalo deve ser rigorosamente controlado, pois tempos de 35 minutos podem modificar consideravelmente os resultados do ensaio. É importante o uso de uma atmosfera protetora no forno durante o aquecimento como o intuito de proteger a amostra da descarbonetação. Recomenda-se que durante esta etapa, o corpo de prova se encontre na posição vertical. A temperatura de encharque deve ser monitorada com o uso de termopares.

Após a austenitização, o corpo de prova deverá ser resfriado. O tempo para removê-lo do forno e colocá-lo no dispositivo não deve ultrapassar os 5 segundos. Uma vez colocado no dispositivo deverá ser resfriado. A altura do jato de água como já foi mencionado, deve alcançar uma altura de 63,5 mm, e deve ser regulada com antecedência. A saída da água deve ser controlada por uma válvula de engate rápido. A temperatura da água deve situar-se na faixa de 5 a 30°C.

Uma vez que o resfriamento for concluído, ensaios de dureza Rockwell C serão aplicados no corpo de prova na posição horizontal a partir da extremidade temperada. Para tal efeito, retificam-se duas trilhas separadas entre si separadas a  $180^\circ$  em relação ao diâmetro. Isto para garantir paralelismo entre elas, garantindo uma superfície plana na horizontal no momento do ensaio de dureza. A profundidade da usinagem deverá ter como mínimo 0,38 mm, com o intuito de eliminar uma eventual decarbonetação na superfície. Durante a retifica, recomenda-se uma boa refrigeração evitando-se aquecimentos no material que podem causar alterações microestruturais. A Figura 3.28 ilustra o preparo do corpo de prova para o ensaio de dureza.

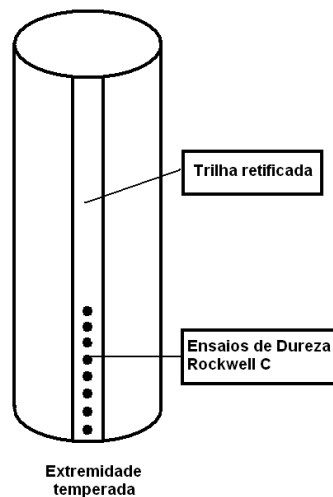


Figura 3.28 Exemplo de corpo de prova usinado para ensaio de dureza Rockwell C

As medidas de dureza serão efetuadas a partir da extremidade que recebeu o jato de água ou extremidade temperada. Estas serão efetuadas em intervalos de  $1/16$  de polegadas entre cada medida, podendo ser aceitos intervalos de 1,6 mm. O corpo de prova será apoiado sobre a outra trilha retificada numa superfície plana no durômetro, garantido-se desta maneira a perpendicularidade com o penetrador. Não é permitido o apoio do corpo de prova em blocos com formato em “V” ou cantoneiras. A Figura 3.29 exemplifica como os resultados do teste de dureza são lançados num gráfico em função da distância, o que gera a Curva Jominy do aço ensaiado.

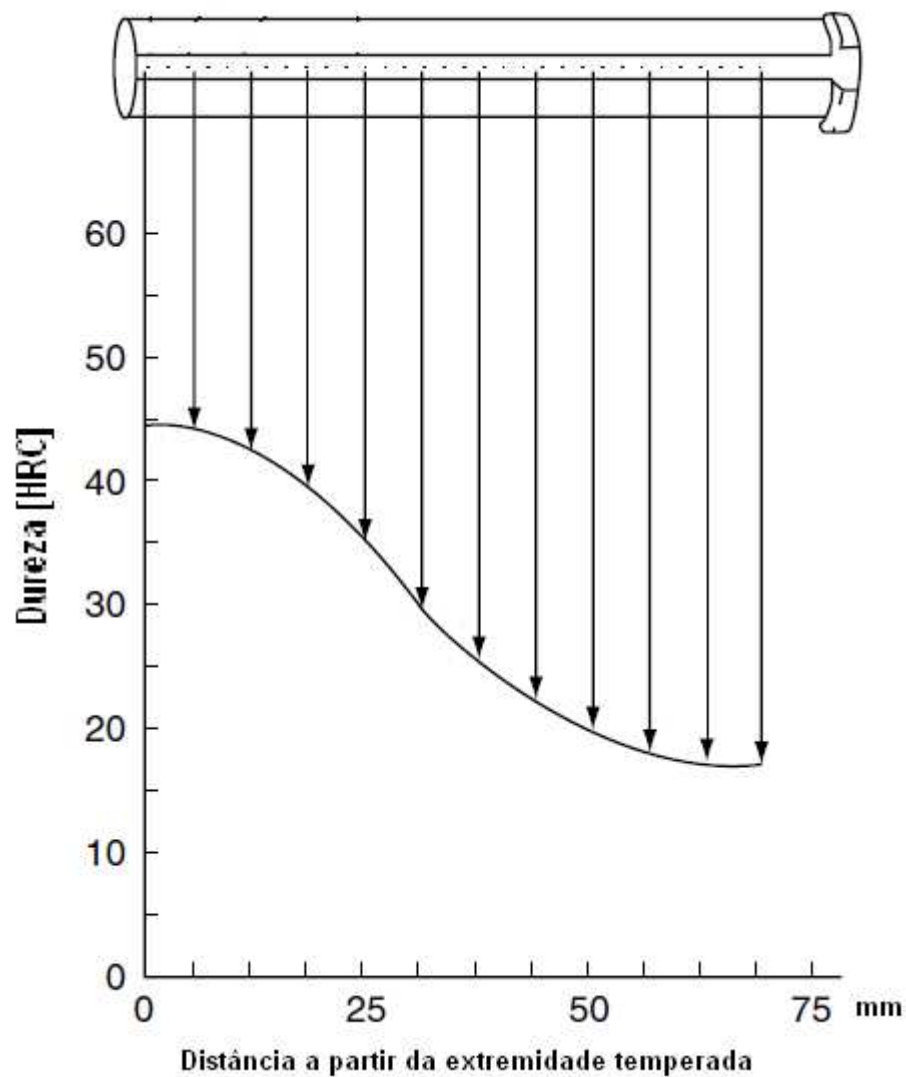


Figura 3.29 Exemplo de perfil de dureza.

### 3.3. Transferência de Calor no Ensaio Jominy

A transferência de calor durante o ensaio ocorre em regime transiente, e é considerada a partir do instante do resfriamento. OZISIK [1990] explica que se a temperatura no interior de um corpo sólido for alterada repentinamente, a temperatura no interior começa a variar com o tempo, até que seja atingida a condição estacionária.

Os mecanismos de transferência de calor envolvidos durante o ensaio são: Convecção Forçada, Condução e Radiação. A Figura 3.30 esquematiza como o ensaio pode ser modelado.





Figura 3.30 Mecanismos de transferência de calor durante o ensaio

### 3.3.1. O coeficiente de transferência de calor durante o resfriamento

O coeficiente de transferência de calor por convecção forçada varia com o tipo de fluxo, neste caso, a água colidindo com a superfície do corpo de prova foi considerado um escoamento turbulento. HIGUERA et all [2007] determinaram o coeficiente de convecção forçada  $h_i$  analiticamente sendo necessário o cálculo do número de Nusselt, como função dos

números de Prandtl e Reynolds. [OZISIC, 1995]. INCROPERA [1991] mostra que para cálculos de  $h_i$  em fluídos colidindo perpendicularmente sobre superfícies planas pode-se usar a seguinte expressão:

$$h_i = \frac{Nu \cdot k}{D} \quad 3.1$$

Onde  $k$  e  $D$  são a condutividade do material, neste caso o corpo de prova e o diâmetro do bocal que seria a duto da água para resfriamento durante o ensaio. Usando este método, o coeficiente  $h_i$  pode ser determinado analiticamente nos corpos que tem uma geometria simples. No escoamento sobre corpos com configurações complexas utilizam-se métodos experimentais.

LE MASSON et al. [2002] estimaram este coeficiente de transferência durante o contato da água na superfície do corpo de prova e a sua influência nas transformações de fase a 1 mm da extremidade temperada (mudança da austenita para martensita) no caso de um aço. Este método foi abordado bidimensionalmente em coordenadas cilíndricas como pode ser visto na Figura 3.31. O valor estimado encontra-se na ordem de  $15000 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-2}$ . O valor do coeficiente de transferência de calor por radiação nas laterais da proveta foi estimado em  $80 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-2}$ . HIGUERA et al. [2007] durante a modelagem do ensaio Jominy via elementos finitos também estimaram o coeficiente de convecção forçada na ordem de  $15000 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-2}$ . O coeficiente de radiação foi estimado no valor de  $200 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-2}$ .

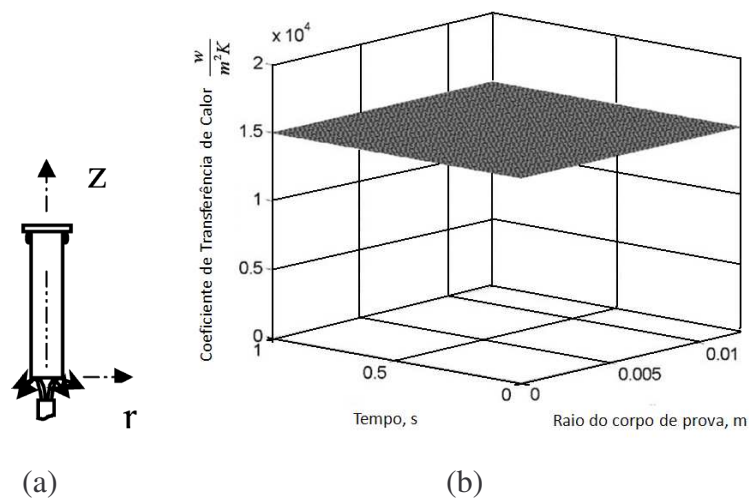


Figura 3.31 Cálculo do coeficiente de transferência de calor no ensaio Jominy considerando o raio e o tempo como uma função  $h(r,t)$ , onde  $z = 1 \text{ mm}$ . Em (b), valor estimado para  $h$ . [Adaptado de LE MASSON et al., 2002]

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo descreve os materiais e os métodos que serão utilizados para a realização da parte experimental deste trabalho.

### 4.1. Materiais

Foram utilizadas barras de aço ao carbono ABNT 1045. A análise de Espectroscopia de Emissão Ótica para a determinação da composição química quantitativa global do aço em questão apresentou os seguintes elementos químicos mostrados na Tabela 5.1 (média de 3 análises).

Tabela 4.1 Composição Química do Aço ABNT 1045

%C	0,45
%Si	0,18
%Mn	0,70
%P	0,02
%S	0,03
%Cr	0,05
%Ni	0,05
%Co	<0,01
%Cu	0,12
%Sn	0,01

#### 4.1.1. Condições das Amostras

As amostras foram adquiridas em barras de perfil cilíndrico de 6 metros de comprimento e 31,75 mm (1,25 polegadas) de diâmetro.

#### 4.1.2. Equipamentos e Implementos

Para a realização dos ensaios de temperabilidade Jominy foram utilizados os seguintes equipamentos e insumos:

- Forno Resistivo
- Sistema de Aquisição de Dados
- Termopares Tipo K com bainha de aço inoxidável 316
- Dispositivo para Ensaio Jominy
- Isolamentos refratários

Para minimizar o efeito de decarbonetação da peça durante o aquecimento, empregou-se argônio como atmosfera protetora. As Figuras 4.1 e 4.2 mostram os equipamentos e implementos utilizados durante os ensaios de temperabilidade.

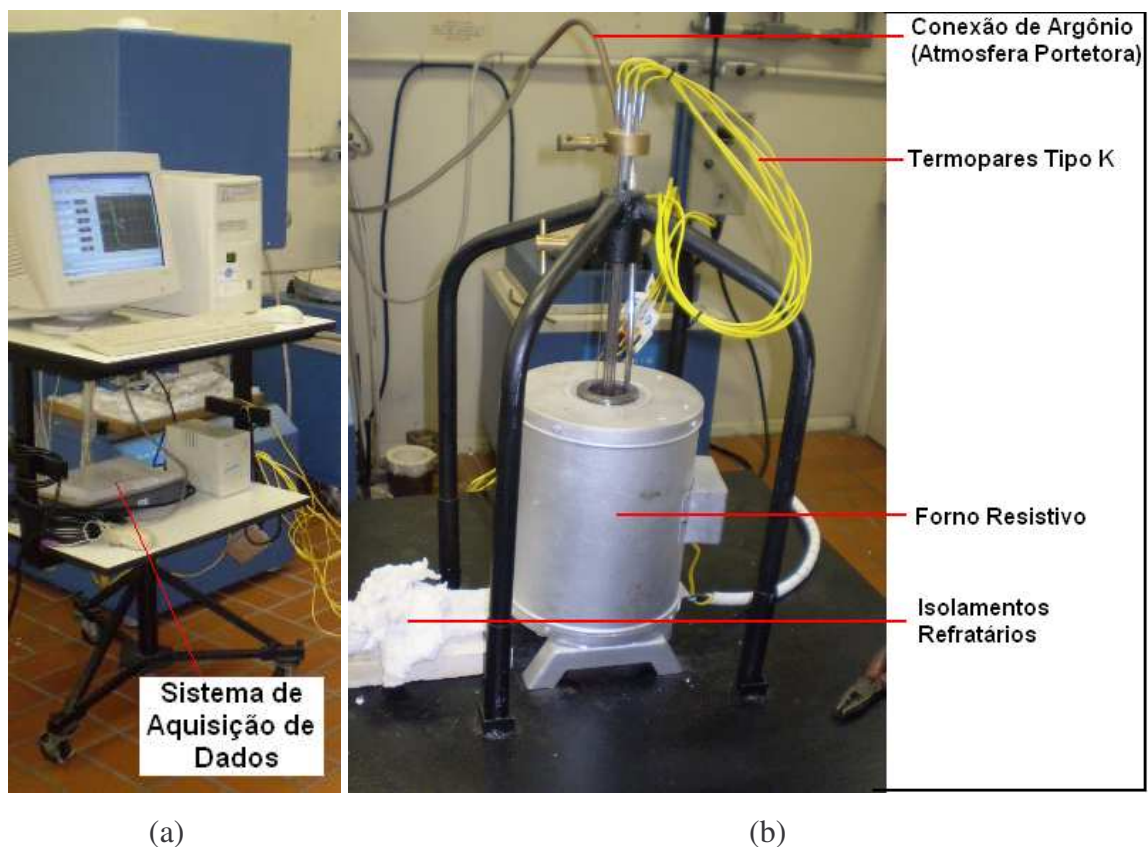


Figura 4.1 Em (a), o sistema de aquisição de dados utilizado para a obtenção das curvas de resfriamento experimentais. Em (b), o forno com conexão de argônio e os termopares de monitoramento das temperaturas ao longo do corpo de prova. [Laboratório de Metalografia - LAMETT – PUCRS].



Figura 4.2 Dispositivo para Ensaio Jominy. [Laboratório de Metalografia - LAMETT – PUCRS]

Para a análise metalográfica foram utilizados os seguintes equipamentos e insumos:

- Microscópio Ótico com sistema de aquisição de imagens.
- Poletriz rotativa e panos
- Bancada de lixamento plana e lixas #220, #320, #400, #600 e #1200.
- Alumina de  $1\mu\text{m}$
- Álcool Etanol.
- Reagente para ataque químico a base de 97% de álcool etanol e 3% de ácido nítrico.
- Soprador de ar quente para secagem após ataque químico

Para os ensaios de dureza foram utilizados os seguintes equipamentos

- Durômetro Rockwell
- Microdurômetro Vickers.

## 4.2. Procedimentos

Após a aquisição das barras de aço e antes da elaboração dos corpos de prova, o material foi submetido a uma análise de composição química global via EEO –

Espectrometria de Emissão Ótica visando efetuar posteriores cálculos para estimar as temperaturas críticas de transformação.

O fluxograma apresentado na Figura 4.3 mostra os procedimentos experimentais aplicados aos corpos de prova do aço ABNT 1045 que foi o foco do estudo nesta dissertação.

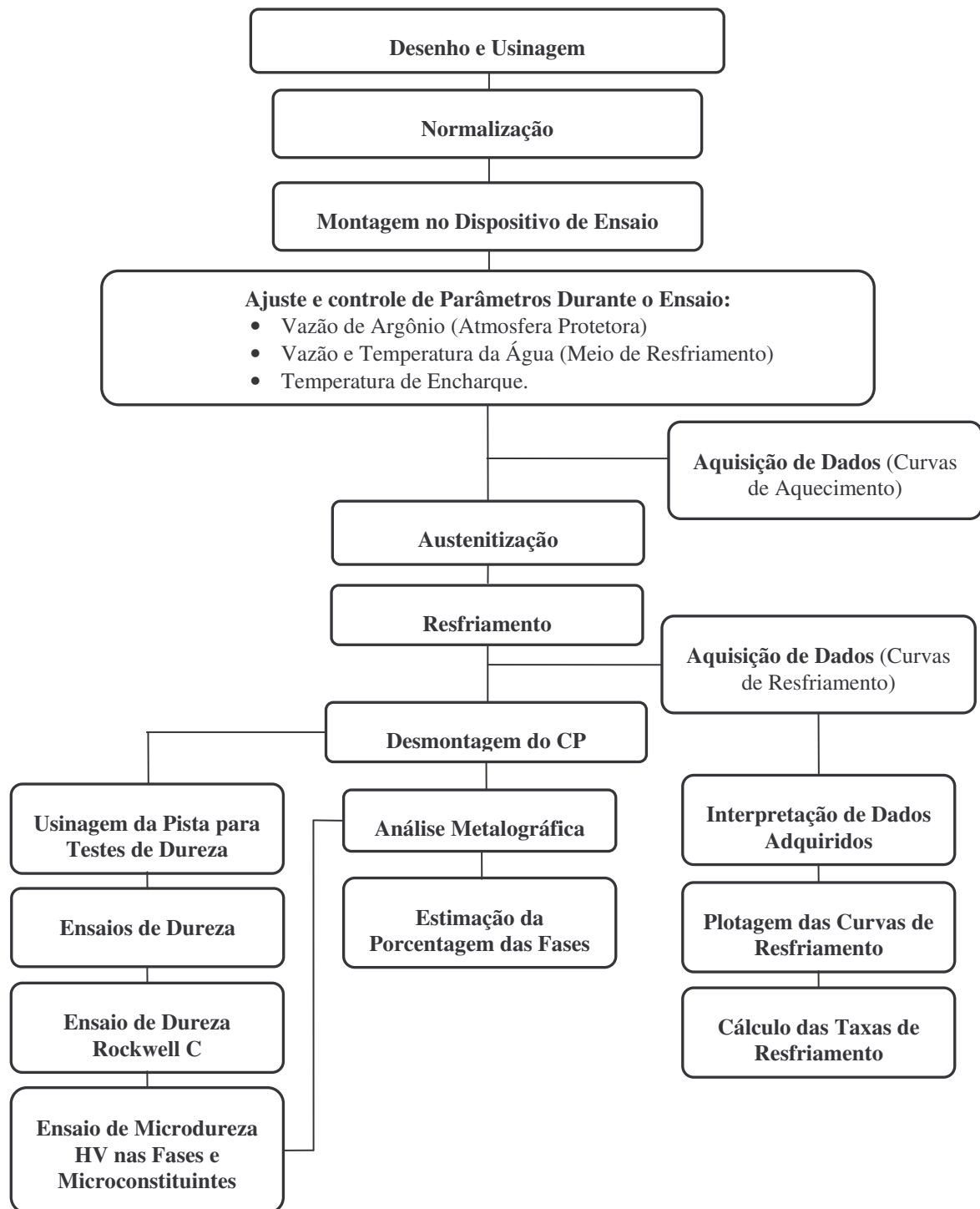


Figura 4.3 Fluxograma de procedimento experimental aplicado aos corpos de prova ensaiados dos aços em estudo.

#### 4.2.1. Projeto, Desenho e Usinagem do Corpo de Prova

Com o intuito de monitorar as temperaturas ao longo de uma parte do corpo de prova, procedeu-se a instrumentá-lo com o auxílio de termopares tipo K. Para tal efeito, o corpo de prova deveria possuir furos com um diâmetro suficiente para alojar os termopares durante o ensaio. Outro aspecto levado em consideração seria a facilidade de manuseio da proveta Jominy no momento de resfriamento, visando que os termopares não fossem obstáculos no percurso entre o forno para o encaixe dispositivo de resfriamento. Considerando estas exigências foi desenhado num CAD (Pro-Engineer 3.0) um corpo de prova Jominy, seguindo as dimensões da Norma ASTM A 255-07 com o design mostrado na Figura 4.4.

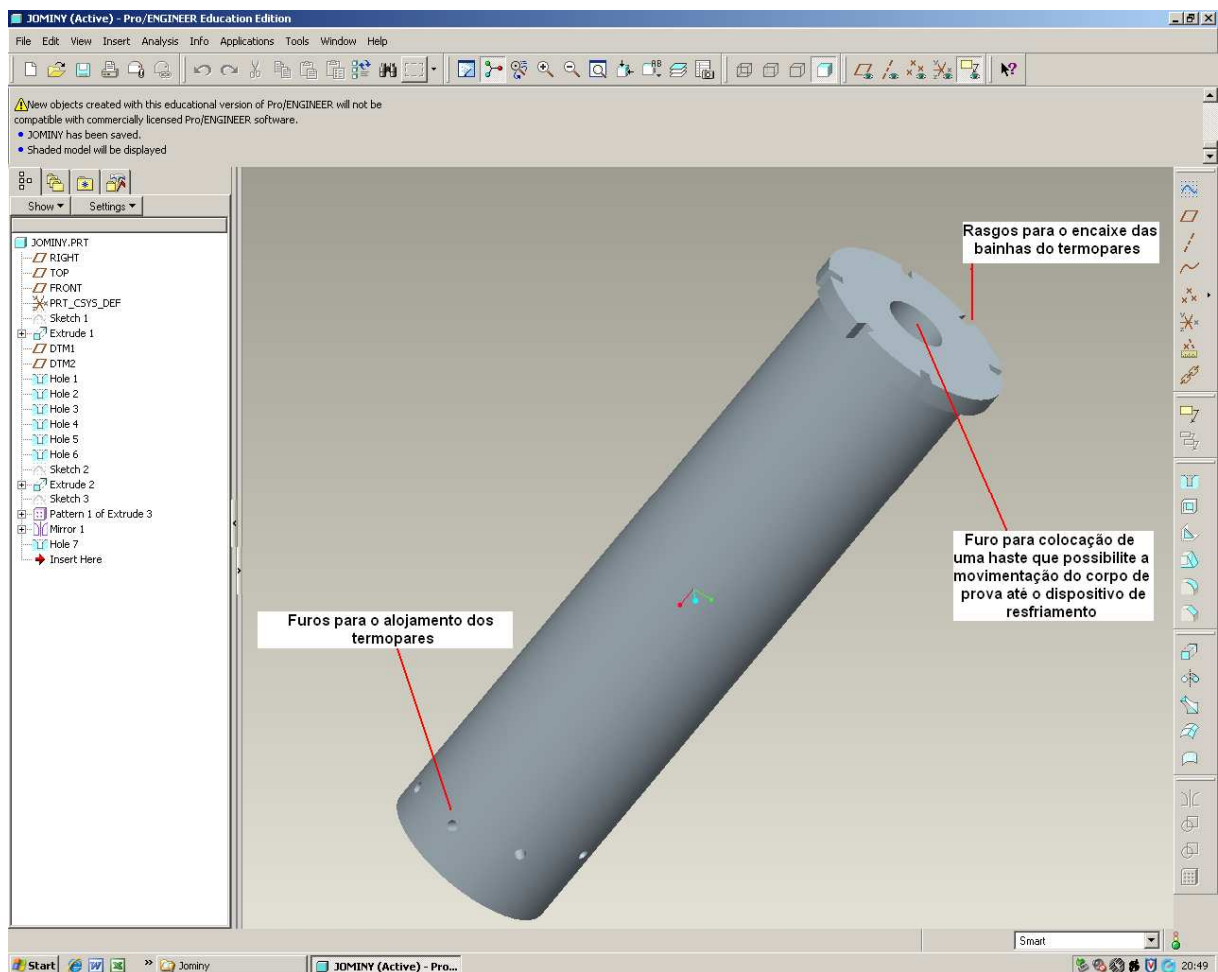
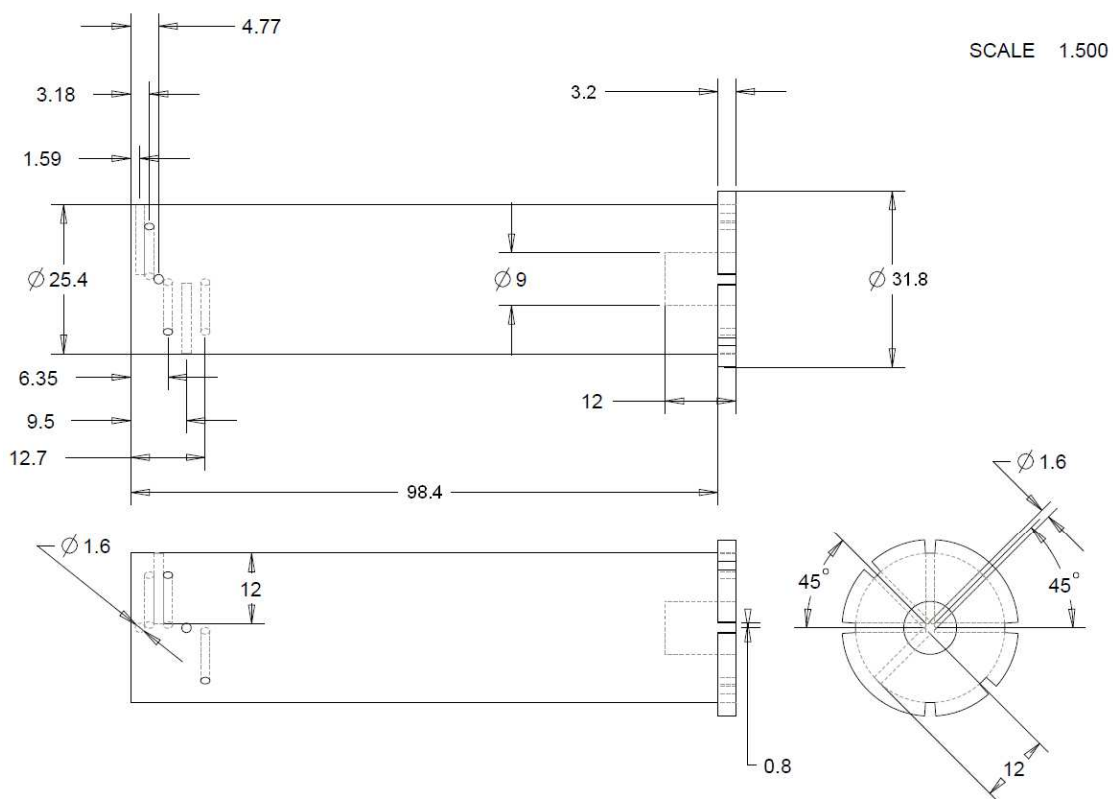


Figura 4.4 Projeto e desenho do corpo de prova instrumentado para o Ensaio Jominy.

A quantidade de furos correspondem ao numero de termopares usados no ensaio, neste caso, foram 6 furos para 6 termopares. Foi adotado um diâmetro interno de 1.6 mm na usinagem dos furos. As distâncias entre estes foram contadas linearmente a partir da

extremidade de resfriamento (1.59 mm, 3.18 mm, 4.77 mm, 6.35 mm, 9.5 mm e 12.7mm). A separação ao longo do diâmetro do corpo de prova foi adotada em ângulos de 45 e 90° ao igual que na elaboração dos rasgos da cabeça do corpo de prova ( $45^\circ+45^\circ+90^\circ+45^\circ+45^\circ+90^\circ=360^\circ$ ). Foi usinado na superfície oposta a ser resfriada um furo com rosca M10 para a colocação de uma haste de aço inoxidável para movimentar o corpo de prova, ou seja desde sua colocação no forno até o encaixe no dispositivo de resfriamento. Após a modelagem, elaborou-se o desenho para sua posterior usinagem. As Figuras 4.5 e 4.6 mostram o esquema de desenho e a proveta Jominy usinada.



Desenho	02.09	Nunura	Material: SAE 1045	<b>LAFUN</b> Laboratório de Fundição
Copiado				
Verificado				
Visto				
Escala:	<b>Corpo de Prova Jominy</b>			Des. Nº <b>01</b>
1.5				
Qtde.:				
06				Substituído Por:

Figura 4.5 Desenho do corpo de prova Jominy projetado para instrumentação do ensaio.



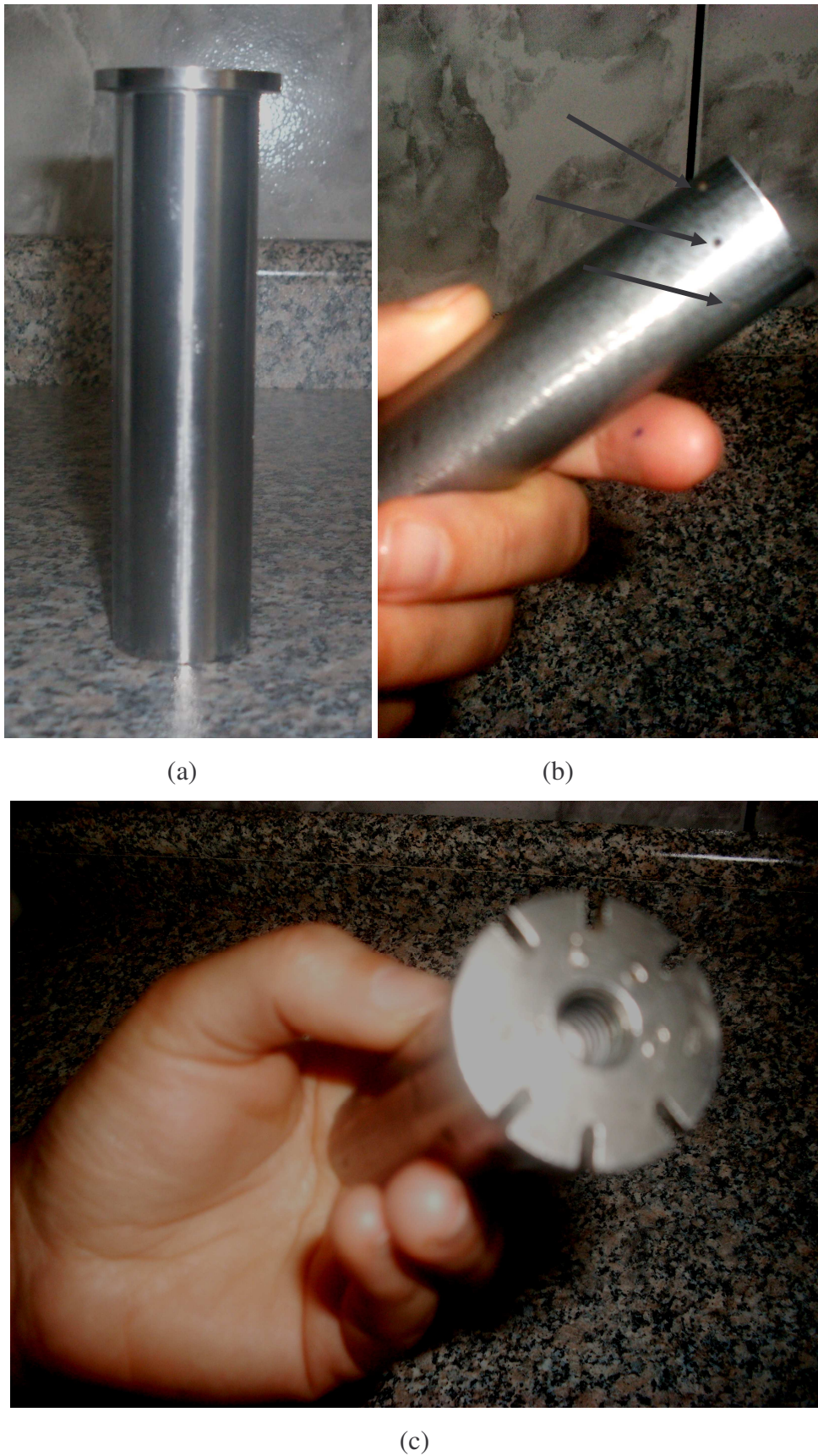


Figura 4.6 Amostra usinada. Em (a), vista frontal. Em (b), os furos onde serão colocados os termopares para aquisição de dados. Em (c), na parte superior do corpo de prova foi usinado um furo com rosca para a fixação da haste de movimentação.

#### 4.2.2. Normalização

As amostras foram normalizadas num forno tipo mufla (Figura 4.7) durante 1 h e resfriadas ao ar. Para o SAE 1045 foi adotado uma temperatura de 850°C. Utilizou-se carvão vegetal como atmosfera protetora.



Figura 4.7 Forno tipo Mufla utilizado para os tratamentos de normalização



Figura 4.8 Corpos de prova normalizados

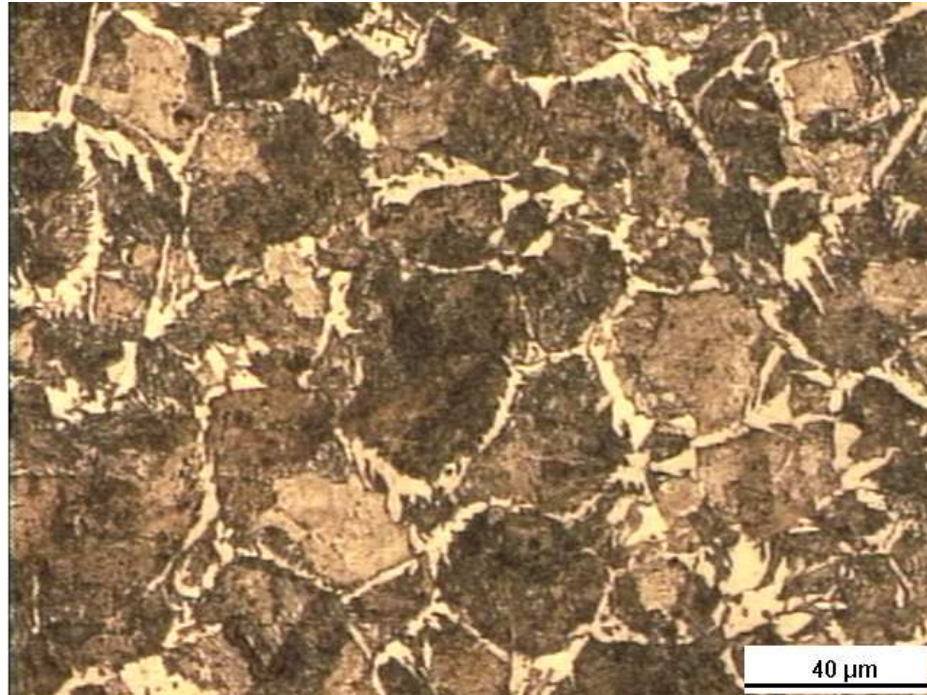


Figura 4.9 Microestrutura do aço ABNT 1045 após a normalização.

#### 4.2.3. Montagem no Dispositivo de Ensaio

Após da normalização das provetas, procedeu-se à montagem de cada corpo de prova para cada ensaio. Os termopares foram inseridos nos furos usinados e também a haste de movimentação foi parafusada à cabeça da proveta. Adotou-se uma denominação para cada termopar e furo a partir da extremidade esquematizada na Figura 4.8.

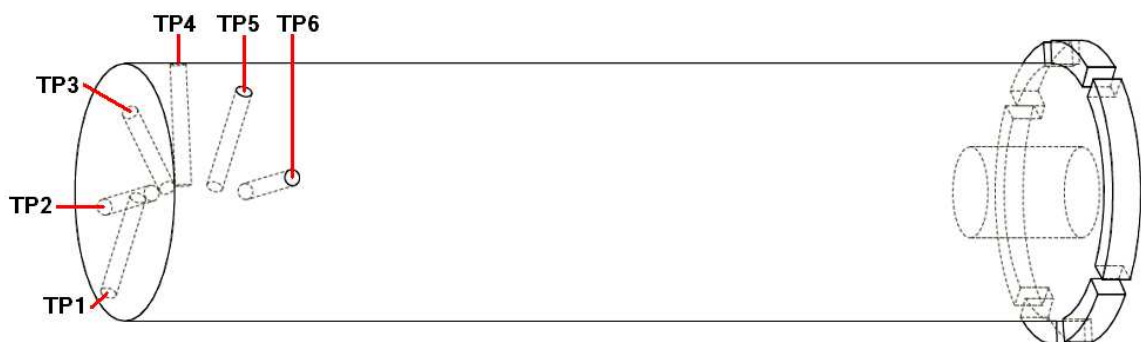


Figura 4.10 Disposição dos termopares no corpo de prova

A entrada e saída do forno foram isoladas com mantas refratárias e o forno foi aquecido. Uma vez que se atingiu a temperatura de encharque, procedeu-se a deslocar em forma vertical e descendente a haste de movimentação para inserir o corpo de prova dentro do

forno. Novamente, a entrada e saída do forno foram isoladas com as mantas. As Figuras 4.9, 4.10 e 4.11 mostram a montagem e etapas do ensaio.

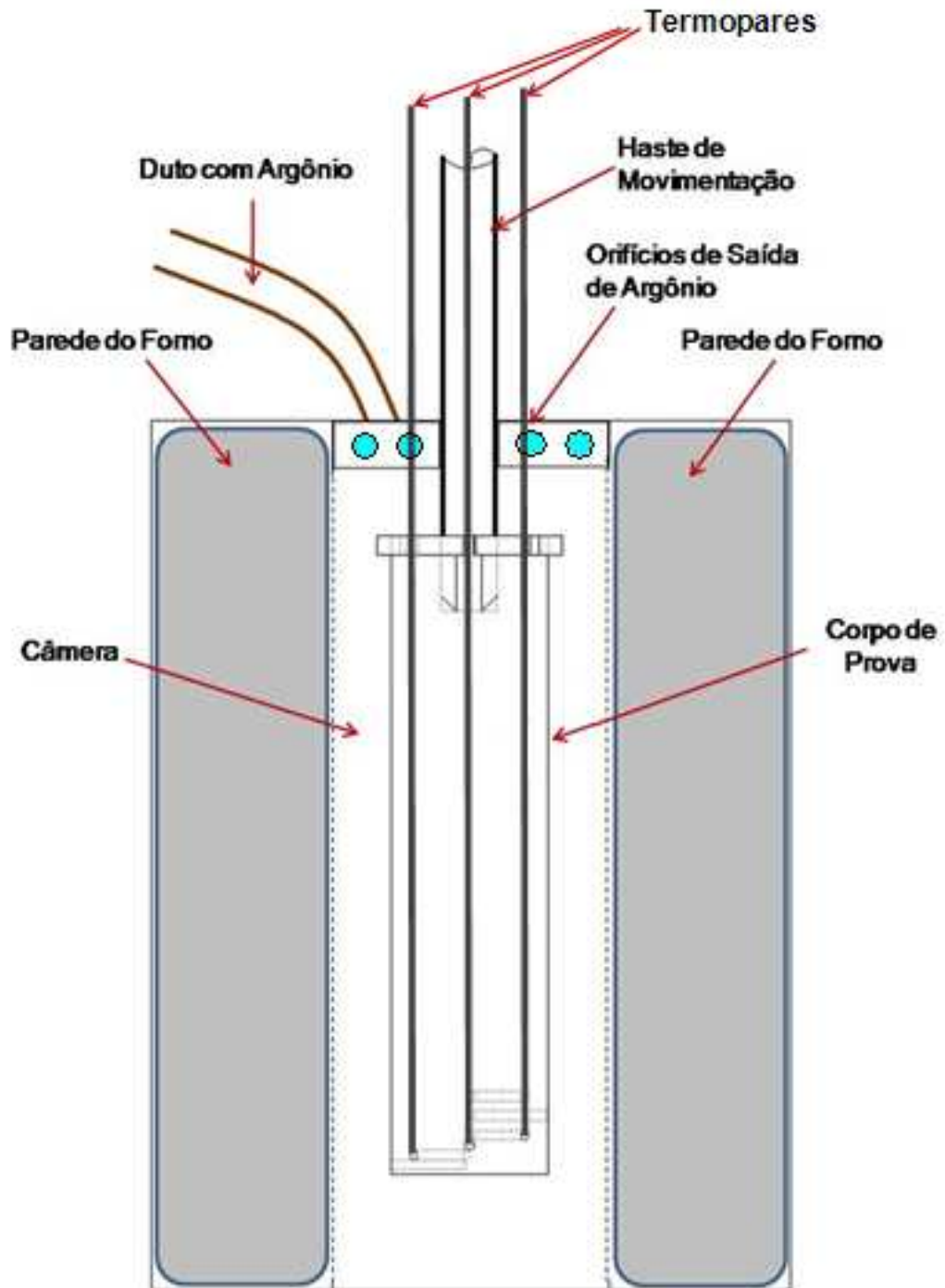


Figura 4.11 Esquema de montagem do corpo de prova na haste e no forno.

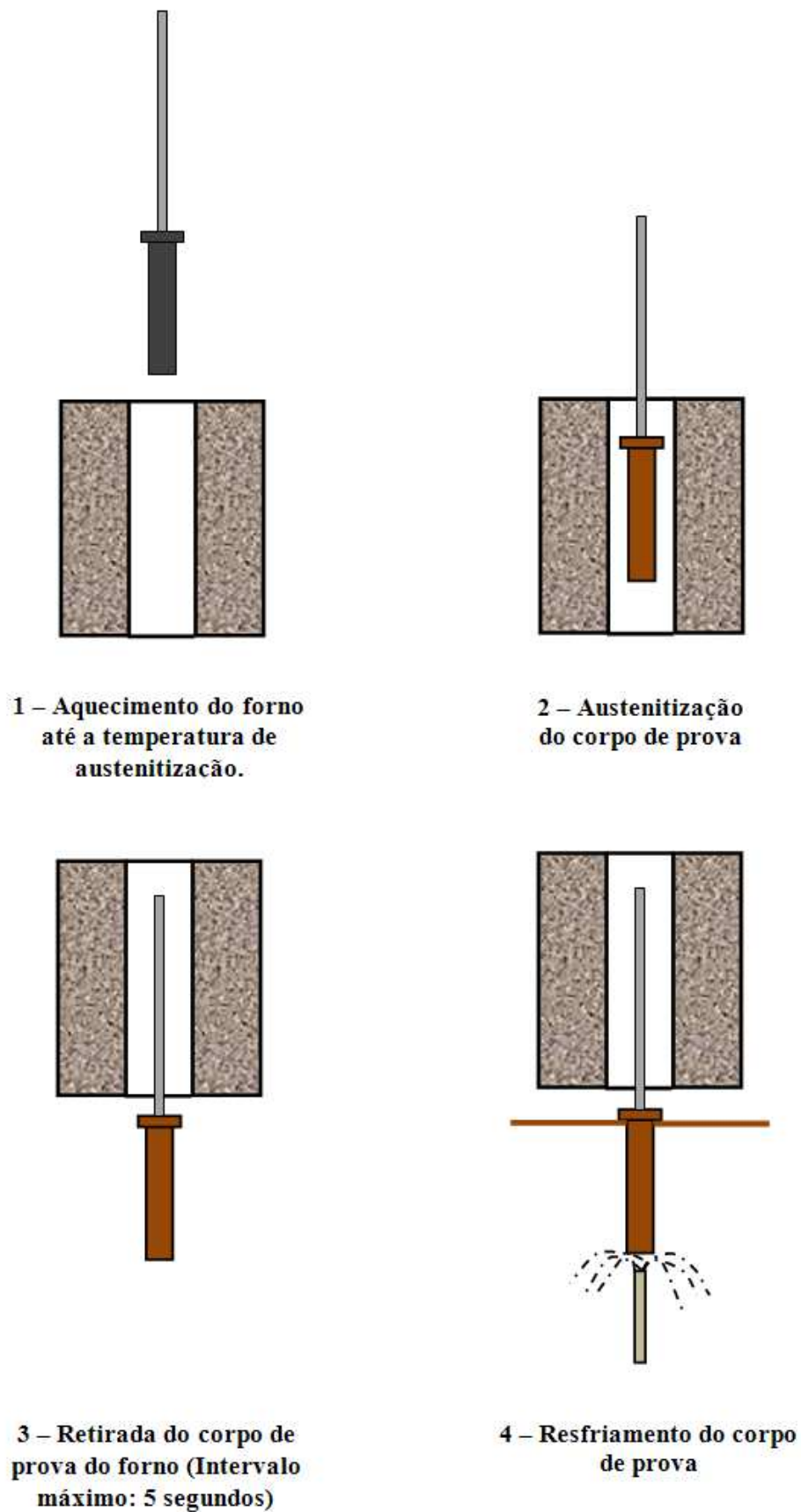


Figura 4.12 Etapas do ensaio

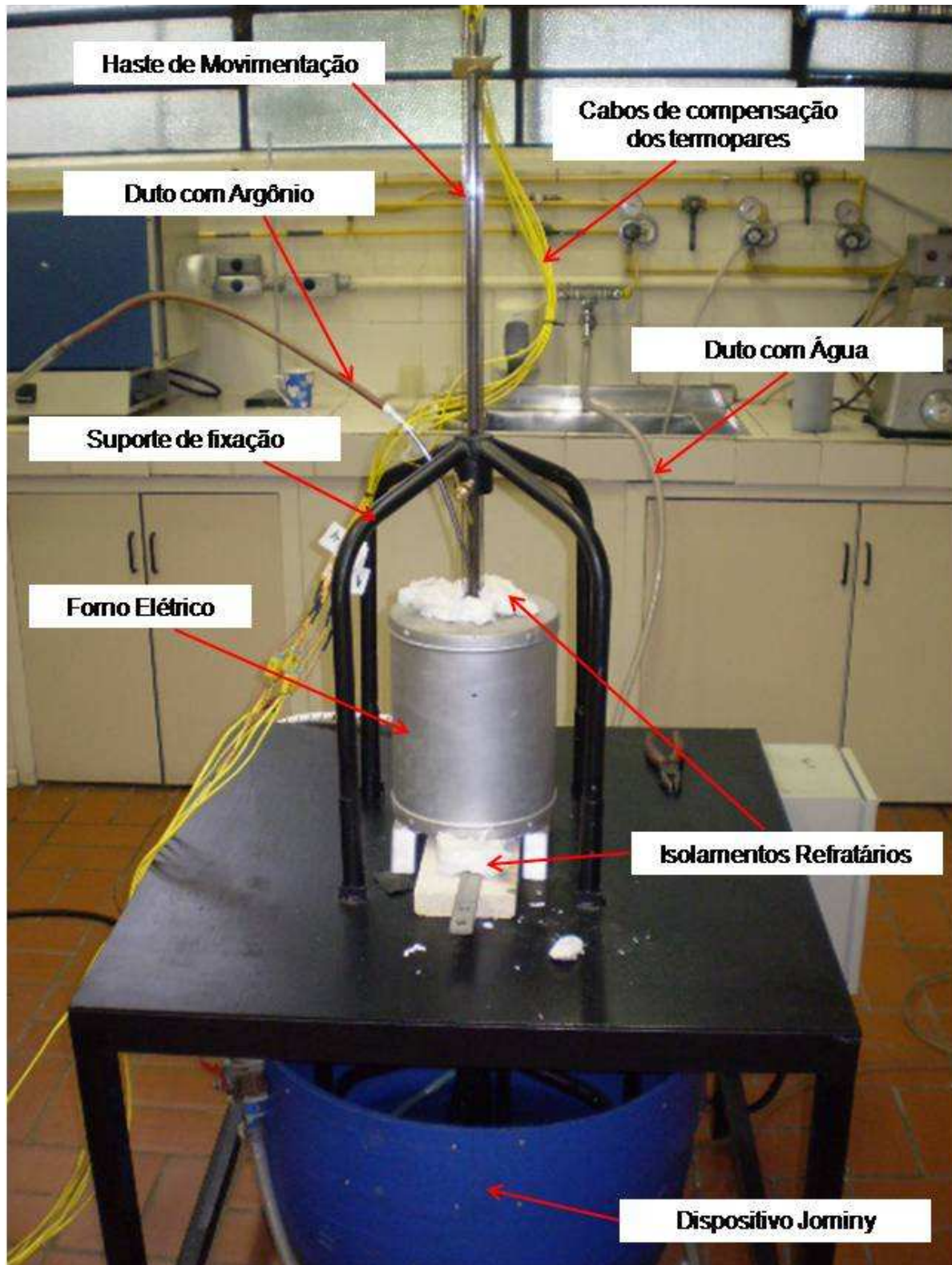


Figura 4.13 Montagem do Ensaio Jominy Instrumentado

#### 4.2.4. Ajuste e Controle de Parâmetros durante o Ensaio

Utilizou-se como atmosfera protetora argônio para minimizar os efeitos da descarbonetação do corpo de prova. A vazão dentro da câmara do forno estabelecida durante o aquecimento foi de 6 litros por minuto. A temperatura da água foi de aproximadamente 20°C. Foi ajustada a altura do jato conforme foi descrito pela norma ASTM A255-07 nas seções anteriores.

#### 4.2.5. Austenitização

Com o intuito de estudar os efeitos da temperatura de austenitização na temperabilidade, foram escolhidas 03 temperaturas de austenitização para cada amostra seguindo a seguinte metodologia:

- 20°C acima da temperatura  $A_{c3}$
- 70°C acima da temperatura  $A_{c3}$
- 120°C acima da temperatura  $A_{c3}$

Com os resultados da análise química do material via EEO, procedeu-se ao cálculo da temperatura crítica de transformação  $A_{c3}$  utilizando uma equação empírica da literatura [ASM HANDBOOK, 1990].

$$A_{c3} = 910 - 203\sqrt{\%C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W \quad (4.1)$$
$$A_{c3} = 781.3^\circ C$$

Então, as temperaturas escolhidas para austenitização foram: 800, 850 e 900°C. O tempo de encharque foi de 30 minutos como já foi mencionado. Foram ensaiados dois corpos de prova para cada temperatura de austenitização.

#### 4.2.6. Resfriamento

Após austenitização do corpo de prova procedeu-se ao seu resfriamento, considerando um intervalo de 5 segundos para colocá-lo no dispositivo de resfriamento e acionar a válvula

de engate rápido para a saída da água. O tempo de resfriamento foi de 600s. A Figura 4.11 mostra a proveta durante o resfriamento.

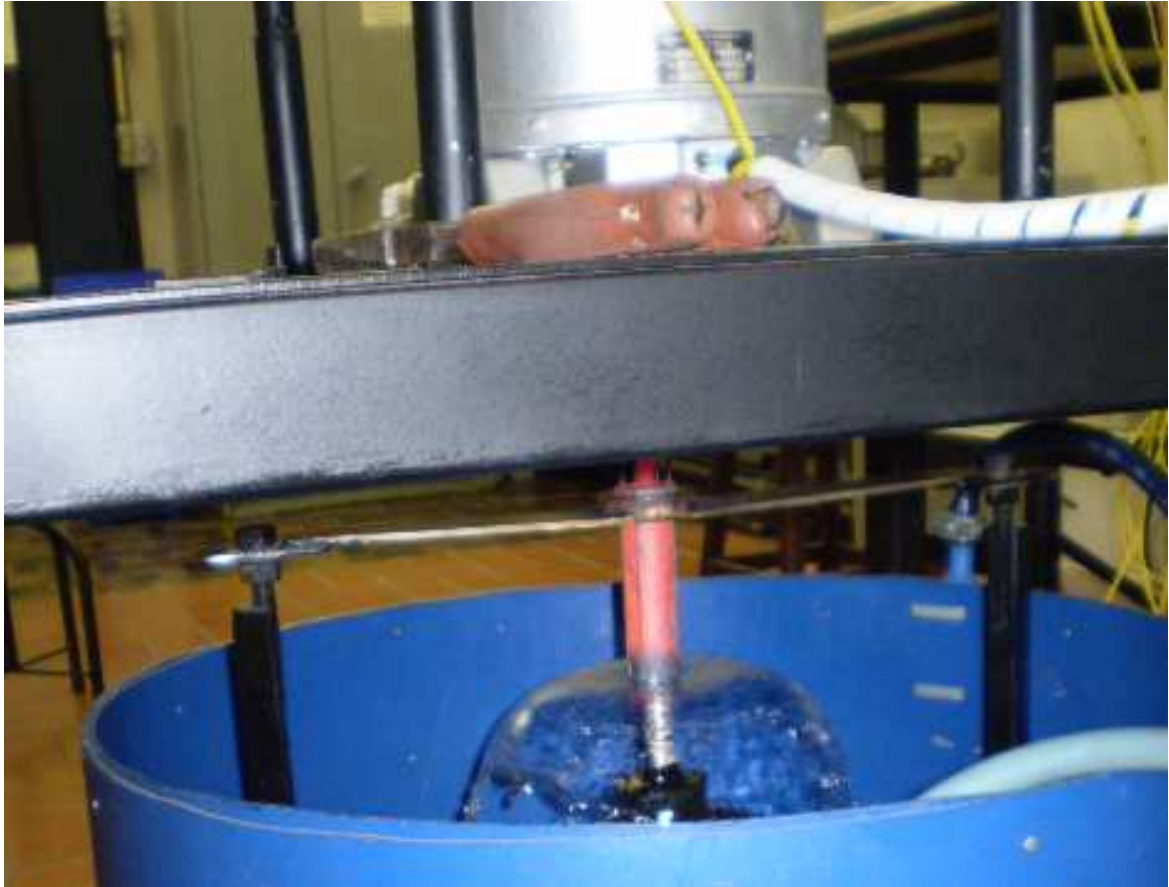


Figura 4.14 Etapa de resfriamento do corpo de prova

#### 4.2.7. Desmontagem

Concluído o resfriamento, foram retirados do corpo de prova a haste e os termopares. Cada corpo de prova foi marcado para a sua futura identificação.

#### 4.2.8. Usinagem das pistas laterais

Conforme visto na seção 3.2.2, foram retificadas duas pistas laterais opostas entre si a 180° com uma profundidade de 0,4 mm para a realização das medições de dureza conforme mostra a Figura 4.15.





Figura 4.15 Corpo de prova usinado para ensaio de dureza

#### 4.2.9. Análise de Dureza

Foram dois tipos de análise realizadas nas amostras: Rockwell C com carga de 150 kgf, para a obtenção do perfil de dureza Jominy, e Microdureza Vickers nas fases presentes da microestrutura. Observaram-se na realização dos ensaios as normas pertinentes. [ASTM E 82-03, ASTM 384-08]. As distâncias entre cada penetração no corpo de prova durante o ensaio Rockwell C foram de 1,59 mm segundo a norma do ensaio ou 1/16 de polegada a partir da extremidade temperada. Para tal efeito a amostra foi colocada num dispositivo acoplado com um parafuso que ao ser girado permite o avanço da amostra a 1,59 mm a cada volta. A análise de microdureza Vickers foi realizada para medir durezas pontuais nas fases e microconstituintes. Estas foram efetuadas com cargas de 300, 200 e 25g com tempo de aplicação de 15s. A Figura 4.16 mostra os durômetros utilizados nos ensaios.

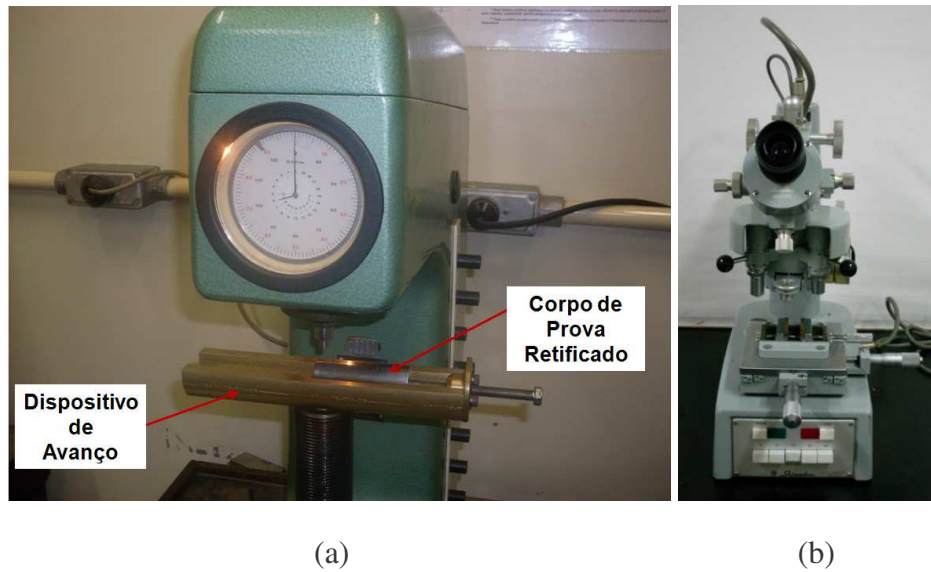


Figura 4.16 Durômetro Rockwell (a) e Microdurômetro Vickers (b). [LAFUN – UFRGS]

#### 4.2.10. Análise Metalográfica

Não foi feito nenhum tipo de embutimento nas amostras. As áreas escolhidas para observação foram as pistas retificadas para ensaios de dureza nas posições adotadas como TP1, TP2, TP3, TP4, TP5 e TP6 onde foram colocados os termopares. As amostras foram preparadas segundo procedimentos padrões das normas ASTM E 3 e ASTM E 407: lixamento (granulometrias #220, #320, #400, #600 e #1200), polimento (alumina 1  $\mu\text{m}$  e 0,25  $\mu\text{m}$ ) e ataque químico recomendado para microscopia ótica (MO). Para revelar a microestrutura foi utilizado o reagente Nital (3%). Após o ataque químico, as amostras foram lavadas em água destilada e secas com o auxílio de um soprador de ar quente. O procedimento foi realizado em capela com exaustão e analisadas em bancada metalográfica (Figura 4.17).

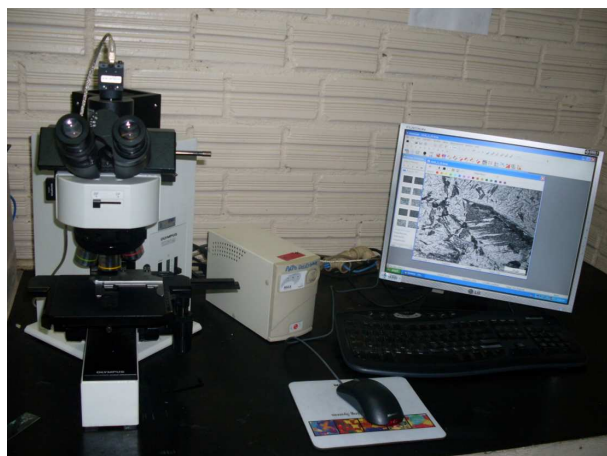


Figura 4.17 Bancada Metalográfica. [LAFUN – UFRGS]

#### 4.2.11. Cálculo das Taxas de Resfriamento

Segundo o METALS HANDBOOK [1990] mostra que as curvas de resfriamento descrevem os três mecanismos de transferência de calor durante uma têmpera em água. A Figura 4.18 apresenta estes mecanismos, e seu efeito sobre a velocidade de resfriamento. Em um primeiro estágio ocorre a formação de uma película de vapor contínua sobre a peça, que retarda o resfriamento. Em temperaturas um pouco mais baixas, o resfriamento é controlado pela formação e separação de bolhas isoladas na superfície da peça. Neste estágio, a velocidade de resfriamento em água é máxima. Assim, contribui, principalmente para geração de tensões residuais. Por fim, o resfriamento se dá sem formação de vapor, por condução e convecção.

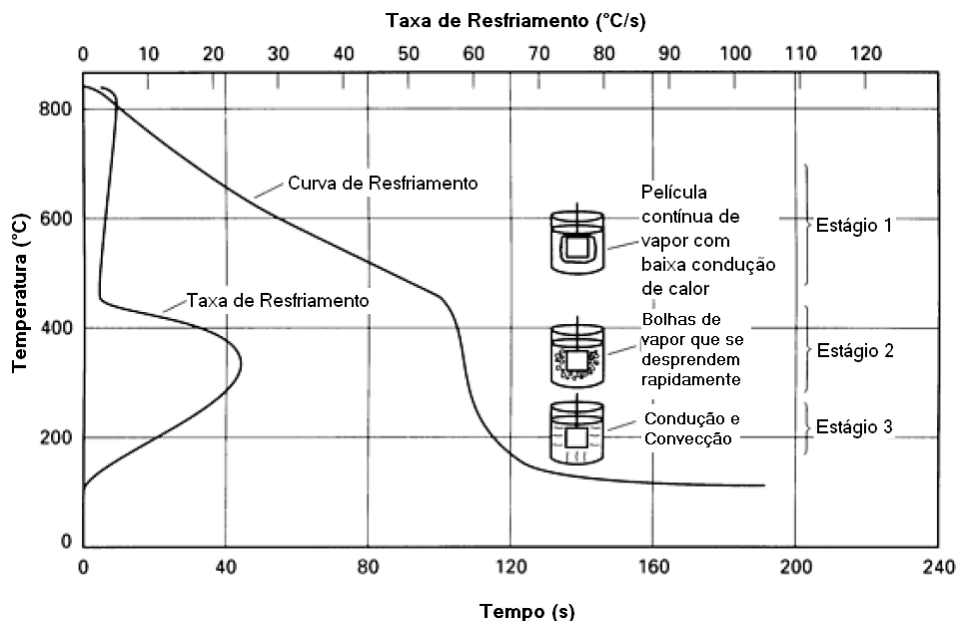


Figura 4.18 Variação de temperatura no centro de uma barra de aço de 25 mm de diâmetro e taxa de resfriamento correspondente durante a têmpera em água. Estão indicados os três estágios do resfriamento de têmpera e os mecanismos dominantes em cada estágio. [Adaptado do METALS HANDBOOK, 1990 e COLPAERT, 2008]

A Figura 4.19 mostra uma curva de resfriamento obtida durante o resfriamento de um aço submetido ao ensaio Jominy. A proposta para calcular a taxa de resfriamento seria: estimar o intervalo entre a temperatura austenitização com a temperatura de início de transformação martensítica. Este  $\Delta T$  é dividido por um intervalo de tempo  $\Delta t$  que poderia estar representado

pelo estágio 2 da Figura 4.18, conforme foi explicado, a velocidade de resfriamento é máxima.

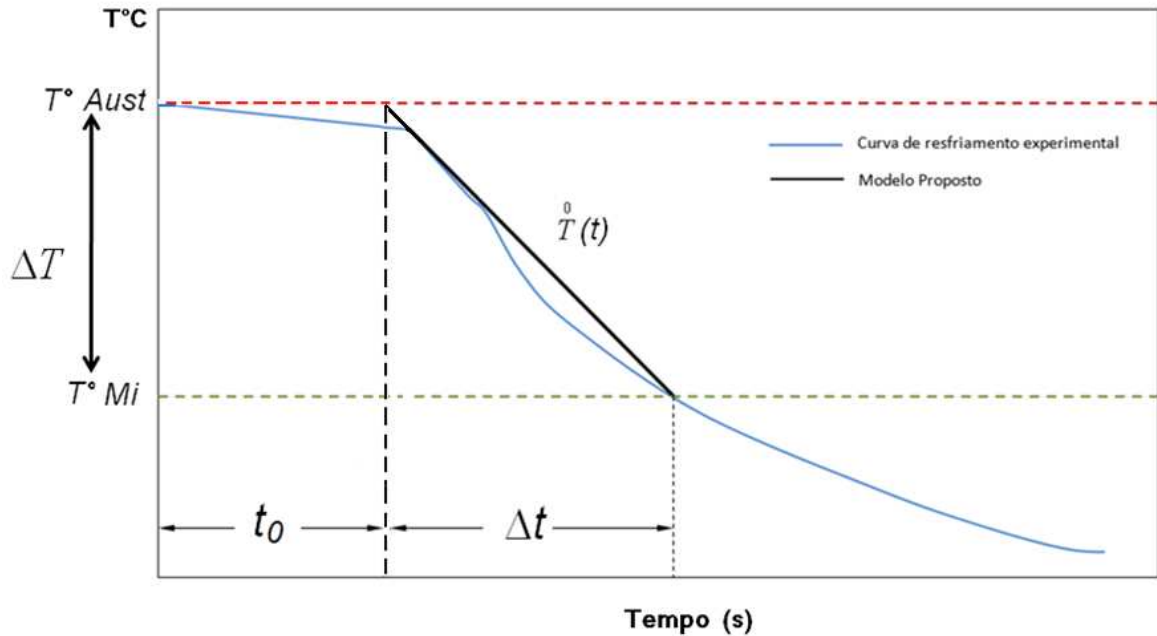


Figura 4.19 Metodologia empregada para o cálculo das taxas de resfriamento durante o ensaio.

Logo, a Taxa de Resfriamento que induz possíveis transformações de fase pode ser calculada como:

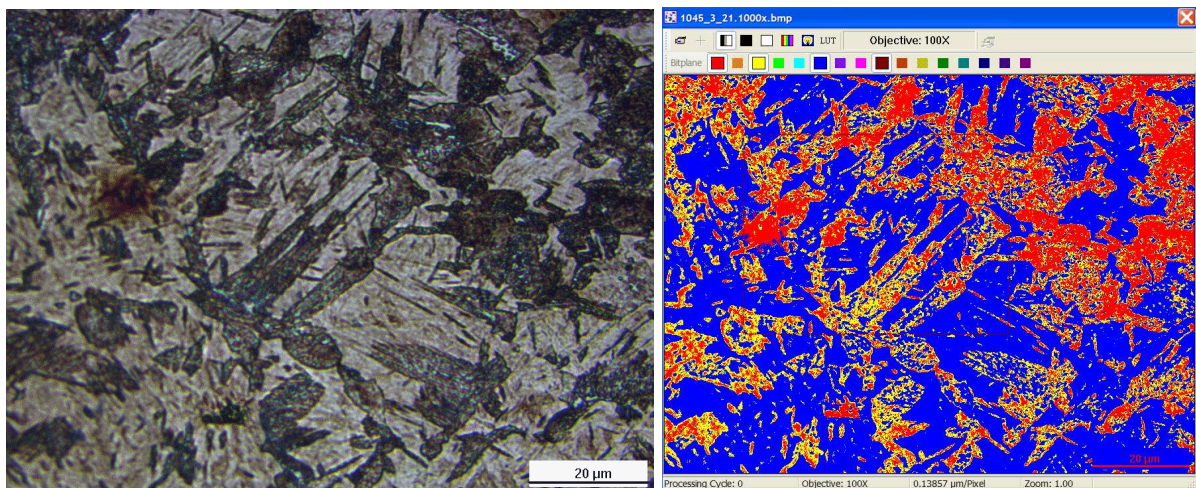
$$\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{T_{AUSTENITIZAÇÃO} - T_{Mi}}{\Delta t} \left[ \frac{^{\circ}C}{s} \right], \quad (4.2)$$

Com os resultados da análise química do material, procedeu-se ao cálculo da temperatura crítica de transformação  $M_i$  utilizando uma equação empírica da literatura [ASM HANDBOOK, 1990].

$$\begin{aligned} M_i &= 512 - 453\%C - 16.9Ni + 15\%Cr - 9.5Mo + 217(\%C)^2 - 71.5\%C\%Mn \\ &\quad - 67.6\%C\%Cr \\ M_i &\cong 328^{\circ}C \end{aligned} \quad (4.3)$$

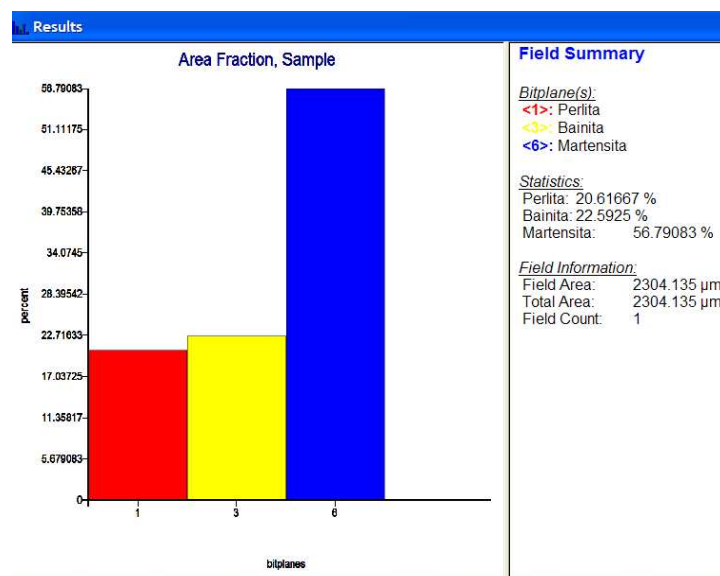
### 4.3. Determinação do Porcentual das Fases Presentes

Esta etapa foi realizada com o auxílio de um software metalográfico do Laboratório de Fundição – LAFUN. Tal ferramenta computacional nos permite estimar a fração das fases presentes numa micrografia com o auxílio de rotinas programadas no software que quantificam a área dos mosaicos metalográficos em função da cor e morfologia. Foram analisadas por este método as microestruturas resultantes das três temperaturas de austenitização já mencionadas. No final de cada rotina de análise é gerado um relatório das da porcentagem das áreas calculadas conforme serão mostrados nas figuras a seguir. A Figura 4.20 descreve brevemente o processo de tratamento das micrografias.



(a)

(b)



(c)

Figura 4.20 Estimação do percentual de fases de uma determinada microestrutura obtida no corpo de prova. Em (a), a aquisição da micrografia. Em (b), a identificação das áreas das fases em função da morfologia e tonalidade de cor. Em (c), o resultado do cálculo das áreas.

#### 4.4. Determinação do perfil de dureza Jominy a partir das microdurezas e porcentagens das fases presentes

Se forem conhecidas as microdurezas das fases e as porcentagens das mesmas, pode ser aplicada a seguinte expressão para a estimação da dureza global em cada ponto do corpo de prova a fim de ser comparado com os resultados experimentais de dureza HRC. [SMOLJAN, 2005]

$$HV = [(\%Martensita) \cdot HV(Martensita)] + [(\%Bainita) \cdot HV(Bainita)] + [(\%Perlita) \cdot HV(Perlita)] + [(\%Ferrita) \cdot HV(Ferrita)] \quad (4.4)$$

#### 4.5. Utilização de um Aplicativo Computacional para a Simulação das Curvas de Resfriamento do Ensaio Jominy

Foi utilizado um software capaz de simular as curvas de resfriamento durante o ensaio Jominy para sua futura comparação com as curvas obtidas experimentalmente. A transferência de calor durante uma simulação de tal aplicativo é considerada unidirecional, ou seja, ao longo do comprimento do corpo de prova. Em tal sentido, são considerados os mecanismos de transferência de calor por convecção forçada na extremidade temperada e condução no interior do material. O coeficiente de transferência de calor por convecção  $h$  será considerado constante. As trocas térmicas por radiação nas laterais serão desconsideradas. A Figura 4.21 esquematiza as condições iniciais e de contorno juntamente com os mecanismos de transferência de calor considerados na modelagem do ensaio.

A Figura 4.22 mostra a interface gráfica gerada onde serão cadastrados os dados do aço, tais como composição química para o cálculo das temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ . Também são inseridas as propriedades termofísicas.

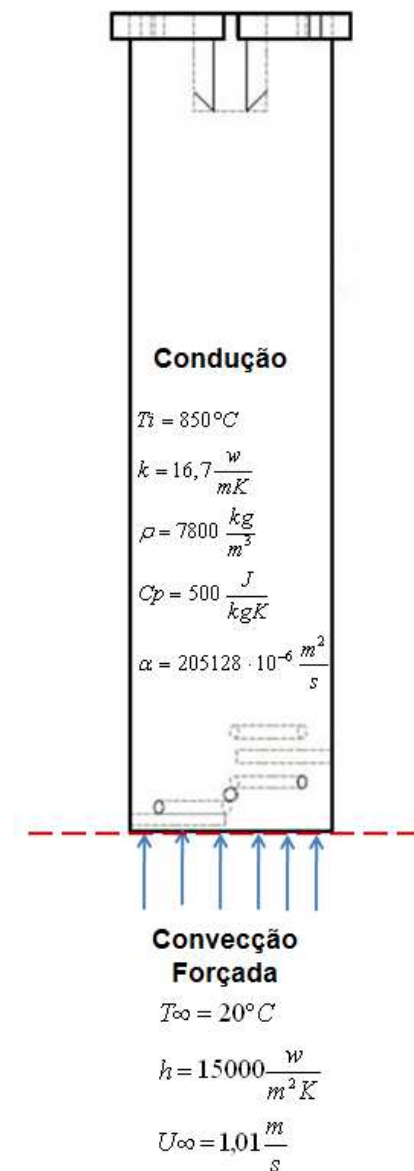


Figura 4.21 Mecanismos de transferência de calor considerados durante o ensaio.

Onde:

$h$ : Coeficiente de Transferência de Calor por Convecção

$U_\infty$ : Velocidade da corrente livre da água

$T_\infty$ : Temperatura de corrente livre da água

$T_i$ : Temperatura inicial do corpo de prova

$k$ : Condutividade térmica do aço na temperatura de austenitização

$\rho$ : Densidade do aço

$C_p$ : Calor específico

$\alpha$ : Difusividade térmica do aço.

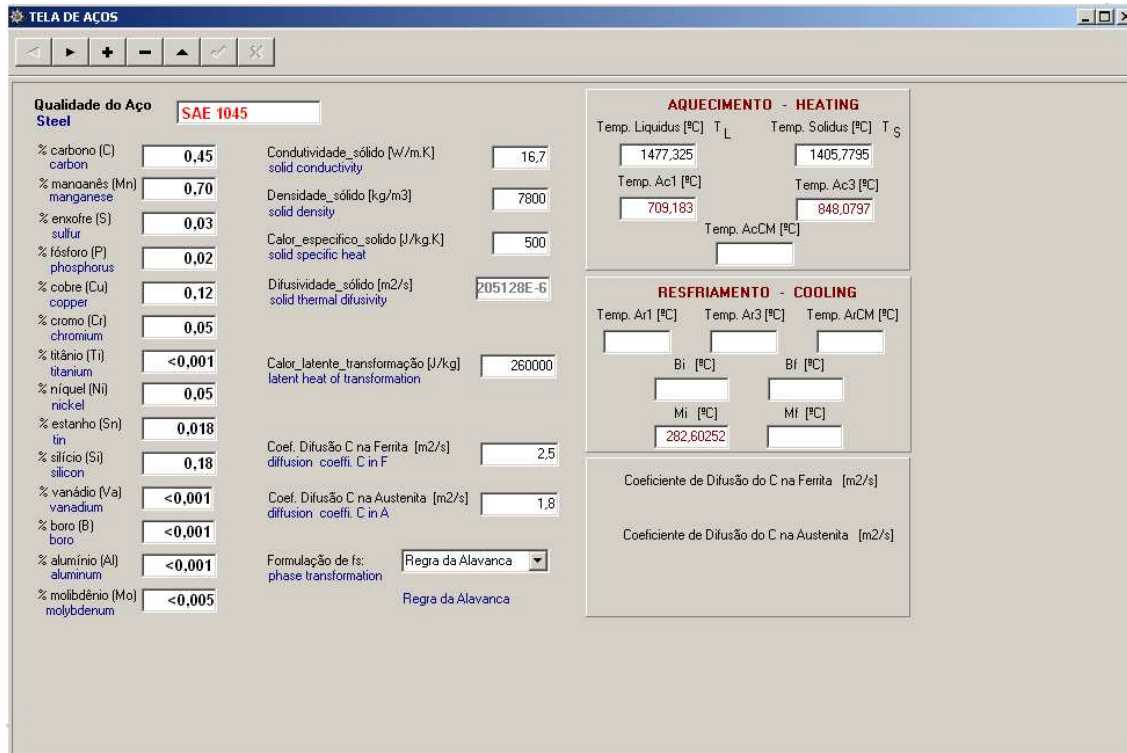


Figura 4.22 Tela de entrada de dados termofísicos e composição química

Uma vez cadastrado o material, procede-se à simulação das curvas de resfriamento. Para isto, é necessário inserir as temperaturas de austenitização, a temperatura de resfriamento o tempo de simulação, o coeficiente de transferência de calor por convecção além das posições dos termopares. A Figuras 4.23 e 4.24 mostram um exemplo de simulação para o aço SAE 1045.

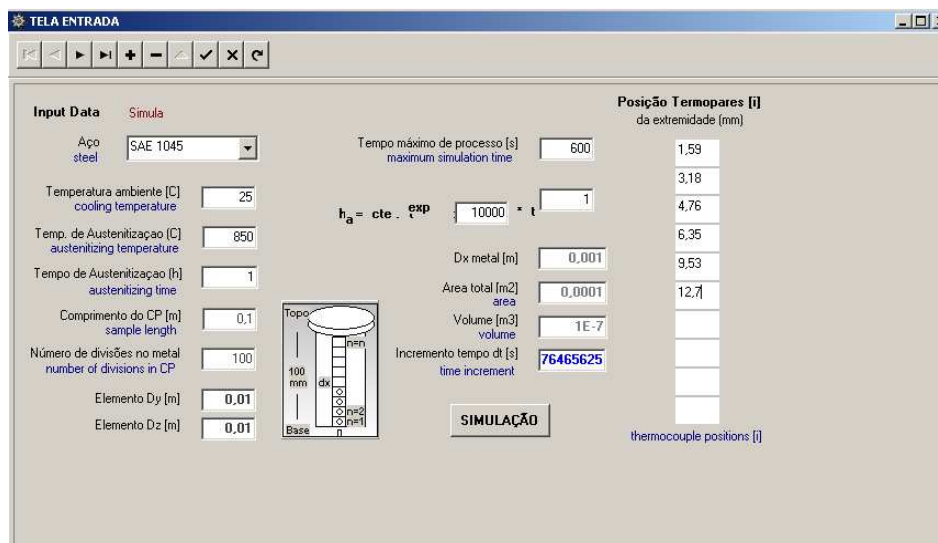


Figura 4.23 Tela de simulação



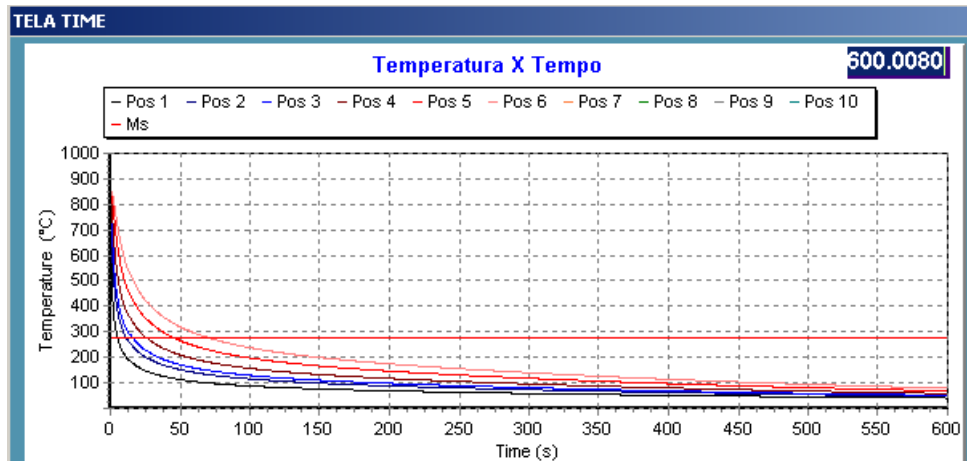


Figura 4.24 Plotagem das curvas simuladas

É gerado além disso, um relatório da simulação conforme visto na Figura 4.25. Os dados da simulação foram transferidos para um assistente de gráficos que possibilitou a plotagem das curvas térmicas.

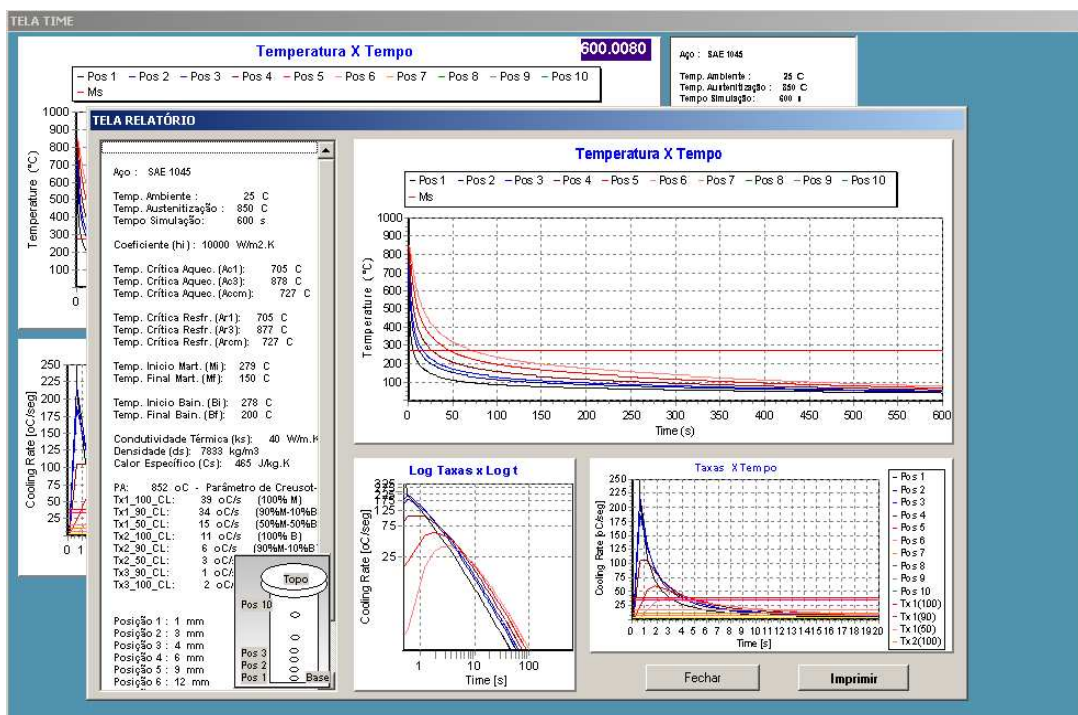


Figura 4.25 Relatório da simulação

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1. Curvas de Resfriamento Experimentais

As Figuras 5.1, 5.2 e 5.3 mostram as curvas de resfriamento durante o ensaio Jominy do aço SAE 1045, austenitizado a 3 temperaturas conforme descrito na seção 4.2.5. Neste sentido, o uso de termopares para a instrumentação do corpo de prova Jominy mostrou-se eficiente para a obtenção da análise térmica durante o ensaio e para a obtenção das taxas de resfriamento.

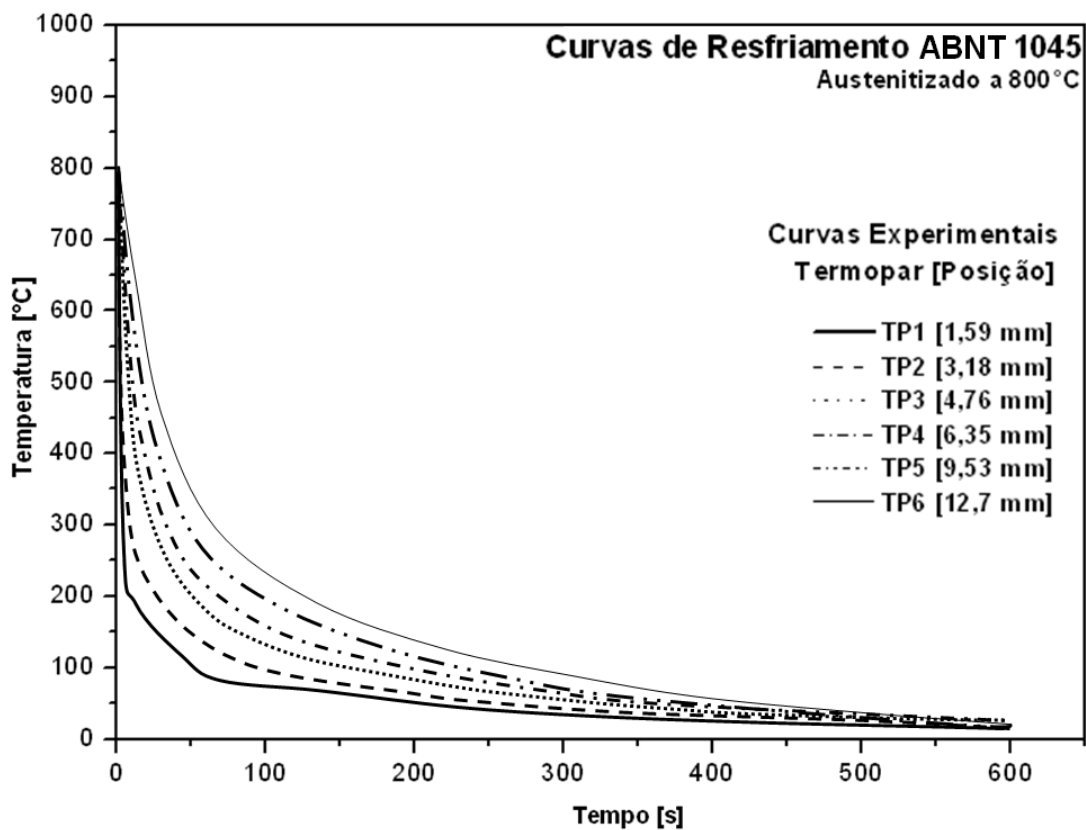


Figura 5.1 Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 800°C

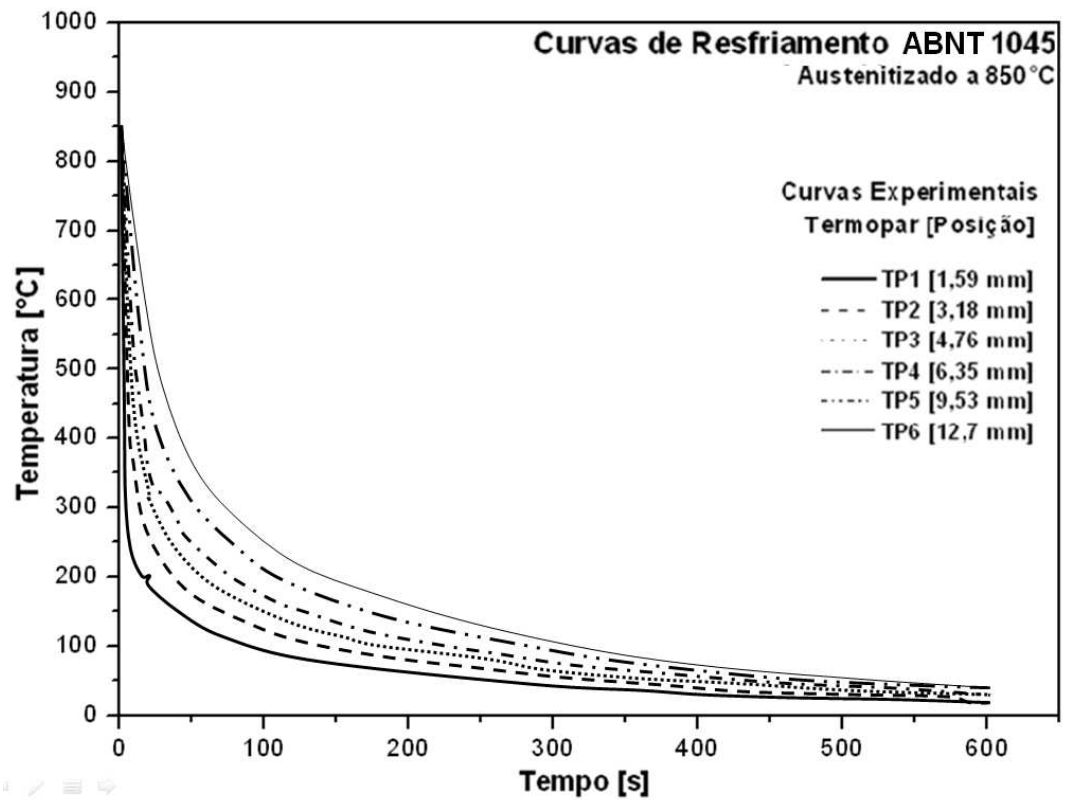


Figura 5.2 Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 850°C

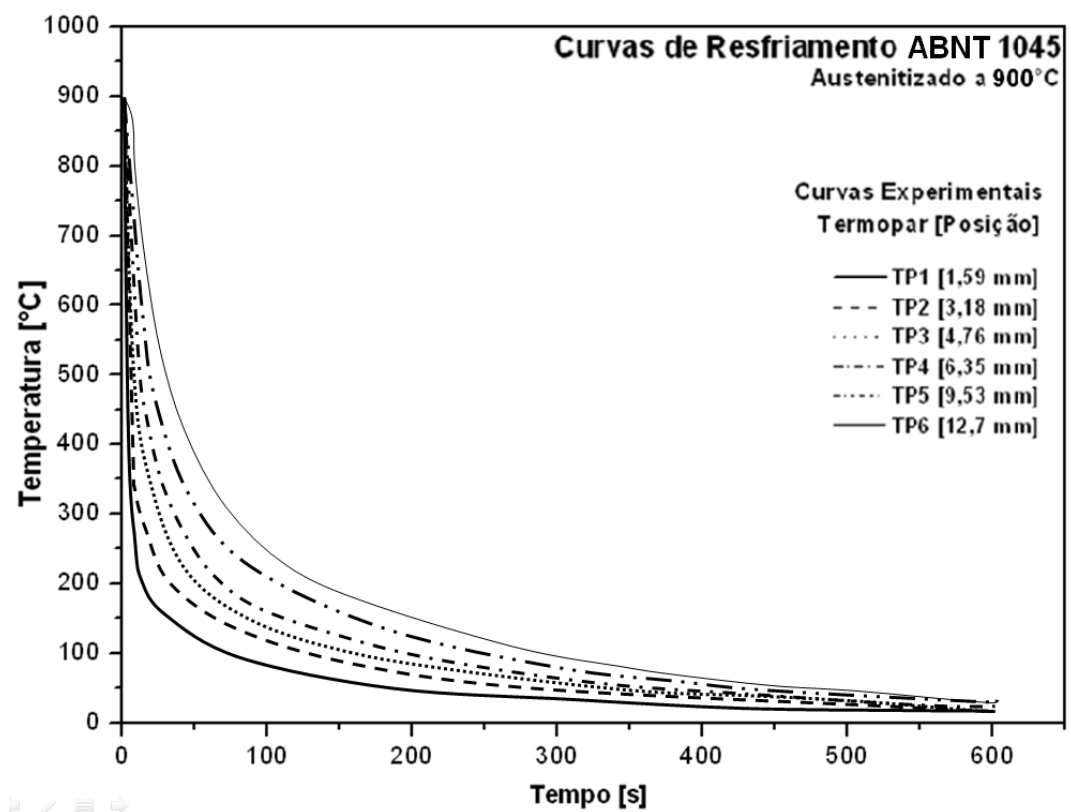


Figura 5.3 Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 900°C

## 5.2. Taxas de Resfriamento Experimentais

Seguindo a metodologia descrita na seção 4.2.11 foram calculadas as taxas de resfriamento para cada posição do termopar e temperatura de austenitização. Utilizaram-se para os cálculos as temperaturas monitoradas pelo sistema de aquisição de dados. A Tabela 5.2 mostra o resultado do cálculo das taxas em função da posição. As Figura 5.4, 5.5 e 5.6 esquematizam o cálculo das taxas de resfriamento nas três temperaturas de austenitização.

Tabela 5.1 Taxas de resfriamento em função da posição durante o Ensaio Jominy para o SAE 1045

Posição(mm)	Taxa (°C/s)		
	800°C	850°C	900°C
1,6	238,0	200,8	157,8
3,2	73,2	56,4	63,3
4,8	24,9	28,4	24,5
6,4	20,2	22,6	20,6
9,6	12,8	12,6	12,3
12,7	9,4	8,8	8,9
<b>T° Austenitização</b>	<b>800°C</b>	<b>850°C</b>	<b>900°C</b>

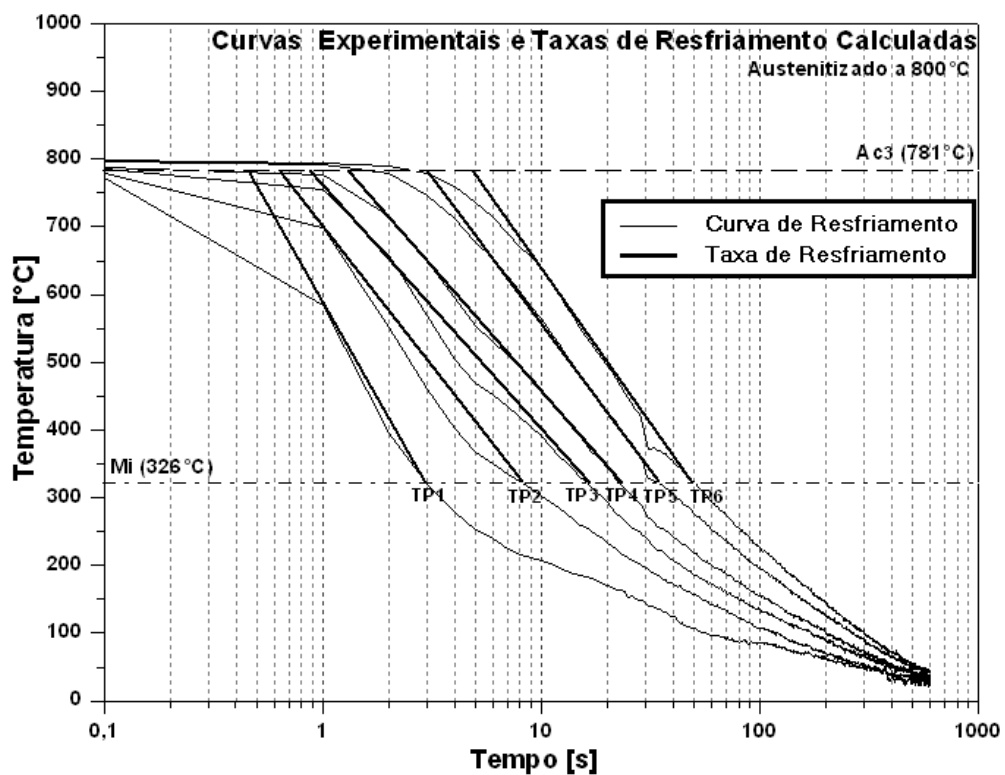


Figura 5.4 Cálculo das taxas de resfriamento a partir das curvas de resfriamento obtidas durante a aquisição de dados do Ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 800°C.

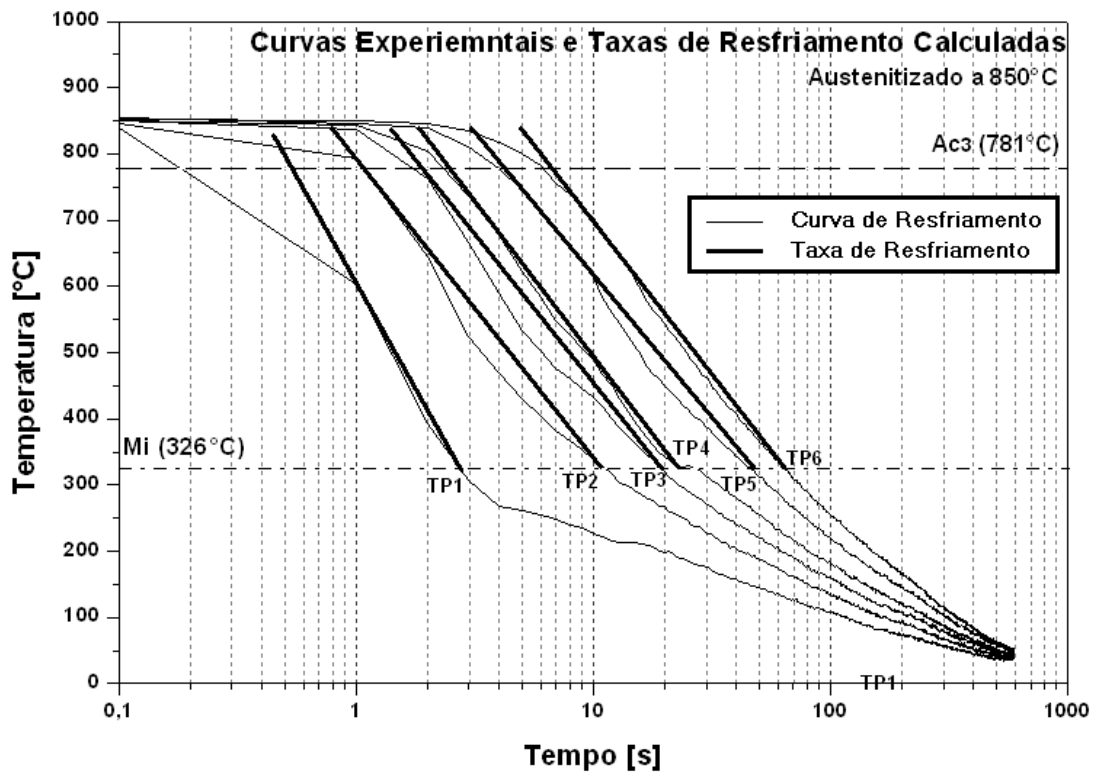


Figura 5.5 Cálculo das taxas de resfriamento a partir das curvas de resfriamento obtidas durante a aquisição de dados do Ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 850°C.

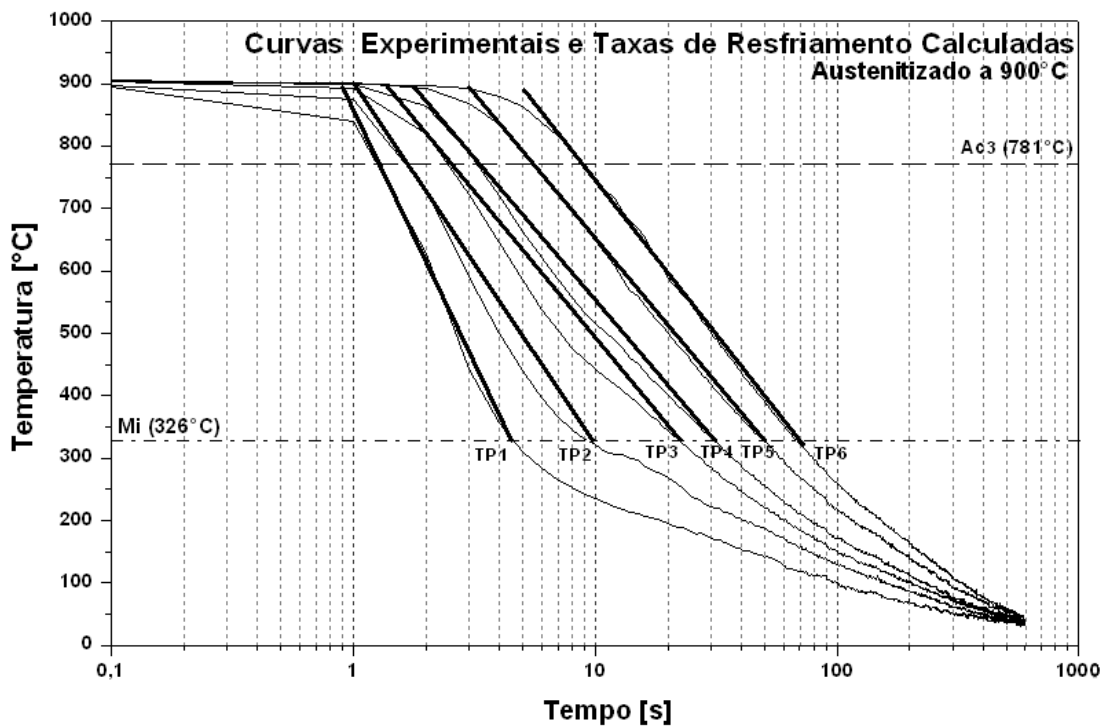


Figura 5.6 Cálculo das taxas de resfriamento a partir das curvas de resfriamento obtidas durante a aquisição de dados do Ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 900°C.

Foram ajustados numericamente os pontos de taxas em função da posição (Figura 5.7) nas três temperaturas de austenitização aplicadas ao ensaio, gerando expressões numéricas para sua futura correlação com a dureza e microestrutura, as quais são descritas a seguir:

$$T^{\circ}\text{Aust.: } 800^{\circ}\text{C} \rightarrow \dot{T} = 844,7 \cdot e^{-\frac{\text{posição}}{1,21}} + 11,7 \quad (5.1)$$

$$T^{\circ}\text{Aust.: } 850^{\circ}\text{C} \rightarrow \dot{T} = 739,8 \cdot e^{-\frac{\text{posição}}{1,14}} + 13,9 \quad (5.2)$$

$$T^{\circ}\text{Aust.: } 900^{\circ}\text{C} \rightarrow \dot{T} = 423,2 \cdot e^{-\frac{\text{posição}}{1,51}} + 10,6 \quad (5.3)$$

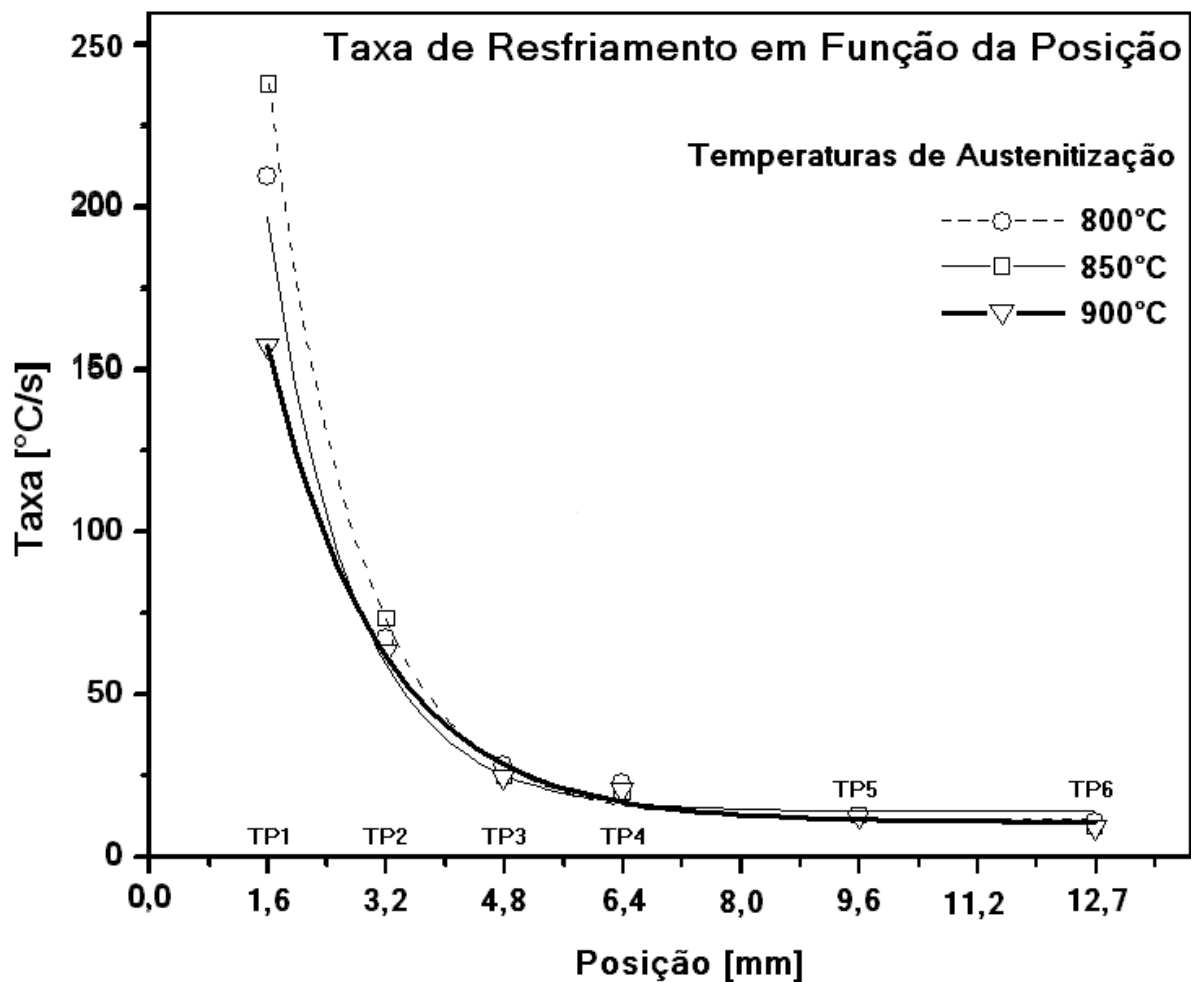


Figura 5.7 Gráfico do ajuste numérico das taxas de resfriamento em função da posição durante o Ensaio Jominy para o aço ABNT 1045.

Observa-se que para diferentes temperaturas de resfriamento, há diferença nas taxas das duas primeiras posições do corpo de prova. A partir da posição TP3, as taxas de resfriamento são praticamente iguais, independente da temperatura de austenitização.

Conforme ilustrado na Figura 4.16 um tempo inicial em cada curva de resfriamento denominado  $t_0$  foi correlacionado em função da posição dos termopares. Este tempo inicial foi levado em consideração, pois a taxa de resfriamento neste intervalo é muito baixa para induzir transformações o que pode ser constatado ao colocar as curvas de resfriamento num diagrama TTT. Logo deste intervalo foi calculada a taxa de resfriamento para cada posição. A Figura 5.8 mostra a correlação entre o tempo inicial ( $t_0$ ) em relação à posição dos termopares.

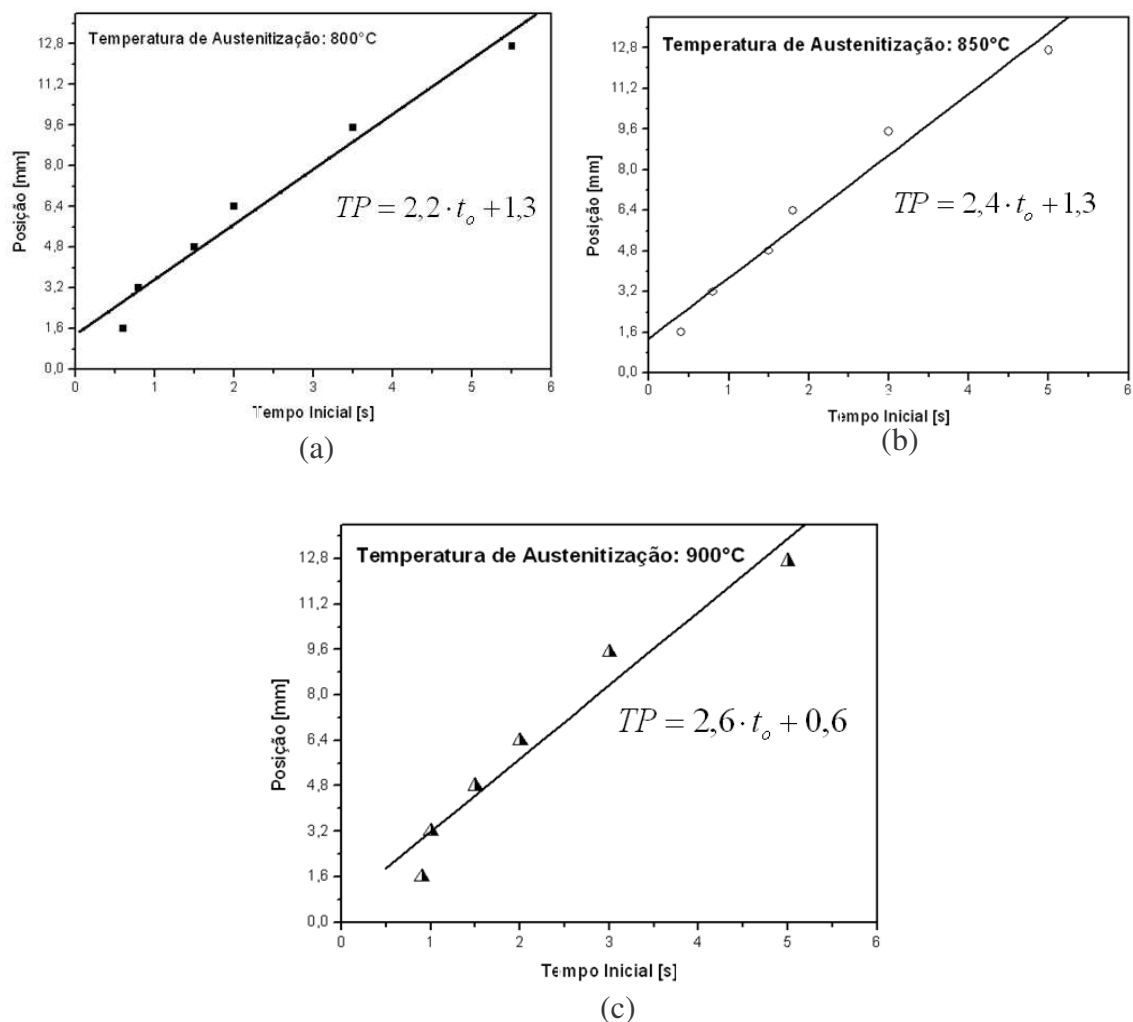


Figura 5.8 Correlação entre o tempo inicial ( $t_0$ ) em relação à posição dos termopares. Em (a), para uma  $T^\circ$ Aust. de 800°C. Em (b), para uma  $T^\circ$ Aust. de 850°C. Em (c), para uma  $T^\circ$ Aust. de 900°C.

### 5.3. Análise Metalográfica

#### 5.3.1. Temperatura de Austenitização: 800°C

Nas posições TP1 e TP2 da Figura 5.9 observa-se uma matriz predominantemente martensítica com morfologia de ripas. Na posição TP3 da Figura 5.10(a) observa-se a formação da estrutura bainítica com algumas colônias de perlita num fundo martensítico. Na posição TP4 da Figura 5.10(b) já ocorre a formação de ferrita e perlita devido às baixas taxas de resfriamento nesta posição e provavelmente ainda existe a presença de uma martensita remanescente empobrecida de carbono. Nas posições TP5 e TP6 da Figura 5.11 observa-se uma estrutura predominantemente perlítica – ferrítica.

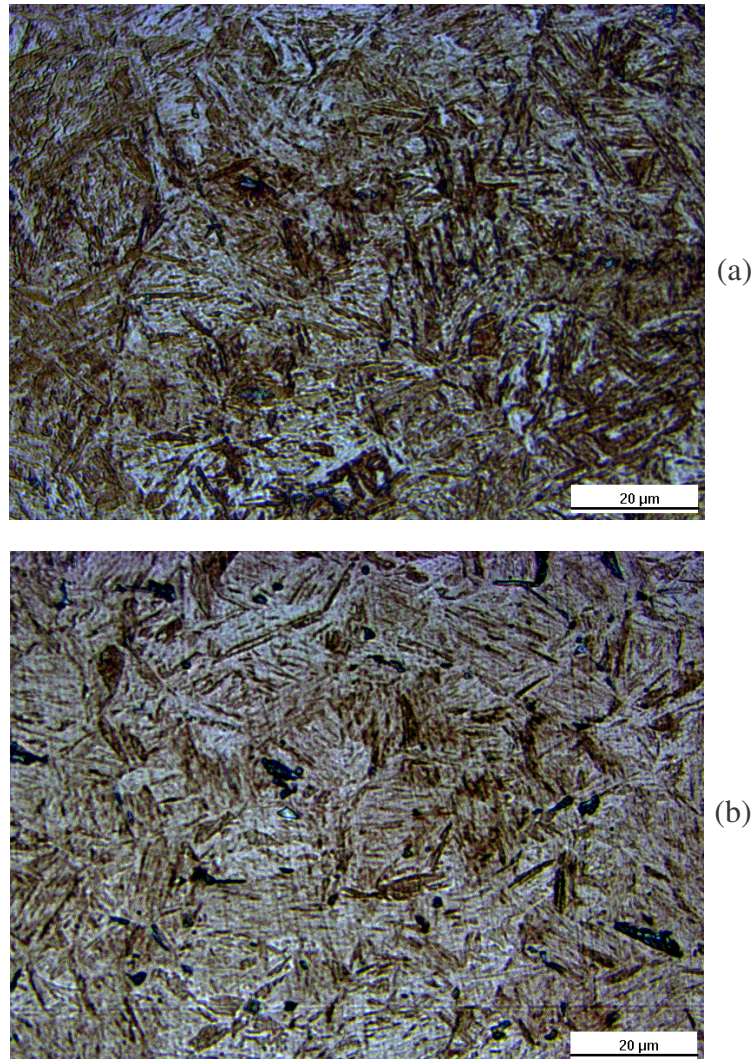


Figura 5.9 Estruturas predominantemente martensíticas com morfologia de ripas. Em (a), a posição TP1. Em (b), a posição TP2. Ataque: Nital 3%.



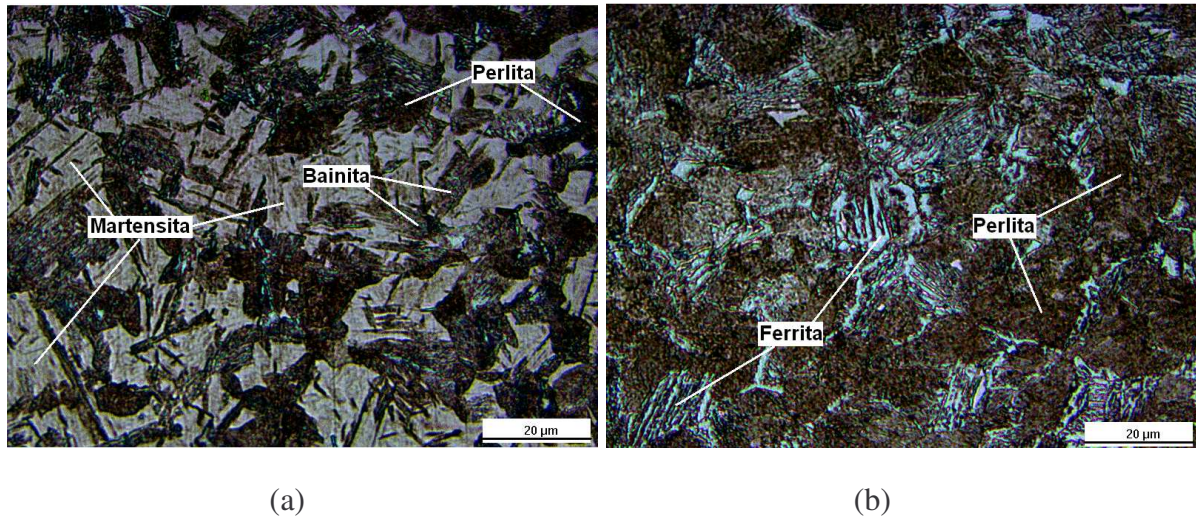


Figura 5.10 Posição TP3 (em (a)) onde se observa uma estrutura bainítica com colônias de perlita num fundo martensítico. Na posição TP4 (em (b)), já se observa a formação de uma estrutura perlítica - ferrítica. Ataque: Nital 3%.

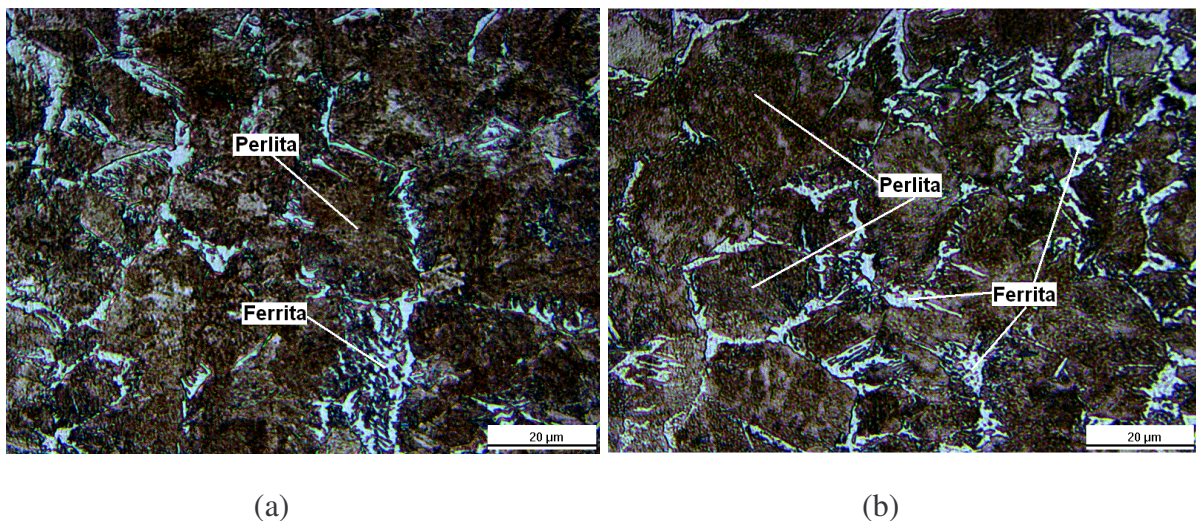
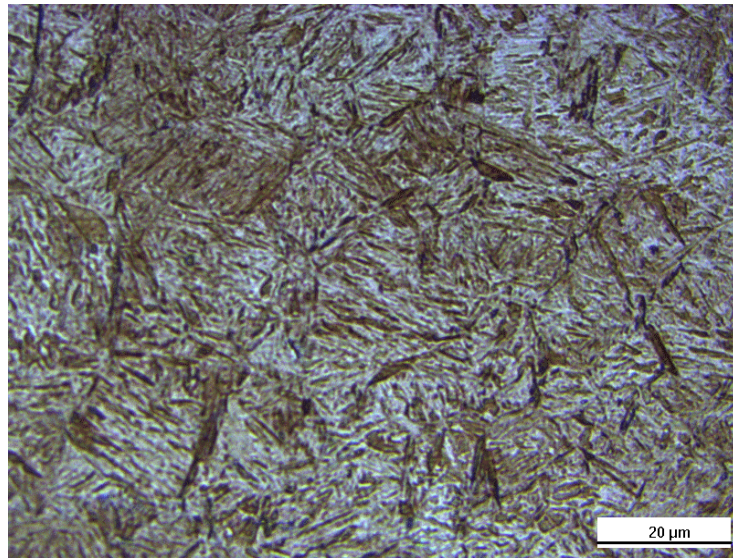


Figura 5.11 Posição TP5 (em (a)) e TP6 (em (b)), onde se observam estruturas predominantemente perlíticas numa rede de ferrita, porém de durezas diferentes, produto das diferentes taxas de resfriamento. Ataque: Nital.

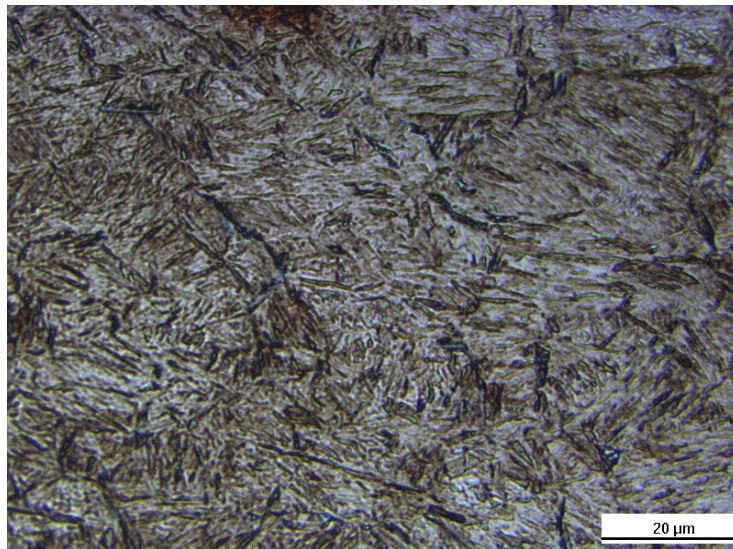
#### 5.3.1.1. Temperatura de Austenitização de 850°C

Nas posições TP1 e TP2 da Figura 5.12 ao igual que no ensaio a temperatura de austenitização de 800°C, observa-se uma matriz predominantemente martensítica com morfologia de ripas, Na posição TP3 da Figura 5.13(a) observa-se a formação da estrutura bainítica com algumas colônias de perlita num fundo de martensita. Na posição TP4 da Figura 5.13(b) é notória a formação de ferrita e perlita com a presença de uma martensita

remanescente empobrecida de carbono produto da difusão deste último para os microconstituintes formados. Nas posições TP5 e TP6 da Figuras 5.14 observa-se uma estrutura predominantemente perlítica envolta numa rede de ferrita.



(a)



(b)

Figura 5.12 Estruturas predominantemente martensíticas. Em (a), a posição TP1. Em (b), a posição TP2. Ataque: Nital 3%.

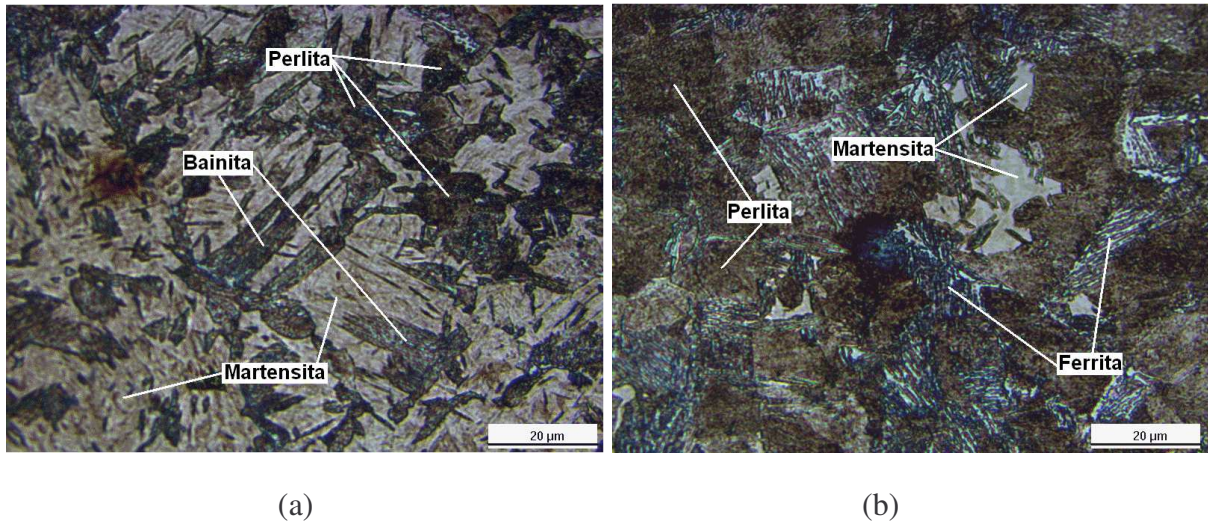


Figura 5.13 Microestrutura da posição TP3 mostrada em (a), onde se observa uma estrutura bainítica com colônias de perlita num fundo martensítico. Na posição TP4 mostrada em (b), observa-se perlita e ferrita com martensita remanescente do ensaio de temperabilidade. Ataque: Nital 3%.

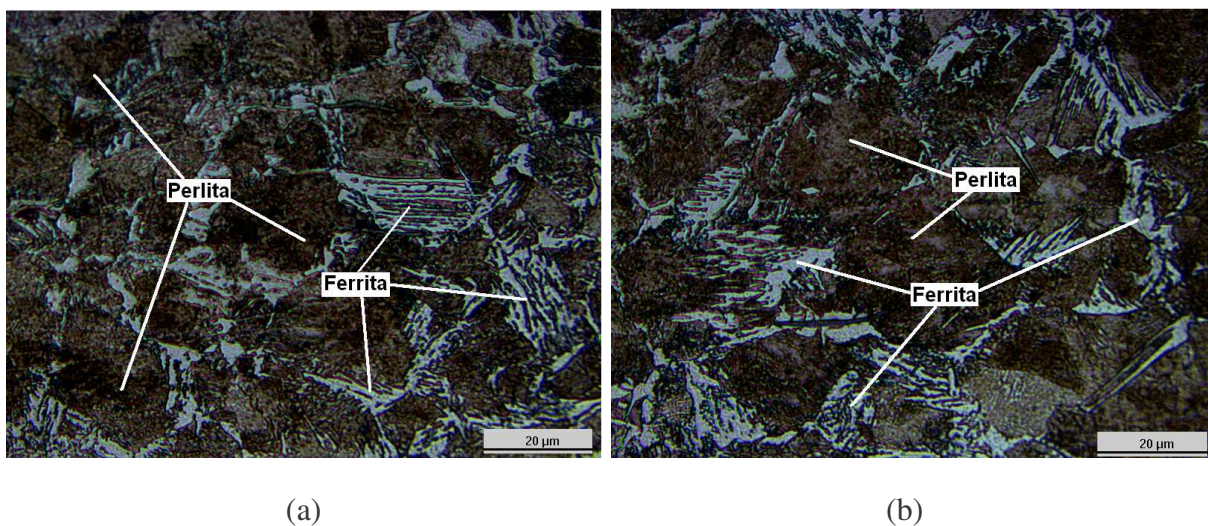


Figura 5.14 Posição TP5 (em (a)) e TP6 (em (b)), onde se observam estruturas predominantemente perlíticas numa rede de ferrita acicular. Ataque: Nital.

### 5.3.1.2. Temperatura de Austenitização de 900°C

Na posição TP1 da Figura 5.15(a) observa-se uma matriz predominantemente martensítica de morfologia grosseira devido à temperatura de austenitização. Na posição TP2 da Figura 5.15(b) a estrutura martensítica já apresenta a formação de bainita. Na posição TP3 da Figura 5.16(a) observa-se a formação da estrutura bainítica com poucos núcleos de perlita num fundo de martensita. Na posição TP4 da Figura 5.16(b) formação de ferrita e perlita com a presença de uma martensita remanescente, não tão empobrecida de carbono (464 HV

segundo testes de microdureza). Este fato pode estar relacionado a um eventual crescimento de grão devido ao aumento na temperatura de austenitização diminuir as áreas de contato e dificultar a precipitação de fases ou microconstituintes como a ferrita ou a perlita, o que resulta num aumento na dureza constatado no perfil de dureza Jominy. Nas posições TP5 e TP6 da Figura 5.17 observa-se uma estrutura predominantemente perlítica com uma rede de ferrita acicular que penetra as colônias de perlita. Segundo COLPAERT (1977) esta textura agulhada da ferrita geralmente está associada a uma granulação grosseira, e os materiais que a possuem são menos tenazes, devido a um aumento na dureza o que foi constatado nos ensaios de microdureza.

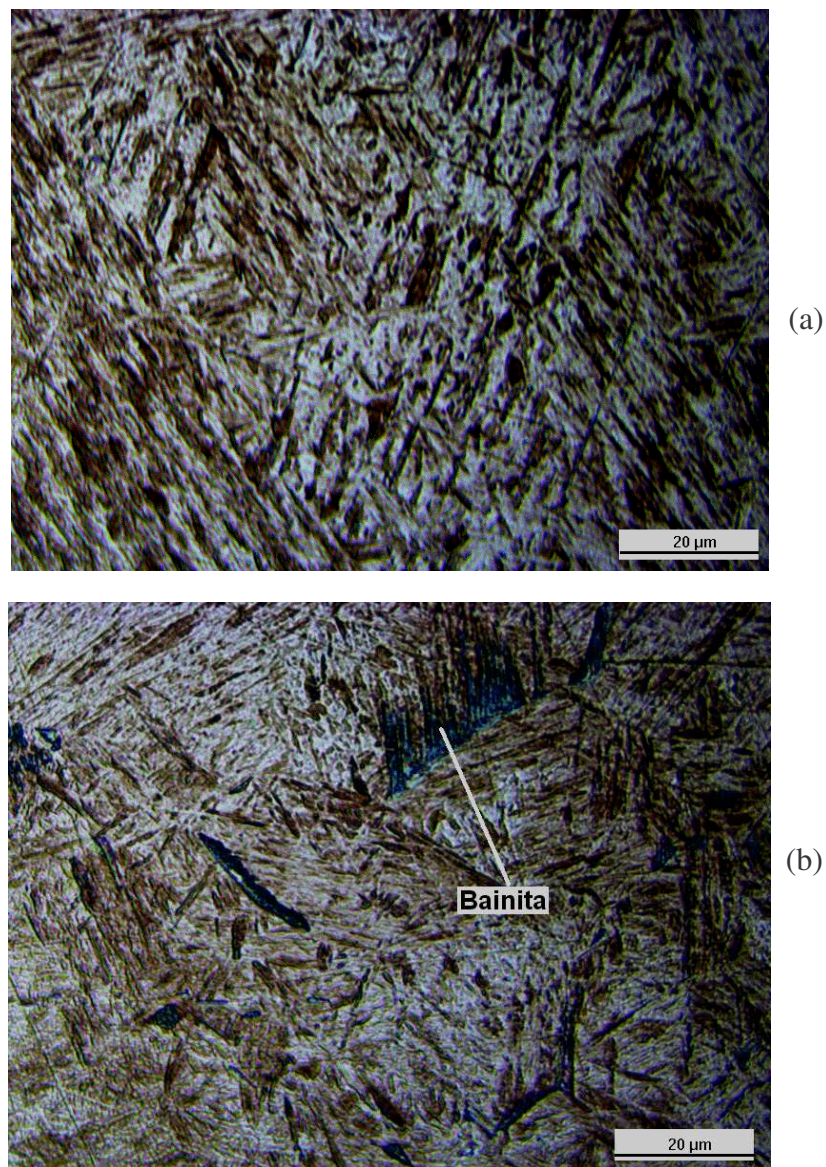


Figura 5.15 Estruturas martensíticas que apresentam morfologias grosseiras. Em (a), a posição TP1. Em (b), a posição TP2 onde nota-se a presença da estrutura bainítica. Ataque: Nital 3%.

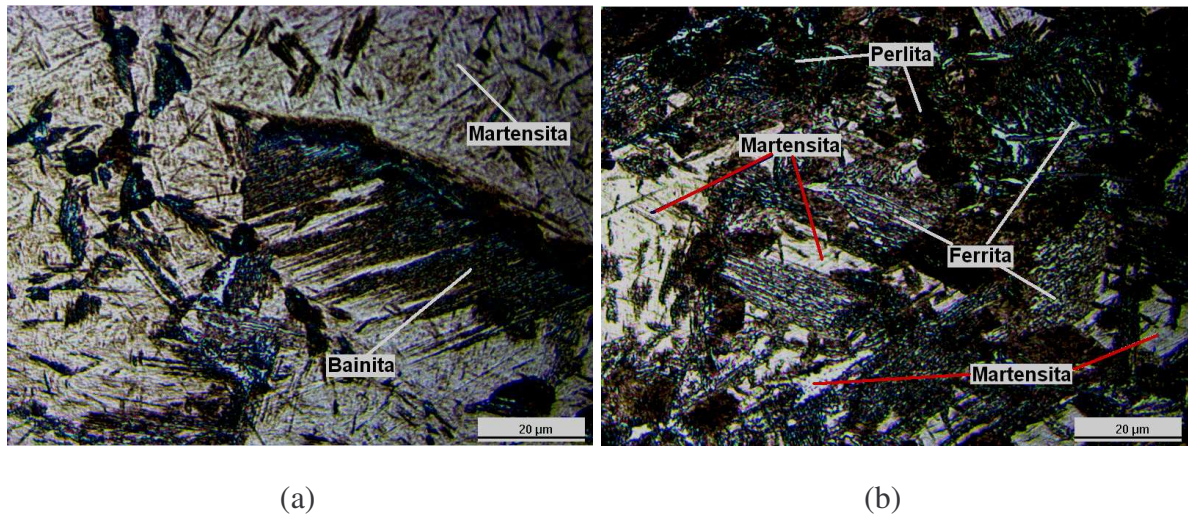


Figura 5.16 Posição TP3 (em (a)) onde se observa uma estrutura bainítica num fundo martensítico. Na posição TP4 (em (b)), observa-se perlita e ferrita com martensita remanescente do ensaio de temperabilidade. Ataque: Nital 3%.

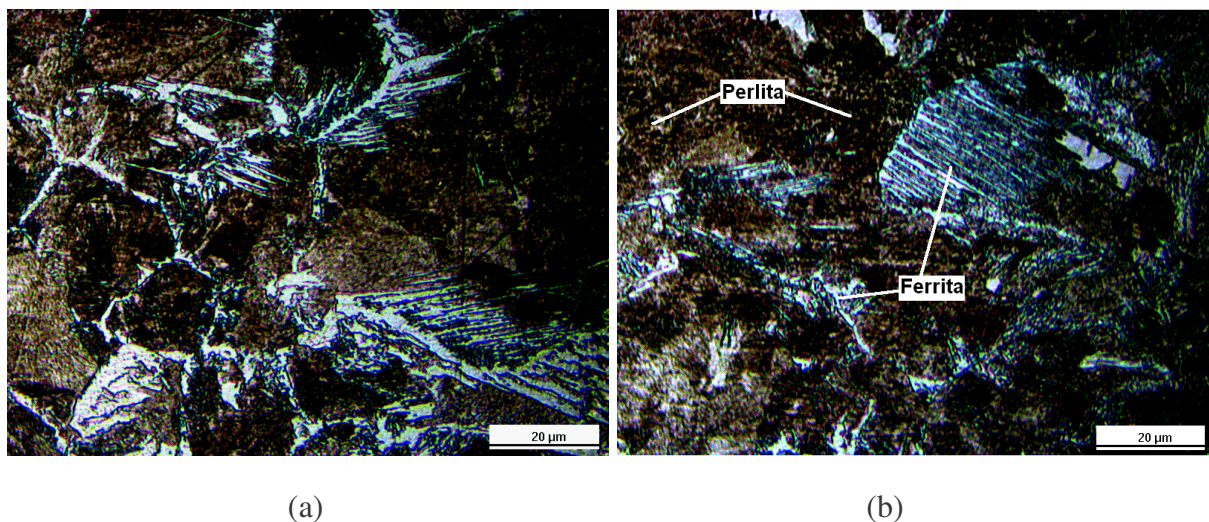


Figura 5.17 Posição TP5 (em (a)) e TP6 (em (b)), onde se observa uma rede de ferrita acicular entre as colônias de perlita. Ataque: Nital.

#### 5.4. Estimativa da Porcentagem das Fases Presentes

As Tabelas 5.3, 5.4 e 5.5 mostram a porcentagem das fases presentes na microestrutura após o ensaio nas posições dos termopares a partir da extremidade temperada para cada temperatura de austenitização. Os gráficos das Figuras 5.18, 5.19 e 5.20 gerados com os dados das tabelas mostram a porcentagem de fases formada no corpo de prova para cada temperatura de austenitização.

Tabela 5.2 Porcentagem de fases presentes em função da distância. Temperatura de Austenitização de 800°C

Posição	% Martensita	% Bainita	% Perlita	% Ferrita	$\Sigma$ %
TP1	100,0	0,0	0,0	0,0	100,0
TP2	98,0	2,0	0,0	0,0	100,0
TP3	29,3	31,1	39,6	0,0	100,0
TP4	10,3	0,0	83,4	6,3	100,0
TP5	0,0	0,0	91,4	8,6	100,0
TP6	0,0	0,0	92,9	7,1	100,0

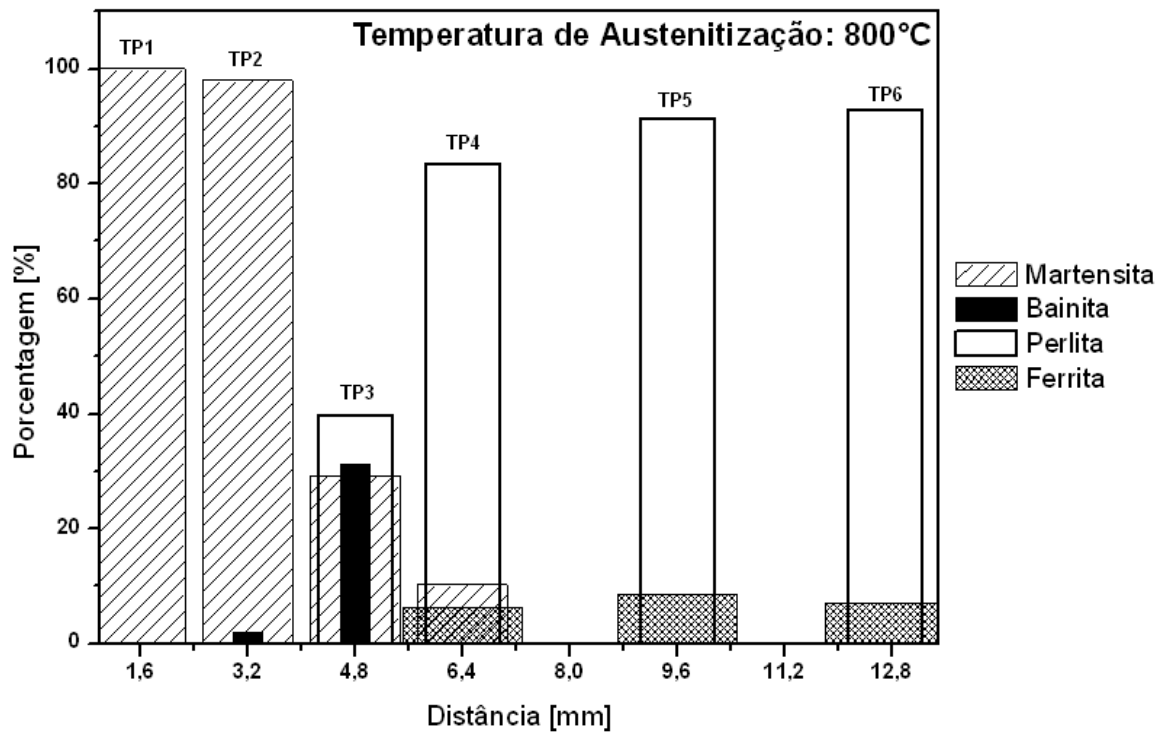


Figura 5.18 Porcentagem das fases no corpo de prova austenitizado a 800°C

Tabela 5.3 Porcentagem de fases presentes em função da distância. Temperatura de Austenitização de 850°C

Posição	% Martensita	% Bainita	% Perlita	% Ferrita	$\Sigma$ %
TP1	100,0	0,0	0,0	0,0	100,0
TP2	100,0	0,0	0,0	0,0	100,0
TP3	56,8	22,6	20,6	0,0	100,0
TP4	10,1	0,0	79,7	10,2	100,0
TP5	0,0	0,0	84,4	15,6	100,0
TP6	0,0	0,0	89,2	10,8	100,0

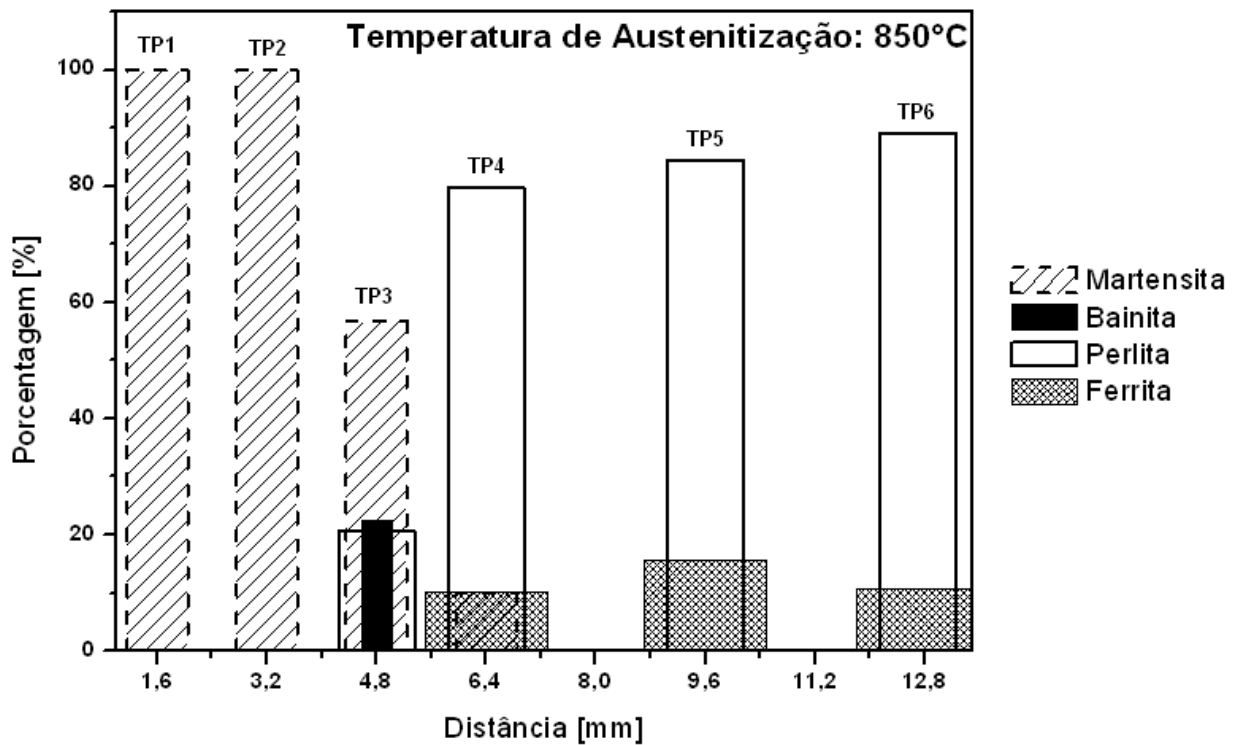


Figura 5.19 Porcentagem das fases no corpo de prova austenitizado a 850°C

Tabela 5.4 Percentagem de fases presentes em função da distância. Temperatura de Austenitização de 900°C

Posição	% Martensita	% Bainita	% Perlita	% Ferrita	$\Sigma$ %
TP1	100,0	0,0	0,0	0,0	100,0
TP2	87,6	12,4	0,0	0,0	100,0
TP3	71,2	14,4	14,4	0,0	100,0
TP4	16,4	0,0	67,0	16,6	100,0
TP5	0,0	0,0	77,6	22,4	100,0
TP6	0,0	0,0	72,4	27,6	100,0

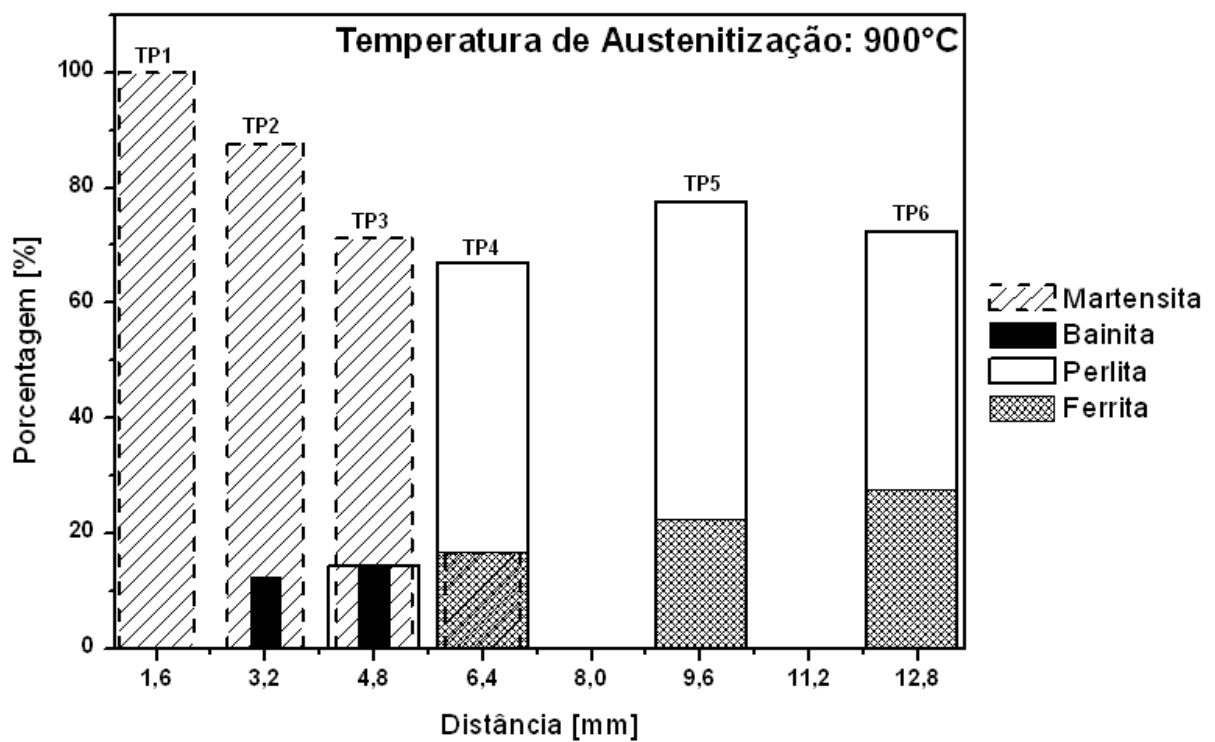


Figura 5.20 Percentagem das fases no corpo de prova austenitizado a 900°C



A Figura 5.21 mostra as porcentagens de fases formadas a partir da extremidade resfriada do corpo de prova em função das três temperaturas de austenitização, isto é, a 800, 850 e 900°C.

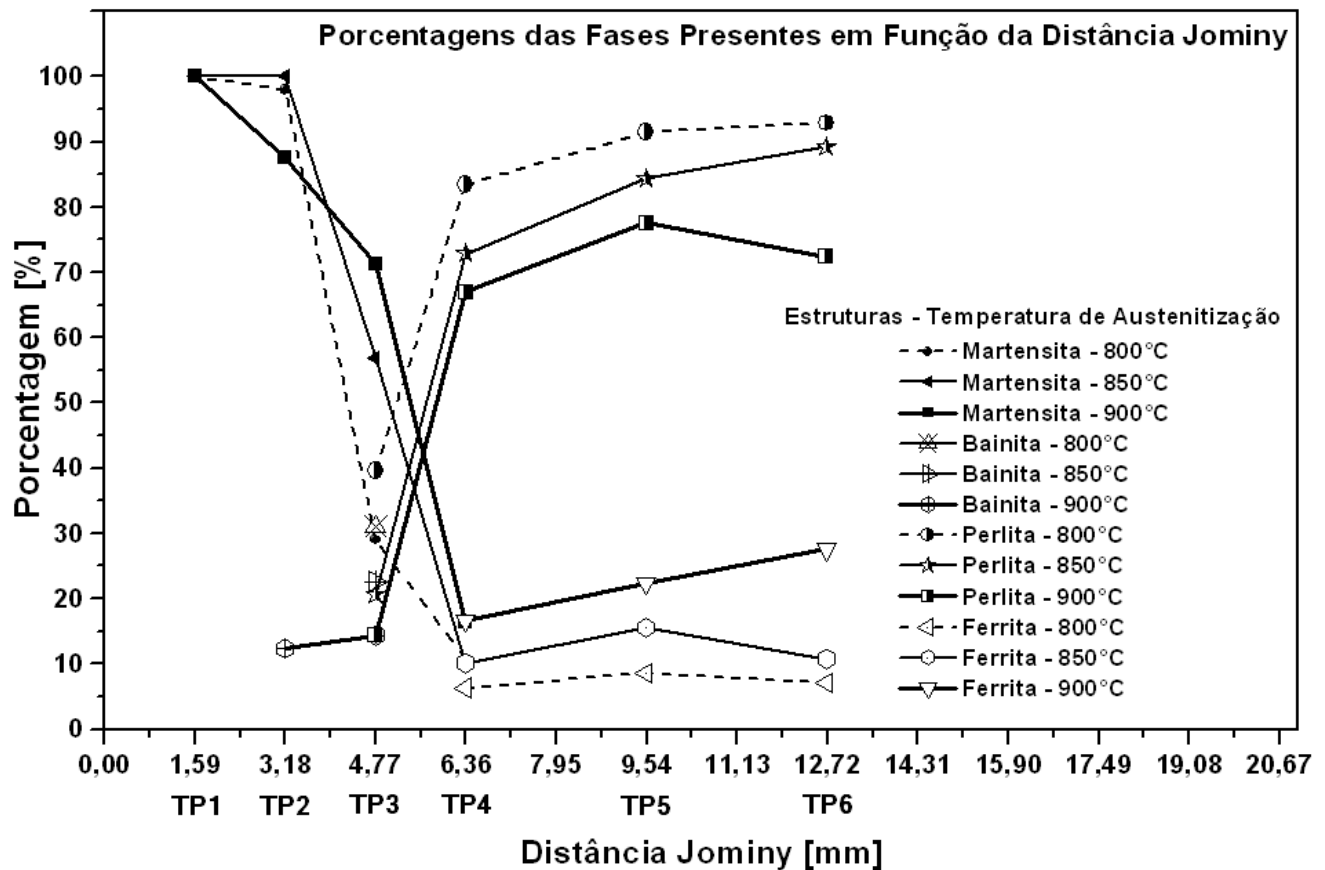


Figura 5.21 Porcentagem das fases presentes em função da distância nas posições dos termopares e da temperatura de austenitização.

## 5.5. Ensaio de Dureza

### 5.5.1. Ensaio de Dureza Rockwell C

A Tabela 5.6 mostra as medidas do ensaio para o levantamento do perfil de dureza Jominy para o aço SAE 1045 a partir dos ensaios de dureza HRC o qual é mostrado na Figura 5.22. Dado que foram ensaiados dois corpos de prova para cada temperatura de austenitização, retificaram-se duas trilhas por proveta, o que possibilitou fazer uma média de quatro medidas para cada temperatura de austenitização.

Tabela 5.5 Medidas de durezas após ensaio Jominy para diferentes Temperaturas de Austenitização. Média de 4 durezas. (Os valores entre parêntesis indicam que o valor de dureza nessa posição encontra-se fora da escala Rockwell C)

Posição mm	Temperatura de Austenitização					
	800°C	Desvio	850°C	Desvio	900°C	Desvio
1,6	57	2,1	57	1,5	57,0	1,8
3,2	57	1,4	56	1,3	57,5	1,3
4,8	51	3,8	48	3,4	51,5	3,9
6,4	36	6,6	33	2,6	38,0	8,2
7,9	29	2,6	28	0,8	31,8	5,6
9,5	27	1,3	26	1,3	29,5	1,7
11,1	26	1,2	27	1,0	29,5	1,9
12,7	25	0,0	26	0,8	27,3	1,3
14,3	24	0,8	25	1,0	26,8	1,0
15,9	23	1,4	24	0,8	26,3	1,9
17,5	22	1,0	23	1,3	25,0	0,8
19,1	22	0,6	22	1,0	24,0	0,8
20,6	21	0,6	22	0,5	23,5	0,6
22,2	20	0,0	22	1,3	23,0	0,8
23,8	(19)		20	0,5	23,3	1,3
25,4	(18)		20	0,0	22,3	1,3
27,0	(17)		20	0,0	21,5	0,6
28,6	(17)		20	0,0	20,3	0,6
30,2	(16)		(18)		20,0	0,0

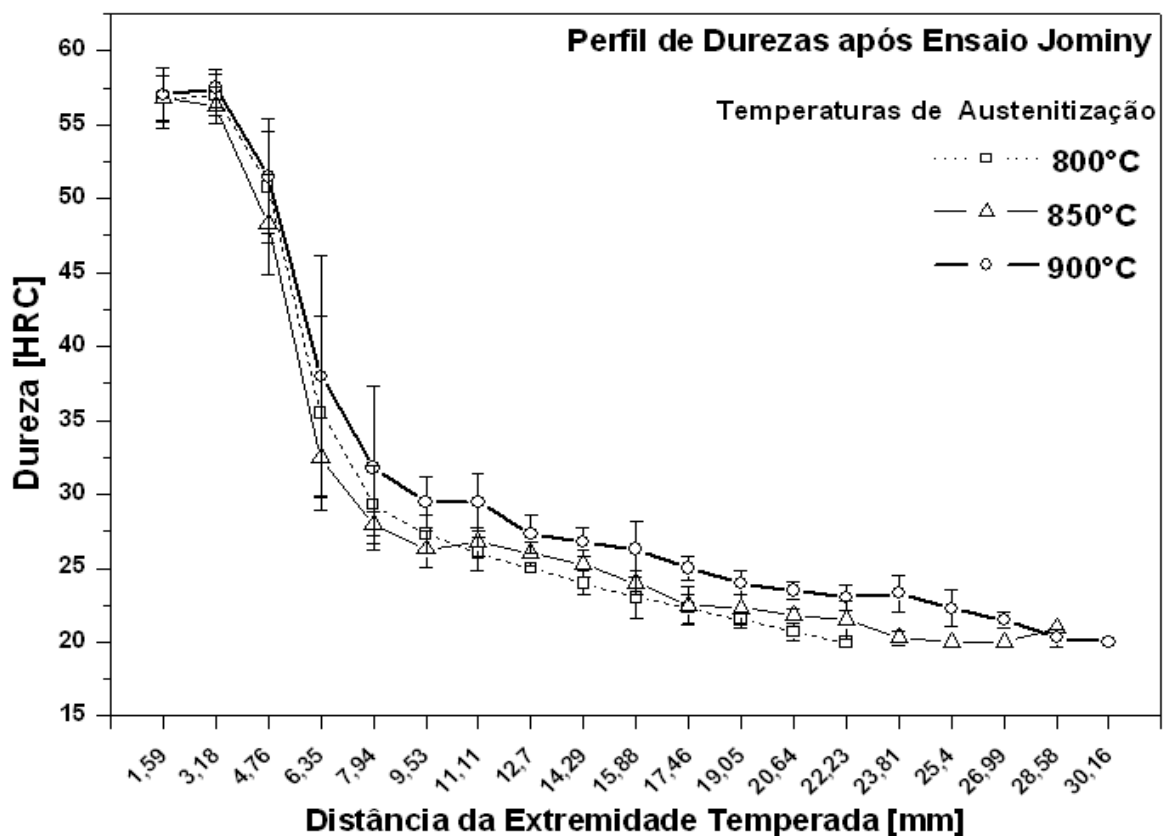


Figura 5.22 Perfil de dureza Jominy para o aço ABNT 1045

Segundo este levantamento observa-se um aumento na dureza do material que foi austenitizado a 900°C. Tal aumento deva-se provavelmente às morfologias das fases presentes originadas a partir de tal temperatura de austenitização. A Figura 5.23 mostra o efeito da temperatura de austenitização num aço contendo 0,5%C; 0,84%Mn; 0,92%Cr e 0,21% Mo.

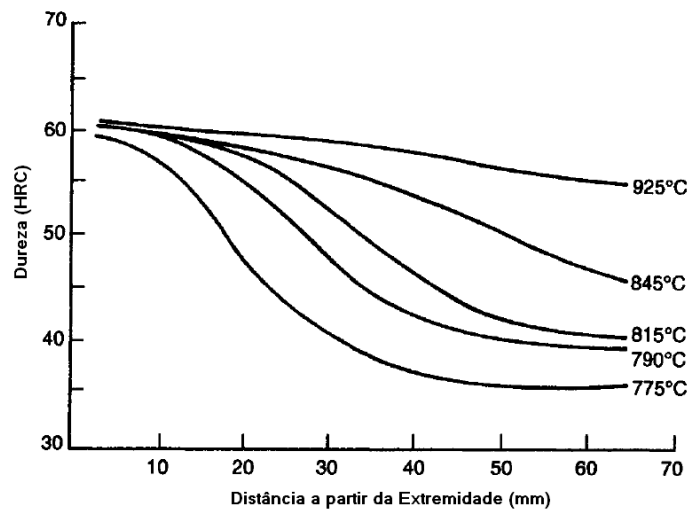


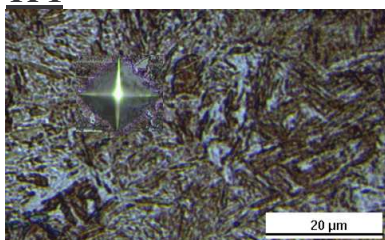
Figura 5.23 Efeito da temperatura de austenitização no perfil de dureza num aço ligado submetido ao ensaio Jominy [LLEWELLYN e HUDD, 2004].

### 5.5.2. Ensaio de Microdureza

A seguir são apresentadas as micrografias contendo as marcas superficiais do penetrador durante o ensaio de microdureza Vickers nas respectivas posições adotadas para a realização da análise metalográfica.

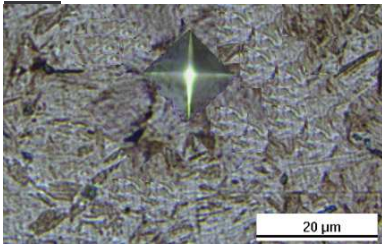
#### *Microdurezas nas fases no material austenitizado a 800°C*

TP1



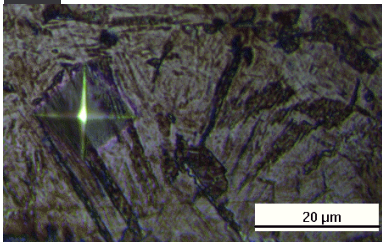
681 HV – Martensita

**TP2**

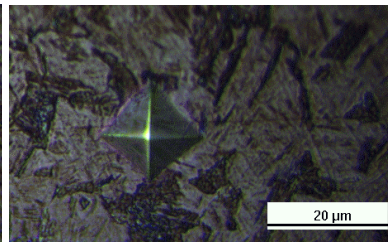


642 HV - Martensita

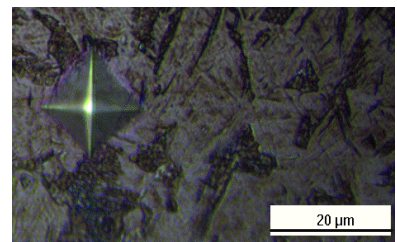
**TP3**



573 HV - Bainita

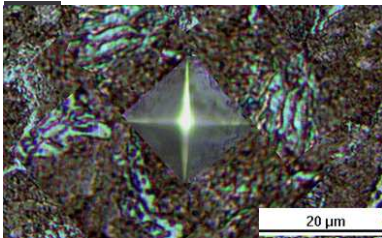


573 HV – Matriz martensítica

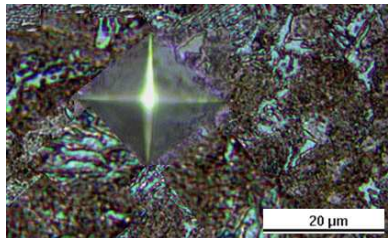


464 HV Perlita fina

**TP4**

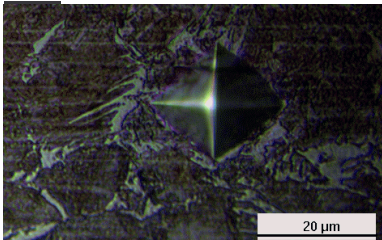


350 HV - Perlita

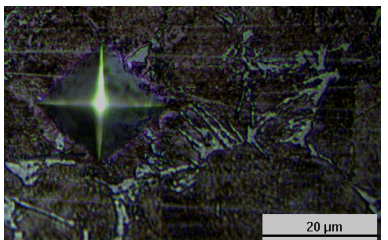


275 HV - Ferrita

**TP5**

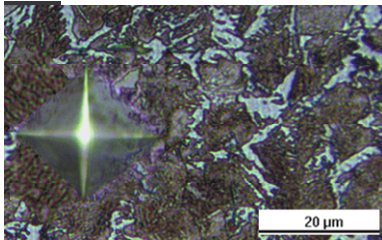


330 HV - Perlita

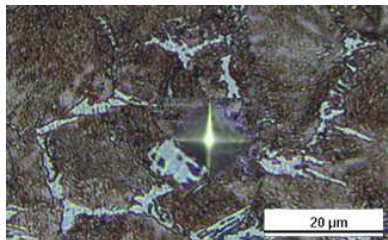


268 HV - Ferrita

**TP6**



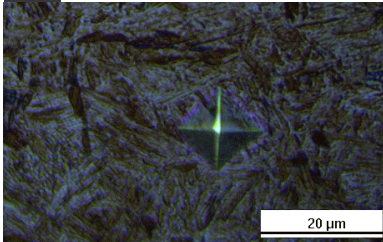
296 HV - Perlita



255 HV – Ferrita

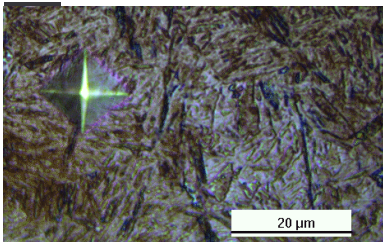
*Microdurezas nas fases no material austenitizado a 850°C*

**TP1**



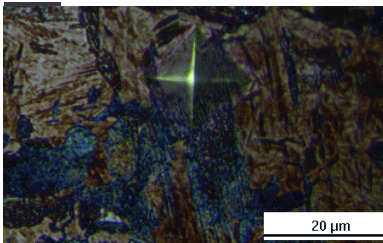
682 HV - Martensita

**TP2**

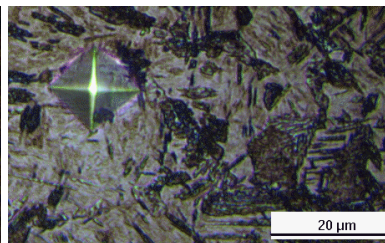


682 HV - Martensita

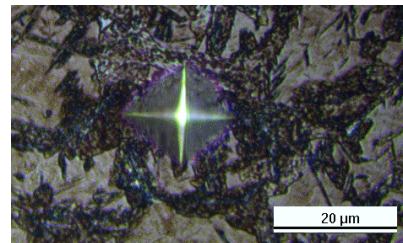
**TP3**



514 HV - Bainita

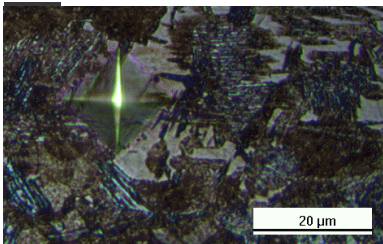


573 HV-Matriz martensítica

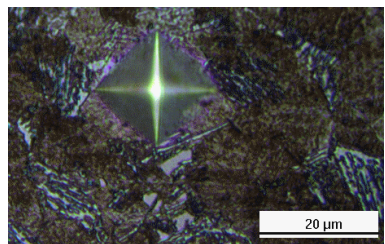


464 HV - Perlita

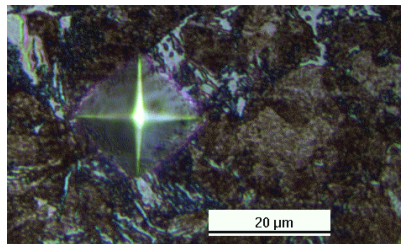
**TP4**



384 HV–Matriz martensítica de baixo carbono

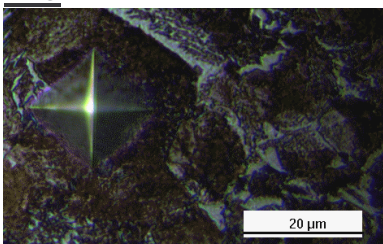


HV 336 - Perlita

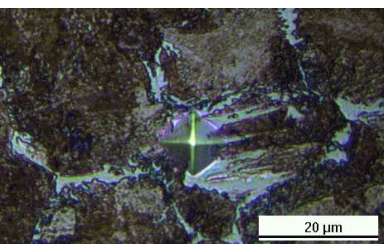


322 HV - Ferrita

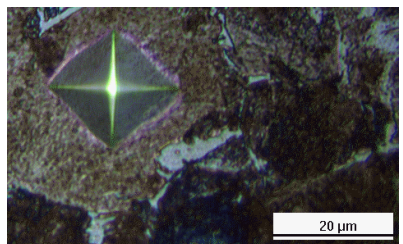
**TP5**



309 HV - Perlita

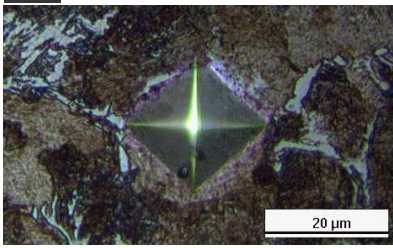


265 HV - Ferrita

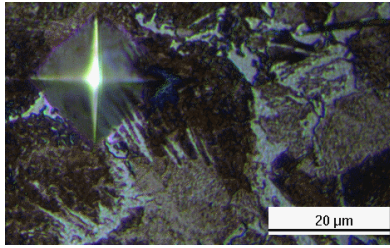


322 HV – Perlita

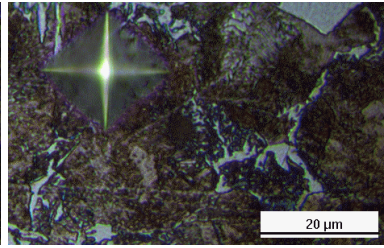
**TP6**



286 HV - Perlita



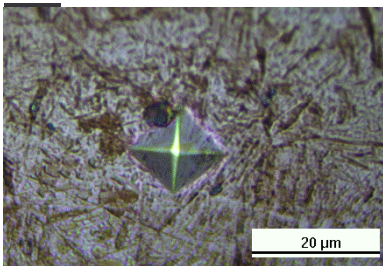
255 HV - Ferrita



309 HV - Perlita

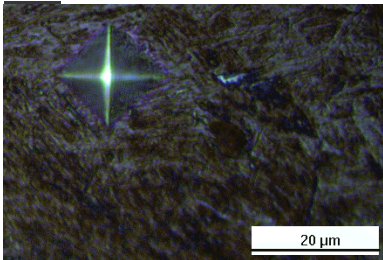
*Microdurezas nas fases no material austenitizado a 900°C*

**TP1**

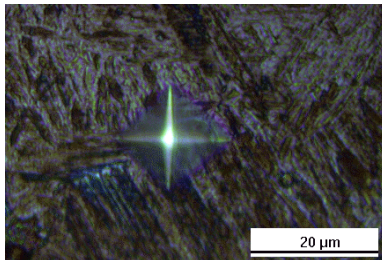


681 HV - Martensita

**TP2**

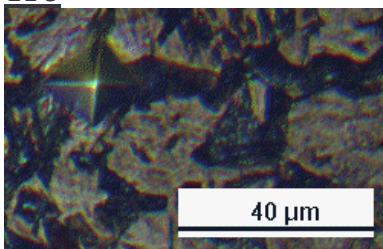


725 HV - Martensita

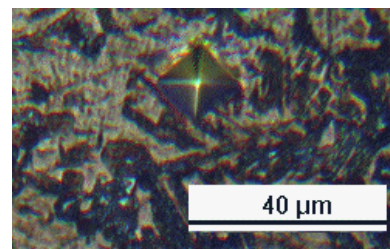


573 HV - Bainita

**TP3**



351 HV - Perlita

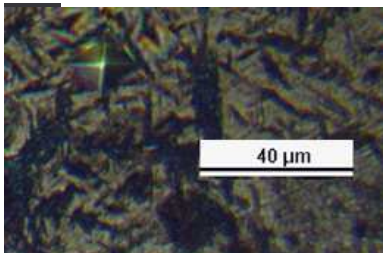


642 HV - Matriz martensítica

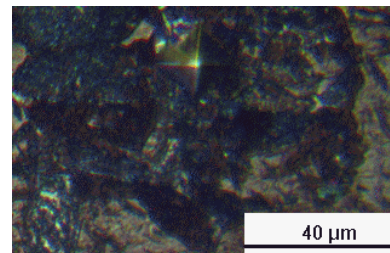


566 HV - Bainita

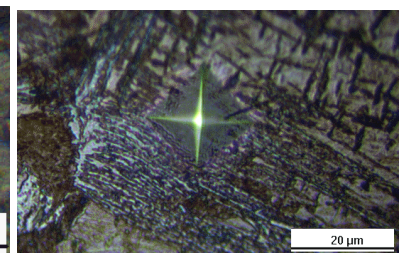
**TP4**



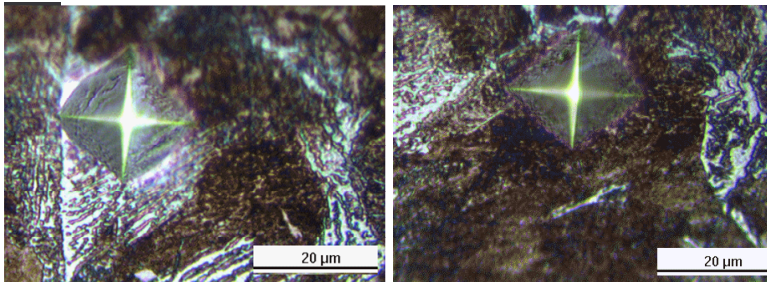
464 HV - Matriz martensítica de baixo carbono



336 HV - Perlita

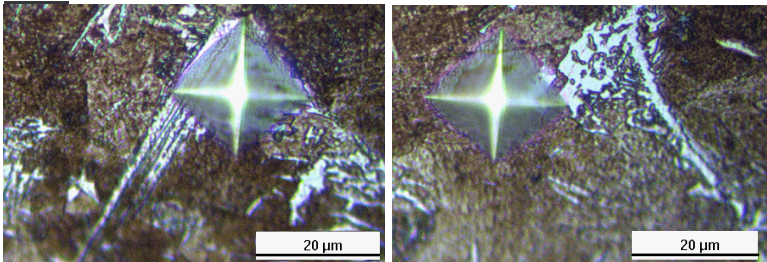


315 HV - Ferrita

**TP5**

274 HV - Ferrita

330 HV - Perlita

**TP 6**

228 HV - Ferrita

322 HV - Perlita

As Tabelas 5.7, 5.8 e 5.9 mostram os valores de microdureza Vickers para cada temperatura de austenitização. A partir destas tabelas são representados os valores de microdureza das fases presentes na microestrutura do corpo de prova após o ensaio Jominy nas Figuras 5.24, 5.25 e 5.26.

Tabela 5.6 Resultados do Ensaio de Microdureza Vickers das fases formadas durante o ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 800°C.

Posição	HV Martensita	HV Bainita	HV Perlita	HV Ferrita
TP1	682,0			
TP2	642,0			
TP3	573,0	573,0	464,0	
TP4			350,0	275,0
TP5			330,0	268,0
TP6			296,0	255,0

Tabela 5.7 Resultados do Ensaio de Microdureza Vickers das fases formadas durante o ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 850°C.

Posição	HV Martensita	HV Bainita	HV Perlita	HV Ferrita
TP1	682,0			
TP2	682,0			
TP3	573,0	514,0	464,0	
TP4	384,0		336,0	322,0
TP5			309,0	265,0
TP6			286,0	255,0

Tabela 5.8 Resultados do Ensaio de Microdureza Vickers das fases formadas durante o ensaio Jominy. Temperatura de Austenitização: 900°C.

Posição	HV Martensita	HV Bainita	HV Perlita	HV Ferrita
TP1	681,0			
TP2	725,0	573,0		
TP3	642,0	566,0	351,0	
TP4	463,0		336,0	315,0
TP5			330,0	274,0
TP6			322,0	228,0

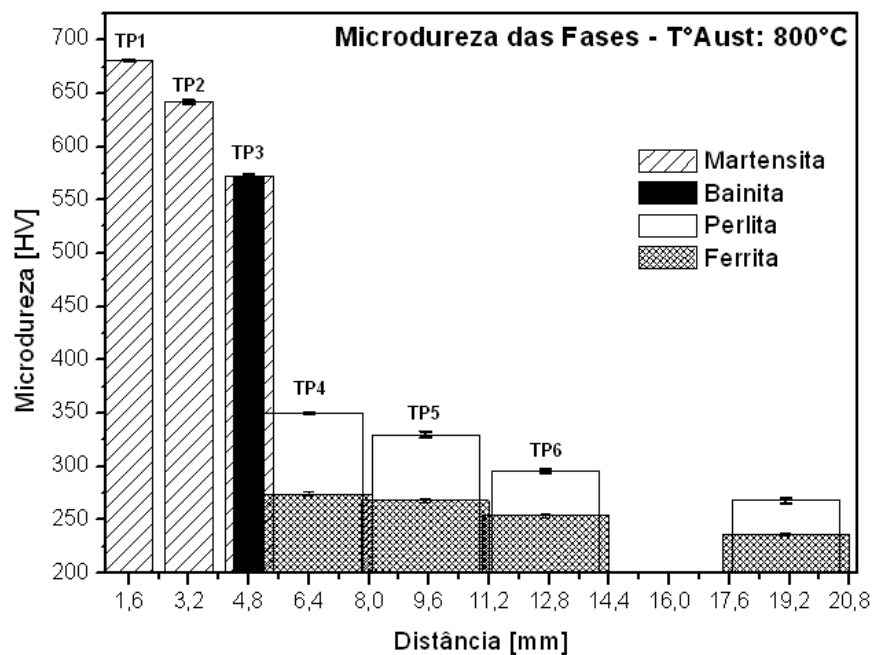


Figura 5.24 Microdurezas Vickers nas fases presentes. Temperatura de Austenitização: 800°C



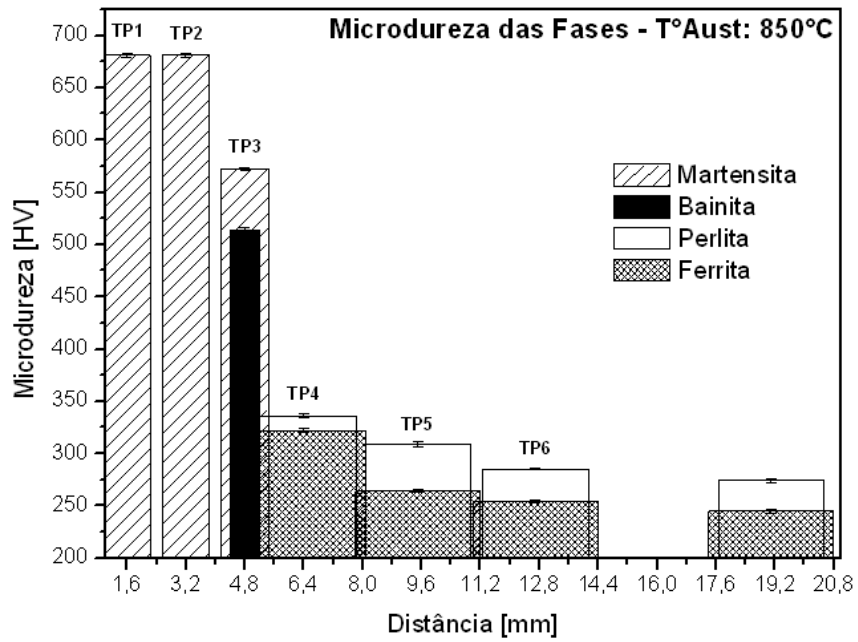


Figura 5.25 Microdurezas Vickers nas fases presentes. Temperatura de Austenitização: 850°C

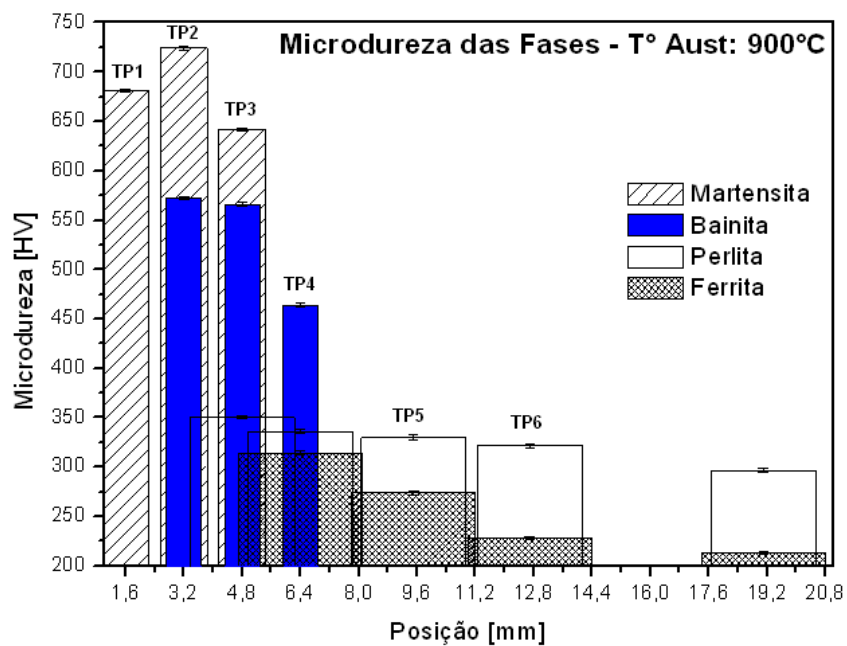


Figura 5.26 Microdurezas Vickers nas fases presentes. Temperatura de Austenitização: 900°C

## 5.6. Estimação da Dureza HRC com base na microdureza Vickers e o percentual de fases

Aplicando a expressão 4.4 da seção 4.4 com base nos resultados obtidos nas microdurezas e percentual de fases presentes obtêm-se valores de dureza para serem comparados com os valores obtidos experimentalmente (Figura 5.22). A Tabela 5.10 como as Figuras 5.27 e 5.28 mostram a comparação entre as durezas

Tabela 5.9 Comparação entre os valores de dureza medidos e calculados.

T° de Austenitização	800°C			850°C			900°C			
	Posição (mm)	HRC Medido	HRC Calculado	Desvio	HRC Medido	HRC Calculado	Desvio	HRC Medido	HRC Calculado	Desvio
	1,6	57	59	1,41	57	59	1,41	57	59	1,41
	3,2	57	57	0,00	57	59	1,41	58	60	1,41
	4,8	51	51	0,00	51	52	0,70	52	55	2,12
	6,4	35	35	0,00	35	35	0,00	38	36	1,41
	9,5	28	33	3,53	28	31	2,12	30	33	2,12
	12,7	25	29	2,82	25	28	2,12	28	29	0,70

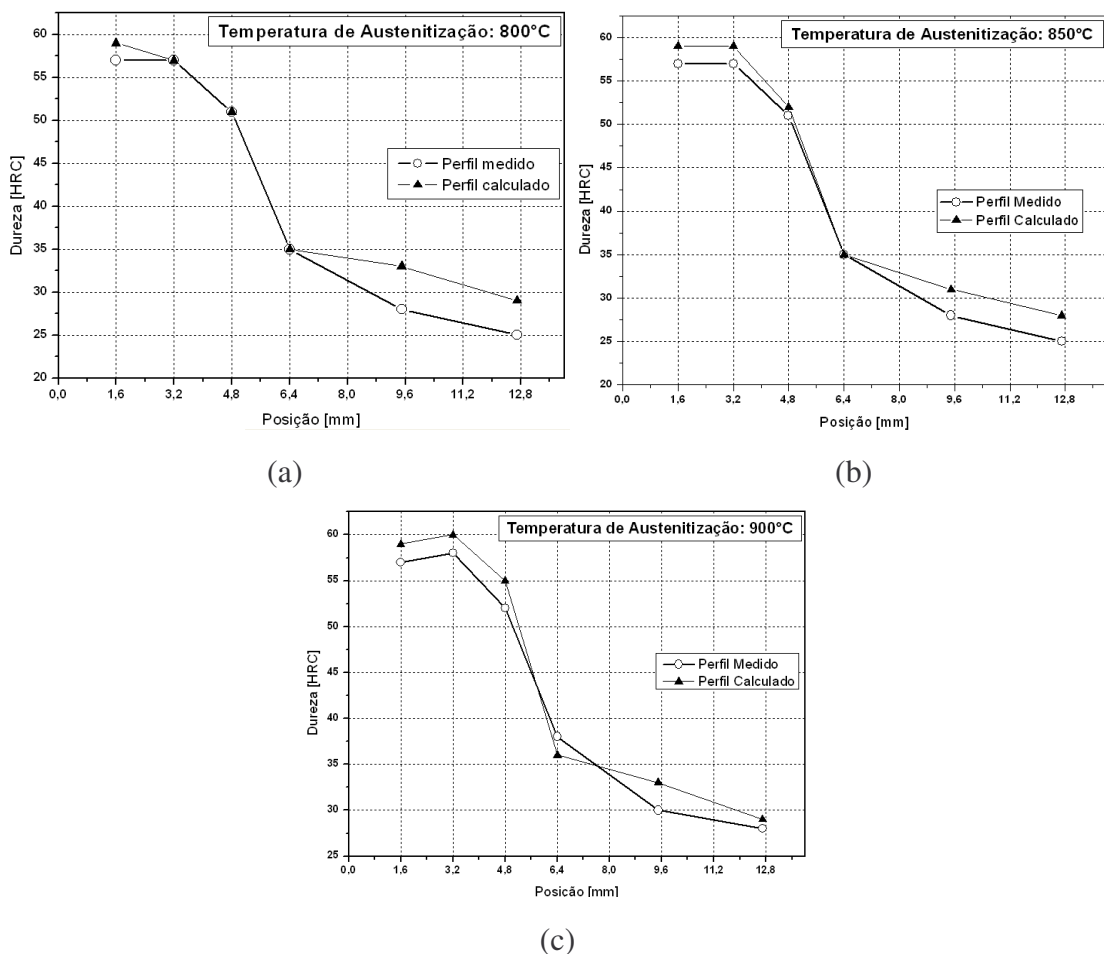


Figura 5.27 Comparação entre os valores de microdureza Vickers e dureza Rockwell C. Em (a), T° Aust.: 800°C. Em (b), T° Aust.: 850°C. Em (c), T° Aust.: 900°C.

Na Figura 5.28 observa-se que com uma maior temperatura de austenitização houve um incremento na dureza como também foi constatado no perfil de durezas experimentais da Figura 5.22.

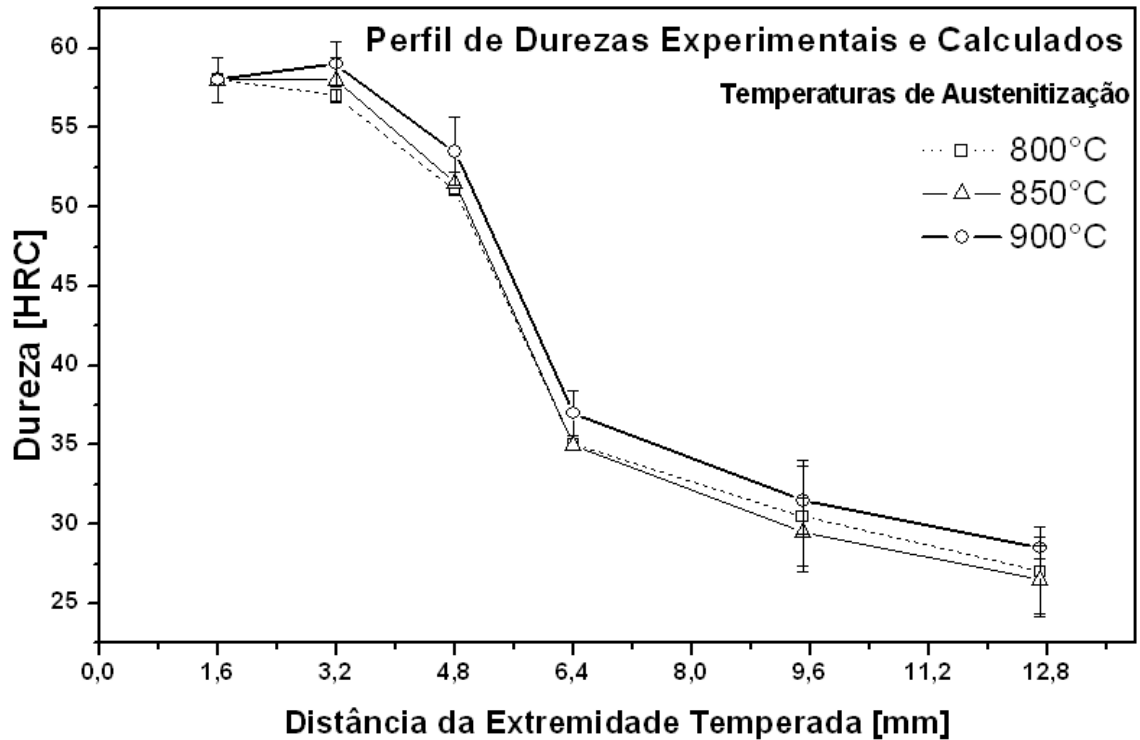


Figura 5.28 Perfil de durezas gerado a partir dos gráficos da Figura 5.27.

### 5.7. Correlação entre a Dureza e as Taxas de Resfriamento

Pode-se estabelecer uma correlação entre a dureza e as taxas de resfriamento calculadas. A Tabela 5.10 e a Figura 5.29 mostram a relação Taxa de Resfriamento e Dureza HRC em função da posição.

Tabela 5.10 Relação das Taxas de Resfriamento com a dureza Rockwell C.

T° Austenitização	800°C		850°C		900°C	
	Taxa (°C/s)	Dureza HRC	Taxa (°C/s)	Dureza HRC	Taxa (°C/s)	Dureza HRC
TP1	238,0	57,0	200,8	57,0	157,8	57,0
TP2	73,2	57,0	56,4	57,0	63,4	58,0
TP3	24,9	51,0	28,4	48,0	24,5	52,0
TP4	20,2	35,0	22,7	33,0	20,6	38,0
TP5	12,8	27,0	12,6	26,0	12,3	29,0
TP6	9,4	25,0	8,8	26,0	8,9	27,0

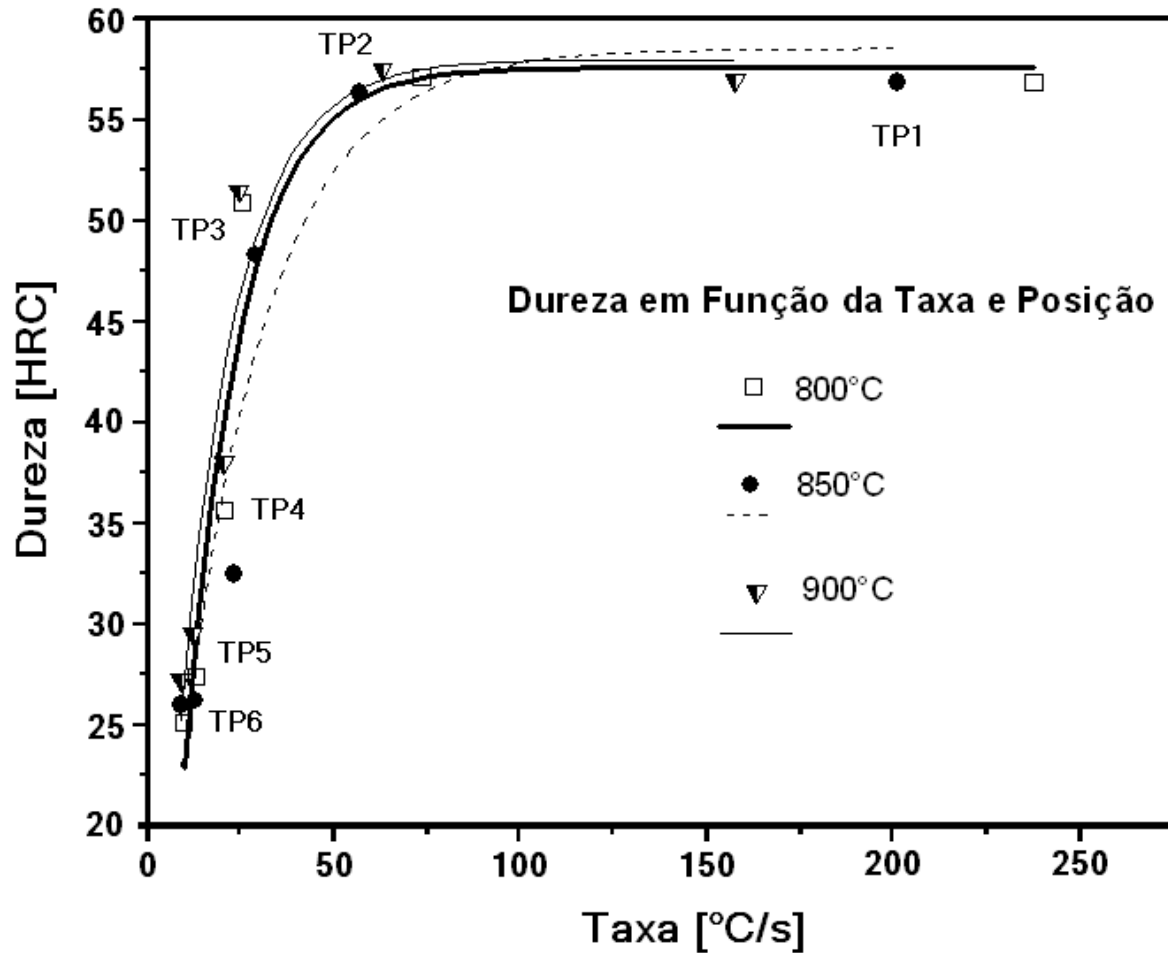


Figura 5.29 Correlação entre a dureza e a taxa de resfriamento em função da posição.

Dos dados da Tabela 5.2 e dos gráficos da Figura 5.29 é possível obter expressões numéricas para o cálculo aproximado da dureza em função da taxa de resfriamento e posição.

$$T^{\circ} Aust.: 800^{\circ}C \rightarrow HRC = -64,5 \cdot \exp\left[\frac{-\dot{T}}{15,2}\right] + 57,5 \quad (5.4)$$

$$T^{\circ} Aust.: 850^{\circ}C \rightarrow HRC = -51,6 \cdot \exp\left[\frac{-\dot{T}}{23,2}\right] + 58,4 \quad (5.5)$$

$$T^{\circ} Aust.: 900^{\circ}C \rightarrow HRC = -58,2 \cdot \exp\left[\frac{-\dot{T}}{15,5}\right] + 57,6 \quad (5.6)$$

### 5.8. Correlação entre a porcentagem de fase e a taxa de resfriamento

Com os dados de porcentagem de fases presentes na microestrutura do corpo de prova e taxas de resfriamento foram obtidas expressões numéricas que descrevem a presença de uma determinada fase na microestrutura, à medida que a taxa de resfriamento varia, conforme ilustrado nas Figuras 5.30, 5.31 e 5.32.

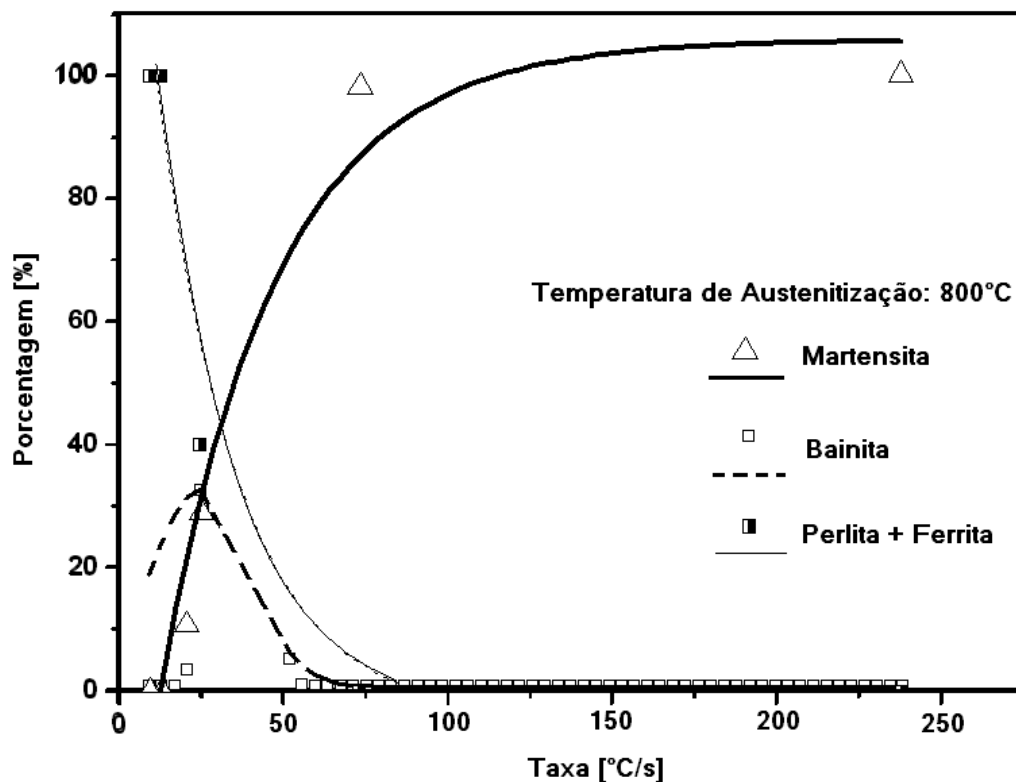


Figura 5.30 Porcentagem de fases presentes em função da taxa de resfriamento para uma temperatura de austenitização de 800°C

$$\%Martensita = -149,6 \cdot \exp\left[\frac{-T}{35,2}\right] + 105,7 \quad (5.7)$$

$$\%Bainita = 0,51 + 32,2 \cdot \exp\left[\frac{-(T - 24,9)^2}{432,2}\right] \quad (5.8)$$

$$\%Perlita + Ferrita = 164,8 \cdot \exp\left[\frac{-T}{24,8}\right] - 4,1 \quad (5.9)$$

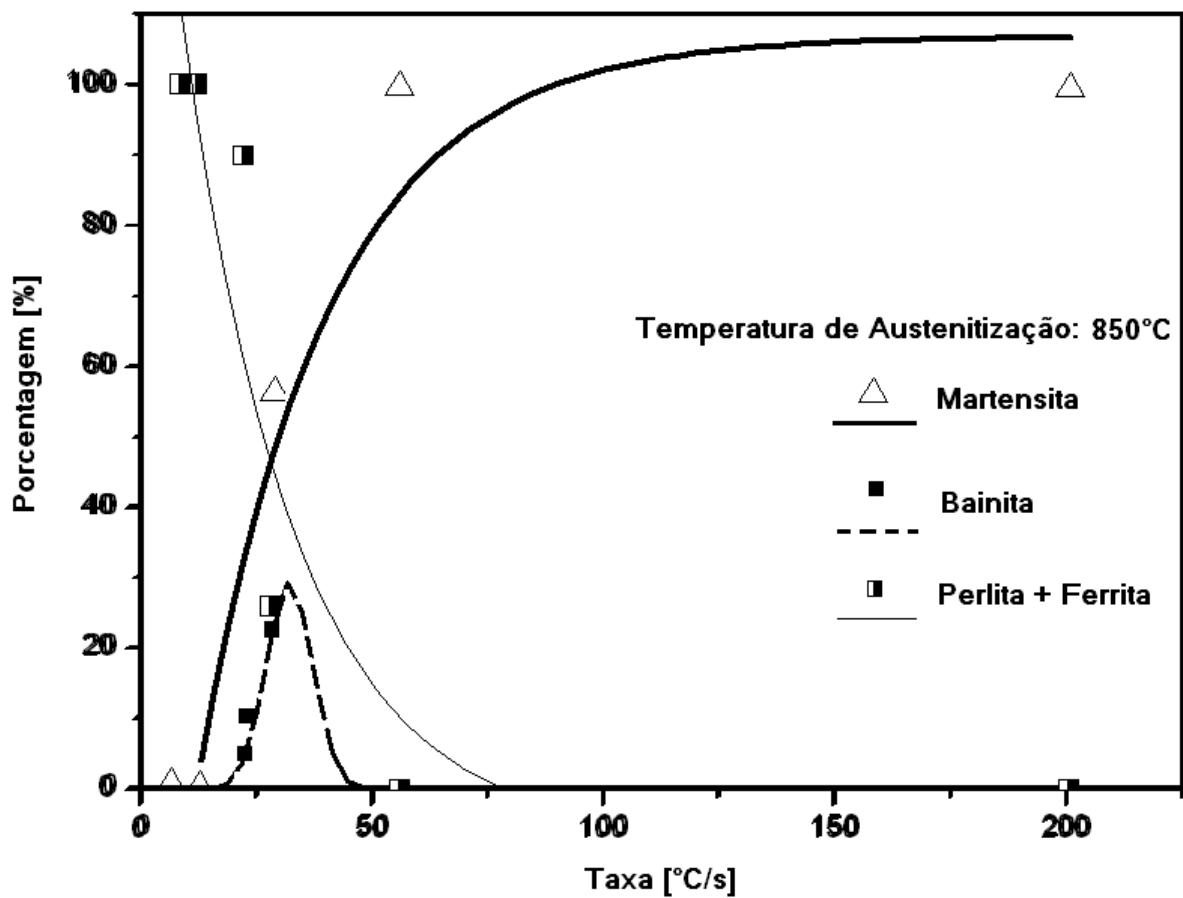


Figura 5.31 Porcentagem de fases presentes em função da taxa de resfriamento para uma temperatura de austenitização de 850°C

$$\%Martensita = -160,9 \cdot \exp\left[\frac{-\overset{\circ}{T}}{28,3}\right] + 106,9 \quad (5.10)$$

$$\%Bainita = 3,8 \cdot \exp\left[-2\left(\frac{\overset{\circ}{T} - 32,1}{10,1}\right)^2\right] \quad (5.11)$$

$$\%Perlita + Ferrita = 168,4 \cdot \exp\left[\frac{-\overset{\circ}{T}}{24,6}\right] - 6,6 \quad (5.12)$$

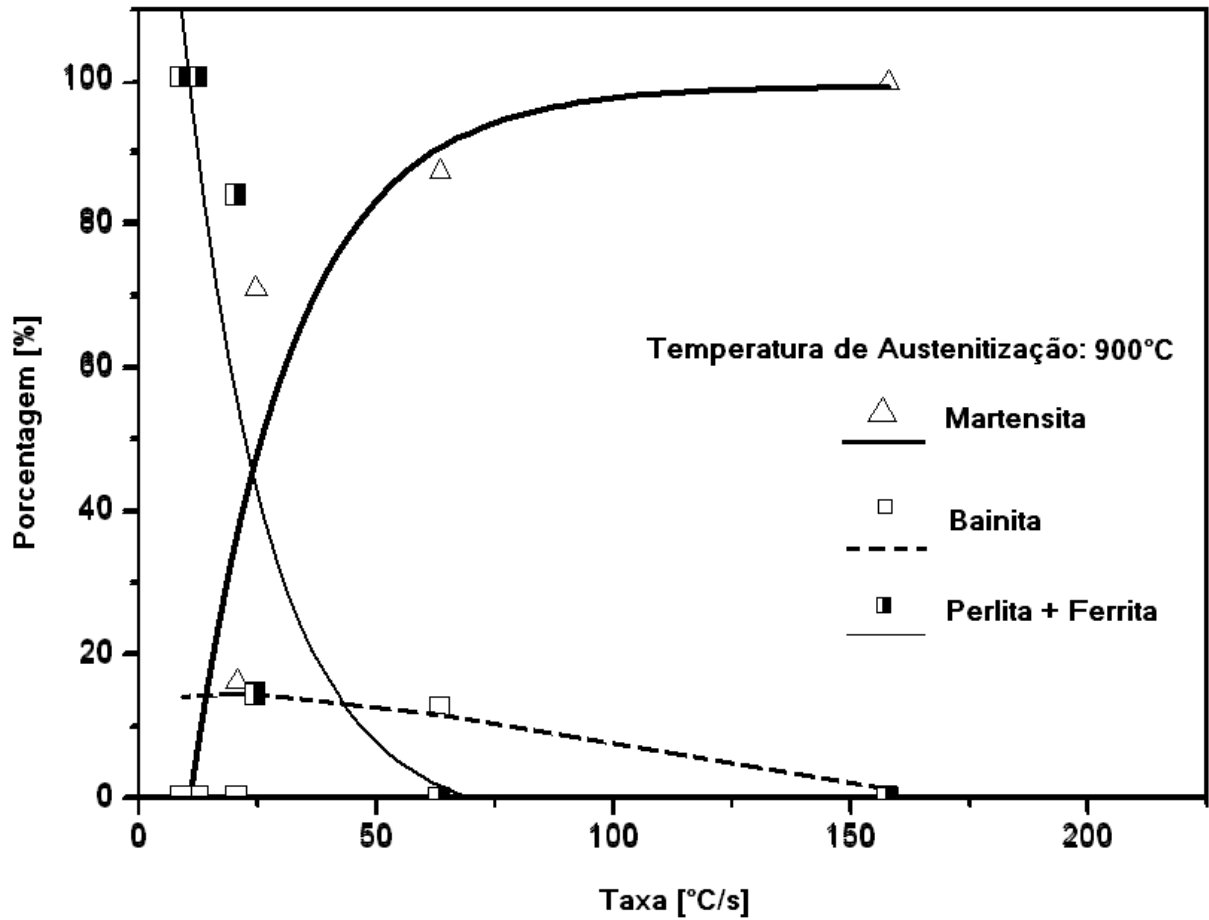


Figura 5.32 Porcentagem de fases presentes em função da taxa de resfriamento para uma temperatura de austenitização de 900°C

$$\%Martensita = -161,9 \cdot \exp\left[\frac{-\dot{T}}{21,5}\right] + 99,4 \quad (5.13)$$

$$\%Bainita = 14,4 \cdot \exp\left[-\left(\frac{\dot{T} - 24,5}{432,2}\right)^2\right] \quad (5.14)$$

$$\%Perlita + Ferrita = 186,9 \cdot \exp\left[\frac{-\dot{T}}{17,9}\right] - 3,7 \quad (5.15)$$

### 5.9. Comparação das Curvas de Resfriamento Simuladas e Curvas Experimentais

As curvas de resfriamento experimentais foram comparadas com as curvas obtidas via simulação conforme é mostrado nas Figuras 5.33, 5.34 e 5.35. Pode-se observar uma aproximação razoável das curvas simuladas em relação às curvas experimentais.

Esta ferramenta computacional em um primeiro momento é uma base para a criação de um aplicativo que leve em conta as perdas de calor radiais nas laterais do corpo de prova

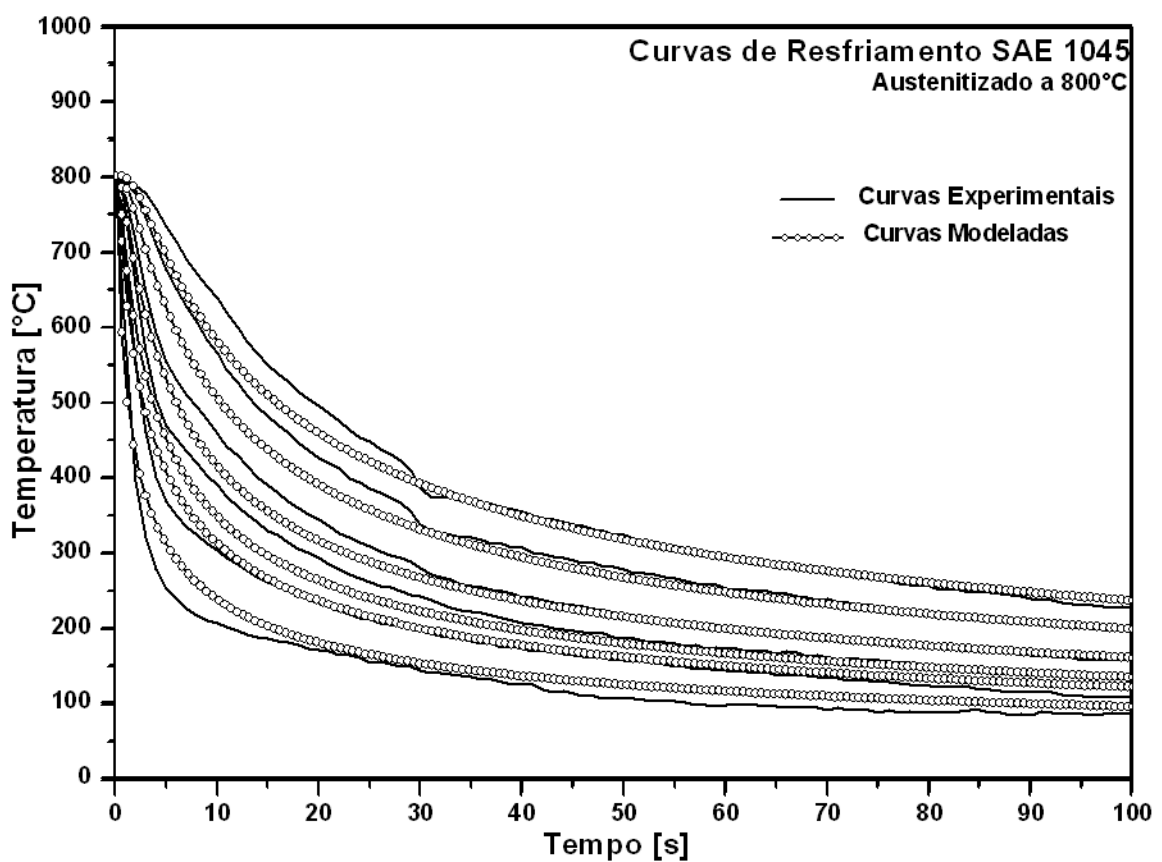


Figura 5.33 Curvas de resfriamento simuladas e experimentais para uma temperatura de austenitização de 800°C



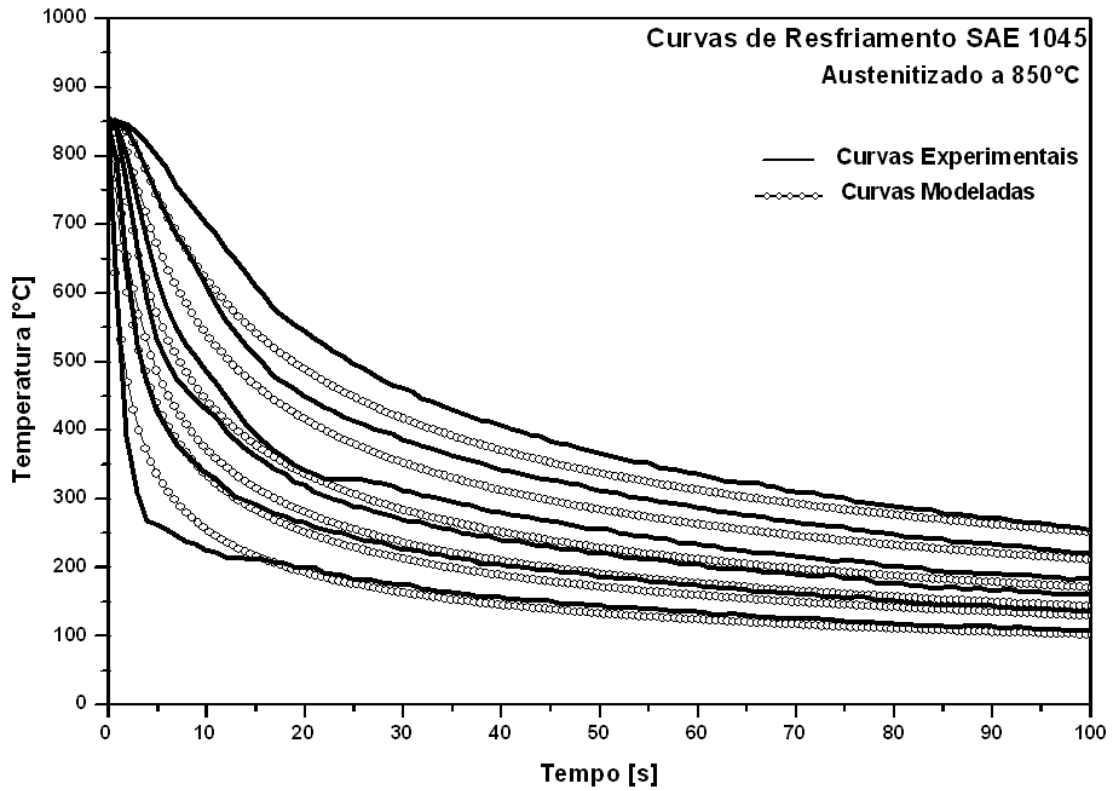


Figura 5.34 Curvas de resfriamento simuladas e experimentais para uma temperatura de austenitização de 850°C

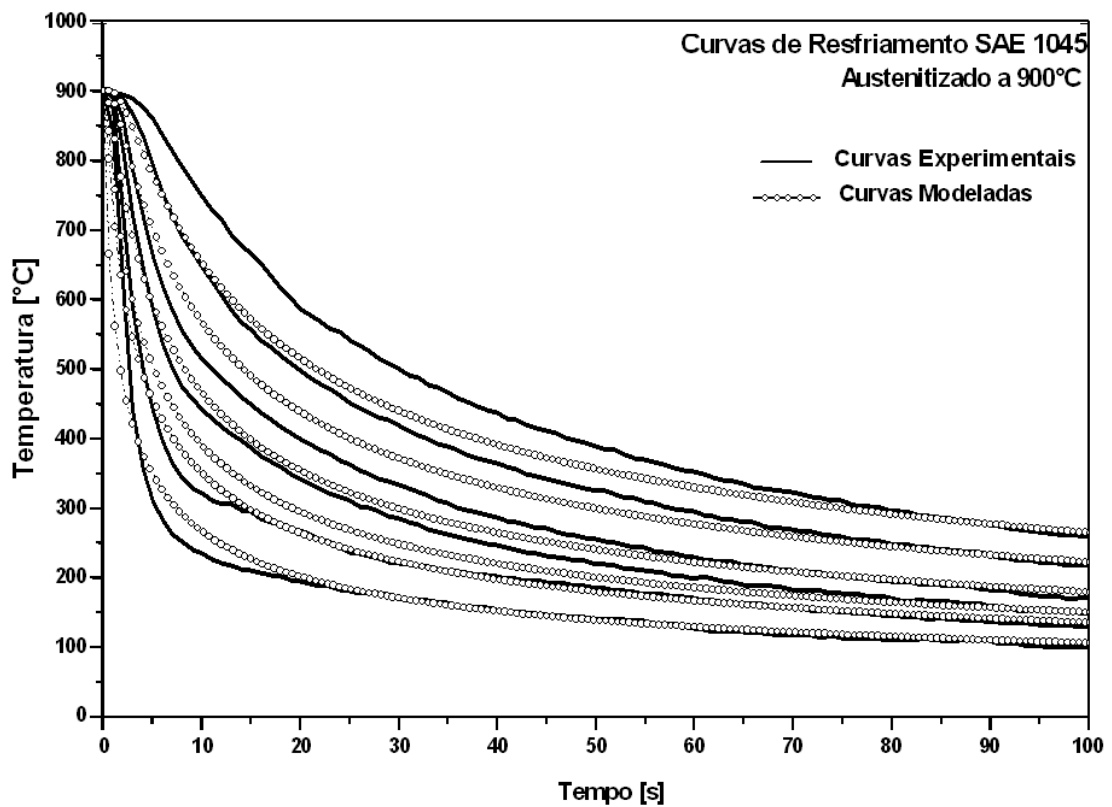


Figura 5.35 Curvas de resfriamento simuladas e experimentais para uma temperatura de austenitização de 900°C

## 5.10. Correlação entre os Diagramas de Resfriamento Contínuo e as Curvas de Resfriamento

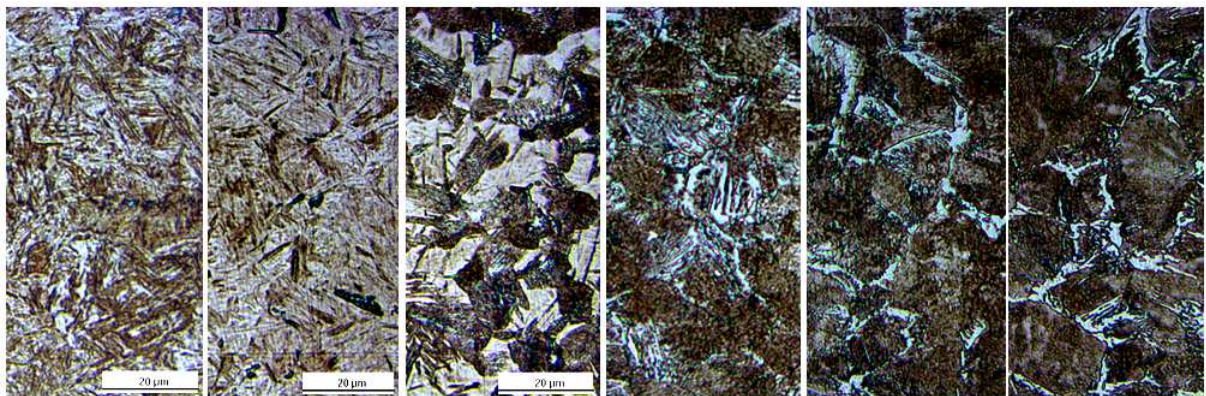
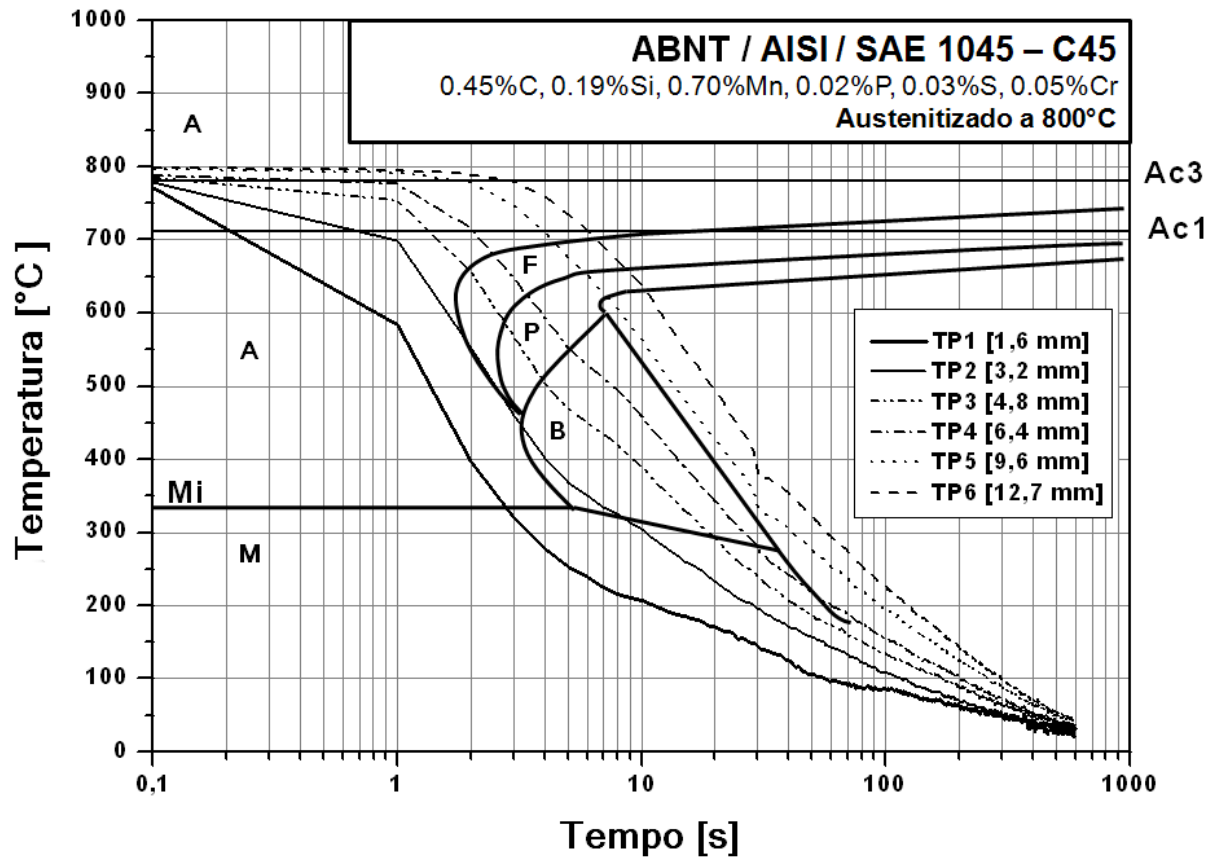
Conforme foi visto na seção 3.1.2. nos diagramas de resfriamento contínuo a transformação acontece ao longo de uma queda contínua de temperatura e não a uma temperatura constante. Logo, as curvas de resfriamento obtidas experimentalmente durante o ensaio Jominy podem ser confrontadas com este tipo de diagramas, a fim de prever as possíveis microestruturas formadas durante o ensaio. As Figuras 5.36, 5.37 e 5.38 mostram as curvas de resfriamento do ensaio superpostas num diagrama de resfriamento contínuo para um aço da qualidade ABNT 1045.

Para as três temperaturas de austenitização observou-se que é possível durante o resfriamento contínuo a obtenção de estruturas mistas, ou seja, que para uma determinada taxa de resfriamento haverá primeiramente a partir do estado austenítico, a formação de uma pequena quantidade de ferrita, seguida da nucleação da perlita continuando com o surgimento da estrutura bainítica e por último a formação da estrutura martensítica.

Conforme foi visto nos ensaio de microdureza, esta martensita possui uma baixa dureza, devido a que esta se formou por ultimo, pois precederam à sua formação as fases e microconstituintes anteriormente mencionados (ferrita, perlita e bainita) que envolvem mecanismos de difusão de carbono. Logo, a martensita formada por último possuirá um baixo teor de carbono, o que justifica sua baixa dureza.

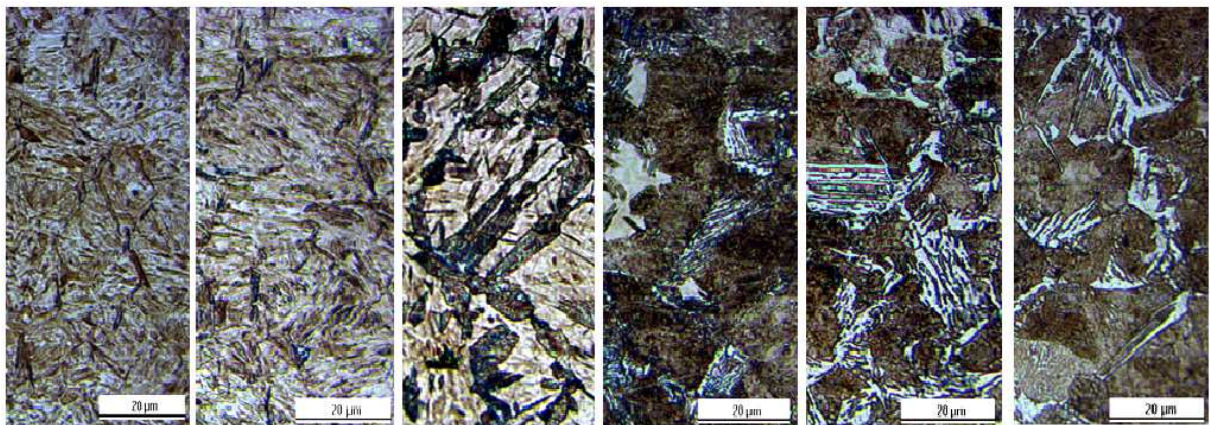
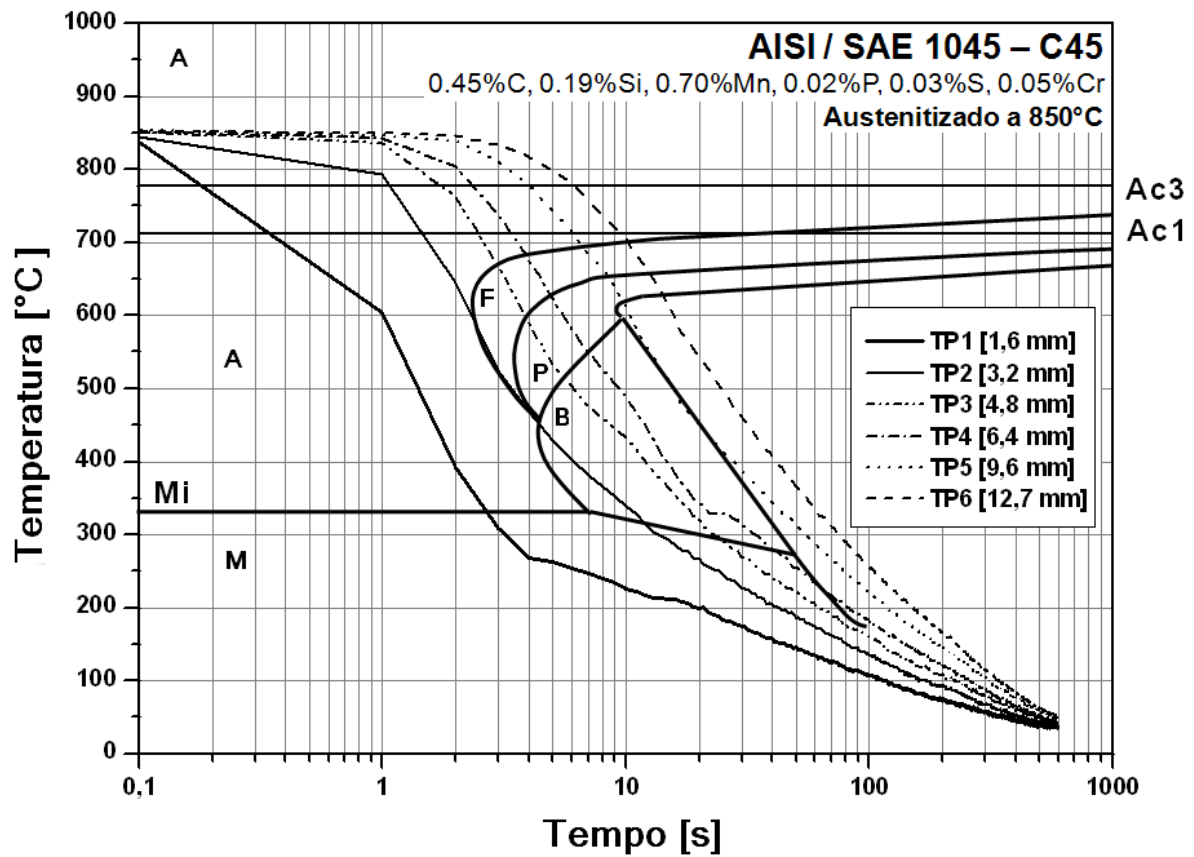
Nas posições TP5 e TP6 observa-se pelas curvas de resfriamento e os diagramas TTT a formação de perlita e ferrita, que apresentam valores de dureza diferentes devido à morfologia da perlita (espaçamento interlamelar).

Confrontando as curvas de resfriamento experimentais, com a microestrutura resultante, as taxas de resfriamento, curvas TTT e os valores de dureza, há concordância e relação entre as mesmas. No que se refere à dureza na posição TP1 (1,57 mm) nas três temperaturas de austenitização, apresenta um mesmo valor, pois a dureza máxima obtida durante o resfriamento que produz a formação da estrutura martensítica se deve exclusivamente ao teor de carbono. Por exemplo, se o aço submetido ao Ensaio Jominy fosse da qualidade ABNT 1080, a dureza máxima obtida após o ensaio na posição TP1 seria maior.



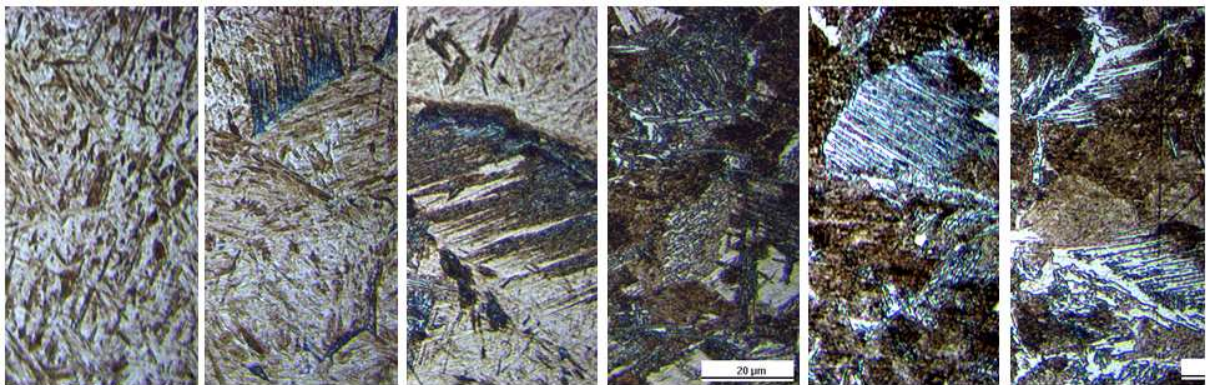
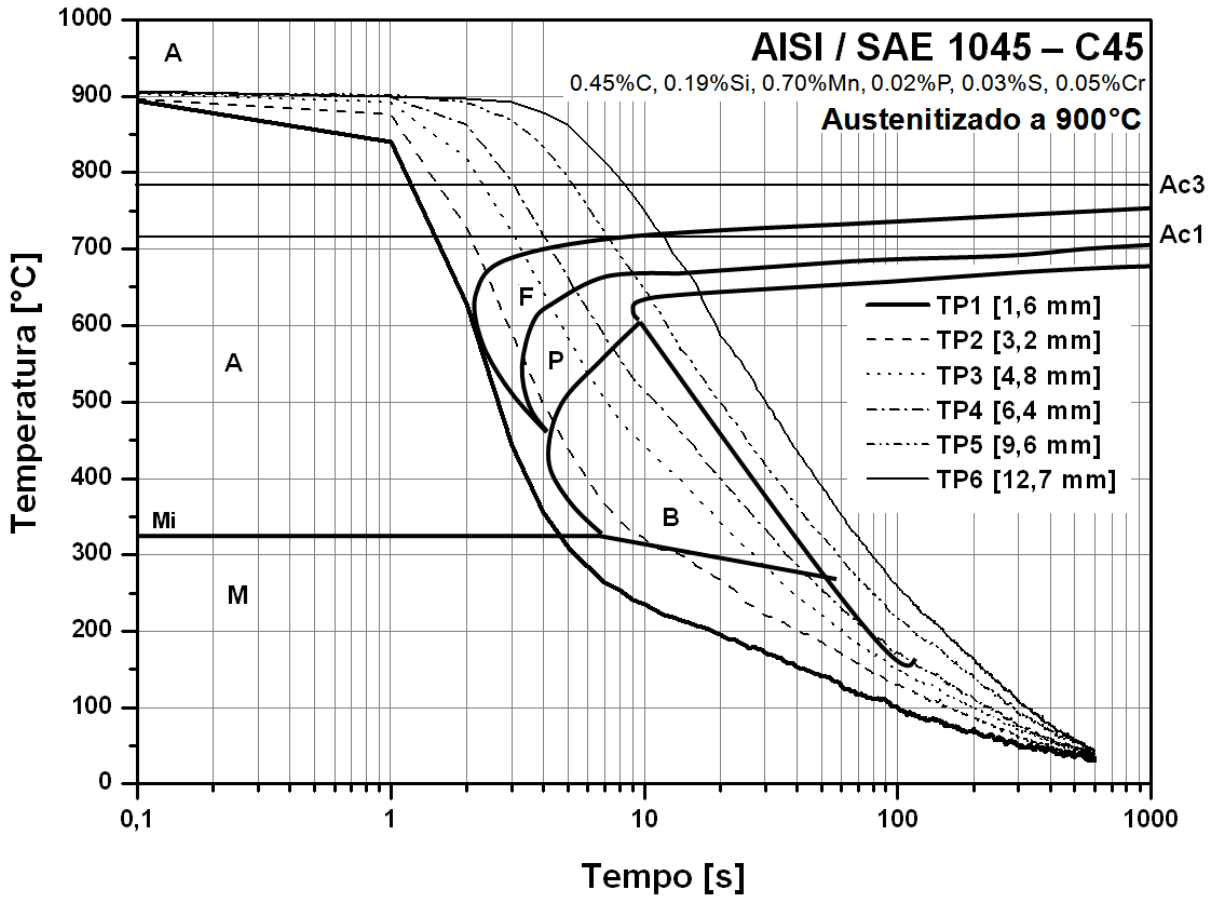
TP1 (1,6 mm)	TP2 (3,2 mm)	TP3 (4,8 mm)	TP4 (6,4 mm)	TP5 (9,6 mm)	TP6 (12,7 mm)
$\dot{T} = 238 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 73,2 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 24,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 20,2 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 12,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 9,4 \text{ }^\circ\text{C/s}$
57 HRC	57 HRC	51 HRC	35 HRC	27 HRC	25 HRC

Figura 5.36 Curvas de resfriamento e microestruturas formadas durante o Ensaio Jominy para o aço ABNT 1045 austenitizado a 800°C



TP1 (1,6 mm)	TP2 (3,2 mm)	TP3 (4,8 mm)	TP4 (6,4 mm)	TP5 (9,6 mm)	TP6 (12,7 mm)
$\dot{T} = 200,8 \text{ } ^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 56,4 \text{ } ^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 28,4 \text{ } ^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 22,7 \text{ } ^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 12,6 \text{ } ^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 8,8 \text{ } ^\circ\text{C/s}$
57 HRC	57 HRC	48 HRC	33HRC	26 HRC	26 HRC

Figura 5.37 Curvas de resfriamento e microestruturas formadas durante o Ensaio Jominy para o aço ABNT 1045 austenitizado a 850°C



TP1 (1,6 mm)	TP2 (3,2 mm)	TP3 (4,8 mm)	TP4 (6,4 mm)	TP5 (9,6 mm)	TP6 (12,7 mm)
$\dot{T} = 157,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 63,4 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 24,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 20,6 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 12,3 \text{ }^\circ\text{C/s}$	$\dot{T} = 8,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$
57 HRC	58 HRC	52 HRC	38 HRC	29 HRC	27 HRC

Figura 5.38 Curvas de resfriamento e microestruturas formadas durante o Ensaio Jominy para o aço ABNT 1045 austenitizado a 900°C

## 6. CONCLUSÕES

Sobre os resultados obtidos a partir do Ensaio Jominy para o aço da qualidade ABNT 1045 pode-se concluir que:

Observou-se que as morfologias das fases obtidas se alteram em função da temperatura de austenitização.

Para a temperatura de austenitização de 900°C, ocorre um incremento no perfil de dureza Jominy.

Os valores de dureza calculados apresentaram boa concordância com os resultados experimentais.

As taxas de resfriamento concordaram de modo exponencial decrescente com o percentual de fases e com os valores de dureza medidos dentro do intervalo analisado (de 1,6 à 12,7 mm a partir da extremidade resfriada do corpo de prova), de acordo com a literatura.

Os resultados obtidos pela instrumentação do ensaio, ou seja, as curvas de resfriamento mostraram-se coerentes.

Neste sentido, as curvas de resfriamento adquiridas apresentaram boa concordância no que se refere a formação microestrutural quando foram comparadas com os diagramas TTT apresentados na literatura.

As expressões numéricas obtidas permitem observar o comportamento da microestrutura à medida que a taxa de resfriamento varia durante o ensaio.

## **7. PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS**

Desenvolvimento de um modelo matemático em diferenças finitas, na forma bidimensional para a previsão das curvas de resfriamento durante o ensaio, levando em consideração os parâmetros envolvidos durante o ensaio, tais como o coeficiente de transferência de calor ao longo do corpo de prova assim como as trocas térmicas por radiação nas laterais do corpo de prova.

A metodologia utilizada para o cálculo das taxas de resfriamento a partir das curvas experimentais pode ser utilizada para o cálculo das taxas simuladas, a partir das curvas geradas pelo modelo numérico.

As expressões numéricas obtidas na parte experimental desta dissertação podem ser aferidas ao modelo para o cálculo de porcentagem de fases e previsão de dureza a partir das taxas de resfriamento simuladas.

Realização de ensaios de temperabilidade Jominy instrumentados com termopares aplicados em aços de outras qualidades seguindo a mesma metodologia proposta para o aço SAE 1045, como por exemplo, aços eutetóides e hipereutetóides para correlacionar os efeitos da composição química nas taxas de resfriamento e na temperabilidade.

Medição do tamanho de grão austenítico prévio dos corpos de prova ensaiados nas três temperaturas de austenitização, como o propósito de avaliar a influência do crescimento de grão na temperabilidade e nos diagramas TTT.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASHBY M., JONES D. **Engineering Materials**. Volume 2. Second Edition. Butterworth – Heynemann. 2002.

ASM HANDBOOK. **Heat Treatment**. ASM, Vol.4, 1985.

ASM HANDBOOK. **Metallography and Microstructures**. ASM, Vol.9, 1985.

ASTM E 384-08, **Microindentation Hardness of Materials**, ASTM International, PA, United States, 2008.

ASTM E 3-95, **Practice for Preparation of Metallographic Specimens**, ASTM International, PA, United States, 1980.

ASTM A 255 – 07, **Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel**, ASTM, PA, United States, 2007.

ASTM E 7-80, **Terminology Relating Metallographic**, ASTM International, PA, United States, 1980.

ASTM E 82-03, **Vickers Hardness of Metallic Materials**, ASTM International, PA, United States, 2003.

ASKELAND, D. R. e PHULÉ P. P., **Ciência e Engenharia dos Materiais**. Primeira Edição. Editora Cengage Learning, São Paulo. 2006.



BHADESHIA H.K. e HONEYCOMBE R. **Steels Microstructure e Properties**. Third edition. Butterworth – Heinemann. Printed by Elsevier. Oxford. U.K. 2006

BORGENSTAM A., HILLERT M., AGREN J. **Metallographic evidence of carbon diffusion in the growth of bainite**. Acta Materialia, j.actamat2009.03.026. 2009.

BRAMFITT B., BENSCOTER A. **Metallographer's Guide. Practices and Procedures for Irons e Steels**. ASM International.

CHIAVERINI V. **Aços e Ferros Fundidos**. Editora: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais ABM. São Paulo, 2005.

COLPAERT H., **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. Quarta Edição. Revisão Técnica: André da Costa e Silva. Editora Blucher. São Paulo. Brasil. 2008.

COLPAERT H., **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. Terceira Edição. Editora Blucher. São Paulo. Brasil. 1977.

COSTA e MEI. **Aços e Ligas Especiais**. Segunda Edição. Editora Blucher. São Paulo. 2006

DURAND-CHARRE M. **Microstructure of Steels and Cast Irons**. First edition. Springer, New York, 2004

GEROLDO A, NUNURA C., HORMAZA W., SPIM J., SANTOS C. 2008. **Heat transfer mathematical modeling during Jominy end-quench test of the SAE 1045**. Proceedings of ENCIT 2008 - 12th in Brazilian Congress of Thermal Engineering and Sciences. Copyright © 2008 by ABCM.

HIGUERA O., TRISTANCHO J., FLORES L. **Simulación Térmica em Cosmosworks de um acero sometido a um ensayo de templabilidad Jominy**. *Scientia et Technica*. Volume 8, pp 231 – 236. 2007

HOMBERG D. **A Numerical Simulation of the Jominy End-Quench Test**. *Acta Material*. Volume 44, pp 4375 – 4385. 1996.

INCROPERA F. and Witt D. **Fundamentals of Heat and Mass Transfer**. John Wiley & Sons. 1991.

KASTNER O., ACKLAND G. **Mesoscale kinetics produces martensitic microstructure**. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. Volume 57, pp 109 – 121. 2009

KRAUSS G. **Martensite in Steels: Strength and Structure**. *Materials Science and Engineering*. A273 – 275, pp 240 – 257. 1999.

KRAUSS G. **Steels. Processing, Structure and Performance**. Second Edition. ASM International. 2005.

LE MASSON P., LOULOU T., ROGEON P., CARRON D., QUEMENER J., **A numerical study for the estimation of a convection heat transfer coefficient during a metallurgical “Jominy end-quench” test**. *International Journal of Thermal Sciences*. Vol 41, pp 517 – 527. 2002

LLEWELLYN D., HUDD R. **Steels: Metallurgy and Applications**. Third Edition. Butterworth – Heynemann. Madras. India. 2004.

MACEDO C. **Análise da Influência da Taxa de Resfriamento no Gradiente Microestrutural de Barras Laminadas a Quente Tratadas Termicamente.** Dissertação de Mestrado. Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia PUCPR, Curitiba, Paraná, Brasil. 2004.

MAIZZA G., MATTEIS P. **Modeling of Jominy End-Quench Tests of Multiphase Steels by Means of Comsol Script.** Proceedings of the COMSOL Users Conference. Grenoble. 2007.

MAYTY J., MANDAL A., BEHERA A., GHOSH A. **A Mathematical Model to Determine Hardening Behaviour of Steels.** IE Journal MM. Volume 85. 2004

NOVIKOV I. **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais.** Editora UFRJ. Rio de Janeiro. Brasil. 1994.

OZISIK M. **Transferência de Calor: Um texto Básico.** Segunda Edição. Editora Guanabara, Rio de Janeiro. 1990.

PORTER e EASTERLING. **Phase Transformation in Metals e Alloys.** Second Edition. Chapman e Hall, 1996.

REED-HILL R., **Princípios de Metalurgia Física.** Segunda Edição. Guanabara. Rio de Janeiro. 1982.

SMOLJAN B., **Mathematical modeling of austenite during the quenching.** 13<sup>th</sup> International Scientific Conference. Achievements in Mechanical and Materials Engineering. Poland. 2005.

SMOLJAN B., ILJIC S., HANZA S., TRAVEN F. **An analysis of modified Jominy-test. Computational Materials Science and Surface Engineering.** Volume 1. pp 120 – 124. 2009.

SONG Y., LIU G., LIU S., LIU J., FENG C. **Improved Nonlinear Equation Method for Numerical Prediction of Jominy End-Quench Curves.** Journal of Iron and Steel Research, International. Volume 14, pp 37 – 41. 2007.

TOTTEN G. **Steels Heat Treatment Handbook.** Second Edition. Taylor & Francis Group 2007.

VAN VLACK L. **Princípios da Ciência dos Materiais.** Editora Blucher. São Paulo. 2002

VANDER VOORT G. F. **Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons e Steels,** ASM International, PA, United States, 2007.

YAO X., GU J., HU M., ZHU Z. **A numerical study of an insulating end-quench test for high hardenability steels.** Scandinavian Journal of Metallurgy. 2003.

ZEHTAB A., SAJJADI S., ZEBARJAD S., NEZHAD S. **Prediction of hardness at different points of Jominy specimen using quench factor analysis method.** Journal of Materials Processing Technology. Volume 99, pp 124 – 129. 2008.