

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS
LABORATÓRIO DE FUNDIÇÃO – CENTRO DE TECNOLOGIA**

**CORRELAÇÕES NUMÉRICAS ENTRE TAXAS DE RESFRIAMENTO,
MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS PARA O TRATAMENTO
TÉRMICO DO AÇO AISI/SAE 4140**

JOÃO GUILHERME REBECHI

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,
Metalúrgica e de Materiais como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em
Processos de Fabricação de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Jaime Álvares Spim

Porto Alegre
2011

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 e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador:

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

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Carlos Frick Ferreira (CT – UFRGS)

Prof. Dr. Lírio Schaeffer (CT – UFRGS)

Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos (DEM – PUC/RS)

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGEM

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS.....	4
ÍNDICE DE TABELAS.....	10
LISTA DE SÍMBOLOS.....	11
RESUMO / ABSTRACT.....	12
OBJETIVOS.....	14
1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
1.1. Materiais (Aços).....	15
1.2. Temperabilidade.....	31
2. MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
2.1 Seleção e Estado do Material Utilizado.....	37
2.2 Equipamentos e Insumos Utilizados.....	38
2.3 Métodos.....	40
3. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	50
3.1 Curvas de Resfriamento Experimentais.....	50
3.2 Taxas de Resfriamento Experimentais.....	52
3.3 Ensaio de Dureza.....	53
3.4 Correlação entre Dureza e Taxa de Resfriamento.....	54
3.5 Comparativos das Porcentagens de Fase.....	56
3.6 Correlação entre Porcentagens de Fase, Temperatura de Austenitização e Taxa de Resfriamento.....	58
3.7 Microdureza das Fases.....	61
3.8 Comparativo dos Resultados de Dureza.....	62
3.9 Resumo Equações Matemáticas.....	63
4. CONCLUSÕES.....	64
5. APÊNDICE... ..	65
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	89
7. AGRADECIMENTOS.....	92

ÍNDICE DE FIGURAS

<i>Figura 01 - O Diagrama de Fases para o Sistema Fe–C com teor de 6.67% de C. [Adaptado do ASM HANDBOOK, 1985].....</i>	<i>16</i>
<i>Figura 02 - 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].....</i>	<i>17</i>
<i>Figura 03 - Representação esquemática de um aço hipoeutetóide no resfriamento lento. [Adaptado de ASHBY e JONES, 2002].....</i>	<i>18</i>
<i>Figura 04 – Microestrutura de um aço hipoeutetóide obtida por microscopia ótica. Áreas brancas (Ferrita) e áreas escuras (Perlita). Ataque: Nital 4%. [ALMEIDA, DAFÉ, OLIVEIRA e COTA, 2010].....</i>	<i>18</i>
<i>Figura 05 - 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].....</i>	<i>19</i>
<i>Figura 06 - Ferrita de Widmanstätten (áreas brancas) observada experimentalmente em um aço baixa liga. Nota-se a formação nos contornos de grão. [Adaptado de LOGINOVA, AGREN e AMBERG, 2004].....</i>	<i>19</i>
<i>Figura 07 - Nucleação nos contornos de grão. Transformação da austenita em perlita (ferrita + cementita). [Adaptado de VAN VLACK, 2004].....</i>	<i>20</i>
<i>Figura 08 - Estrutura perlítica de um aço com 0,75%C. Reagente: Picral. Aumento 500x. [KRAUSS, 2005].....</i>	<i>21</i>
<i>Figura 09 - Representação esquemática de um aço hipereutetóide no resfriamento lento. [Adaptado de ASHBY e JONES, 1999].....</i>	<i>21</i>
<i>Figura 10 - Diagrama TTT que mostra a decomposição da austenita para um aço ao carbono ABNT / SAE 4140.....</i>	<i>22</i>
<i>Figura 11 - Perlita em aço eutetóide. É um nódulo com três colônias distintas (A, B e C). [PORTER e EASTERLING, 1996].....</i>	<i>24</i>
<i>Figura 12 – Morfologia típica de uma bainita coalescida. Imagem obtida através do FEGSEM (Field Emission Gun Scanning Electron Microscopy). [KEEHAN, KARLSSON, BHADESHIA e THUVANDER, 2008].....</i>	<i>25</i>
<i>Figura 13 - 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].....</i>	<i>25</i>
<i>Figura 14 - 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].....</i>	<i>26</i>

<i>Figura 15 - 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].....</i>	<i>27</i>
<i>Figura 16 - Fluxograma dos principais tratamentos térmicos aplicados aos aços.....</i>	<i>29</i>
<i>Figura 17 – Micrografia mostrando uma bem definida estrutura duplex, de ferrita (fase branca) e martensita (fase escura). A região superior evidencia a recristalização ainda em progresso. 400X.....</i>	<i>30</i>
<i>Figura 18 – Avaliação do efeito das quantidades de Cromo e Silício na dureza de um aço. Dureza na distância 25mm de um corpo de prova Jominy [DOBRZANSKI e SITEK, 1999].....</i>	<i>31</i>
<i>Figura 19 - 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. [BHADESHIA e HOMEYCOMBE, 2006].....</i>	<i>32</i>
<i>Figura 20 - Dispositivo do Ensaio Jominy. [Adaptado de CHIAVERINI, 2005]</i>	<i>33</i>
<i>Figura 21 - Esquema e dimensões do dispositivo de têmpera Jominy e dimensões do corpo-de-prova padrão.....</i>	<i>34</i>
<i>Figura 22 – Efeito da temperatura de austenitização no perfil de dureza - aço ligado.....</i>	<i>35</i>
<i>Figura 23 - Efeito do teor de carbono no endurecimento em aços contendo 0,8% de Mn submetidos ao ensaio Jominy. [Adaptado de LLEWELLYN e HUDD, 2004].....</i>	<i>35</i>
<i>Figura 24 - Fluxograma de procedimento experimental utilizado.....</i>	<i>37</i>
<i>Figura 25 - Forno tipo Mufla utilizado no tratamento de normalização.....</i>	<i>38</i>
<i>Figura 26 - Em (a), o sistema de aquisição de dados utilizado para a obtenção das curvas de resfriamento experimentais juntamente com o forno resistivo. Em (b), o forno com mantas refratárias no ponto de passagem dos termopares.....</i>	<i>39</i>
<i>Figura 27 - Dispositivo para Ensaio Jominy.....</i>	<i>40</i>
<i>Figura 28 – Desenho esquemático do corpo de prova instrumentado para o Ensaio Jominy.....</i>	<i>41</i>
<i>Figura 29 – Localização dos furos para colocação dos termopares.....</i>	<i>42</i>
<i>Figura 30 - Etapa de resfriamento do corpo de prova.....</i>	<i>44</i>
<i>Figura 31 - Corpo de prova usinado para ensaio de dureza.....</i>	<i>45</i>
<i>Figura 32 - Esquema das indentações realizadas no corpo-de-prova Jominy.....</i>	<i>46</i>
<i>Figura 33 - Durômetro Rockwell (a) e Vickers (b).....</i>	<i>46</i>

<i>Figura 34 - Bancada Metalográfica.....</i>	<i>47</i>
<i>Figura 35 - Estimativa 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.....</i>	<i>48</i>
<i>Figura 36 - 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, 1985 e COLPAERT, 2008].....</i>	<i>49</i>
<i>Figura 37 - Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 852°C.....</i>	<i>50</i>
<i>Figura 38 - Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 902°C.....</i>	<i>50</i>
<i>Figura 39 - Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 952°C.....</i>	<i>51</i>
<i>Figura 40 - Curvas de resfriamento para o aço AISI/SAE1045.....</i>	<i>51</i>
<i>Figura 41 - Gráfico do ajuste numérico das taxas de resfriamento em função da posição durante o Ensaio Jominy para o aço ABNT / SAE 4140.....</i>	<i>52</i>
<i>Figura 42 - Perfil de dureza Jominy para o aço SAE 4140.....</i>	<i>54</i>
<i>Figura 43 – Gráfico apresentando a relação de dureza com a taxa de resfriamento para a temperatura de austenitização de 852°C.....</i>	<i>55</i>
<i>Figura 44 – Gráfico apresentando a relação de dureza com a taxa de resfriamento para a temperatura de austenitização de 902°C.....</i>	<i>55</i>
<i>Figura 45 – Gráfico apresentando a relação de dureza com a taxa de resfriamento para a temperatura de austenitização de 952°C.....</i>	<i>56</i>
<i>Figura 46 – Gráfico apresentando o comportamento de formação fase martensítica.....</i>	<i>56</i>
<i>Figura 47 – Gráfico apresentando o comportamento da formação de fase bainítica.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura 48 – Gráfico apresentando o comportamento da formação de fase perlítica.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura 49 – Gráfico apresentando o comportamento da formação de fase ferrítica.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura 50 – Gráfico apresentando o comportamento da formação martensítica (EIXO Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).....</i>	<i>58</i>

<i>Figura 51 – Gráfico apresentando o comportamento da formação bainítica (EIXO Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).</i>	59
<i>Figura 52 – Gráfico apresentando o comportamento da formação perlítica (EIXO Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).</i>	60
<i>Figura 53 – Gráfico apresentando o comportamento da formação ferrítica (EIXO Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).</i>	61
<i>Figura 54 – Equações desenvolvidas ao longo do trabalho.</i>	63
<i>Figura 55 – Gráfico representando a porcentagem das fases. Corpo-de-prova austenitizado à 852°C.</i>	65
<i>Figura 56 – Micrografia predominantemente martensítica. Foto retirada da posição TP1. Ataque: Nital 3%. [1000X].</i>	66
<i>Figura 57 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP01 para a temperatura de austenitização de 852°C.</i>	66
<i>Figura 58 – Micrografia predominantemente martensítica. Foto retirada da posição TP2. Ataque: Nital 3%. [1000X].</i>	66
<i>Figura 59 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP02 para a temperatura de austenitização de 852°C.</i>	66
<i>Figura 60 - Estruturas predominantemente martensíticas, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP3. Pode-se evidenciar uma pequena formação de ferrita. Ataque: Nital 3%. [1000X].</i>	67
<i>Figura 61 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP03 para a temperatura de austenitização de 852°C.</i>	67
<i>Figura 62 - Estruturas predominantemente martensíticas, com a presença de núcleos bainítico e ferríticos na posição TP4. Ataque: Nital 3%. [1000X].</i>	67
<i>Figura 63 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP04 para a temperatura de austenitização de 852°C.</i>	67
<i>Figura 64 - Estruturas predominantemente perlítica, com a presença de núcleos ferríticos na posição TP5. Ainda é evidente a presença de martensita. Ataque: Nital 3%. [1000X].</i>	68
<i>Figura 65 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP05 para a temperatura de austenitização de 852°C.</i>	68
<i>Figura 66 - Estruturas predominantemente perlítica, com a presença de ferrita e martensita na posição TP6. Ataque: Nital 3%. [1000X].</i>	68

<i>Figura 67 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP06 para a temperatura de austenitização de 852°C.....</i>	<i>68</i>
<i>Figura 68 - Estruturas predominantemente perlítica, com a presença de ferrita na posição TP7. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>69</i>
<i>Figura 69 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP01 para a temperatura de austenitização de 852°C.....</i>	<i>69</i>
<i>Figura 70 – Gráfico representando a porcentagem das fases. Corpo-de-prova austenitizado à 902°C.....</i>	<i>70</i>
<i>Figura 71 - Estruturas predominantemente martensíticas, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP1. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>71</i>
<i>Figura 72 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP01 para a temperatura de austenitização de 902°C.....</i>	<i>71</i>
<i>Figura 73 - Estruturas predominantemente martensíticas, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP2. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>71</i>
<i>Figura 74 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP02 para a temperatura de austenitização de 902°C.....</i>	<i>71</i>
<i>Figura 75 - Estruturas predominantemente martensíticas, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP3. Evidencia-se a formação de ferrita em alguns pontos. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>72</i>
<i>Figura 76 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP03 para a temperatura de austenitização de 902°C.....</i>	<i>72</i>
<i>Figura 77 - Estruturas predominantemente martensíticas, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP4. Evidencia-se em alguns núcleos de ferrita. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>72</i>
<i>Figura 78 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP04 para a temperatura de austenitização de 902°C.....</i>	<i>72</i>
<i>Figura 79 - Estruturas predominantemente martensíticas, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP5. Evidencia-se em alguns núcleos de ferrita. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>73</i>
<i>Figura 80 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP05 para a temperatura de austenitização de 902°C.....</i>	<i>73</i>
<i>Figura 81 - Estruturas predominantemente perlítica, com a presença de núcleos ferríticos na posição TP6. A presença da martensita ainda é acentuada. Ataque: Nital 3%. [1000X]....</i>	<i>73</i>
<i>Figura 82 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP06 para a temperatura de austenitização de 902°C.....</i>	<i>73</i>

<i>Figura 83 - Estruturas predominantemente perlíticas, com a presença de núcleos ferríticos na posição TP7. Ainda evidencia-se a presença de martensita. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>74</i>
<i>Figura 84 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP07 para a temperatura de austenitização de 902°C.....</i>	<i>74</i>
<i>Figura 85 – Gráfico representando a porcentagem das fases. Corpo-de-prova austenitizado à 952°C.....</i>	<i>75</i>
<i>Figura 86 - Estrutura predominantemente martensíticas na posição TP1. Nota-se alguns núcleos bainíticos. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>76</i>
<i>Figura 87 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP01 para a temperatura de austenitização de 952°C.....</i>	<i>76</i>
<i>Figura 88 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP2. Constata-se alguns núcleos bainíticos. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>76</i>
<i>Figura 89 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP02 para a temperatura de austenitização de 952°C.....</i>	<i>76</i>
<i>Figura 90 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP3. Pode-se notar uma maior quantidade de núcleos bainíticos comparado a posição TP2. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>77</i>
<i>Figura 91 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP03 para a temperatura de austenitização de 952°C.....</i>	<i>77</i>
<i>Figura 92 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP4. Nota-se a formação de bainita e ferrita nesta posição. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>77</i>
<i>Figura 93 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP04 para a temperatura de austenitização de 952°C.....</i>	<i>77</i>
<i>Figura 94 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP5. Constata-se a formação de bainita, ferrita e perlita nesta posição. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>78</i>
<i>Figura 95 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP05 para a temperatura de austenitização de 952°C.....</i>	<i>78</i>
<i>Figura 96 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP6. Evidencia-se a presença de perlita e ferrita nesta posição. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>78</i>
<i>Figura 97 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP06 para a temperatura de austenitização de 952°C.....</i>	<i>78</i>
<i>Figura 98 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP7. Constata-se a presença de ferrita e perlita nesta posição. Ataque: Nital 3%. [1000X].....</i>	<i>79</i>
<i>Figura 99 – Gráfico e fotografia gerada pelo software quantificando as fases presentes na posição TP07 para a temperatura de austenitização de 952°C.....</i>	<i>79</i>

ÍNDICE DE TABELAS

<i>Tabela 01 – Fases e microconstituintes dos aços. [Adaptado do ASM HANDBOOK, Vol.4, 1985].....</i>	<i>28</i>
<i>Tabela 02 – Faixa de composição química aceitável para realização do Ensaio Jominy.....</i>	<i>33</i>
<i>Tabela 03 - Composição química das amostras utilizadas em comparação com a norma SAE J404.....</i>	<i>38</i>
<i>Tabela 04 – Temperaturas de Austenitização Utilizadas.....</i>	<i>43</i>
<i>Tabela 05 - Taxas de resfriamento em função da posição durante o Ensaio Jominy para o ABNT / SAE 4140.....</i>	<i>52</i>
<i>Tabela 06 - Medidas de durezas após ensaio Jominy para diferentes temperaturas de austenitização.....</i>	<i>53</i>
<i>Tabela 07 – Dados referentes a dureza e taxa de resfriamento para cada posição de termopar e três temperaturas de austenitização.....</i>	<i>54</i>
<i>Tabela 08 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers das fases formadas durante ensaio Jominy. Temperatura de austenitização 852 °C.....</i>	<i>62</i>
<i>Tabela 09 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers das fases formadas durante ensaio Jominy. Temperatura de austenitização 902 °C.....</i>	<i>62</i>
<i>Tabela 10 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers das fases formadas durante ensaio Jominy. Temperatura de austenitização 952 °C.....</i>	<i>62</i>
<i>Tabela 11 - Comparativo Valores de Dureza Medido x Calculado.....</i>	<i>63</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

σ = tensão aplicada

μ = deformação

E = módulo de elasticidade do material / módulo de Young

γ = austenita

α = ferrita

CCC = cúbico de corpo centrado

CFC = cúbico de face centrada

HC = hexagonal compacto

ASTM = American Society of Testing Materials

SAE = Society of Automotive Engineers

ABNT = Associação Brasileira de Normas Técnicas

CAD = computer aided design

AISI = American Iron and Steel Institute

RESUMO

Atualmente as indústrias estão desenvolvendo os processos de fabricação com ferramentas de gestão e recursos tecnológicos avançados, visando a redução nos custos internos e aumento na competitividade. A aplicação de programas computacionais como ferramenta de apoio na redução dos custos muitas vezes é inevitável. Cada vez mais o mercado consumidor está exigindo soluções eficazes com preços baixos. No presente trabalho foram realizados ensaios Jominy em corpos de prova fabricados com aço baixa liga da classe ABNT/SAE 4140. Nos ensaios executados foram utilizadas três temperaturas de austenitização diferentes, buscando verificar a influência destas na microestrutura e dureza dos corpos de prova ensaiados. Através dos ensaios realizados foram disponibilizadas equações matemáticas que poderão ser utilizadas em rotinas numéricas que ajudarão na previsão das propriedades mecânicas e metalúrgicas dos materiais tratados em função da distância da extremidade resfriada e da temperatura de austenitização. De maneira geral, os resultados apresentados mostram uma influência das temperaturas de austenitização utilizadas nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do material ensaiado.

ABSTRACT

Nowadays the industries are improving the manufacturing process with management tools and using technological resources, seeking internal costs decrease and consequently competitive increase. The software application as a support tool is inevitable. The market is demanding efficient solutions with low prices. In this paper Jominy tests were performed in sample manufactures with ABNT/SAE 4140 steel. During these tests three different temperatures were performed, seeking to verify their impact on both hardness and microstructure. This information obtained along the tests can be used to create numerical routines to predict the mechanical and metallurgical properties of treated material as a function of Jominy length and austenitization temperature. In general, the results showed an influence of the austenitization temperatures on the mechanical and metallurgical properties of the material.

OBJETIVOS

A partir do contexto econômico da atualidade, as empresas do Brasil e do mundo se dedicam cada vez mais a atender as crescentes exigências para redução dos custos. Para isso estão sendo desenvolvidos diversos estudos e tecnologias de modo a reduzir os custos de fabricação dos produtos e processos.

Pode-se dividir os objetivos deste trabalho em objetivos gerais e objetivos específicos. O objetivo geral foi à elaboração de equações matemáticas empíricas para a utilização em rotinas numéricas, onde através de programas de computadores comerciais consegue-se prever as propriedades mecânicas e metalúrgicas dos materiais austenitizados.

Para obter as equações matemáticas empíricas supracitadas, foi definida uma metodologia de trabalho onde objetivou-se austenitizar os corpos de prova do aço AISI/SAE 4140 em três temperaturas de austenitização diferentes, para assim verificar a influência das mesmas nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do material.

1 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1 – MATERIAIS (AÇOS)

1.1.1 Definições Importantes

O aço é a mais versátil das ligas metálicas. Produzido em uma grande variedade de tipos e formas, cada qual atendendo eficientemente a uma ou mais aplicações. Esta variedade decorre da necessidade de contínua adequação dos produtos as exigências de aplicações específicas que vão surgindo no mercado, seja pelo controle da composição química, seja pela garantia de propriedades específicas ou, ainda, na forma final (chapas, perfis, tubos, barras, etc).

1.1.2 Estrutura

O aço, como os demais metais, se solidifica pela formação de cristais, que vão crescendo a diferentes direções, formando os denominados eixos de cristalização. A partir de um eixo principal, crescem eixos secundários, que por sua vez se desdobram em novos eixos e assim por diante até que toda a massa do metal se torne sólida. O conjunto formado pelo eixo principal e secundários de um cristal é denominado dendrita. Quando duas dendritas se encontram, origina-se uma superfície de contato e ao término do processo de cristalização, formam cada uma os grãos que compõem o metal, de modo que todos os metais, após sua solidificação completa, são constituídos de inúmeros grãos, justapostos e unidos.

A formação de cristais no ferro ocorre segundo dois tipos de reticulados: o α e β . Ambos fazem parte de um sistema cristalino cúbico, ou seja, a unidade básica do cristal tem a forma de um cubo. No primeiro tipo de reticulado denominado cúbico de corpo centrado (CCC), ao isolar-se a unidade básica do cristal, verifica-se que os átomos de ferro localizam-se nos oito vértices e no centro do cubo, enquanto que no segundo agora denominado cúbico de face centrada (CFC), os átomos ficam posicionados nos oito vértices e no centro de cada face do cubo.

1.1.3 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 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 os principais produtos siderúrgicos:

Aços – Teores de carbono até 2,11%;

Ferros Fundidos – Teores de carbono acima de 2,11%.

O diagrama da Figura 1 corresponde teoricamente à liga binária Fe-C. Entre tanto, 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:

- A1 – 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.
- A3 – 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.

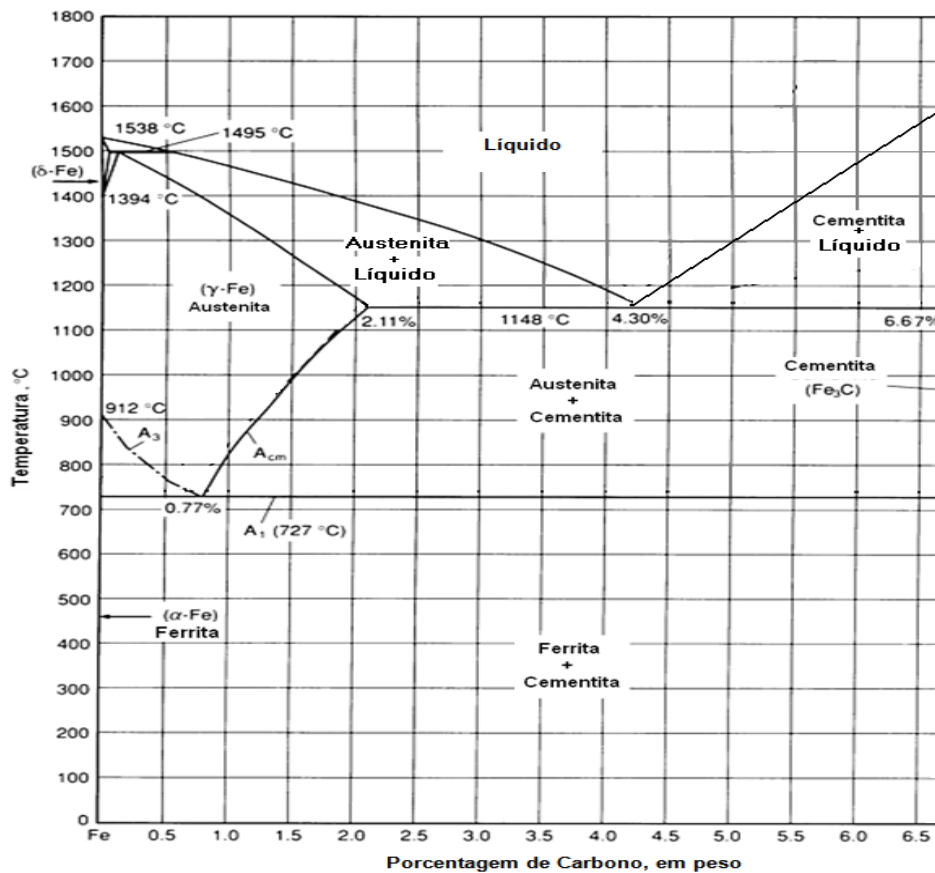


Figura 01 - O Diagrama de Fases para o Sistema Fe-C com teor de 6,67% de C. [Adaptado do ASM HANDBOOK, 1985]

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. Ele apresenta uma gama diversificada de micro-estruturas 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 2 mostra que as diferentes fases do ferro são estáveis em diferentes faixas de temperatura e de pressão.

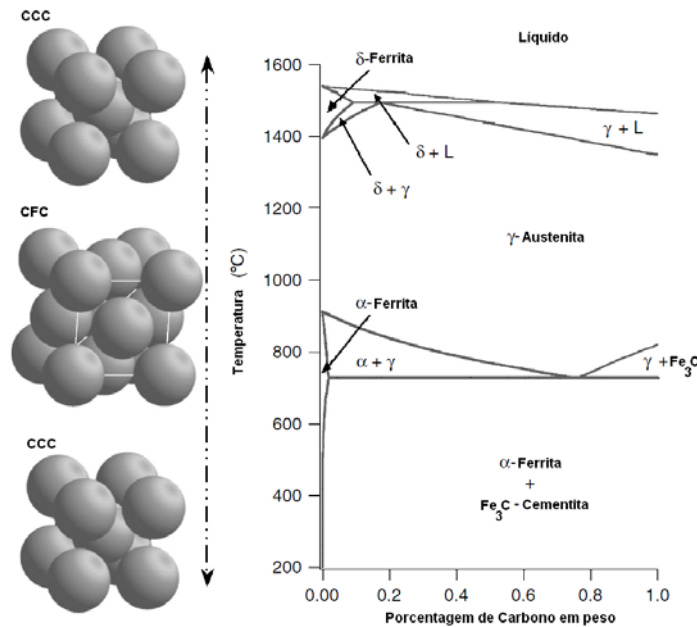


Figura 02 - Ilustração das células unitárias da ferrita (Cúbica de Corpo Centrado - CCC) e da austenita (Cúbica de Face Centrada - CFC) num diagrama de equilíbrio Fe-C. [Adaptado de TOTTEN, 2006].

1.1.4 Estruturas de Equilíbrio Termodinâmico (Resfriamento Lento)

a) Aços Hipoeutetóides

São as estruturas formadas nas ligas Fe-C com teores de carbono inferiores a 0,77%. A Figura 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 A₃, representada por (b). Abaixo de A₃ 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 A₁ representado por (c) tem-se ferrita e austenita com um teor de carbono de 0,77% conforme exemplifica a Figura 3. Pela Regra da Alavanca pode-se calcular de uma forma aproximada 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.

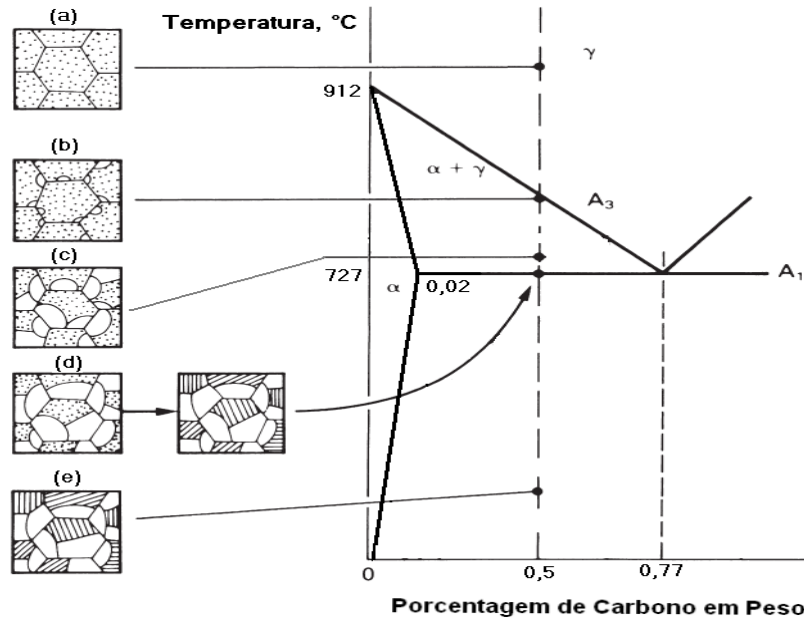


Figura 03 - Representação esquemática de um aço hipoeutetóide no resfriamento lento. [Adaptado de ASHBY e JONES, 2002]

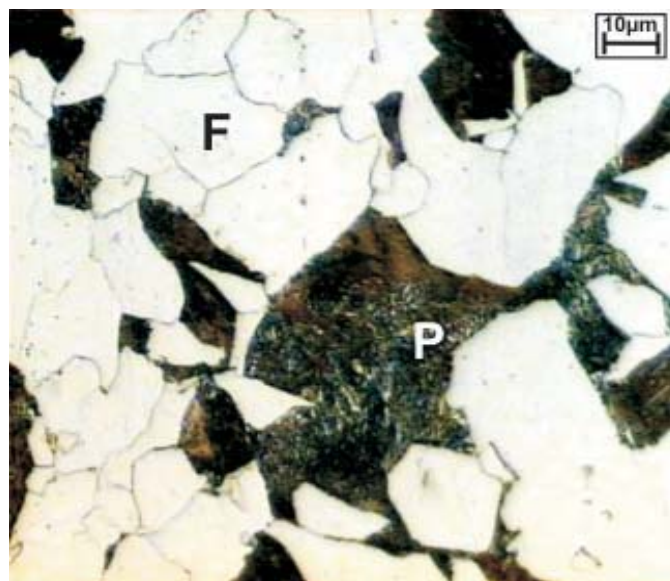


Figura 04 – Microestrutura de um aço hipoeutetóide obtida por microscopia ótica. Áreas brancas (Ferrita) e áreas escuras (Perlita). Ataque: Nital 4%. [ALMEIDA, DAFÉ, OLIVEIRA e COTA, 2010].

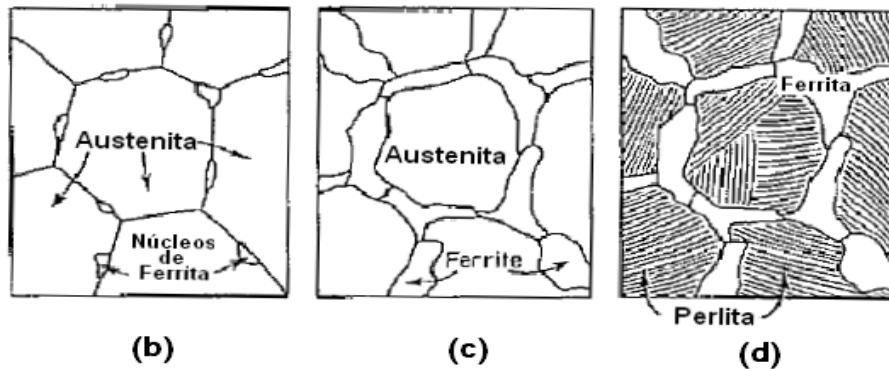


Figura 05 - Três estágios na formação da estrutura de um aço hipoeutetóide resfriado lentamente a partir do campo austenítico, correspondentes aos pontos de (b), (c), e (d) respectivamente, da Figura 3.

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, conforme descrito a seguir:

Alotriomorfa de Contorno de Grão: Ocorre nos contornos dos grãos austeníticos sem um aumento expressivo de dureza. É geralmente aceito que um baixo subresfriamento equiaxial favorece a formação destas partículas de ferrita grosseira [LOGINOVA, AGREN e AMBERG, 2004].

Ferrita de Widmanstätten: Dois tipos desta ferrita podem ser encontradas 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. Altas taxas de resfriamento favorecem o crescimento da ferrita em placas, chamada de ferrita acicular ou ferrita de Widmanstätten [KRAHE, KINSMAN e AARONSON, 1972]. Na Figura 06 pode-se visualizar uma micrografia apresentando esta morfologia de ferrita.

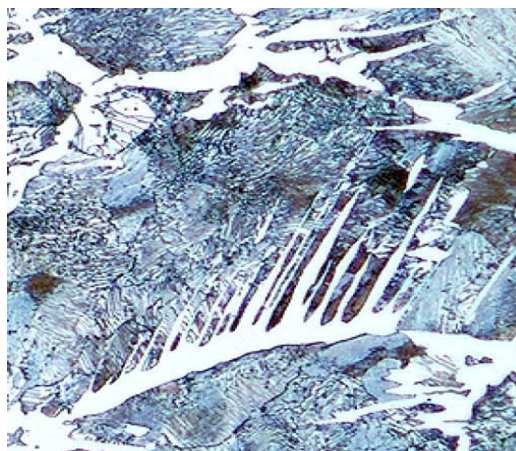


Figura 06 - Ferrita de Widmanstätten (áreas brancas) observada experimentalmente em um aço baixa liga. Nota-se a formação nos contornos de grão. [Adaptado de LOGINOVA, AGREN e AMBERG, 2004].

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.

b) 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. As lamelas de perlita crescem a partir dos contornos da austenita conforme ilustrado na Figura 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.

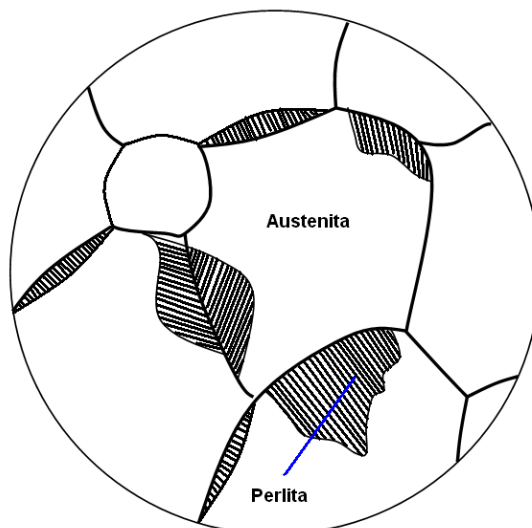


Figura 07 - Nucleação nos contornos de grão. Transformação da austenita em perlita (ferrita + cementita). [Adaptado de VAN VLACK, 2004]

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. A Figura 8 mostra a microestrutura de um aço eutetóide.

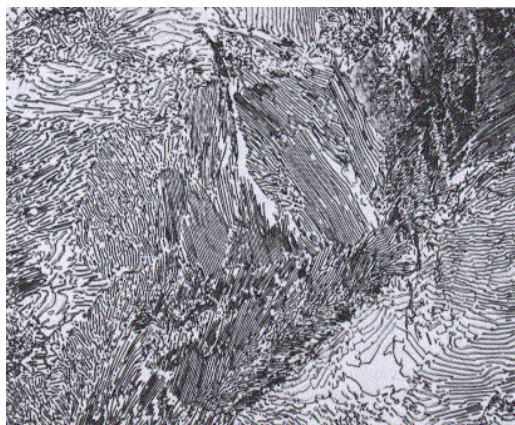


Figura 08 - Estrutura perlítica de um aço com 0,75%C. Reagente: Picral. Aumento 500x. [KRAUSS, 2005]

c) 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.

Um aço com teor de carbono de 1,2%, resfriado a partir do campo austenítico é exemplificado na Figura 9. 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 9. 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.

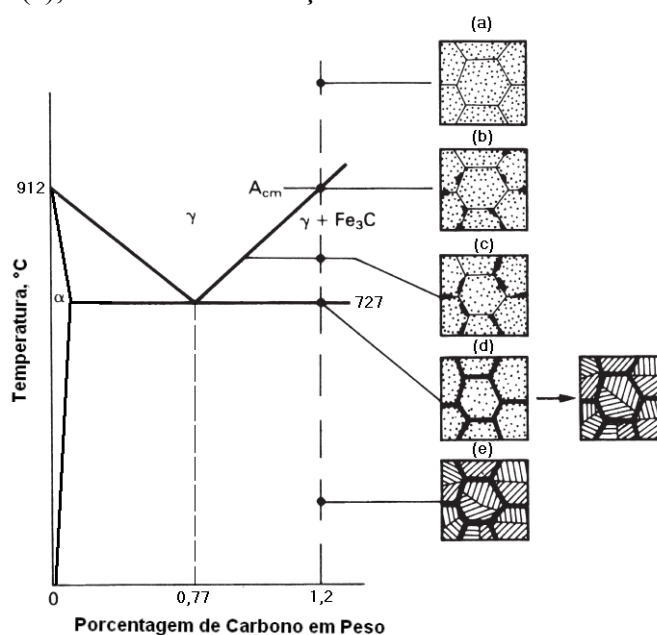


Figura 09- Representação esquemática de um aço hipereutetóide no resfriamento lento. [Adaptado de ASHBY e JONES, 1999]

d) 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 (ex. têmpera).

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). A Figura 10 mostra tais diagramas para um aço ao carbono ABNT/SAE 4140.

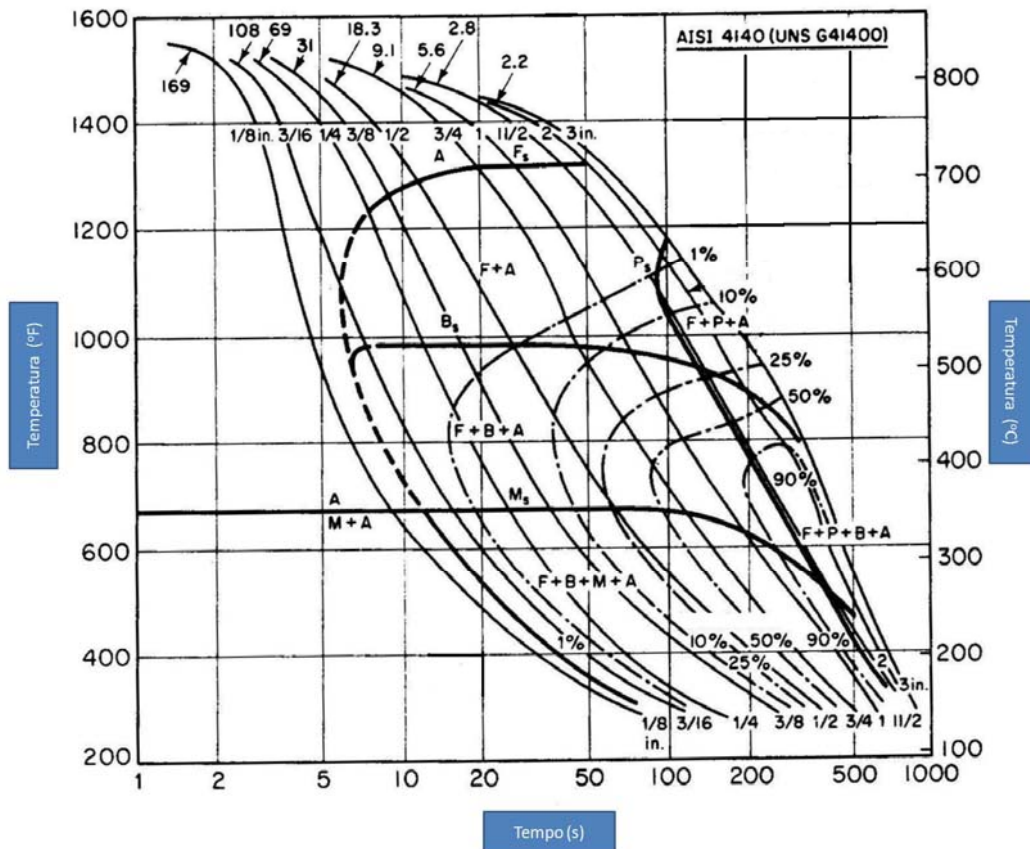


Figura 10 - Diagrama TTT que mostra a decomposição da austenita para um aço ao carbono ABNT / SAE 4140.

e) 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 passa 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, por tanto, em grande parte, as propriedades físicas e mecânicas que resultam dos tratamentos em que estas fases são o produto final; 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°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°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 e 500°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 troostita, 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 11. 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 Fe_3C);
- Mudança cristalográfica.

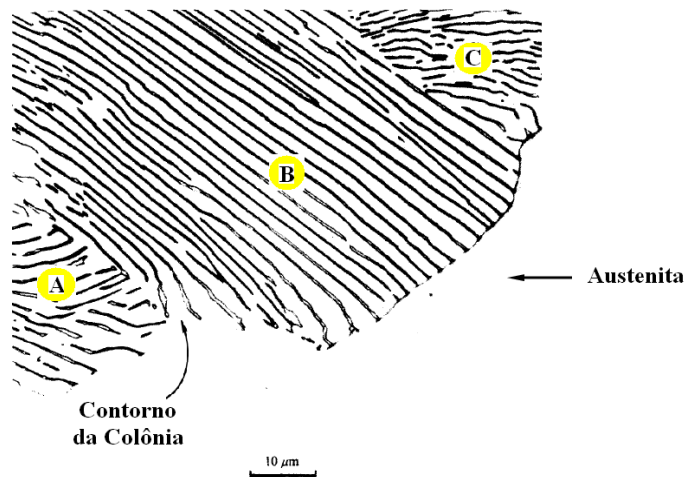


Figura 11 - Perlita em aço eutetóide. É um nódulo com três colônias distintas (A, B e C). [PORTER e EASTERLING, 1996]

f) 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. [BORGSTAM, 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, existem duas morfologias ou formas principais: a bainita superior 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. 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 tão 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 13 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 dentre as placas de ferrita. Além disso, estes carbonetos são significativamente mais finos do que aqueles formados entre as ripas de ferrita na bainita superior.

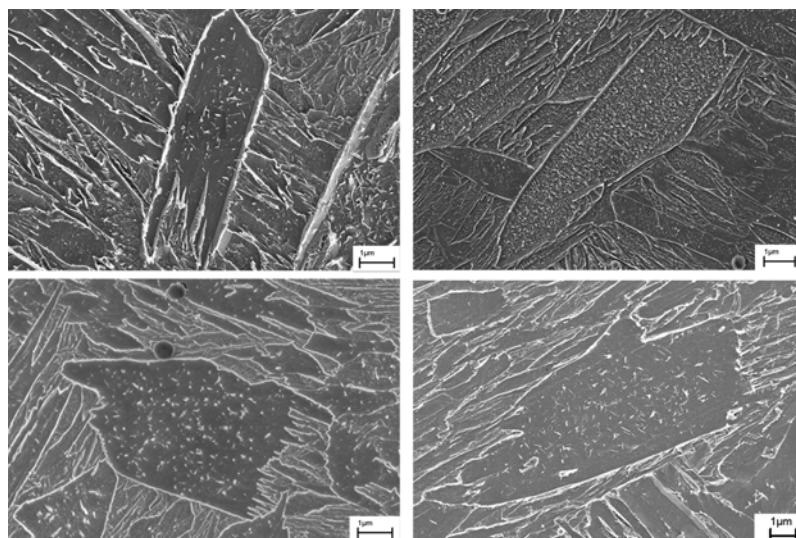


Figura 12 – Morfologia típica de uma bainita coalescida. Imagem obtida através do FEGSEM (Field Emission Gun Scanning Electron Microscopy). [KEEHAN, KARLSSON, BHADESHIA e THUVANDER, 2008].

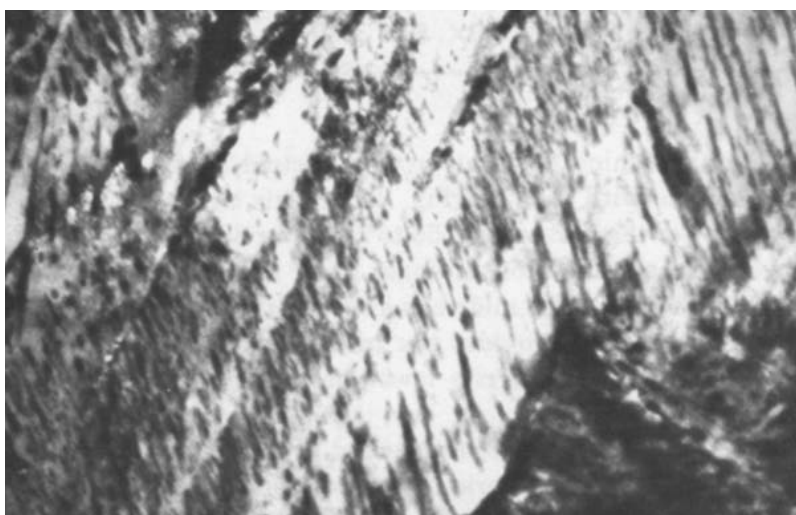


Figura 13 - Bainita inferior com carbonetos finos dentro das placas de ferrita em um aço SAE 4360. Aumento: 24.000x via Microscopia Eletrônica de Transmissão.

g) 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.

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.

Segundo KRAUSS [2005] 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.

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 cristalino bidimensional com 9216 átomos, uma transformação martensítica. As Figuras 14 e 15 mostram os resultados do aspecto da formação das agulhas de martensita numa rede cristalina bidimensional.

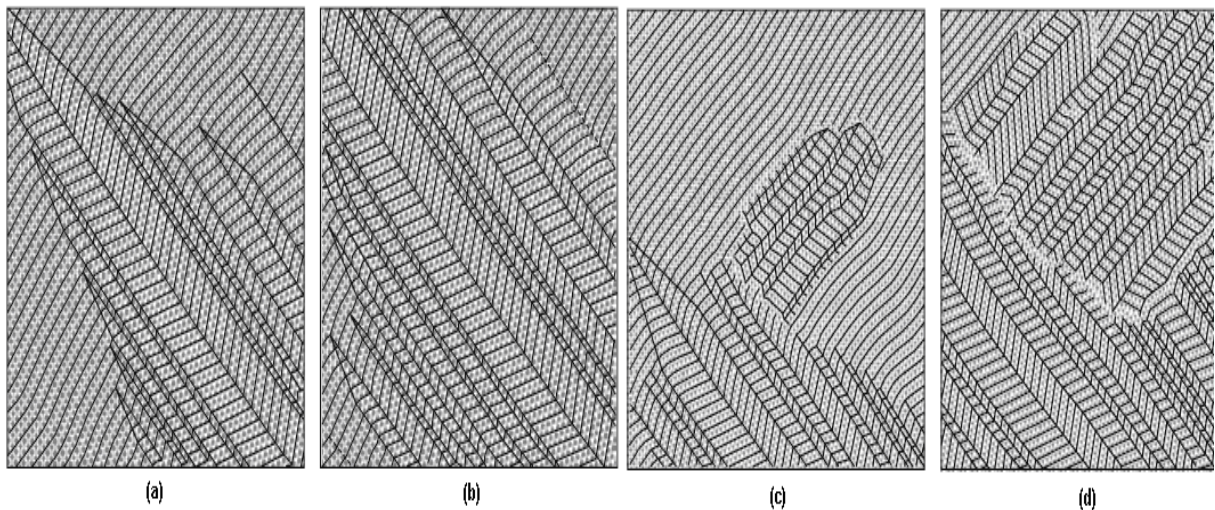


Figura 14 - Ilustração da formação das agulhas de martensita na rede cristalina. Em (a) e (b), formação de agulhas grosseiras. Em (c) e (d), nucleação de agulhas transversais mais refinadas. [Adaptado de KASTNER e ACKLAND, 2009]

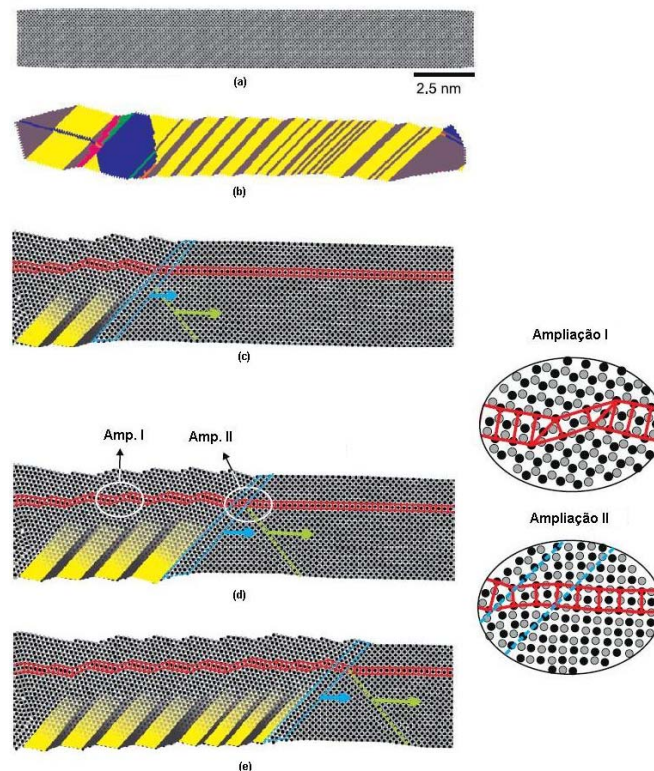


Figura 15 - Simulação computacional das agulhas de martensita na rede cristalina. Em (a) e (b), a fase inicial e final da simulação respectivamente. Em (c), (d) e (e), o avanço da formação de agulhas ocasionando o cisalhamento do reticulado como resultado da transformação. [Adaptada de KASTNER e ACKLAND, 2009]

1.1.5 Tratamentos Térmicos dos Aços

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de esfriamento. O tratamento térmico é bastante utilizado em aços de alto teor de carbono ou com elementos de liga. Seus principais objetivos são:

- i. aumentar ou diminuir a dureza;
- ii. aumentar a resistência mecânica;
- iii. melhorar resistência ao desgaste, à corrosão, ao calor;
- iv. modificar propriedades elétricas e magnéticas;
- v. remover tensões internas, provenientes por exemplo de resfriamento desigual;
- vi. melhorar a ductilidade, a trabalhabilidade e as propriedades de corte.

Os principais parâmetros de influência nos tratamentos térmicos são:

- aquecimento: geralmente realizado a temperaturas acima da crítica (723°), para uma completa “austenitização” do aço eutetóide. Esta austenitização é o ponto de partida para as transformações posteriores desejadas, que vão acontecer em função da velocidade de resfriamento. Uma distribuição homogênea do Carbono e demais elementos de liga é necessária para obtenção de propriedades uniformes, devido a isso são utilizadas temperaturas de autenitização altas e adequados tempos de imersão, minimizando também o aumento da concentração de impurezas nos contornos de grão do material [HTUN, KYAW e LWIN, 2008].

- tempo de permanência à temperatura de aquecimento: deve ser o estritamente necessário para se obter uma temperatura uniforme através de toda a seção do aço;
- velocidade de resfriamento: é o fator mais importante, pois é o que efetivamente vai determinar a estrutura e conseqüentemente as propriedades finais desejadas. As siderúrgicas e metalúrgicas escolhem os meios de resfriamento ainda em função da seção e da forma da peça.

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 por alterar as propriedades mecânicas, além de otimizar a próxima etapa produtiva ou uso final. A Tabela 01 mostra brevemente as possíveis fases ou microconstituintes que se formam durante os ciclos de aquecimento e resfriamento nos tratamentos térmicos dos aços.

Tabela 01 – Fases e microconstituintes dos aços.

Fase (Microconstituinte)	Estrutura Cristalina	Características
Ferrita (Ferro α)	CCC – Cúbica de Corpo Centrado	Fase relativamente mole a baixas temperaturas. Estável no equilíbrio.
Austenita (Ferro γ)	CFC – Cúbica de Face Centrada	Fase relativamente mole a temperatura intermediária. Estável no equilíbrio.
Cementita (Fe_3C)	Ortorrômica complexa	Fase metaestável de elevada dureza.
Perlita		Mistura lamelar de ferrita e cementita.
Martensita	TCC – Tetragonal de Corpo Centrado (Solução supersaturada de C na ferrita)	Fase metaestável de elevada dureza. Morfologia em ripas para aços com teores abaixo de 0,6 % de C. Morfologia em placas para teores acima de 1% de C. Morfologia mista para teores intermediários.
Bainita		Estrutura metaestável. Mistura muito fina não lamelar de ferrita e cementita. Classificadas como Bainita superior e inferior, diferem uma da outra pela dureza e morfologia.

Em geral, alguns dos principais tratamentos térmicos aplicados aos aços são simplificados no fluxograma da Figura 16.

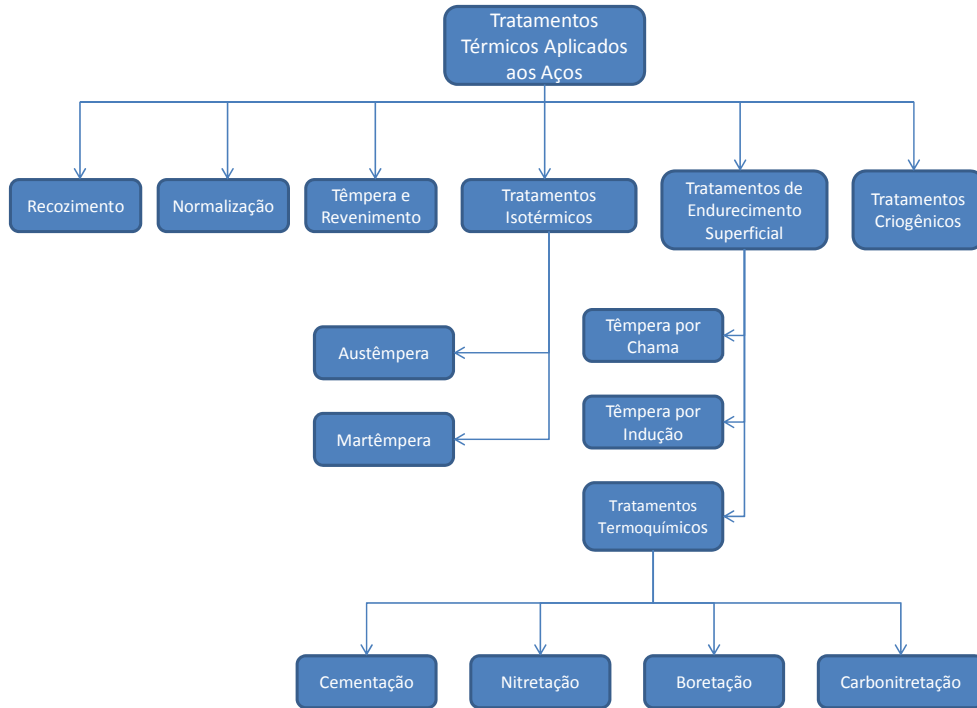


Figura 16 - Fluxograma dos principais tratamentos térmicos aplicados aos aços.

1.1.6 Propriedades Mecânicas dos Aços

Suas propriedades são de fundamental importância. Não são exclusivas dos aços, mas, de forma semelhante, servem a todos os metais. Em um teste de resistência, ao submeter uma barra metálica a um esforço de tração crescente, ela irá apresentar uma deformação progressiva de extensão, ou seja, um aumento de comprimento. Através da análise deste alongamento, pode-se chegar a alguns conceitos e propriedades dos aços:

A **elasticidade** é a propriedade do metal de retornar à forma original, uma vez removida a força externa atuante. Deste modo, a deformação segue a Lei de Hooke, sendo proporcional ao esforço aplicado:

$$\delta = \epsilon \times E$$

onde: δ = tensão aplicada e ϵ = deformação (E = módulo de elasticidade do material / módulo de Young).

Ao maior valor de tensão para o qual vale a Lei de Hooke, denomina-se limite de proporcionalidade. Ao ultrapassar este limite, surge a fase plástica, onde ocorrem deformações crescentes mesmo sem a variação da tensão: é o denominado patamar de escoamento. Alguns materiais, como o ferro fundido ou o aço liga tratado termicamente, não

deformam plasticamente antes da ruptura, sendo considerados materiais frágeis. Estes materiais não apresentam o patamar de escoamento.

A **plasticidade** é a propriedade inversa à da elasticidade, ou seja, do material não voltar à sua forma inicial após a remoção da carga externa, obtendo-se deformações permanentes. A deformação plástica altera a estrutura de um metal, aumentando sua dureza.

Ductilidade é a capacidade do material de se deformar sob a ação de cargas antes de se romper, daí sua grande importância, já que estas deformações constituem um aviso prévio à ruptura final do material, o que é de extrema importância para prevenir acidentes. É fundamental dentro da engenharia conciliar alta ductilidade com alta resistência mecânica. Conforme [ALANENE e KAMMA, 2010] tratamentos térmicos em temperaturas intercríticas produzem estruturas micro-duplex em aços baixa liga, estruturas as quais combinam boa resistência com elevada ductilidade. A Figura 17 apresenta um exemplo de estrutura duplex.

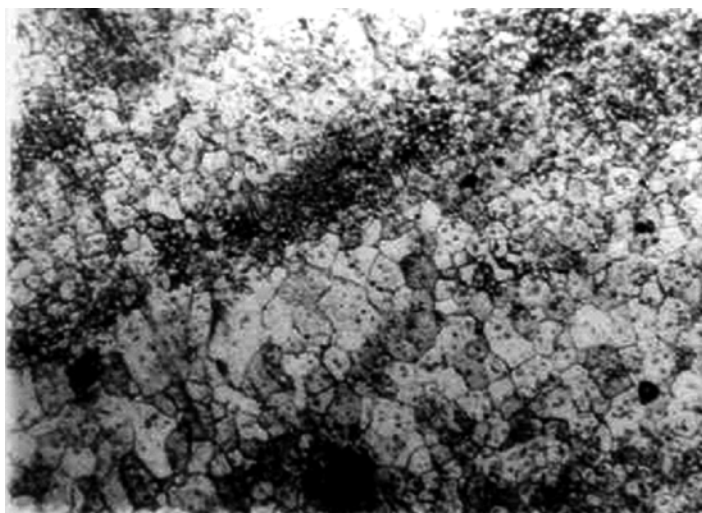


Figura 17 – Micrografia mostrando uma bem definida estrutura duplex, de ferrita (fase branca) e martensita (fase escura). A região superior evidencia a recristalização ainda em progresso. 400X. [ALANENE e KAMMA, 2010].

A **fragilidade**, oposto à ductilidade, é a característica dos materiais que rompem bruscamente, sem aviso prévio (um dos principais fatores responsáveis por diversos tipos de acidentes ocorridos em pontes e navios).

A **resiliência** é a capacidade de absorver energia mecânica em regime elástico, ou seja, a capacidade de restituir a energia mecânica absorvida. Já a **tenacidade** é a energia total, plástica ou elástica, que o material pode absorver até a ruptura. Assim, um material dúctil com a mesma resistência de um material frágil irá requerer maior energia para ser rompido, portanto é mais tenaz.

A **fluência** é mais uma propriedade apresentada pelo aço e metais em geral. Ela acontece em função de ajustes plásticos que podem ocorrer em pontos de tensão, ao longo dos contornos dos grãos do material. Estes pontos de tensão aparecem logo após o metal ser solicitado por uma carga constante, e sofrer a deformação elástica. Após esta fluência ocorre a deformação contínua, levando a uma redução da área do perfil transversal da peça (denominada estrição). Tem relação com a temperatura a qual o material está submetido:

quanto mais alta, maior ela será, porque facilita o início e fim da deformação plástica. Nos aços, é significativa para temperaturas superiores a 350° C, ou seja, em caso de incêndios.

É importante citar ainda a **fadiga**, sendo a ruptura de um material sob esforços repetidos ou cíclicos. A ruptura por fadiga é sempre uma ruptura frágil, mesmo para materiais dúcteis.

Por fim, tem-se a **dureza**, que é a resistência ao risco ou abrasão: a resistência que a superfície do material oferece à penetração de uma peça de maior dureza. Sua análise é de fundamental importância nas operações de estampagem de chapas de aços. A seguir na Figura 18 pode-se observar a influência da concentração em peso dos elementos Cromo e Silício na dureza de um aço de construção mecânica, segundo [DOBRZANSKI e SITEK, 1999].

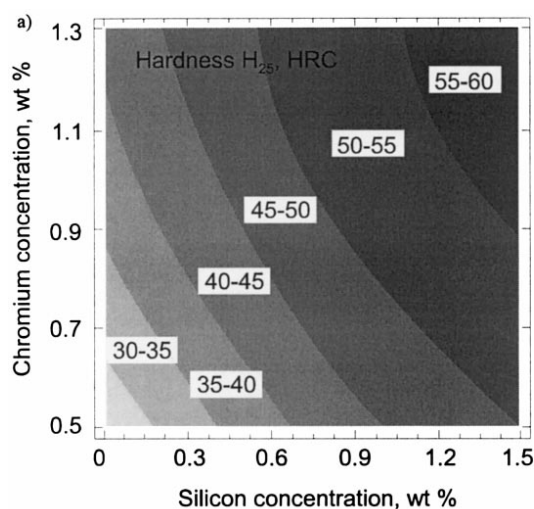


Figura 18 – Avaliação do efeito das quantidades de Cromo e Silício na dureza de um aço. Dureza na distância 25mm de um corpo de prova Jominy [DOBRZANSKI e SITEK, 1999].

1.2 – TEMPERABILIDADE

1.2.1 Temperabilidade dos Aços

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 [2008] e COSTA [2006], 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.

1.2.2 Metodologia dos Ensaio de Temperabilidade

a) *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-ia notar a influência do meio de resfriamento e a composição do aço sobre a profundidade do endurecimento. A Figura 19 mostra o a profundidade de endurecimento de barras de distintos diâmetros de um aço liga resfriado em água.

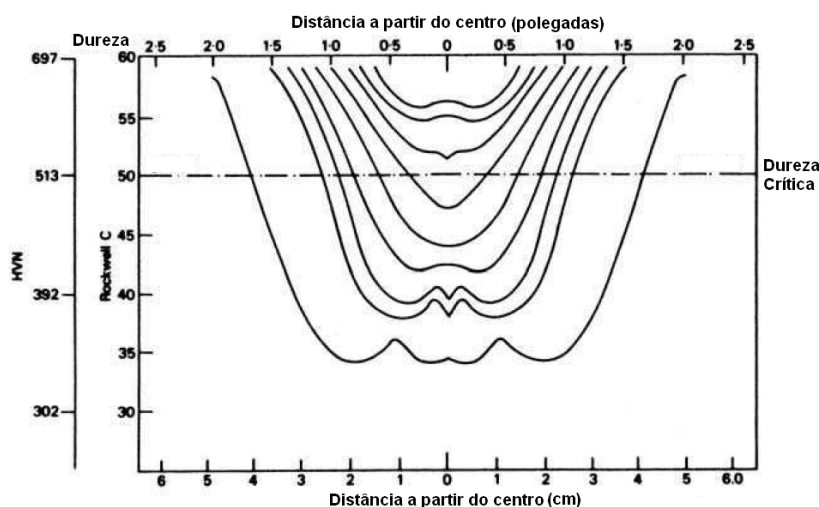


Figura 19 - Resultados do Ensaio Grossmann de um aço Ni-0.75Cr-0.4C. Perfis de dureza das seções transversais de barras com diâmetros crescentes após têmpera em água. [BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006]

TOTTEN [2006] explica que após o corte de cada barra é 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 esta porcentagem 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 19. 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.

b) 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 [2007].

Tabela 2 – Faixa de composição química aceitável para realização do Ensaio Jominy [ASTM A 255-076].

<i>Elemento</i>	<i>Faixa Aceitável(%)</i>
C	0.10 – 0.70
Mn	0.50 – 1.65
Si	0.15 – 0.60
Ni	1.50 max
Cr	1.35 max
Mo	0.55 max

Os métodos experimentais presentes nesta norma são aplicáveis a materiais que possuem a composição química dentro da faixa estabelecida na Tabela 2.

Segundo esta norma, o teste consiste no aquecimento e resfriamento com água a extremidade de uma barra cilíndrica de 25,4mm de diâmetro por 101,6mm de comprimento, para logo medir a resposta da barra ao endurecimento, em função da distância a partir da extremidade resfriada. A Figura 20 exemplifica o dispositivo do ensaio.

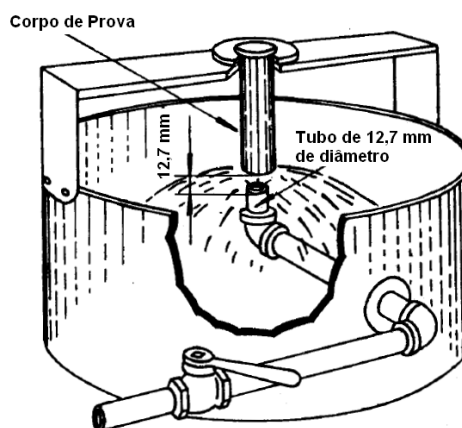


Figura 20 - Dispositivo do Ensaio Jominy. [Adaptado de Chiaverini, 2005]

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 25 mostra o desenho do dispositivo normalizado pela ASTM A 255-07 [2007].

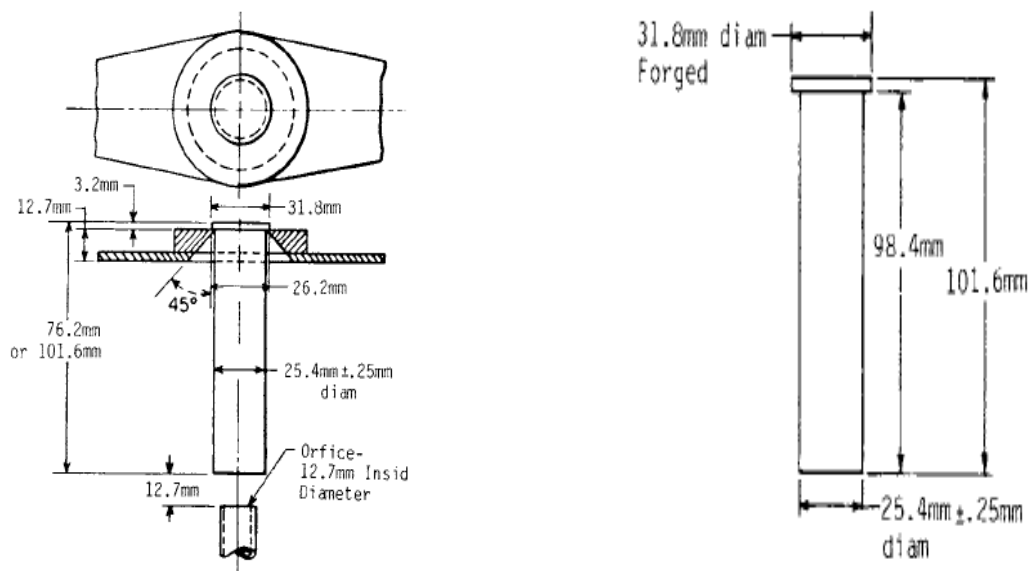


Figura 21 - Esquema e dimensões do dispositivo de têmpera Jominy e dimensões do corpo-de-prova padrão.

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 em um 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 com o intuito de proteger a amostra da decarbonetação. 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 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 a 180° em relação ao diâmetro. Isto para garantir paralelismo entre elas, garantindo uma superfície plana 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 retífica, recomenda-se uma boa refrigeração evitando-se aquecimentos no material que podem causar alterações microestruturais.

As medições de dureza devem ser realizadas diretamente sobre as superfícies retificadas, em intervalos de 1/16 de polegada para as primeiras 16 medições, e após 18, 20, 22, 24, 28 e 32 dezesseis avos de polegada. Os valores encontrados abaixo de 20 HRC não

devem ser reportados. O perfil de dureza final consiste na média das duas identificações (dois lados), sendo o valor aproximado a unidade inteira mais próxima.

A Figura 22 mostra o efeito da temperatura de austenitização em um aço contendo 0,5%C; 0,84%Mn; 0,92%Cr e 0,21% Mo.

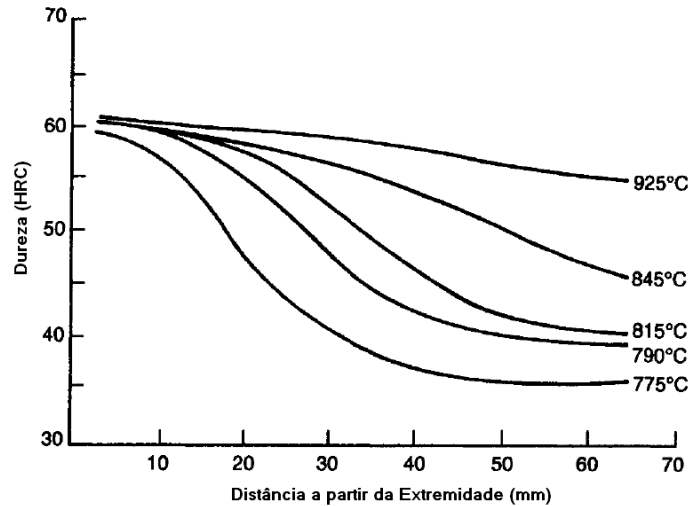


Figura 22 - Efeito da temperatura de austenitização no perfil de dureza num aço ligado submetido ao ensaio Jominy [LLEWELLYN e HUDD, 2004]

1.2.3 Fatores que Afetam a Temperabilidade

O objetivo do tratamento térmico de têmpera aplicado a um aço é a obtenção da estrutura martensítica. É conhecido que elementos como Mn, Cr, Si, Co e outros tem uma grande influência na temperabilidade dos aços [SONG, LIU GUO, LIU SHENG, LIU JIAN e FENG, 2007]. 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 23 mostra o efeito do carbono na temperabilidade de um aço contendo 0,8% de Mn.

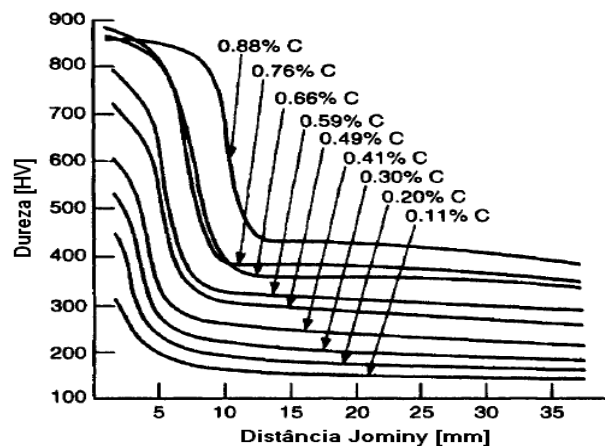


Figura 23 - Efeito do teor de carbono no endurecimento em aços contendo 0,8% de Mn submetidos ao ensaio Jominy. [Adaptado de LLEWELLYN e HUDD, 2004]

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 entretanto não pode ser usado livremente, pois o aumento do tamanho de grão causa a diminuição da resistência ao impacto das estruturas formadas.

Segundo [SMOLJAN, 2006], a temperabilidade depende também do grau de dissolução dos carbeto e não pode ser prevista de forma precisa levando em consideração apenas a composição química.

2 - MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma apresentado na Figura 24 mostra os procedimentos experimentais aplicados aos corpos de prova do aço ABNT/SAE 4140. Na seção 2.3 todas as metodologias adotadas são detalhadas.

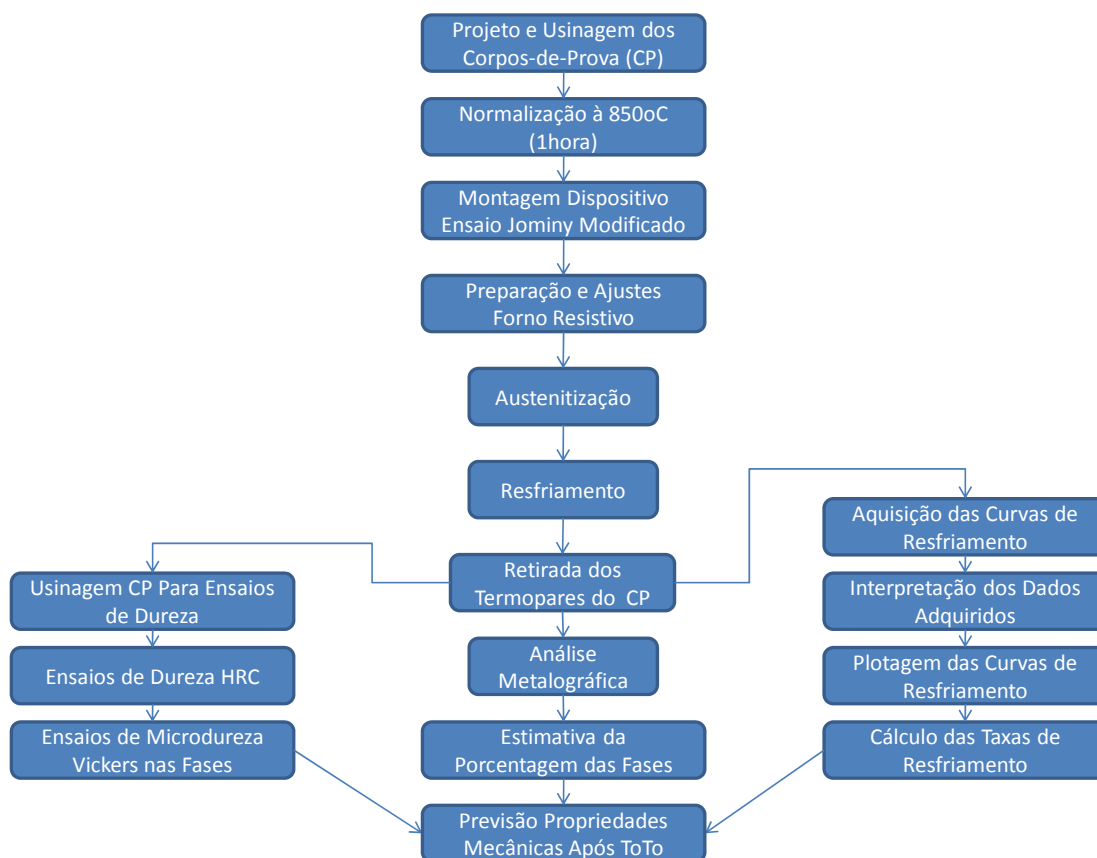


Figura 24 - Fluxograma do procedimento experimental utilizado.

2.1 SELEÇÃO E ESTADO DO MATERIAL UTILIZADO

O enfoque desta investigação é exclusivo para aços baixa liga. Foi utilizado um aço com uma composição hipoeutetóide de médio carbono, o qual, seguindo denominações padronizadas, corresponde a um aço ABNT/SAE 4140. Este aço é amplamente utilizado na indústria agrícola, automobilística, de máquinas e equipamentos. É um material de boa resistência mecânica, média usinabilidade, baixa soldabilidade e temperabilidade relativamente alta.

O material utilizado no trabalho foi fornecido pela aciaria Gerdau-Brasil, em forma de barras laminadas a frio em estado recozido. Na Tabela 3 podemos observar a composição química do material.

Tabela 3 - Composição química das amostras utilizadas em comparação com a norma SAE J404[2009].

	C(%)	Mn(%)	P(%)	S(%)	Si(%)	Cr(%)	Mo(%)
SAE J404	0,38-0,43	0,75-1,00	0,03max	0,04max	0,15-0,35	0,80-1,10	0,15-0,25
Amostras	0,38	0,82	0,02	0,03	0,22	0,96	0,17

Para garantir a homogeneização das microestruturas e suas propriedades mecânicas, as amostras foram submetidas a um processo de normalização. Sendo este uma austenitização por um intervalo de 1 hora a 850 °C e posteriormente um resfriamento ao ar até a temperatura ambiente. Para reduzir o nível de descarbonetação, a normalização do material foi realizada em um forno com a atmosfera rica em carbono. O processo de normalização foi realizado em um forno resistivo tipo Mufla, conforme apresentado na Figura 25. As amostras foram usinadas conforme dimensões padronizadas na norma ASTM A255-07 [2007].



Figura 25 - Forno tipo Mufla utilizado no tratamento de normalização.

2.2 EQUIPAMENTOS E INSUMOS UTILIZADOS

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

- Forno Resistivo;
- Sistema de Aquisição de Dados (Hardware Lynx ADS2000 e Software AQDados 7.0);
- Termopares Tipo K bainha de aço inoxidável 316;
- Dispositivo para Ensaio Jominy;
- Isolamentos refratários.

Para minimizar o efeito de descarbonetação da peça durante o aquecimento, empregou-se carvão vegetal como atmosfera protetora. As Figuras 26(a)(b) e 27 mostram os equipamentos e implementos utilizados durante os ensaios de temperabilidade.



Figura 26 - Em (a), o sistema de aquisição de dados utilizado para a obtenção das curvas de resfriamento experimentais juntamente com o forno resistivo. Em (b), o forno com mantas refratárias no ponto de passagem dos termopares.



Figura 27 - Dispositivo para Ensaio Jominy.

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

- Microscópio Óptico com sistema de aquisição de imagens;
- Politriz rotativa e panos;
- Bancada de lixamento plana e lixas #220, #320, #400, #600 e #1200;
- Alumina de 1 μ m;
- Álcool Etanol;
- Reagente para ataque químico a base de álcool etanol (97%) e de ácido nítrico (3%);
- Soprador de ar quente para secagem após ataque químico.

Para os ensaios de dureza foram utilizados os seguintes equipamentos:

- Durômetro Rockwell;
- Microdurômetro Vickers.

2.3 MÉTODOS

2.3.1 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 foi a facilidade de manuseio do corpo de prova no momento do resfriamento, visando que os termopares não fossem obstáculos no percurso para o encaixe no 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 [2007] com o design mostrado na Figura 28.

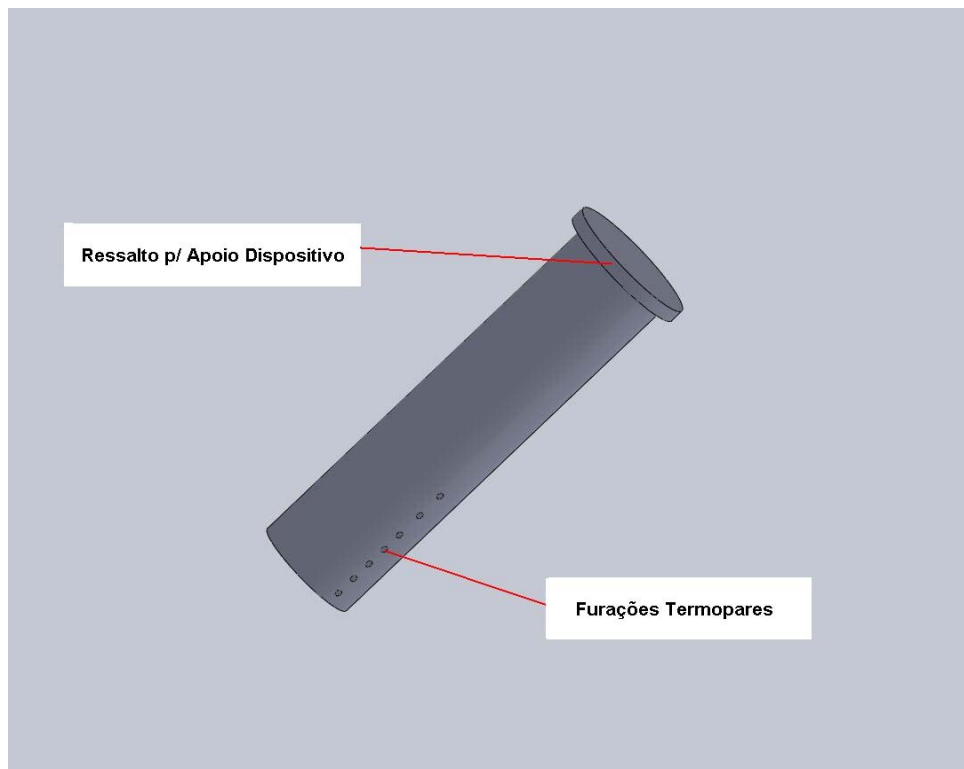


Figura 28 – Desenho esquemático do corpo de prova instrumentado para o Ensaio Jominy.

Os termopares foram localizados de maneira tal a minimizar o efeito da transferência normal de calor durante a têmpera. As furações para os termopares se realizaram como mostra a Figura 29. Observa-se que a profundidade do termopar aumenta linearmente com a distância Jominy, sendo proporcional com a diminuição da taxa de resfriamento. Posicionou-se uma maior quantidade de termopares na primeira polegada (partindo da extremidade temperada), já que a variação das taxas de resfriamento nesta região varia com mais intensidade. A partir da primeira polegada o gradiente das taxas é praticamente constante e por isso o menor número de termopares, ficando apenas dois termopares nesta região.

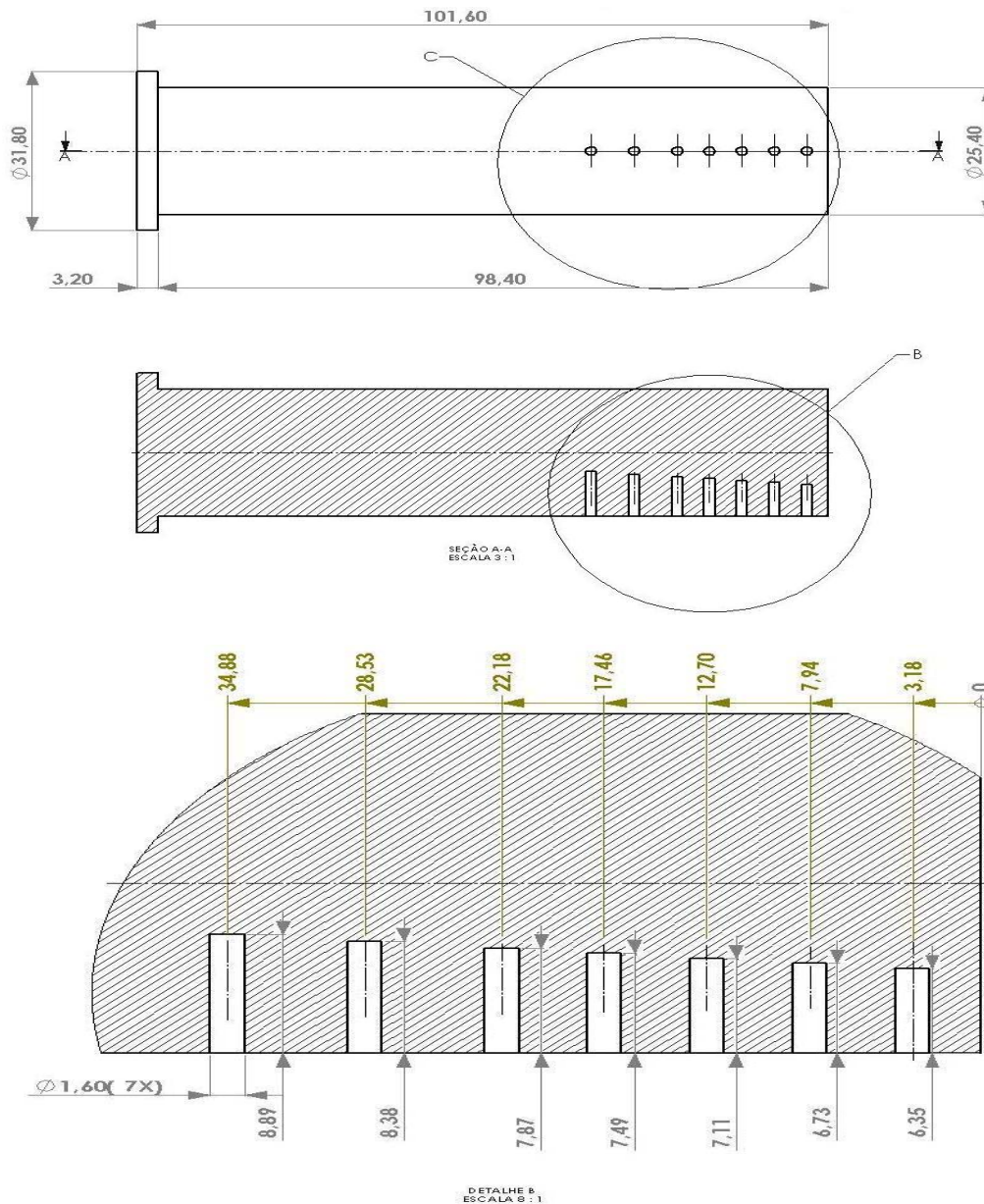


Figura 29 – Localização dos furos para colocação dos termopares.

2.3.2 Montagem no Dispositivo de Ensaio

Após a normalização dos corpos de prova, procedeu-se à instrumentação de cada corpo de prova. Os termopares foram inseridos nos furos usinados. Adotou-se uma denominação para cada termopar e furo a partir da extremidade esquematizada na Figura 29. 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 o corpo de prova dentro do forno.

2.3.3 Ajuste e Controle de Parâmetros

Utilizou-se como atmosfera protetora carvão vegetal para minimizar os efeitos da descarbonetação do corpo de prova. A temperatura da água foi de aproximadamente 25°C. Foi ajustada a altura do jato conforme foi descrito pela norma ASTM A255-07 [2007] na seção 1.2.2.b.

2.3.4 Austenitização, Resfriamento e Aquisição das Curvas

As temperaturas de austenitização estudadas correspondem a um valor acima da temperatura crítica de transformação (A_{c3}). Para o caso do ABNT/SAE 4140, as temperaturas de tratamento correspondem a 75°C, 125°C e 175°C acima de A_{c3} . Estas temperaturas de austenitização foram definidas utilizando um software comercial de simulação termodinâmica. Os resultados podem ser observados na Tabela 04. A temperatura crítica de transformação (A_{c3}) utilizada foi 777°C.

A título de comparação foi calculada a temperatura crítica de transformação (A_{c3}) via equação empírica [ANDREWS, 1965], conforme apresentado abaixo:

$$A_{c3} = 910 - 203C^{1/2} + 44.7Si - 15.2Ni + 31.5Mo + 104V + 13.1W - 30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti$$

$$A_{c3} = 773.4 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Tabela 04 – Temperaturas de Austenitização Utilizadas.

$T_{\text{aus01}} =$	$A_{c3} + 075^\circ\text{C} =$	852°C
$T_{\text{aus02}} =$	$A_{c3} + 125^\circ\text{C} =$	902°C
$T_{\text{aus03}} =$	$A_{c3} + 175^\circ\text{C} =$	952°C

Então, as temperaturas escolhidas para austenitização foram: 852, 902 e 952°C. Foram ensaiados dois corpos de prova para cada temperatura de austenitização.

O processo de aquecimento, austenitização e têmpera foi mantido para cada amostra e para cada temperatura de austenitização. No total foram fabricados 06 amostras Jominy as quais foram divididas em 06 ensaios independentes. Cada um dos 06 ensaios foram realizados seguindo a seguinte sistemática:

a) Preparações prévias:

- Montagem dos termopares no CP Jominy;
- Conectar os termopares ao sistema de aquisição de dados;
- Verificação das respostas dos termopares junto ao equipamento de aquisição dos dados.

b) Aquecimento do forno:

- Temperatura de controle (1) : 852±5°C (T_{aust01});
- Cama de carvão vegetal.

c) Estabilização da temperatura do forno:

- Colocação do CP Jominy no forno;
- Espera para CP Jominy atingir a faixa de temperatura desejada nos 07 termopares;
- Aquisição das curvas T x t através de um equipamento para aquisição de dados.

d) Temperatura da amostra alcança $852\pm 5^{\circ}\text{C}$:

-Após a temperatura dos 07 termopares entrar na faixa $852\pm 5^{\circ}\text{C}$, se inicia a austenitização por um intervalo de 30 minutos.

e) Preparação do dispositivo de têmpera Jominy:

- Conecta-se a mangueira de água no dispositivo de ensaio Jominy;
- Aproxima-se o dispositivo Jominy próximo ao forno;
- Abri-se a válvula para liberar o fluxo de água;
- Regula-se a altura de água no dispositivo conforme ASTM A255-07 [2007].

f) Retirada da amostra:

- Inicia a aquisição de dados para os canais da amostra;
- Em um tempo máximo de 5 segundos, retira-se a amostra do forno, coloca-se a mesma no dispositivo e libera-se o fluxo de água sobre a amostra.

g) Processo de têmpera:

- Uma vez colocada a amostra no dispositivo de ensaio Jominy, aguarda-se 10 minutos enquanto ocorre o processo de resfriamento forçado do CP;
- Registra-se a temperatura nos 07 termopares durante este intervalo de tempo;
- Após este tempo, o CP é resfriado ao ar e os termopares são desconectados do mesmo;
- Final do ensaio.

Esta metodologia foi repetida para as seis amostras Jominy preparadas, alterando-se apenas a temperatura de austenitização utilizada. A Figura 30 mostra o corpo de prova durante o resfriamento.



Figura 30 - Etapa de resfriamento do corpo de prova.

2.3.5 Desmontagem

Concluído o resfriamento, foram retirados do corpo de prova os termopares. Cada corpo de prova foi marcado com a respectiva temperatura de austenitização seguido de um número de série para a sua futura identificação.

2.3.6 Usinagem das Pistas de Dureza

Conforme visto na seção 1.2.2.b, 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 31.



Figura 31 - Corpo de prova usinado para ensaio de dureza.

2.3.7 Análise de Dureza

Foram realizadas dois tipos de análise 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. Observou-se na realização dos ensaios as normas pertinentes [ASTM E 82-03 [2003], ASTM 384-08 [2008]]. 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 33 mostra os durômetros utilizados nos ensaios.

O perfil de dureza Jominy foi medido sobre os trilhos mutuamente paralelos os quais foram retificados de acordo com as especificações da norma ASTM A255-07 [2007]. As indentações foram realizadas a cada 1/16" para os primeiros dezesseis pontos, para os próximos quatro pontos foram realizadas a cada 2/16" e os dois últimos pontos foram realizados a uma distância de 4/16". Sendo assim, nas duas polegadas foram obtidos 22 pontos de dureza. O esquema destas medições podem ser observados na Figura 32.

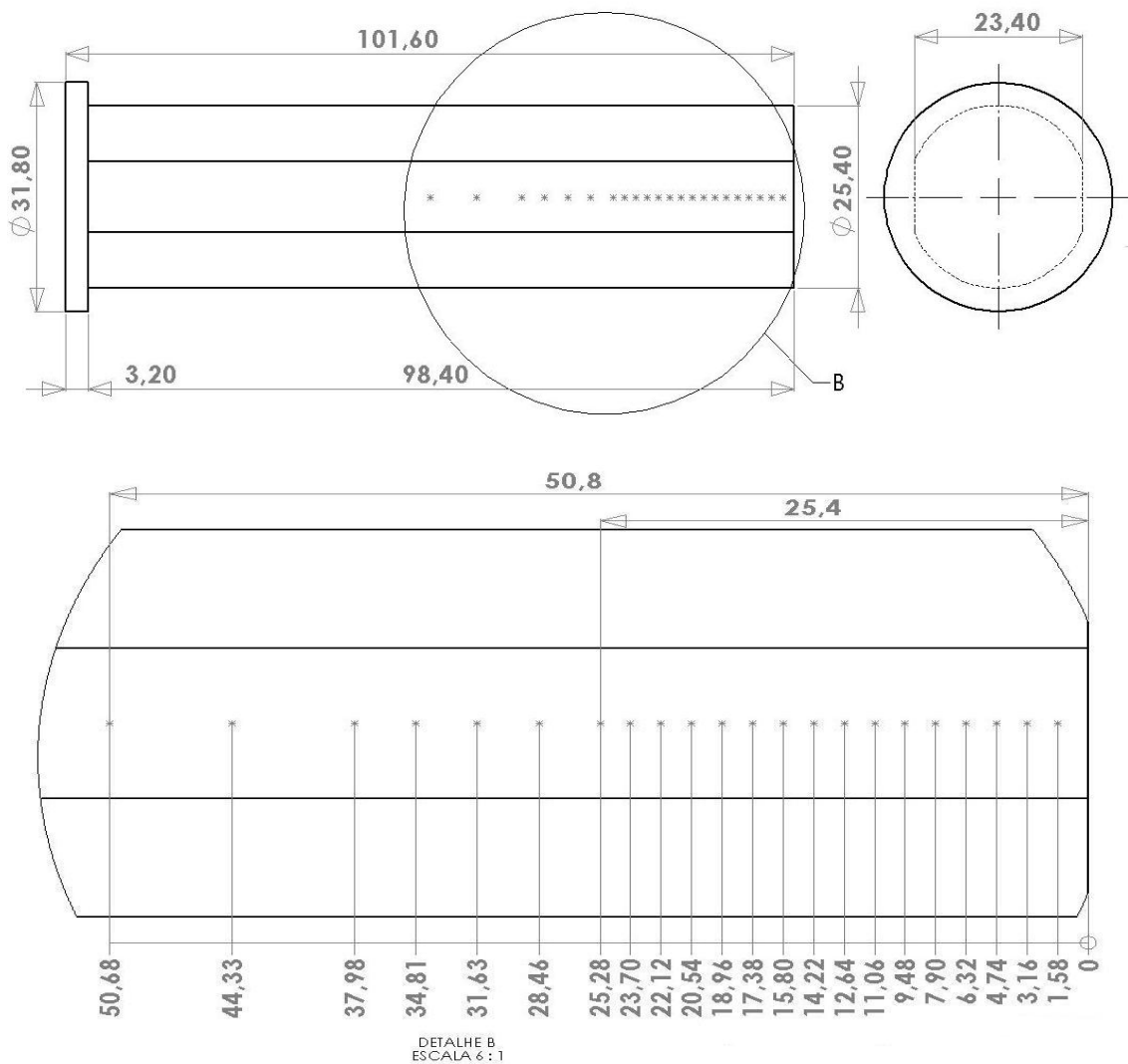


Figura 32 - Esquema das indentações realizadas no corpo-de-prova Jominy.



(a)



(b)

Figura 33 - Durômetro Rockwell (a) e Vickers (b).

2.3.8 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, TP6 e TP07. As amostras foram preparadas segundo procedimentos padrões das normas ASTM E 3-01 [2001] e ASTM E 407-07 [2007]: lixamento (220, 320, 400, 600, 1200), polimento (alumina 1 μm e 0,25 μm) e ataque químico recomendado para microscopia óptica (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 34).

Para cada amostra metalográfica foram realizadas micrografias, as quais foram analisadas mediante um programa de análises de imagens para quantificar a proporção de área de cada fase. Esta análise efetuou-se através de uma rotina automática no momento da aquisição da imagem pelo microscópio. A identificação de cada fase no programa e a calibração do equipamento foram realizadas após a caracterização da microestrutura com a idéia de que os resultados obtidos fossem representativos e comparáveis entre as diferentes amostras.

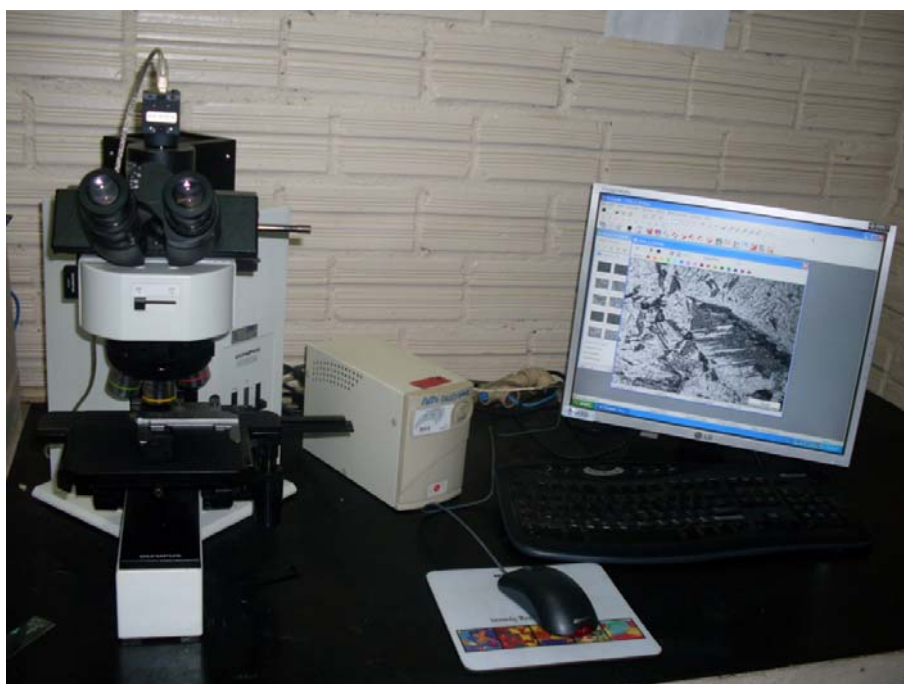
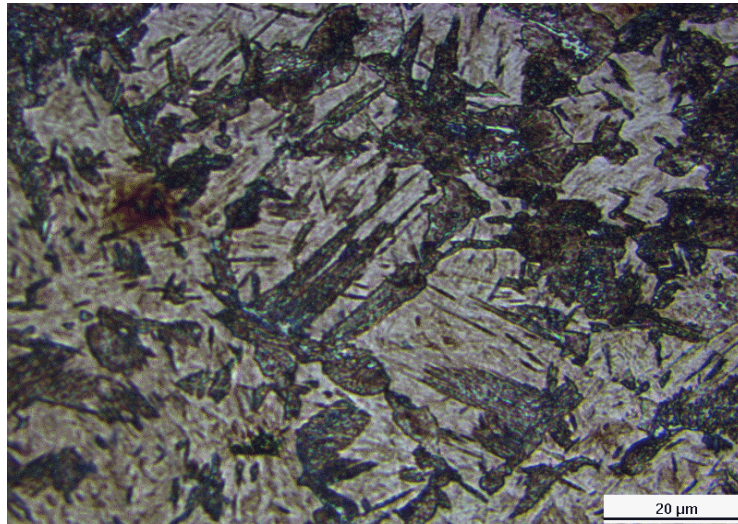
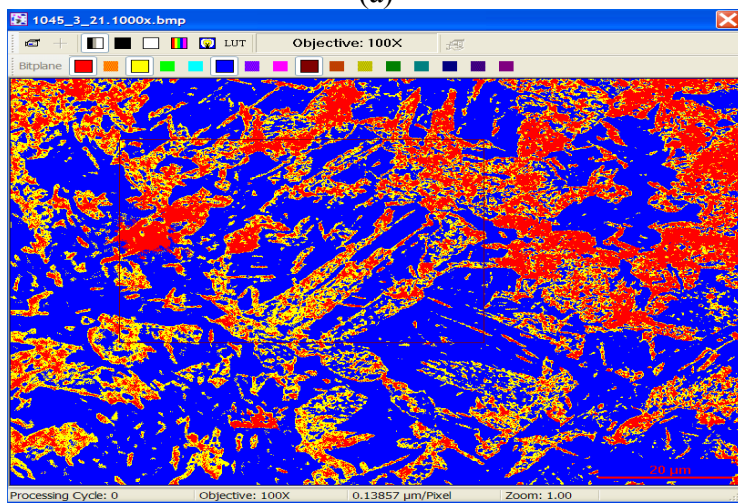


Figura 34 - Bancada Metalográfica.

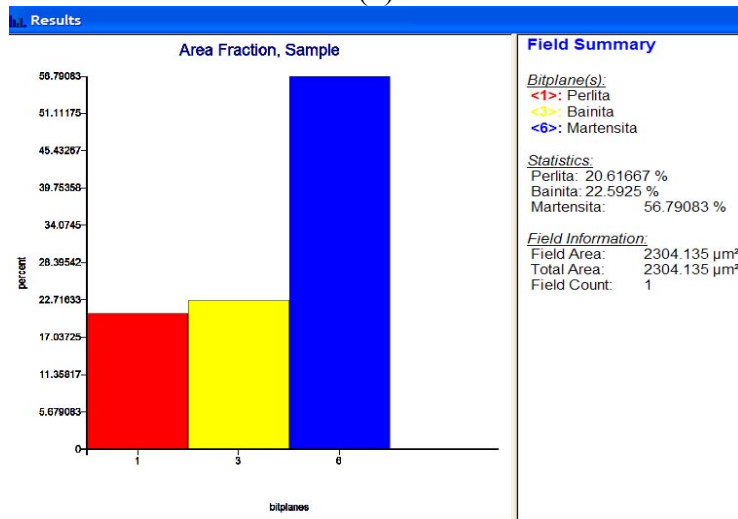
Foram analisadas por este método as microestruturas resultantes das três temperaturas de austenitização. No final de cada rotina de análise é gerado um relatório da porcentagem das áreas calculadas. A Figura 35 descreve brevemente o processo de tratamento das micrografias.



(a)



(b)



(c)

Figura 35- Estimativa 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.

2.3.9 Cálculo das Taxas de Resfriamento

Segundo o METALS HANDBOOK [1985] as curvas de resfriamento descrevem os três mecanismos de transferência de calor durante uma têmpera em água. A Figura 36 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. Nas 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.

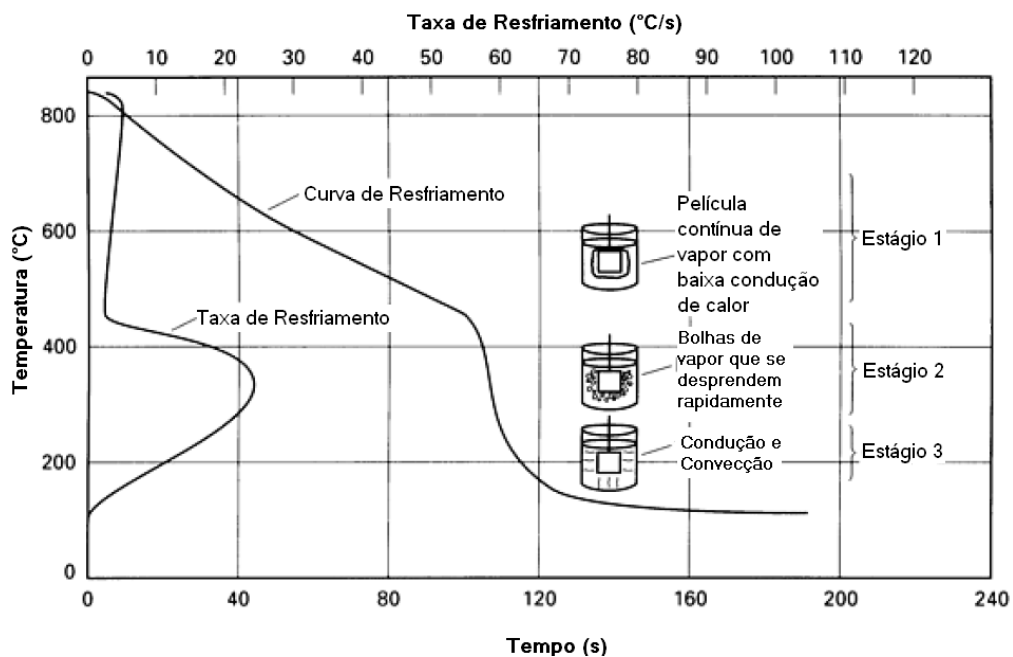


Figura 36 - Variação de temperatura no centro de uma barra de aço de 25 mm de diâmetro e taxa de resfriamento correspondente durante a têmpera em água. Estão indicados os três estágios do resfriamento de têmpera e os mecanismos dominantes em cada estágio. [Adaptado do METALS HANDBOOK, 1985 e COLPAERT, 2008]

3 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 CURVAS DE RESFRIAMENTO EXPERIMENTAIS

As Figuras 37, 38 e 39 mostram as curvas de resfriamento durante o ensaio Jominy do aço ABNT / SAE 4140, austenitizado em três temperaturas, conforme descrito na seção 2.3.4.

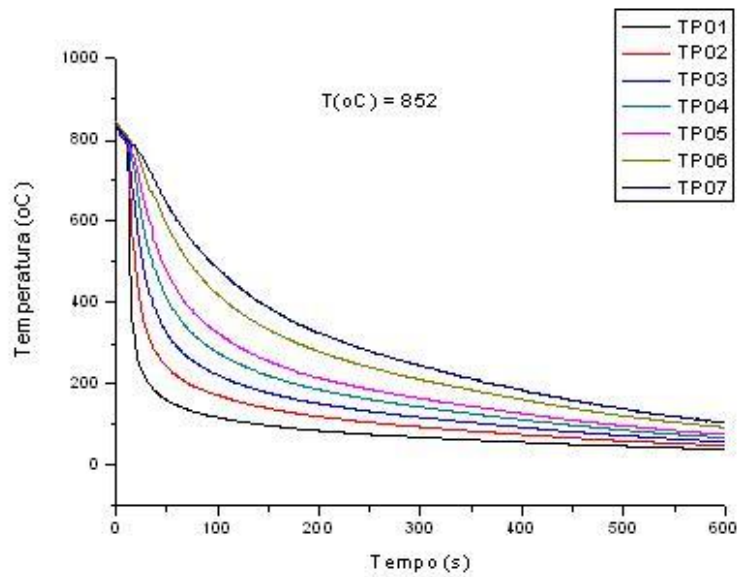


Figura 37 - Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 852°C.

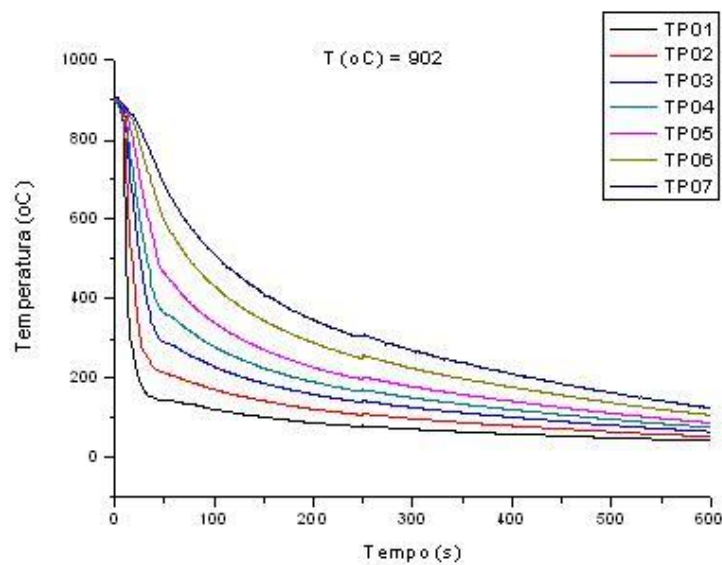


Figura 38 - Curvas de resfriamento a temperatura de austenitização de 902°C.

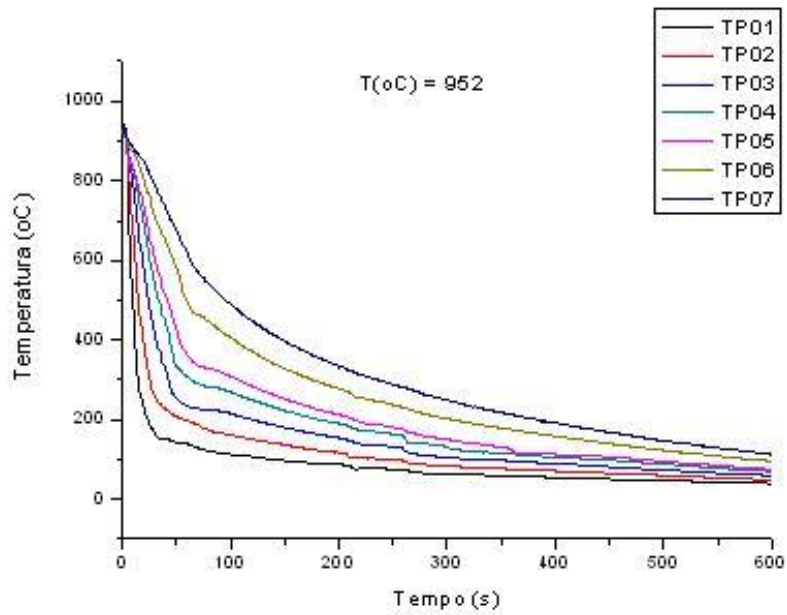


Figura 39 - Curvas de resfriamento para a temperatura de austenitização de 952°C.

As três curvas de resfriamento apresentaram comportamentos similares, onde pode-se representá-las com uma equação exponencial decrescente. Na seção 3.2 são apresentadas as três equações mostrando o comportamento da taxa em função da distância da extremidade temperada.

Os resultados encontrados convergem para os resultados esperados, conforme pode-se evidenciar na Figura 40 retirada da literatura. A mesma apresenta a curva de resfriamento para um aço AISI/SAE 1045 austenitizado à 850°C.

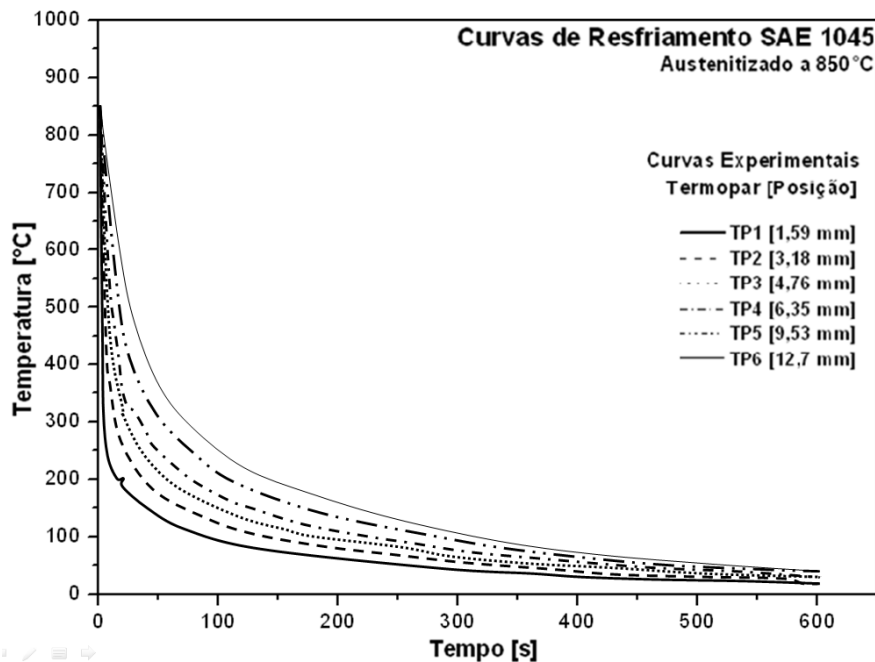


Figura 40 - Curvas de resfriamento para o aço AISI/SAE1045. [Adaptado de NUNURA, 2009]

3.2 TAXAS DE RESFRIAMENTO EXPERIMENTAIS

Seguindo a metodologia descrita na seção 2.3.9 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. Todas as curvas de resfriamento foram derivadas, para que assim fosse possível buscar os máximos destas curvas, onde obtém-se as taxas de resfriamento máximas, as quais foram utilizadas no decorrer deste trabalho.

A Tabela 5 mostra o resultado do cálculo das taxas em função da posição.

Tabela 05 - Taxas de resfriamento em função da posição durante o Ensaio Jominy para o ABNT / SAE 4140.

Taus(°C)	Taxas (°C/s)		
	852	902	952
Termopar 1	133,92	131,05	108,26
Termopar 2	62,90	58,77	45,49
Termopar 3	29,19	32,76	25,62
Termopar 4	17,26	20,70	17,51
Termopar 5	12,78	14,46	17,32
Termopar 6	8,21	8,67	17,15
Termopar 7	7,07	6,73	6,97

Na Figura 41 são apresentados os gráficos da taxa de resfriamento em função da distância da extremidade resfriada.

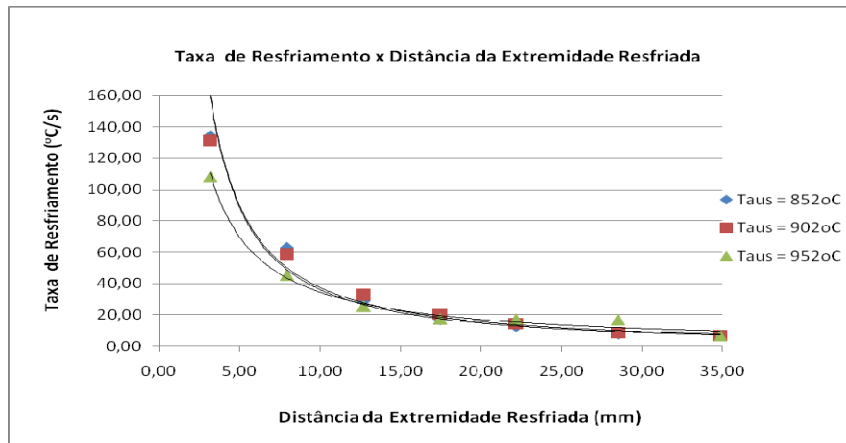


Figura 41 - Gráfico do ajuste numérico das taxas de resfriamento em função da posição durante o Ensaio Jominy para o aço ABNT / SAE 4140.

Observa-se que para diferentes temperaturas de austenitização, 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.

A seguir seguem as equações definidas para cada uma das curvas:

Temperatura de 852°C: Taxa (°C/s) = $716,76 x^{1,296}$, onde x = posição Jominy em mm. Fator de correlação (R^2) = 0,98.

Temperatura de 902°C: Taxa (°C/s) = $685,96 x^{1,262}$, onde x = posição Jominy em mm. Fator de correlação (R^2) = 0,98.

Temperatura de 952°C: Taxa (°C/s) = $358,18 x^{1,016}$, onde x = posição Jominy em mm. Fator de correlação (R^2) = 0,94.

Utilizando as três equações acima, foi realizado uma correlação entre os coeficientes A e B da equação Ax^B para as três temperaturas de austenitização, onde chegou-se a seguinte equação para calcular a taxa em função da posição Jominy e temperatura de austenitização:

Taxa(°C/s) = (-148,49 T_{aus}^2 + 414,67 T_{aus} + 450,58) $x^{(-0,106Taus2+0,284Taus+1,118)}$, onde T_{aus} é a temperatura de austenitização e x é a posição Jominy. A faixa de temperatura de austenitização aplicável é de 852°C à 952°C.

3.3 ENSAIOS DE DUREZA

A Tabela 06 mostra as medidas do ensaio para o levantamento do perfil de dureza Jominy para o aço ABNT / SAE 4140. Foram ensaiados dois corpos de prova para cada temperatura de austenitização, retificaram-se duas trilhas por corpo de prova, o que possibilitou fazer uma média de quatro medidas para cada temperatura de austenitização.

Tabela 06 - Medidas de durezas(HRC) após ensaio Jominy para diferentes temperaturas de austenitização.

Posição (mm)	Temperatura de Austenitização		
	852°C	902°C	952°C
1,58	56,25	56,25	56,25
3,16	55,00	55,50	54,75
4,74	54,25	54,50	54,00
6,32	53,75	53,75	53,75
7,90	53,50	54,25	54,25
9,48	52,50	52,75	54,00
11,06	51,50	50,75	53,25
12,64	49,00	48,75	52,00
14,22	46,50	46,75	51,25
15,80	44,25	44,75	49,00
17,38	42,50	42,50	47,75
18,96	40,75	41,25	45,50
20,54	39,50	39,25	44,00
22,12	38,25	38,50	42,50
23,70	37,00	37,75	41,00
25,40	36,25	37,00	40,00
28,46	35,50	35,50	38,25
31,63	34,00	34,75	37,00
34,81	33,25	34,00	36,50
37,98	31,75	32,00	34,25
44,33	31,50	31,75	34,25
50,80	31,25	30,75	32,75

A Figura 42 mostra os perfis de dureza para as três temperaturas de austenitização.

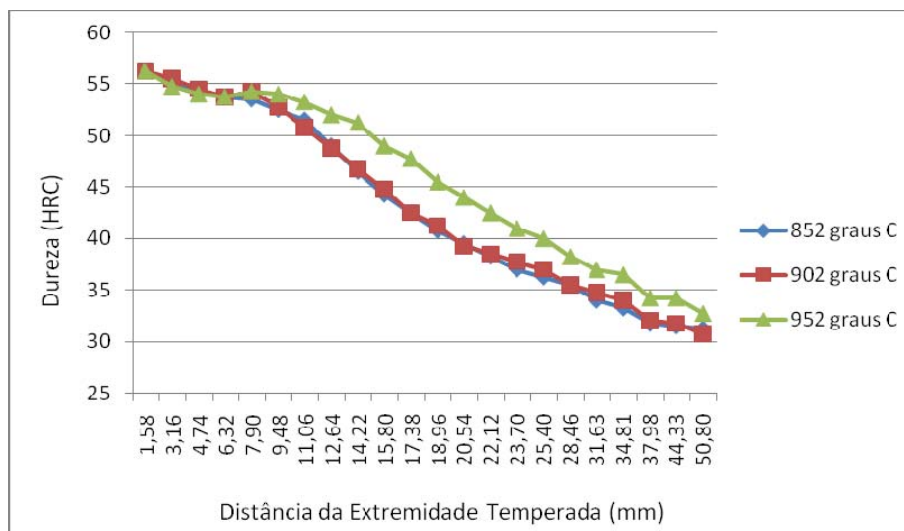


Figura 42 - Perfil de dureza Jominy para o aço SAE 4140.

Observa-se um aumento na dureza do material que foi austenitizado a 952°C. Como esperado, o aumento da temperatura de austenitização permitiu um crescimento acentuado dos grãos austeníticos e uma maior homogeneização dos mesmos, e assim obtendo um aumento no perfil de dureza.

3.4 CORRELAÇÃO ENTRE DUREZA E TAXAS DE RESFRIAMENTO

A seguir tem-se uma correlação entre a dureza e as taxas de resfriamento calculadas. A partir dos dados da Tabela 07 é possível obter expressões numéricas para o cálculo aproximado da dureza em função da taxa de resfriamento e posição.

Tabela 07 – Dados referentes à dureza e taxa de resfriamento para cada posição de termopar e três temperaturas de austenitização.

T _{aus} (°C)=	852°C		902°C		952°C	
	Taxa(°C/s)	Dureza(HRC)	Taxa(°C/s)	Dureza(HRC)	Taxa(°C/s)	Dureza(HRC)
TP01	133,92	55,00	131,05	55,50	108,26	54,75
TP02	62,90	53,50	58,77	54,25	45,49	54,25
TP03	29,19	49,00	32,76	48,75	25,62	52,00
TP04	17,26	42,50	20,70	42,50	17,51	47,75
TP05	12,78	38,25	14,46	38,50	17,32	42,50
TP06	8,21	35,50	8,67	35,50	17,15	38,25
TP07	7,07	33,25	6,73	34,00	6,97	36,50

As Figuras 43, 44 e 45 apresentam os dados da Tabela 07 na forma de gráfico, facilitando assim o entendimento.

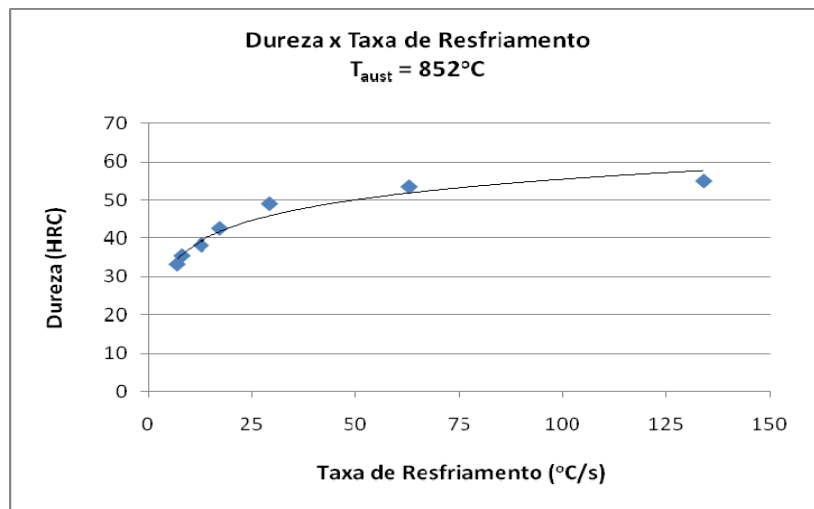


Figura 43 – Gráfico apresentando a relação de dureza com a taxa de resfriamento para a temperatura de austenitização de 852°C.

$Dureza(HRC) = 7,8505\ln(x) + 19,33$. Onde x = Taxa de Resfriamento em °C/s.
Fator de Correlação (R^2) = 0,95.

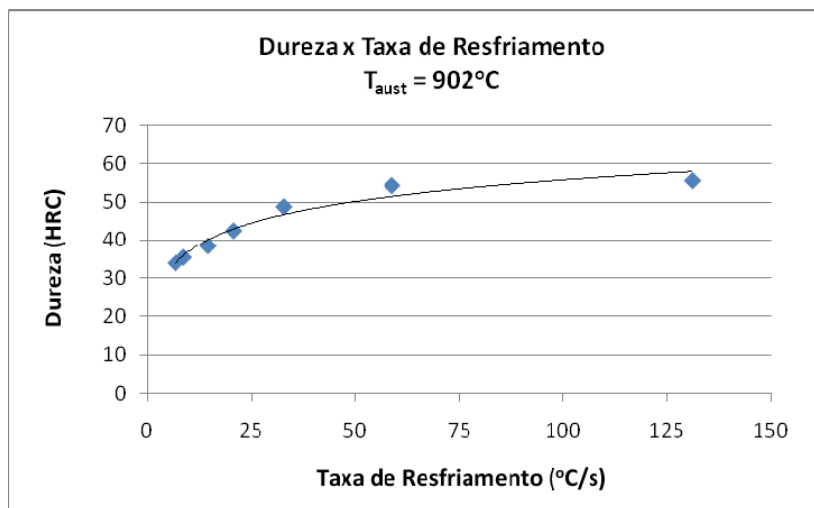


Figura 44 – Gráfico apresentando a relação de dureza com a taxa de resfriamento para a temperatura de austenitização de 902°C.

$Dureza(HRC) = 8,1289\ln(x) + 18,35$. Onde x = Taxa de Resfriamento em °C/s.
Fator de Correlação (R^2) = 0,95.

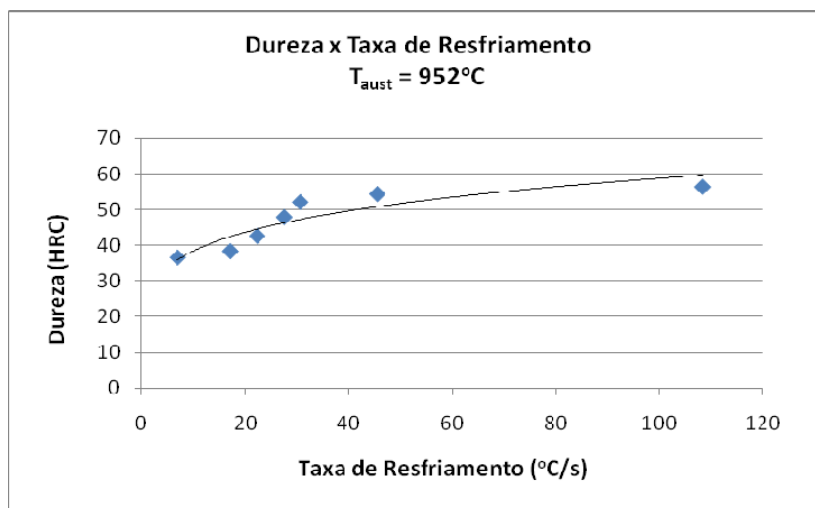


Figura 45 – Gráfico apresentando a relação de dureza com a taxa de resfriamento para a temperatura de austenitização de 952°C.

$Dureza(HRC) = 8,4636\ln(x) + 18,82$. Onde x = Taxa de Resfriamento em °C/s. Fator de Correlação (R^2) = 0,83.

Para as três temperaturas de austenitização obteve-se uma curva logarítmica para descrever o comportamento da dureza em função da taxa de resfriamento. Nota-se para as taxas de resfriamento mais baixas uma variação maior da dureza, fazendo com que nas taxas elevadas a dureza não varie significativamente. Fato este explicado pela formação de uma única fase (martensita) nas maiores taxas de resfriamento.

3.5 COMPARATIVO DAS PORCENTAGENS DE FASES

A seguir os gráficos apresentando a formação de cada fase nas três temperaturas de austenitização.

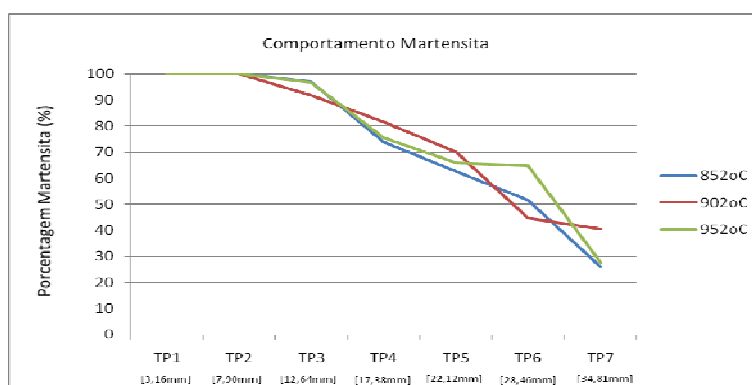


Figura 46 – Gráfico apresentando o comportamento de formação fase martensítica.

A formação da martensita é única nas posições TP01 e TP02, a partir deste ponto o percentual desta fase reduz quase que linearmente até a posição TP07. Até o ponto TP06 é a estrutura predominante para as três temperaturas de austenitização utilizadas.

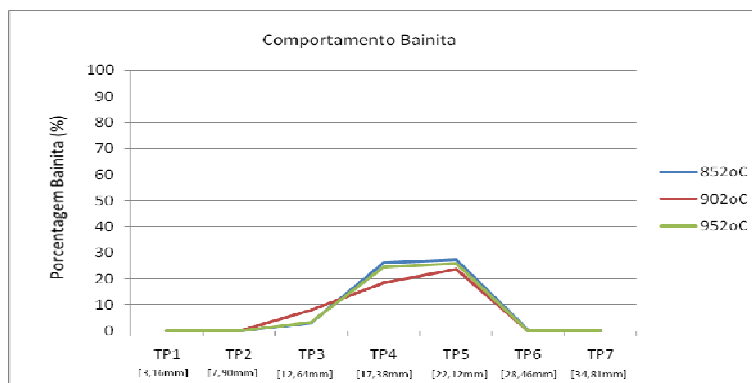


Figura 47 – Gráfico apresentando o comportamento da formação de fase bainítica.

A bainita teve seu maior percentual de formação entre os pontos TP4 e TP5 para as três temperaturas de austenitização. O percentual máximo de bainita formada ficou entre 20% e 30% para as três temperaturas.

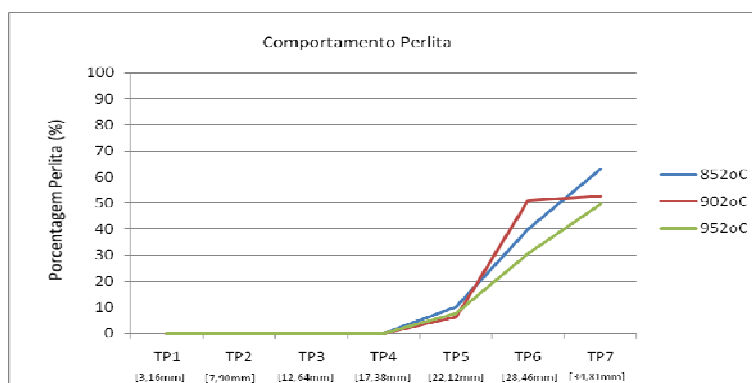


Figura 48 – Gráfico apresentando o comportamento da formação de fase perlítica.

A fase perlítica iniciou-se entre os pontos TP4 e TP5. Este comportamento repetiu-se para as três temperaturas de austenitização. No ponto TP7 foi a estrutura predominante para as três temperaturas.

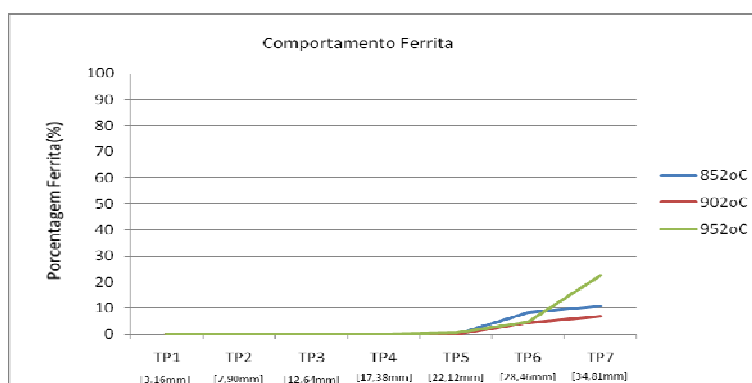


Figura 49 – Gráfico apresentando o comportamento da formação de fase ferrítica.

Para a ferrita evidencia-se o início da formação entre os pontos TP5 e TP6. Devido ao ensaio Jominy proporcionar altas taxas de resfriamento nos pontos próximos

a superfície resfriada, pode-se notar a formação da ferrita somente a partir do TP5. Comportamento este similar para as três temperaturas de austenitização.

No Apêndice A podem ser visualizadas as metalografias e quantificação das fases para todos os pontos analisados (TP01 até TP07) nas três temperaturas de austenitização.

3.6 CORRELAÇÃO ENTRE PORCENTAGEM DE FASES, TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO E TAXA DE RESFRIAMENTO

Nesta seção são apresentadas as equações que descrevem os comportamentos de formação das fases martensita, bainita, perlita e ferrita em função da temperatura de austenitização e taxa de resfriamento. As temperaturas de austenitização aplicáveis para estas equações deverão respeitar a faixa entre 852°C e 952°C, temperaturas essas adotadas nos ensaios.

3.6.1 Formação da Martensita

Abaixo segue o gráfico representando o comportamento da formação de martensita (Eixo Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).

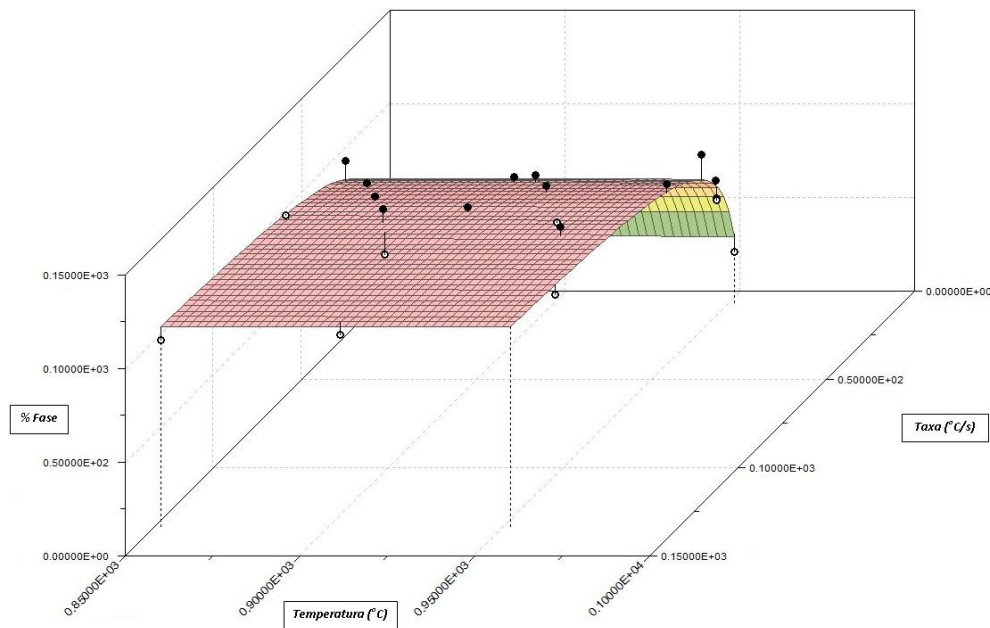


Figura 50 – Gráfico apresentando o comportamento da formação martensítica (EIXO Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).

A seguir a equação que descreve o comportamento do gráfico acima:

$$\%Martensita = 0,1577*10^6 / T_{aus} + 0,1253*10^3 * e^{(0,09*Taxa)} + 0,6009*10^8 / (T_{aus})^2$$

onde T_{aus} deverá ser informada em [°C] e a Taxa de Resfriamento em [°C/s].

$$FATOR DE CORRELAÇÃO (R^2)=0,96$$

Nota-se uma influência significativa das taxas de resfriamento na formação desta fase, não sendo evidenciada influência acentuada das temperaturas de austenitização utilizadas.

3.6.2 Formação da Bainita

A seguir esta apresentado o gráfico representando o comportamento da formação de bainita (Eixo Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).

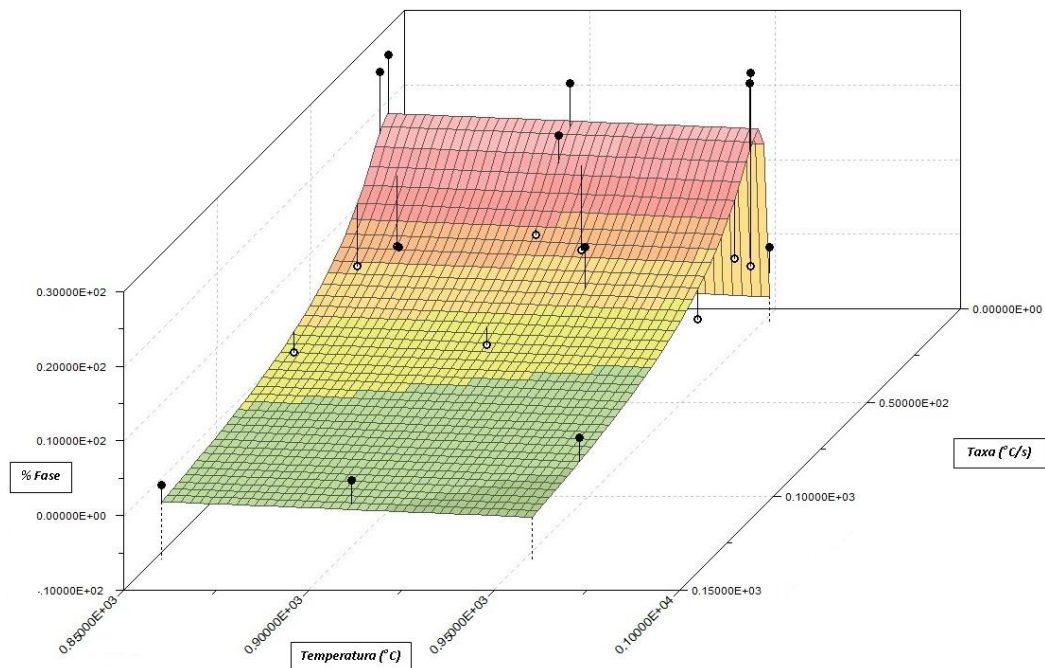


Figura 51 – Gráfico apresentando o comportamento de formação fase bainítica (EIXO Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).

A seguir apresentamos a equação que descreve o comportamento do gráfico acima:

$$\%Bainita = 0,6995*10^3 / Taxa + 0,8002*10^2 * e^{(2048/Taus)} + 0,4589*10^4 / (Taxa)^2$$

onde T_{aus} deverá ser informada em [°C] e a Taxa de Resfriamento em [°C/s].

$$FATOR DE CORRELAÇÃO (R^2)=0,57$$

Na formação da bainita tem-se uma influência significativa da taxa de resfriamento. A formação máxima de bainita ocorreu em taxas intermediárias de resfriamento. Com a elevação da temperatura de austenitização houve uma redução na formação de bainita, conforme apresentado na Figura 51.

3.6.3 Formação da Perlita

A seguir está apresentado o gráfico representando o comportamento da formação de perlita (Eixo Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).

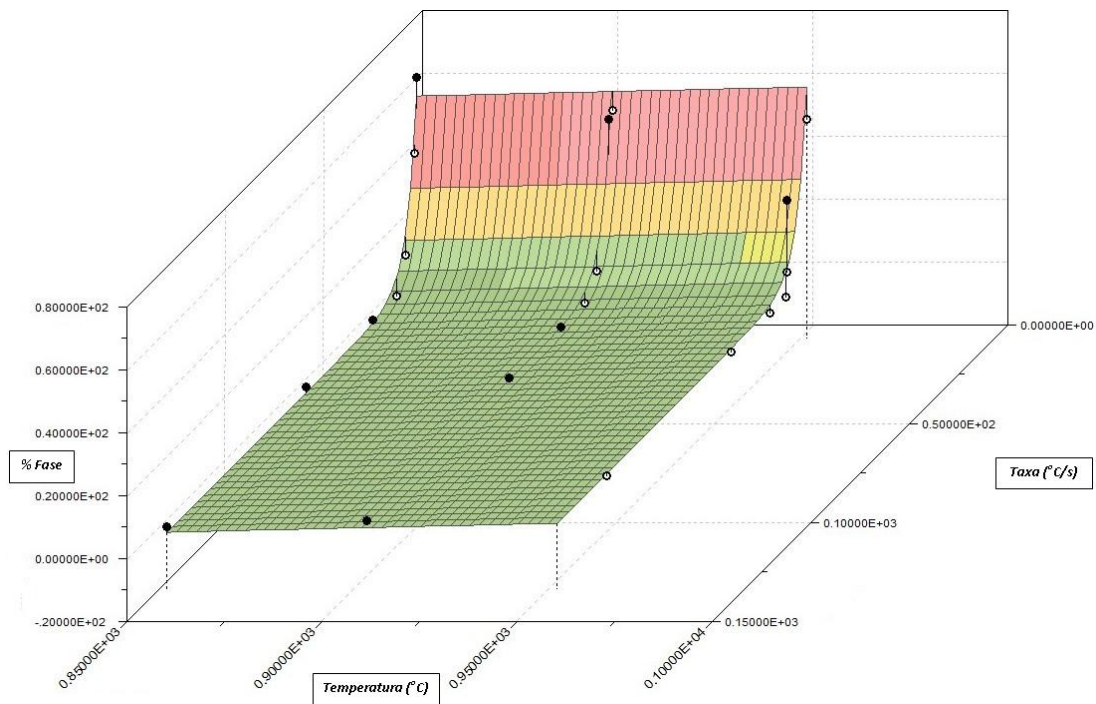


Figura 52 – Gráfico apresentando o comportamento de formação fase perlítica (EIXO Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).

A seguir apresentamos a equação que descreve o comportamento do gráfico acima:

$$\%Perlita = 0,1176 \cdot 10^5 / T_{aus} + 0,2217 \cdot 10^3 * e^{(0,1967 * Taxa)} + 0,01395 T_{aus}$$

onde T_{aus} deverá ser informada em [°C] e a Taxa de Resfriamento em [°C/s].

$$FATOR DE CORRELAÇÃO (R^2) = 0,90$$

O comportamento da formação perlítica é bastante similar a formação ferrítica, isto é, com a redução da taxa de resfriamento tem-se um incremento no

percentual formado de cada fase, também dependendo significativamente da taxa de resfriamento.

3.6.4 Formação da Ferrita

A seguir está apresentado o gráfico representando o comportamento da formação de ferrita (Eixo Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).

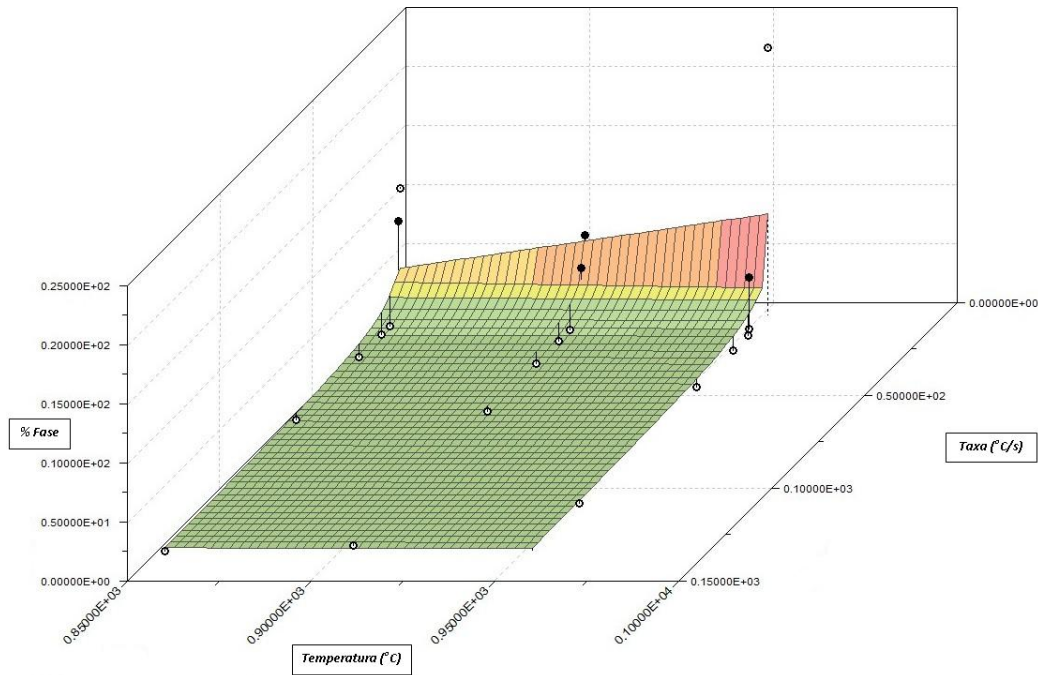


Figura 53 – Gráfico apresentando o comportamento de formação fase ferrítica (EIXO Y) em função da temperatura de austenitização (Eixo X1) e taxa de resfriamento (Eixo X2).

A seguir apresentamos a equação que descreve o comportamento do gráfico acima:

$$\%Ferrita = (0,8680 \cdot 10^3 \cdot T_{aus}) / (0,5016 \cdot 10^3 + 0,7130 \cdot 10^2 \cdot Taxa) + 0,3183 \cdot 10^2 / Taxa$$

onde T_{aus} deverá ser informada em [°C] e a Taxa de Resfriamento em [°C/s].

$$FATOR DE CORRELAÇÃO (R^2) = 0,92$$

3.7 MICRODUREZA DAS FASES

A seguir são apresentadas as tabelas com as microdurezas para cada temperatura de austenitização:

Tabela 08 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers das fases formadas durante ensaio Jominy. Temperatura de austenitização 852 °C.

Taus=852°C				
Posição	Martensita(HV)	Bainita(HV)	Perlita(HV)	Ferrita(HV)
TP01	623,2			
TP02	595,9			
TP03	612,5	477,8		
TP04	626,8	477,8		
TP05	619,6	477,8	383,1	
TP06	612,5		428,7	360,4
TP07	535,6		442,3	335,8

Tabela 09 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers das fases formadas durante ensaio Jominy. Temperatura de austenitização 902 °C.

Taus=902°C				
Posição	Martensita(HV)	Bainita(HV)	Perlita(HV)	Ferrita(HV)
TP01	588,9			
TP02	592,0			
TP03	598,7	482,7		
TP04	591,9	475,0		
TP05	591,9	463,6	440,8	
TP06	585,3		366,3	210,3
TP07	540,8		341,6	213,5

Tabela 10 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers das fases formadas durante ensaio Jominy. Temperatura de austenitização 952 °C.

Taus=952°C				
Posição	Martensita(HV)	Bainita(HV)	Perlita(HV)	Ferrita(HV)
TP01	578,8			
TP02	536,0			
TP03	524,7	513,7		
TP04	535,6	477,8		
TP05	560,7	454,5	436,5	
TP06	537,2		410,8	230,0
TP07	535,6		367,9	225,0

No Apêndice B podem ser visualizadas as indentações de cada ensaio realizado.

3.8 COMPARATIVO DOS RESULTADOS DE DUREZA

Aplicando a expressão abaixo com base nos resultados obtidos nas microdurezas e percentual de fases presentes obtém-se os resultados da Tabela 11 para os valores calculados. Foi utilizada a ASTM E140-07[2007] para converter as durezas Vickers para durezas Rockwell C. Os valores medidos desta tabela foram retirados da Tabela 06 (Perfil de Dureza Jominy).

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

Tabela 11 - Comparativo Valores de Dureza Medido x Calculado.

T _{aus}	852°C			902°C			952°C		
	Medido (HRC)	Calculado (HRC)	Erro (%)	Medido (HRC)	Calculado (HRC)	Erro (%)	Medido (HRC)	Calculado (HRC)	Erro (%)
TP01	56,25	56,50	-0,44	56,25	54,50	3,21	56,25	54,00	4,17
TP02	53,50	55,00	-2,73	54,25	54,50	-0,46	54,25	51,50	5,34
TP03	49,00	55,50	-11,71	48,75	54,50	-10,55	52,00	50,50	2,97
TP04	42,50	54,50	-22,02	42,50	53,50	-20,56	47,75	50,50	-5,45
TP05	38,25	52,50	-27,14	38,50	52,50	-26,67	42,50	50,50	-15,84
TP06	35,50	50,00	-29,00	35,50	46,00	-22,83	38,25	48,00	-20,31
TP07	33,25	45,50	-26,92	34,00	41,00	-17,07	36,50	39,00	-6,41

Para os pontos iniciais tem-se uma assertividade maior entre as durezas medidas e as durezas calculadas. Para estes pontos tivemos somente a formação de martensita.

3.9 RESUMO EQUAÇÕES MATEMÁTICAS

Na Figura 54 estão resumidas as equações matemáticas desenvolvidas ao longo deste trabalho, para que assim o leitor possa consultar de maneira fácil e rápida as mesmas.

$$\text{Taxa} (^{\circ}\text{C/s}) = (-148,49 T_{\text{aus}}^2 + 414,67 T_{\text{aus}} + 450,58) x^{(-0,106 T_{\text{aus}}^2 + 0,284 T_{\text{aus}} + 1,118)}$$

onde T_{aus} é a temperatura de austenitização e x é a posição Jominy.

$$\text{Dureza(HRC)} = 7,8505 \ln(x) + 19,33. \text{ Onde } x = \text{Taxa de Resfriamento em } ^{\circ}\text{C/s}. \text{ Fator de Correlação } (R^2) = 0,9464.$$

$$\text{Dureza(HRC)} = 8,1289 \ln(x) + 18,35. \text{ Fator de Correlação } (R^2) = 0,9549.$$

$$\text{Dureza(HRC)} = 8,4636 \ln(x) + 18,82. \text{ Fator de Correlação } (R^2) = 0,8301.$$

$$\% \text{ Martensita} = 0,1577 \cdot 10^6 / T_{\text{aus}} + 0,1253 \cdot 10^3 \cdot e^{(0,09 \cdot \text{Taxa})} + 0,6009 \cdot 10^8 / (T_{\text{aus}})^2$$

onde T_{aus} deverá ser informada em $[^{\circ}\text{C}]$ e a Taxa de Resfriamento em $[^{\circ}\text{C/s}]$.
FATOR DE CORRELAÇÃO $(R^2) = 0,9578$.

$$\% \text{ Bainita} = 0,6995 \cdot 10^3 / \text{Taxa} + 0,8002 \cdot 10^2 \cdot e^{(2048 / T_{\text{aus}})} + 0,4589 \cdot 10^4 / (\text{Taxa})^2$$

FATOR DE CORRELAÇÃO $(R^2) = 0,5714$.

$$\% \text{ Perlita} = 0,1176 \cdot 10^5 / T_{\text{aus}} + 0,2217 \cdot 10^3 \cdot e^{(0,1967 \cdot \text{Taxa})} + 0,01395 T_{\text{aus}}$$

FATOR DE CORRELAÇÃO $(R^2) = 0,8996$.

$$\% \text{ Ferrita} = (0,8680 \cdot 10^3 \cdot T_{\text{aus}}) / (0,5016 \cdot 10^3 + 0,7130 \cdot 10^2 \cdot \text{Taxa}) + 0,3183 \cdot 10^2 / \text{Taxa}$$

FATOR DE CORRELAÇÃO $(R^2) = 0,9219$.

Figura 54 – Equações desenvolvidas ao longo do trabalho.

4 – CONCLUSÕES

Sobre os resultados obtidos a partir da realização destes ensaios experimentais, pode-se concluir:

- 1) O comportamento das taxas de resfriamento pela posição Jominy apresentaram um gráfico aproximado com uma função potência, com as maiores taxas de resfriamento para as temperaturas de austenitização mais baixas.
- 2) Corpos de prova austenitizados a 952°C apresentaram morfologias de fases diferentes em relação às formadas nas outras temperaturas, conforme a análise metalográfica. Desta forma observou-se que para as temperaturas de 952°C, a temperatura influencia nos tamanhos de grãos austeníticos e na homogeneidade dos mesmos, produzindo um incremento no perfil de dureza Jominy comparados aos corpos de prova austenitizados a 852°C e 902°C.
- 3) O comportamento da dureza (HRC) em função das taxas de resfriamento pode ser representado por uma equação logarítmica para as três temperaturas de austenitização.
- 4) A influência das temperaturas de austenitização utilizadas foi mais significativa para a bainita, onde com o aumento da temperatura de austenitização evidenciou-se uma redução desta formação.

5 – APÊNDICE

A) ANÁLISE METALOGRÁFICA / QUANTIFICAÇÃO DAS FASES

- **Temperatura de Austenitização: 852°C**

Na posição TP1 e TP2 observa-se uma matriz martensítica de morfologia grosseira devido à temperatura de austenitização. Na posição TP3 observa-se a formação da estrutura martensítica e bainítica. Na posição TP4 há formação mais acentuada de bainita com a presença de martensita. Nas posições TP5 e TP6 observa-se uma matriz predominantemente martensítica, com a formação de bainita e perlita na posição TP5. Na posição TP6 é evidenciada além da formação de martensita, perlita e ferrita. Na posição TP7 evidencia-se a presença predominante de perlita com áreas de martensita e ferrita.

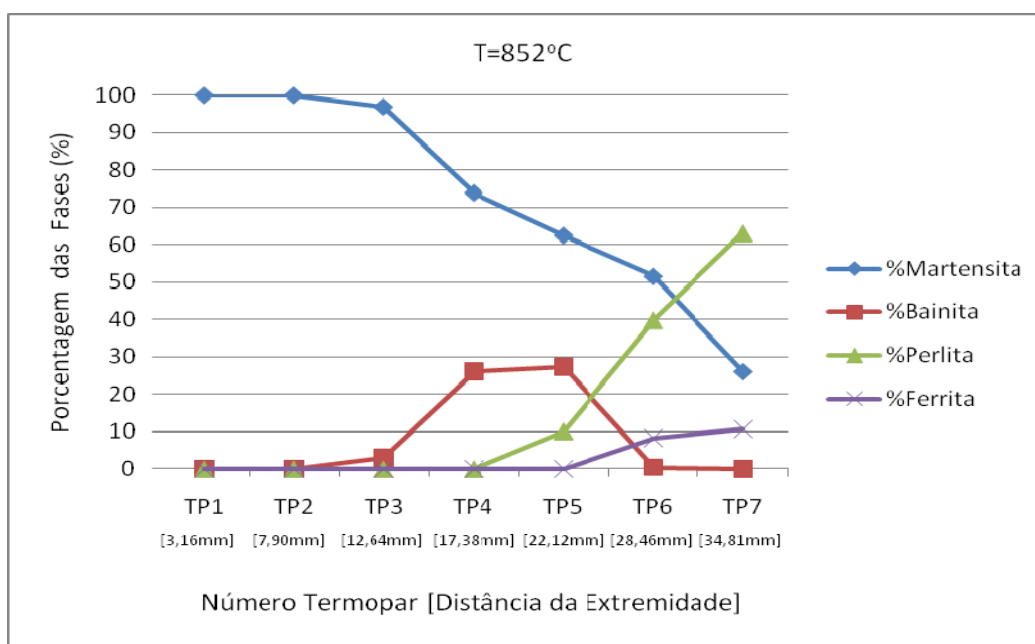


Figura 55 – Gráfico representando a porcentagem das fases. Corpo-de-prova austenitizado à 852°C.

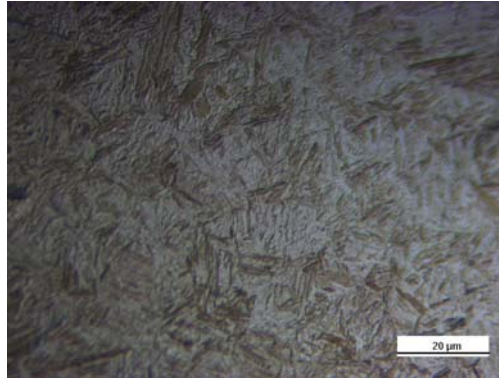
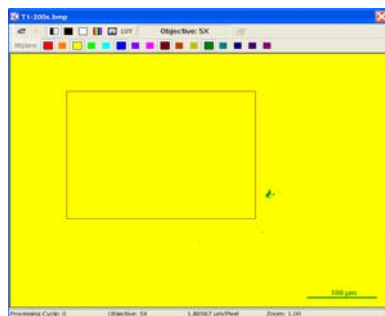
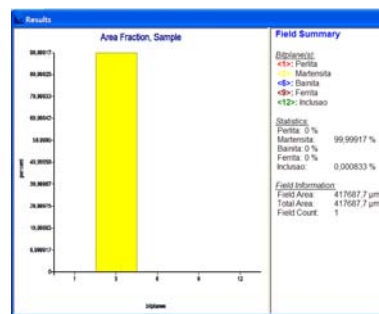


Figura 56 – Micrografia predominantemente martensítica. Foto retirada da posição TP1. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 57 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de uma única fase. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos apenas a formação de martensita.

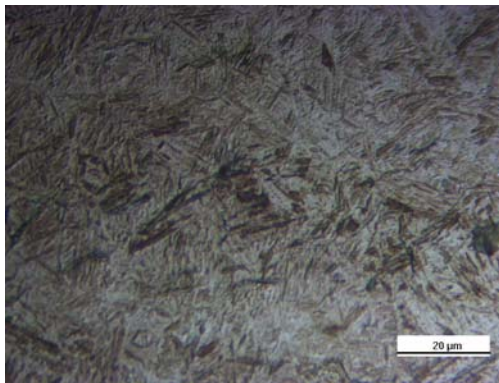
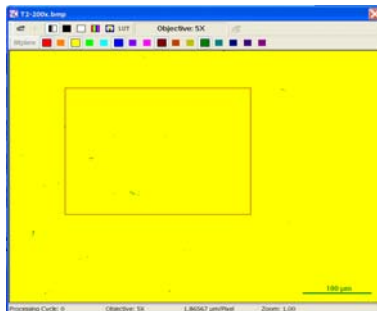
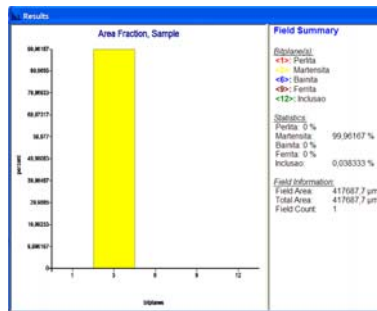


Figura 58 – Micrografia predominantemente martensítica. Foto retirada da posição TP2. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 59 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de uma única fase. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos apenas a formação de martensita.

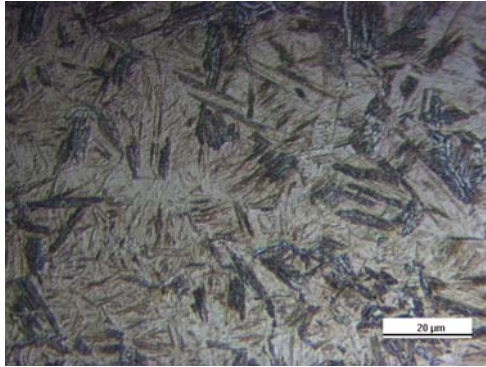
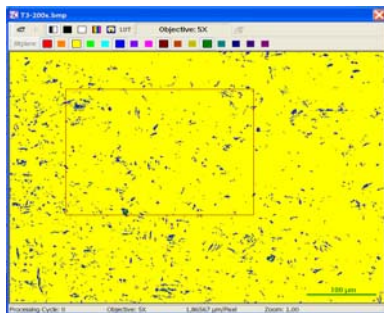
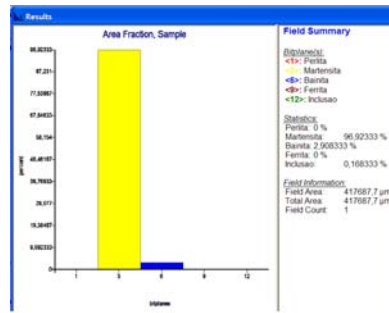


Figura 60 - Estruturas predominantemente martensíticas, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP3. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 61 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de duas fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita e bainita.

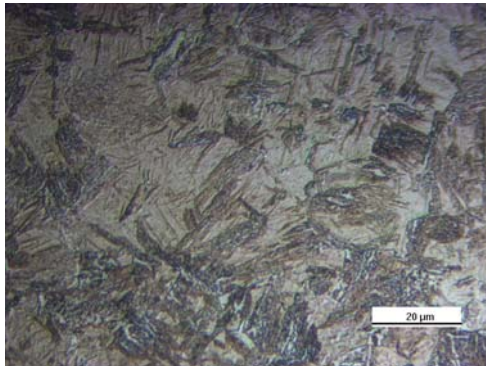
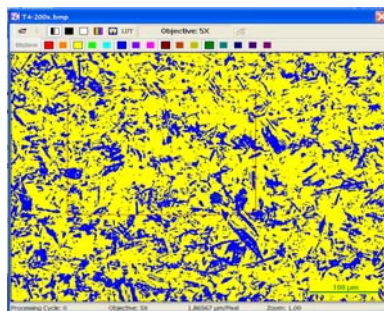
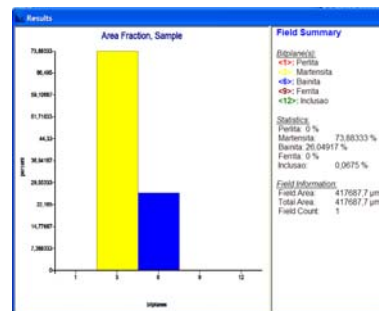


Figura 62 - Estruturas predominantemente martensíticas, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP4. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 63 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de duas fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita e bainita.

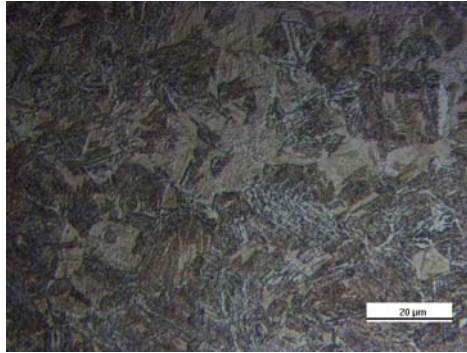
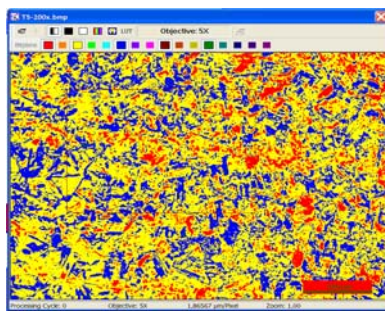
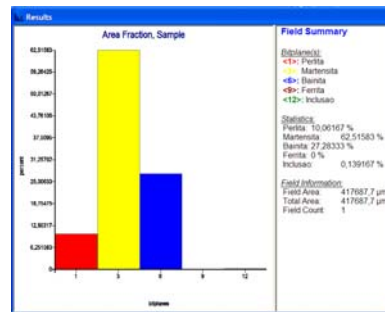


Figura 64 – Estrutura martensítica, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP5. Nesta posição já notamos a presença de perlita. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 65 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de três fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita, bainita e perlita.

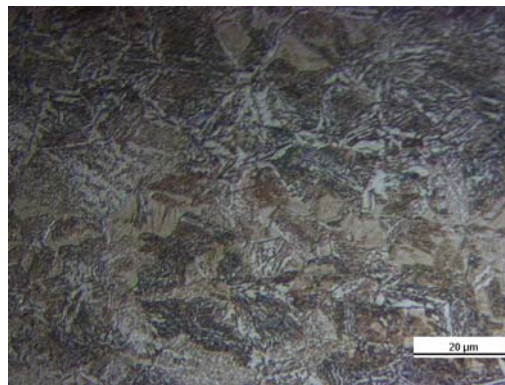
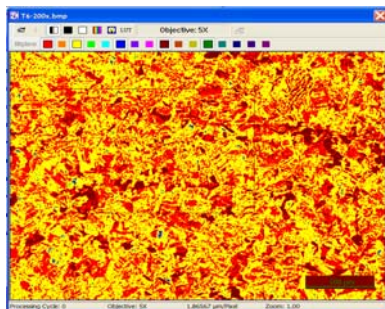
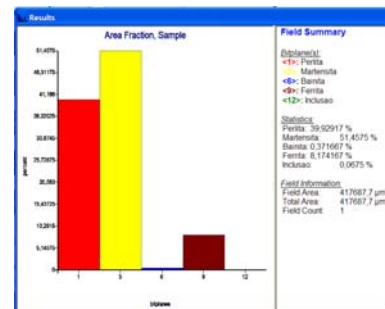


Figura 66 - Estrutura predominantemente martensítica, com a presença de perlita e ferrita na posição TP6. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 67 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de quatro fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita, perlita e ferrita.

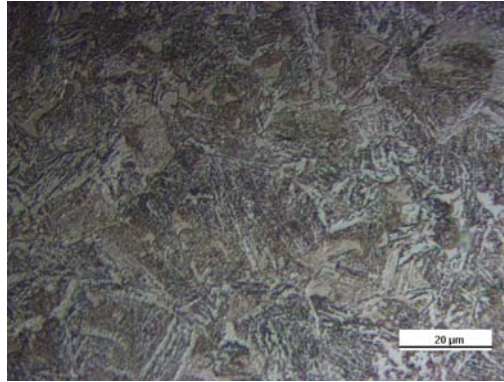


Figura 68 - Estruturas predominantemente perlítica, com a presença de ferrita e martensita na posição TP7. Ataque: Nital 3%. [1000X].

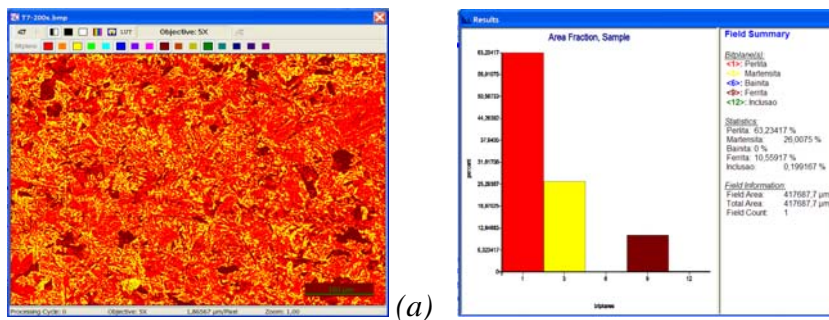


Figura 69 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de três fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita, perlita e ferrita.

- **Temperatura de Austenitização: 902°C**

Nas posições TP1 e TP2 observa-se uma matriz martensítica com morfologia de ripas. Na posição TP3 observa-se a formação da estrutura bainítica na matriz martensítica formada durante a têmpera do ensaio. Na posição TP4 pode-se evidenciar um aumento na formação de bainita. Na posição TP5 respectivamente, observa-se a formação de martensita, bainita e perlita. Na posição TP6 existe a formação de martensita, perlita e ferrita, não existindo formação de bainita. Nesta posição evidencia-se uma formação acentuada de perlita. Na posição TP7 a fase predominante é a perlita com a formação de ferrita e martensita.

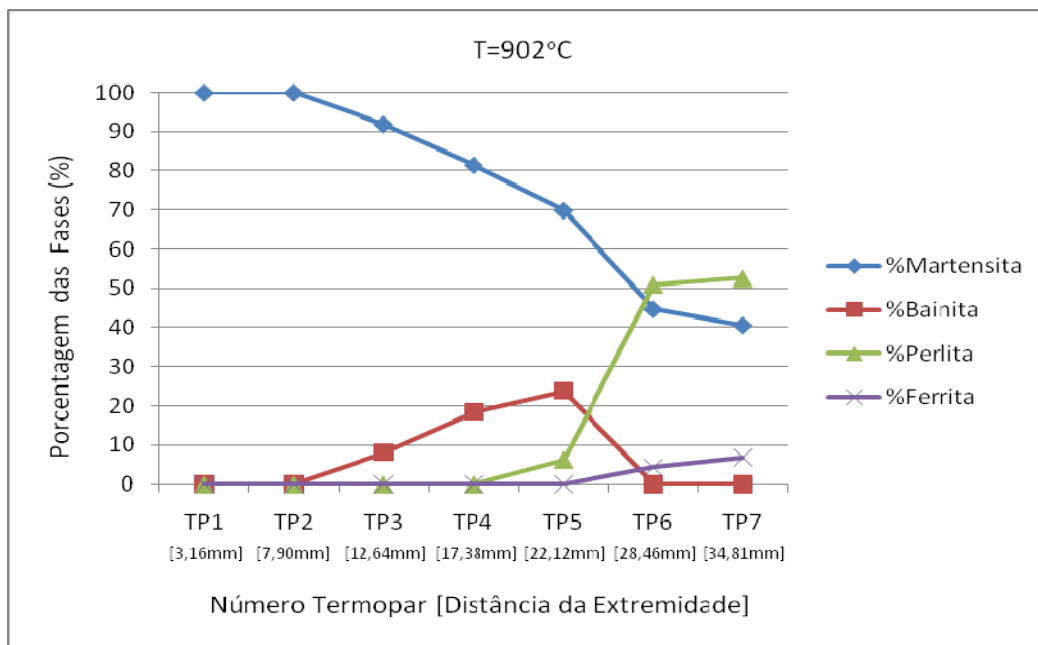


Figura 70 – Gráfico representando a porcentagem das fases. Corpo-de-prova austenitizado à 902°C.

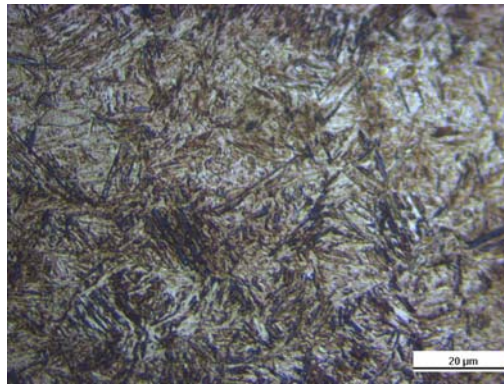


Figura 71 - Estrutura completamente formada por martensita na posição TP1. Ataque: Nital 3%. [1000X].

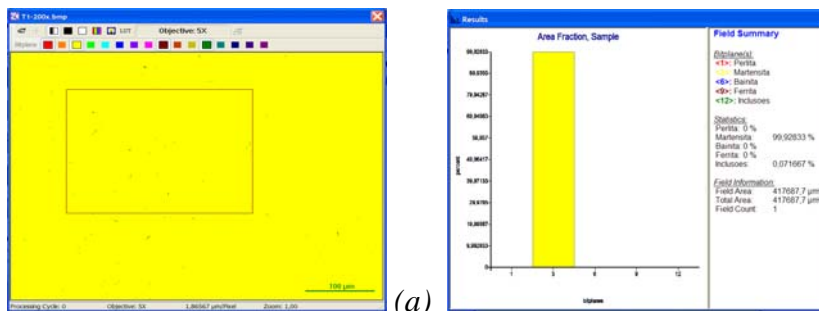


Figura 72 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de uma única fase. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos apenas a formação de martensita.

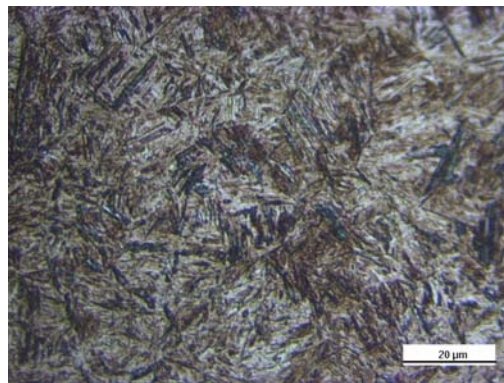


Figura 73 - Estrutura completamente formada por martensita na posição TP2. Ataque: Nital 3%. [1000X].

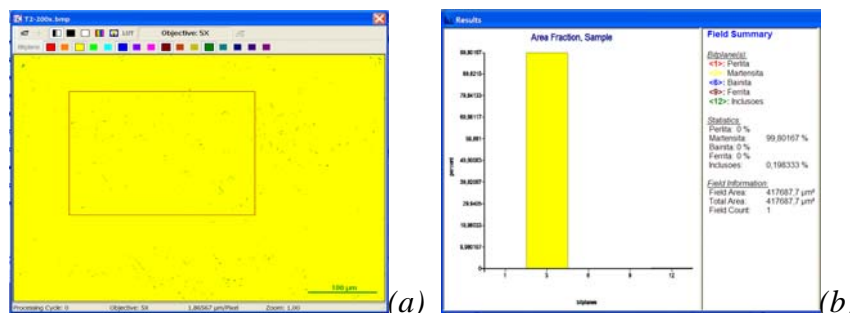


Figura 74 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de uma única fase. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos apenas a formação de martensita.

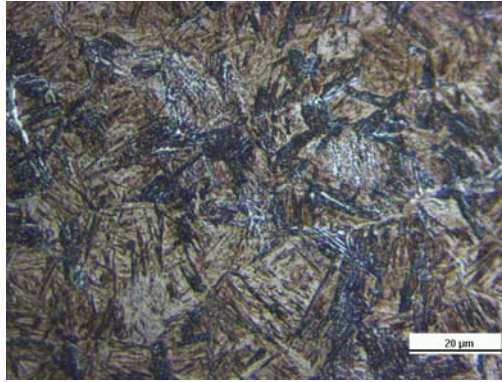
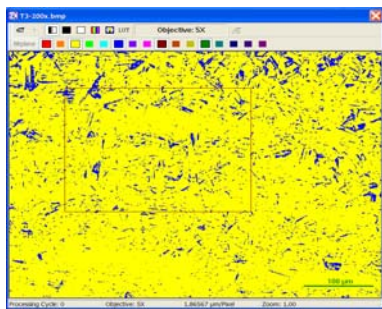
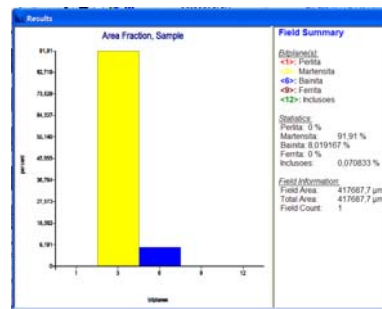


Figura 75 - Estrutura predominantemente martensítica, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP3. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 76 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de duas fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita e bainita.

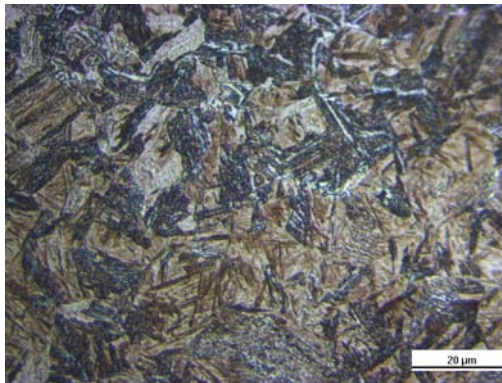
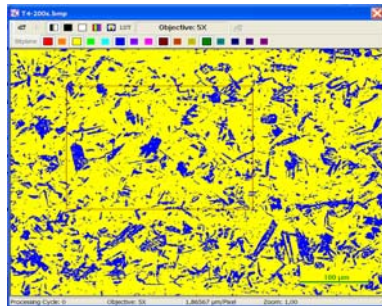
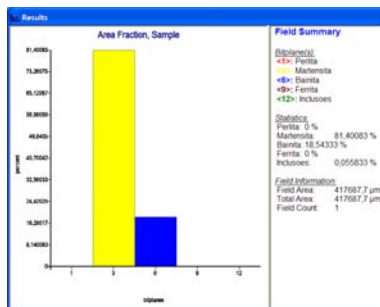


Figura 77 - Estrutura predominantemente martensítica, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP4. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 78 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de duas fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita e bainita.

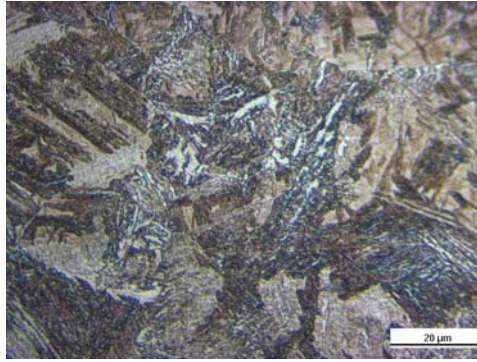
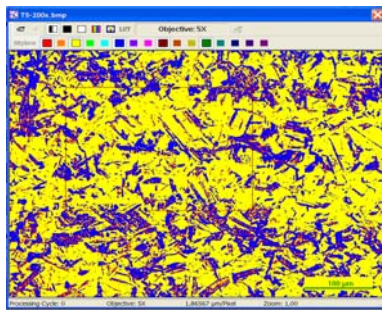
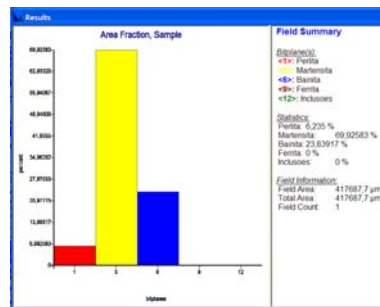


Figura 79 - Estrutura martensítica, com a presença de núcleos bainíticos na posição TP5. Evidencia-se em alguns núcleos de perlita. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 80 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de três fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita, bainita e perlita.

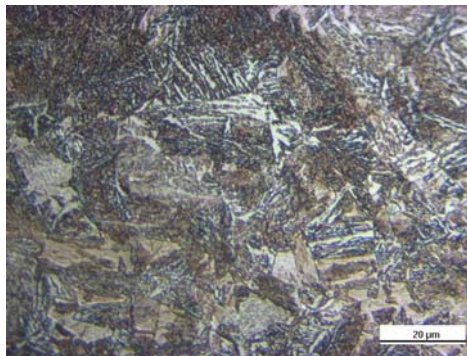
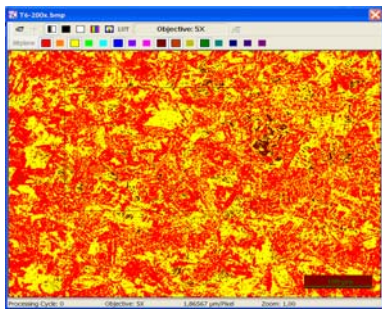
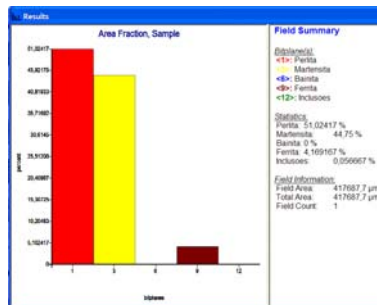


Figura 81 - Estruturas predominantemente perlítica, com a presença de núcleos ferríticos na posição TP6. A presença da martensita ainda é acentuada. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 82 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de três fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita, perlita e ferrita.

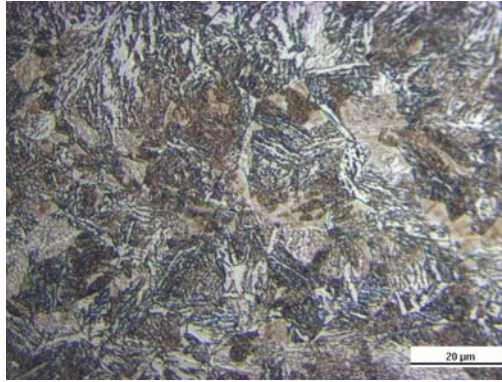
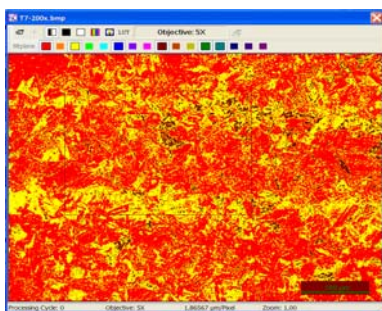


Figura 83 - Estrutura predominantemente perlítica, com a presença de núcleos ferríticos na posição TP7. Ainda evidencia-se a presença de martensita. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 84 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de três fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita, perlita e ferrita.

- **Temperatura de Austenitização: 952°C**

Nas posições TP1 e TP2 observa-se uma matriz martensítica com morfologia de ripas. Na posição TP3 observa-se a formação da bainita, permanecendo a existência de martensita em predominância. Na posição TP4 é notório o aumento da formação bainítica, coexistindo com a fase martensítica. Na posição TP5 observa-se uma matriz predominantemente martensítica com a presença da bainita e perlita. Na posição TP6 nota-se um aumento na formação de perlita, onde esta fase coexiste com a martensita e ferrita. Na posição TP7 pode-se evidenciar a presença de martensita, perlita e ferrita, com um percentual predominante de perlita.

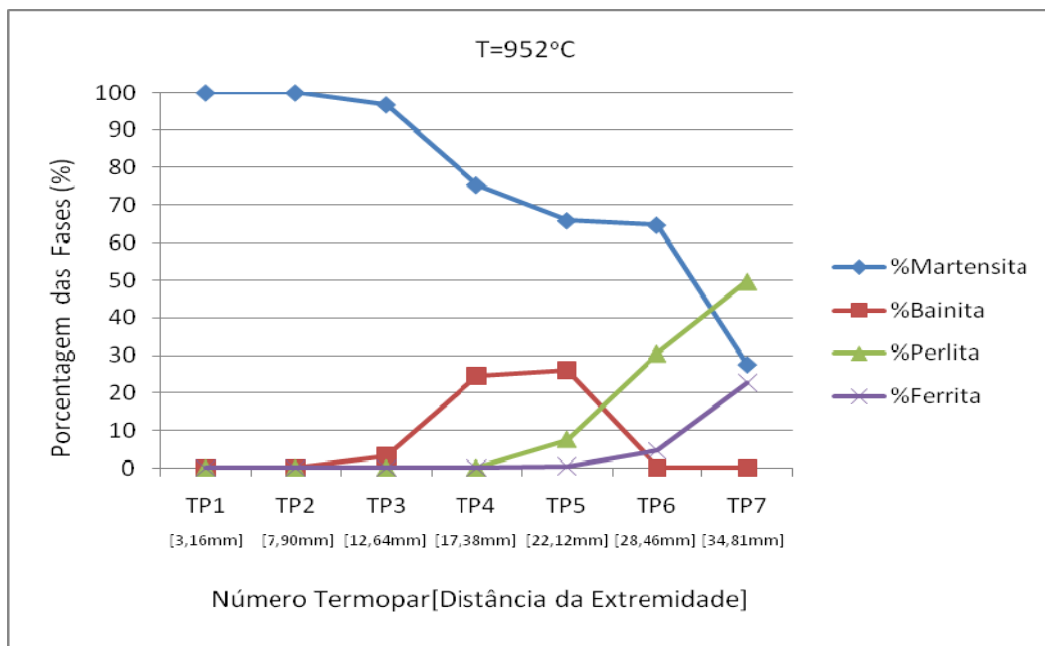


Figura 85 – Gráfico representando a porcentagem das fases. Corpo-de-prova austenitizado à 952°C.

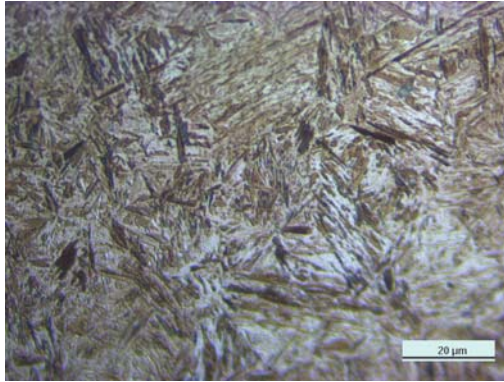
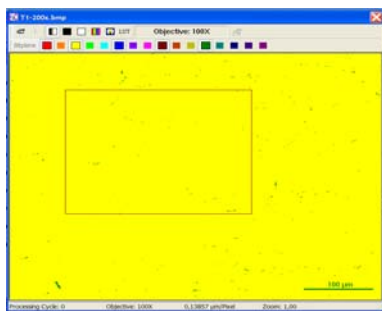
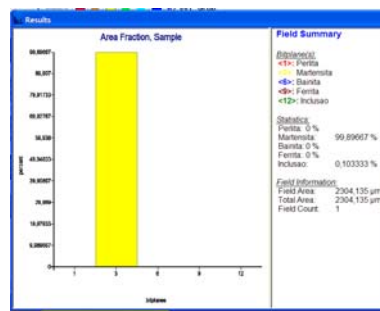


Figura 86 - Estrutura completamente martensítica na posição TP1. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 87 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de uma fase. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita apenas.

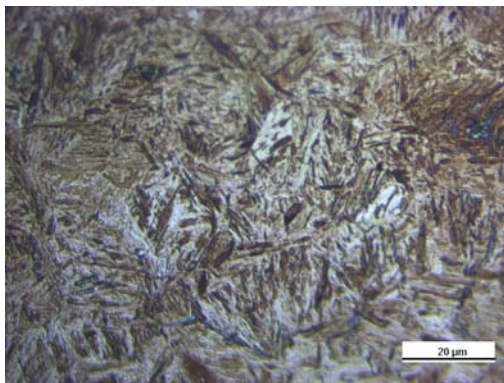
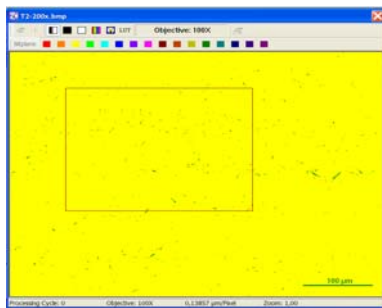
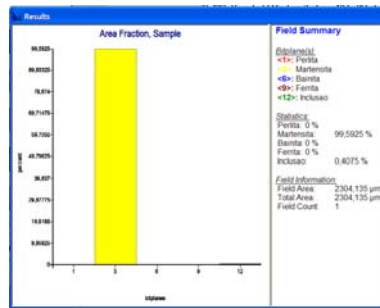


Figura 88 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP2. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 89 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de uma fase. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita apenas.

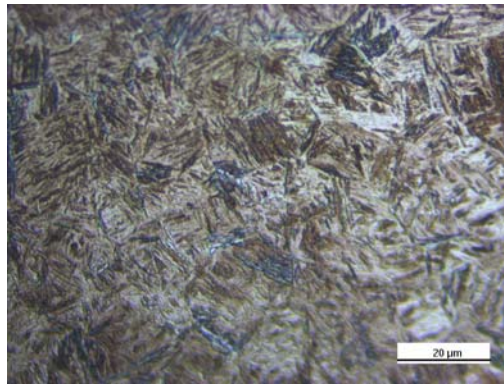
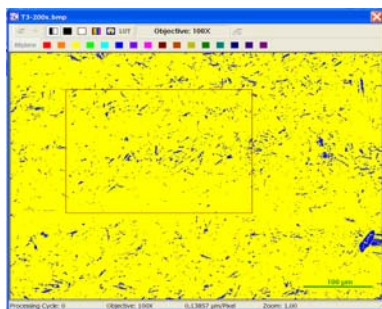
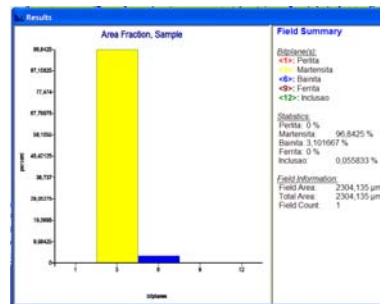


Figura 90 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP3. Pode-se notar uma quantidade de núcleos bainíticos. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 91 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de duas fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita e bainita.

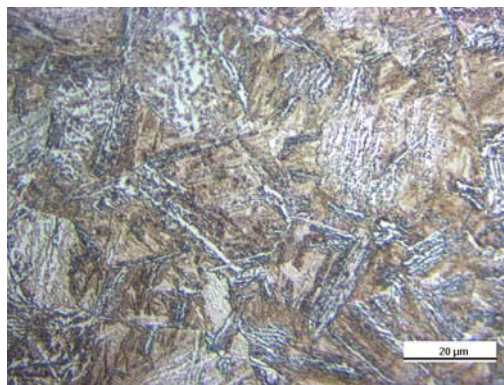
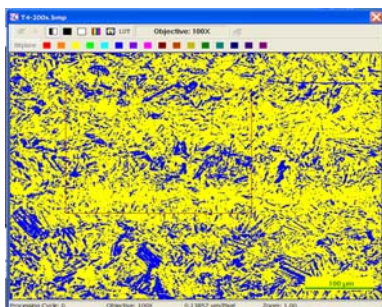
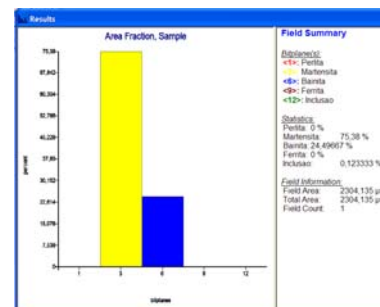


Figura 92 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP4. Nota-se a formação de bainita nesta posição. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 93 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de duas fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita e bainita.

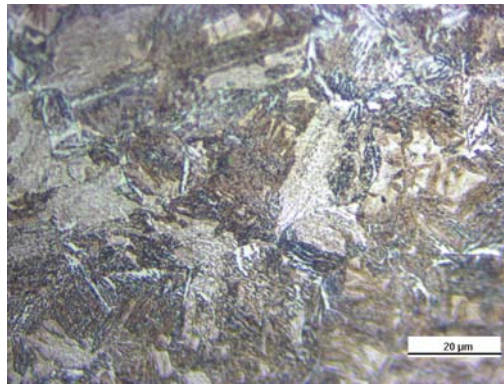
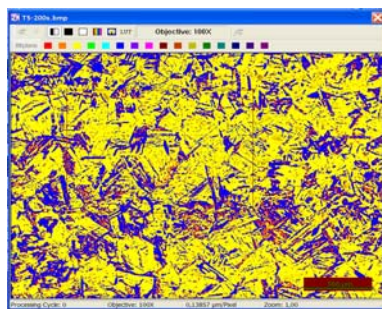
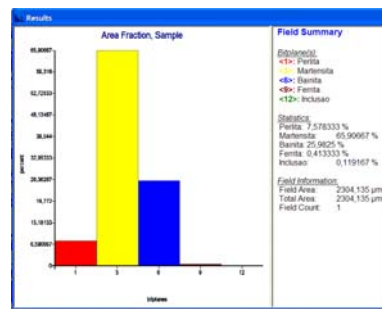


Figura 94 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP5. Constata-se a formação de bainita e perlita nesta posição. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 95 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de três fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita, bainita e perlita.

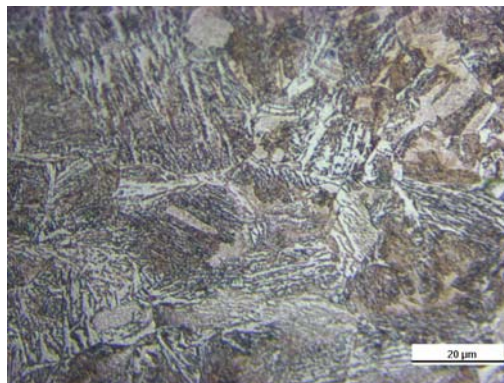
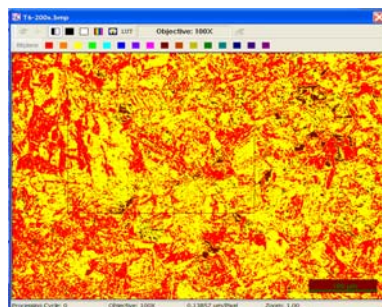


Figura 96 - Estrutura predominantemente martensítica na posição TP6. Evidencia-se a presença de perlita e ferrita nesta posição. Ataque: Nital 3%. [1000X].



(a)



(b)

Figura 97 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de três fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita, perlita e ferrita.

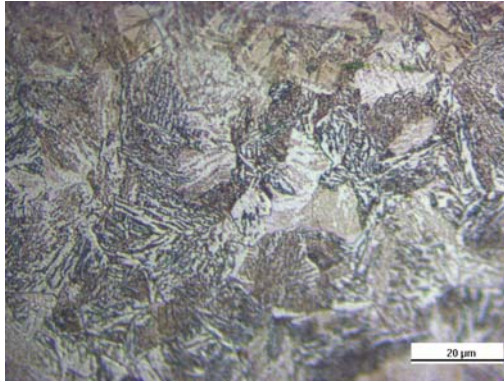


Figura 98 - Estrutura predominantemente perlítica na posição TP7. Constata-se a presença de martensita e ferrita nesta posição. Ataque: Nital 3%. [1000X].

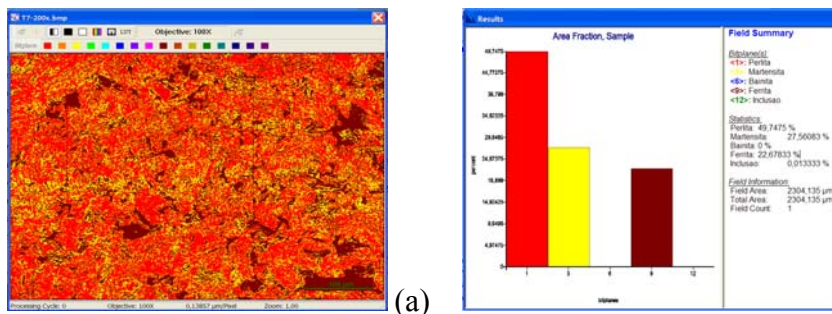
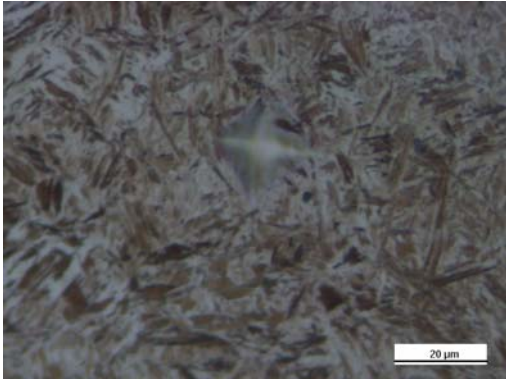


Figura 99 – (a) Foto da região analisada, onde evidenciamos a presença de três fases. (b) Gráfico gerado pelo software quantificando as fases presentes. Neste ponto tivemos a formação de martensita, perlita e ferrita.

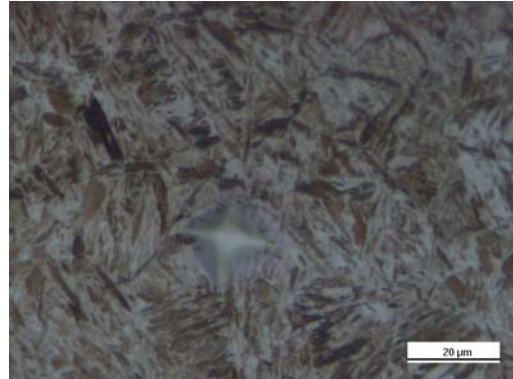
B) ENSAIO DE MICRODUREZA

A seguir estão apresentadas as fotografias das indentações dos ensaios de microdureza Vickers realizados. Para cada temperatura de austenitização foram realizadas indentações para todas as posições de termopares.

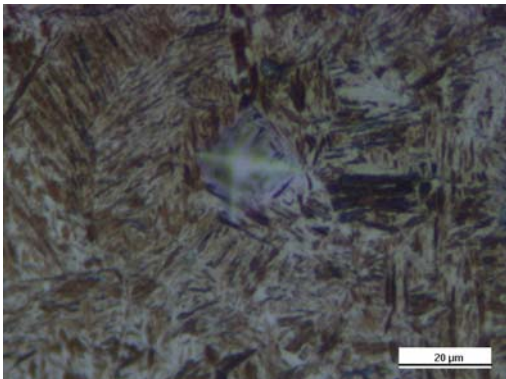
- Temperatura de Austenitização 852°C



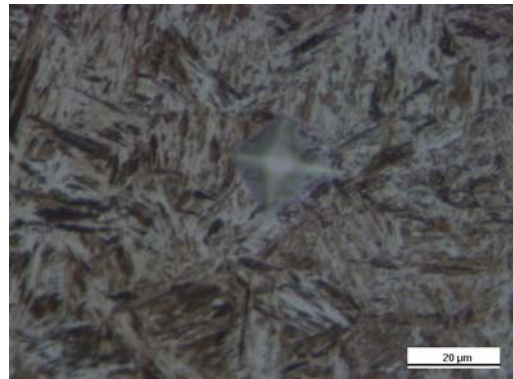
Termopar 01 – Martensita – 619,6HV



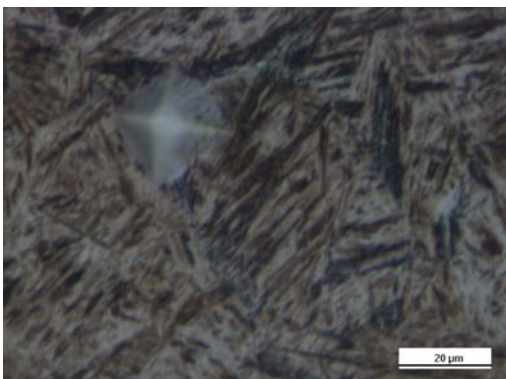
Termopar 01 – Martensita – 626,8HV



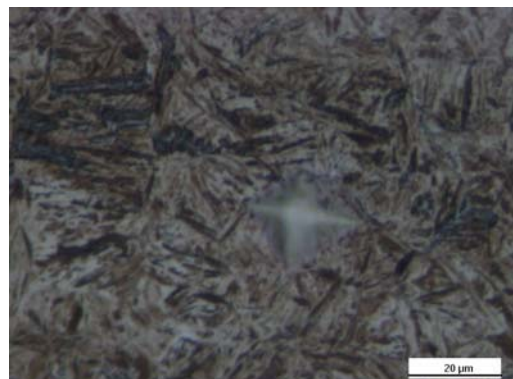
Termopar 02 – Martensita – 572,3HV



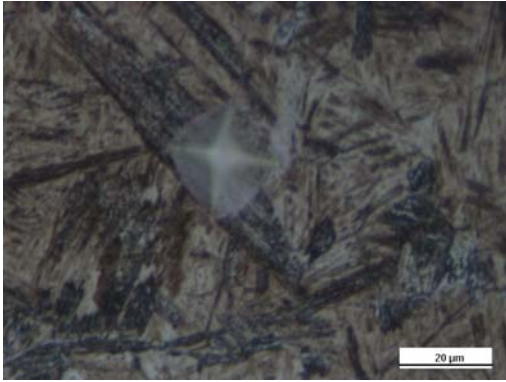
Termopar 02 – Martensita – 619,6HV



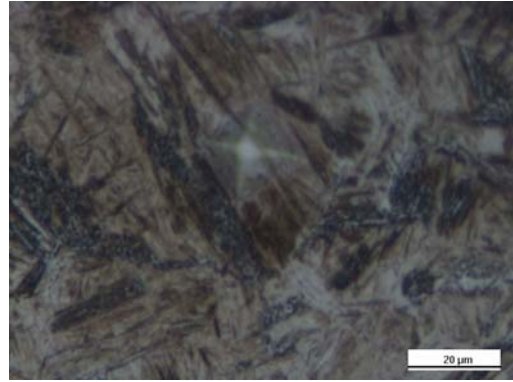
Termopar 03 – Bainita – 477,8HV



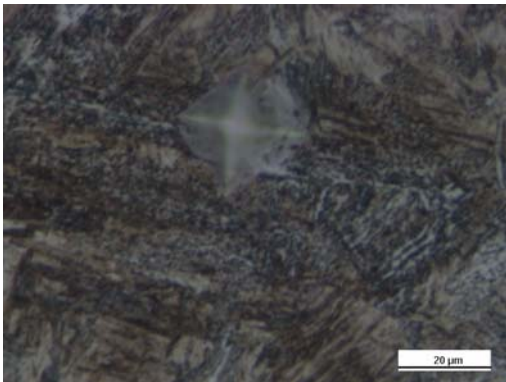
Termopar 03 – Martensita – 612,5HV



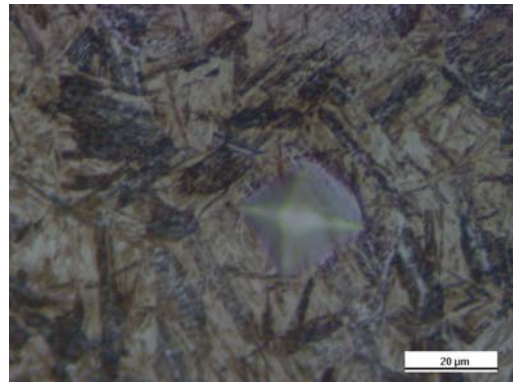
Termopar 04 – Bainita – 477,8HV



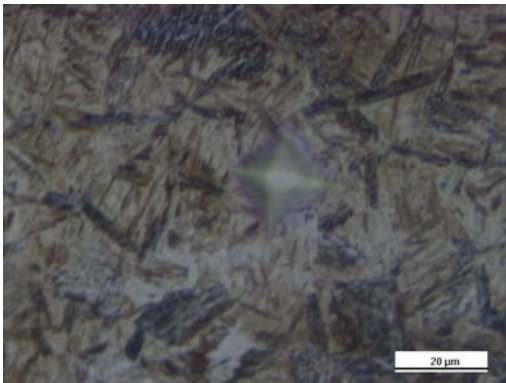
Termopar 04 – Martensita – 626,8HV



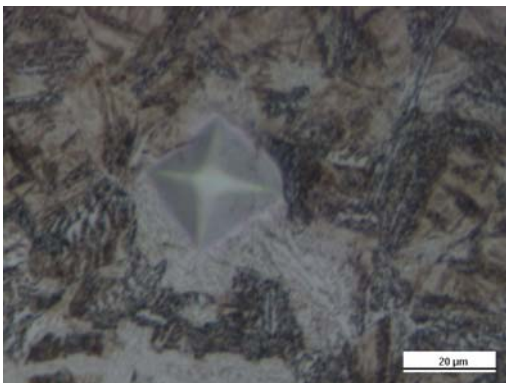
Termopar 05 – Perlita – 383,1HV



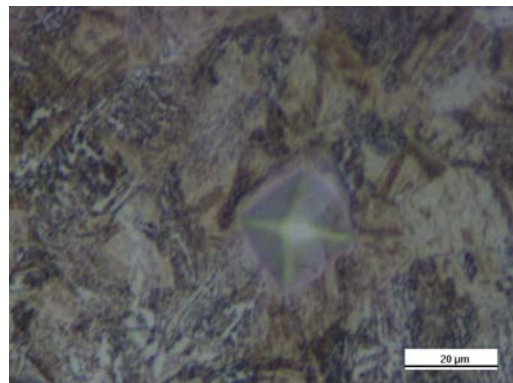
Termopar 05 – Bainita – 477,8HV



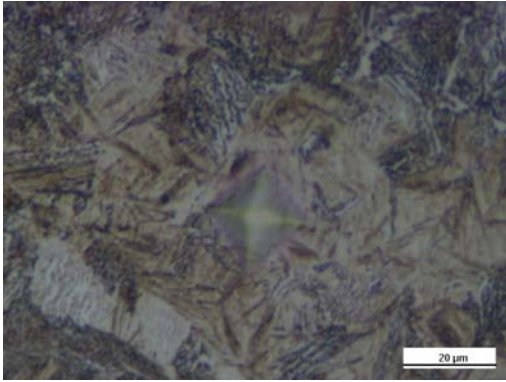
Termopar 05 – Martensita – 619,6HV



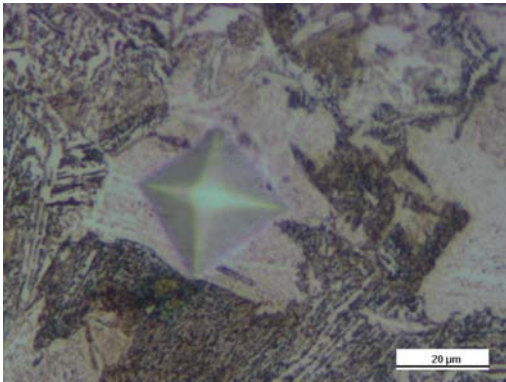
Termopar 06 – Perlita – 393,8HV



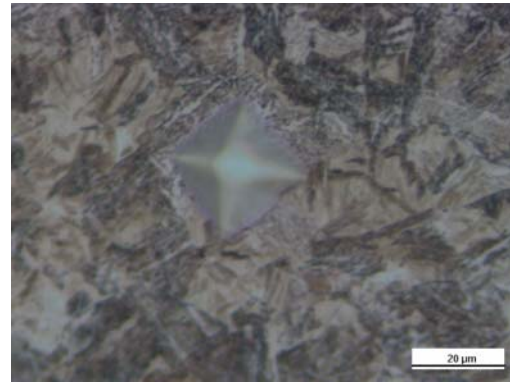
Termopar 06 – Perlita – 463,6HV



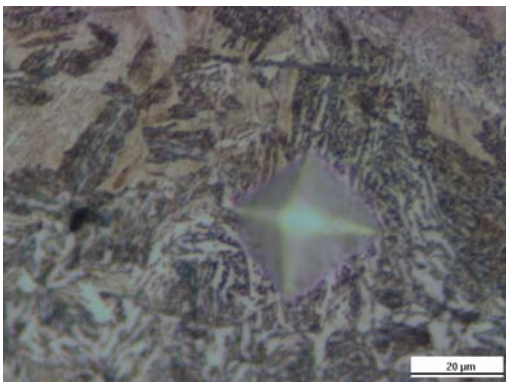
Termopar 06 – Martensita – 612,5HV



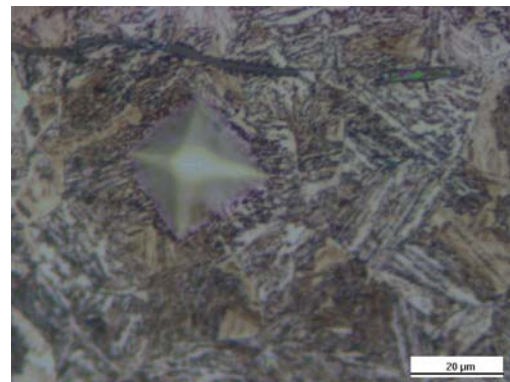
Termopar 07 – Ferrita – 335,8HV



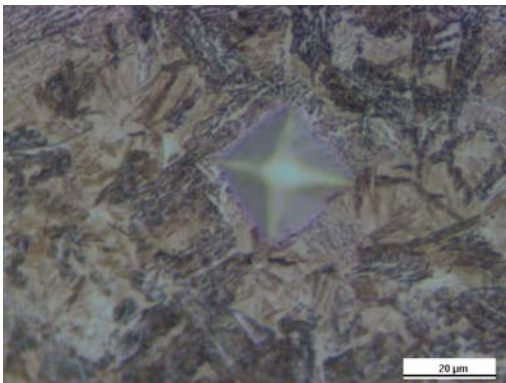
Termopar 07 – Perlita – 383,1HV



Termopar 07 – Perlita – 463,6HV

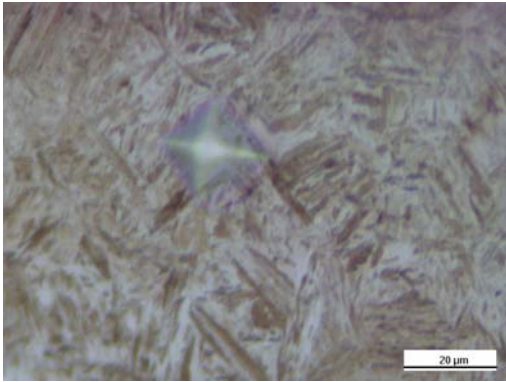


Termopar 07 – Perlita – 480,4HV

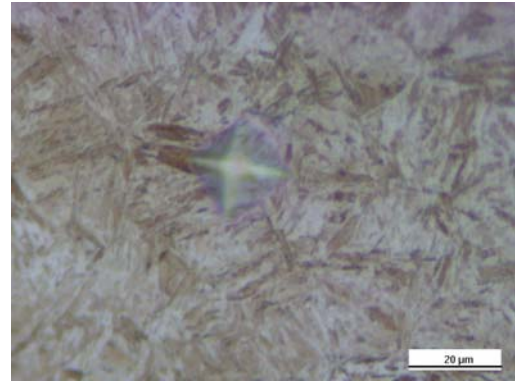


Termopar 07 – Martensita – 535,6HV

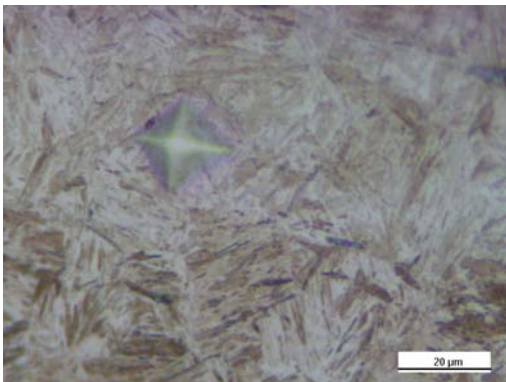
- Temperatura de Austenitização 902°C



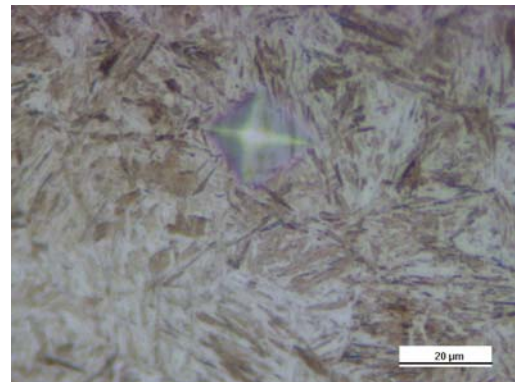
Termopar 01 – Martensita – 572,3HV



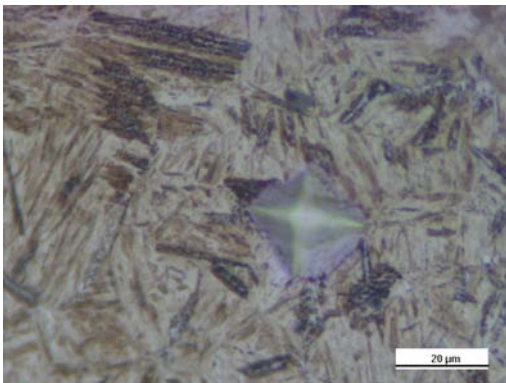
Termopar 01 – Martensita – 605,5HV



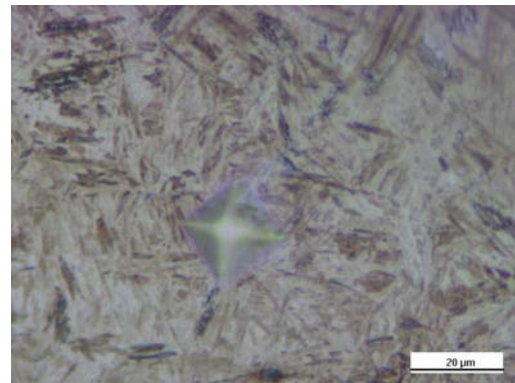
Termopar 02 – Martensita – 585,3HV



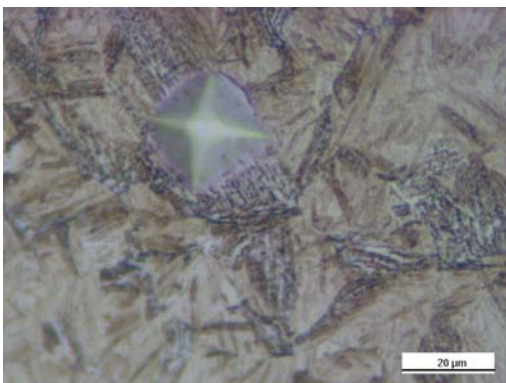
Termopar 02 – Martensita – 598,7HV



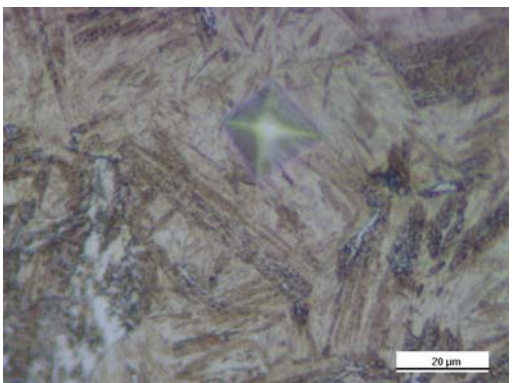
Termopar 03 – Bainita – 482,7HV



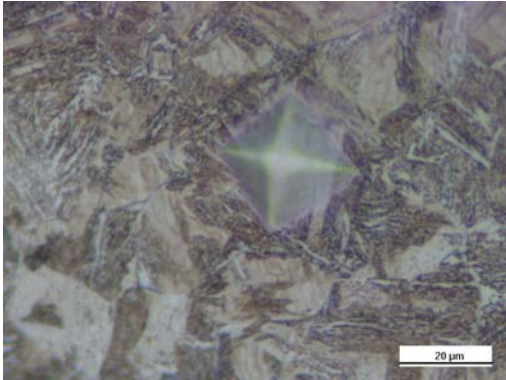
Termopar 03 – Martensita – 598,7HV



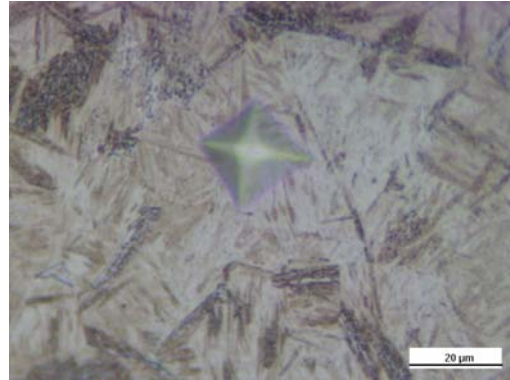
Termopar 04 – Bainita – 475HV



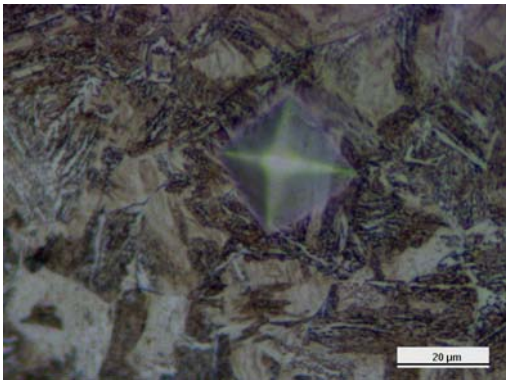
Termopar 04 – Martensita – 591,9 HV



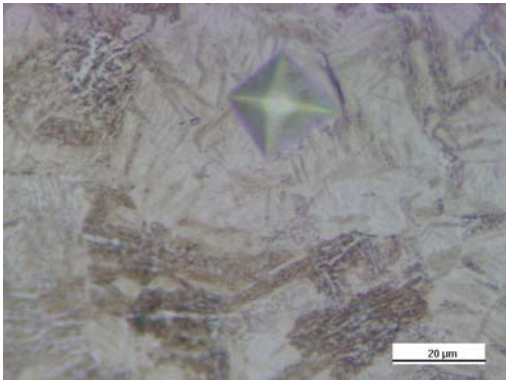
Termopar 05 – Bainita – 463,3HV



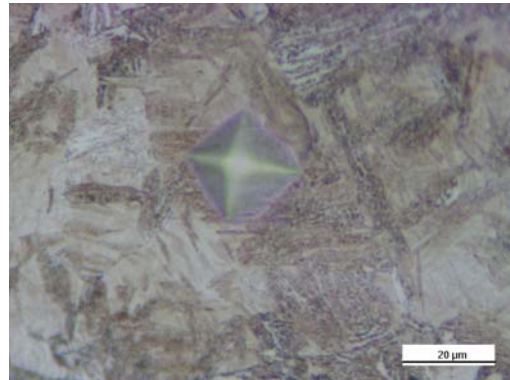
Termopar 05 – Martensita – 591,9HV



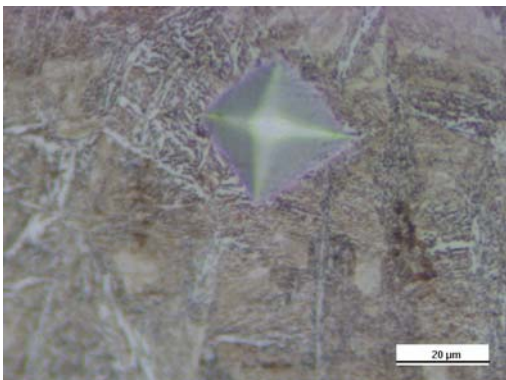
Termopar 05 – Bainita – 463,6HV



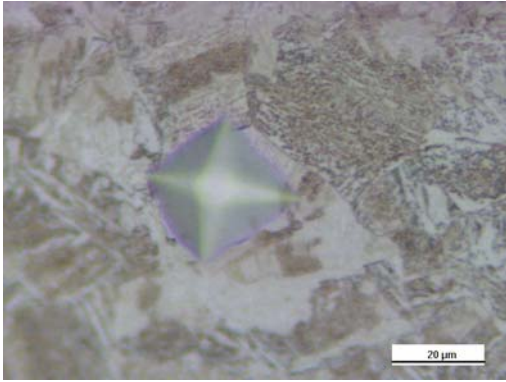
Termopar 06 – Martensita – 585,3HV



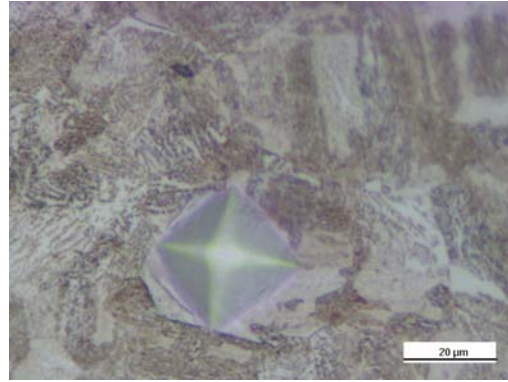
Termopar 06 – Perlita – 366,3HV



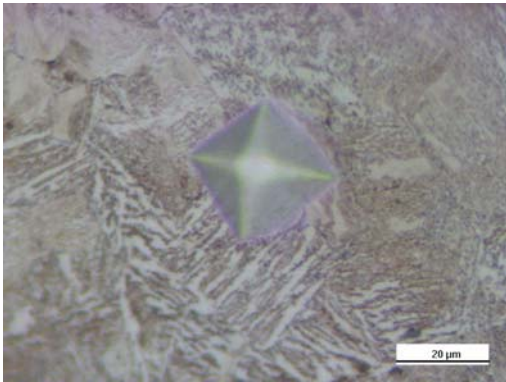
Termopar 06 – Ferrita – 210,3HV



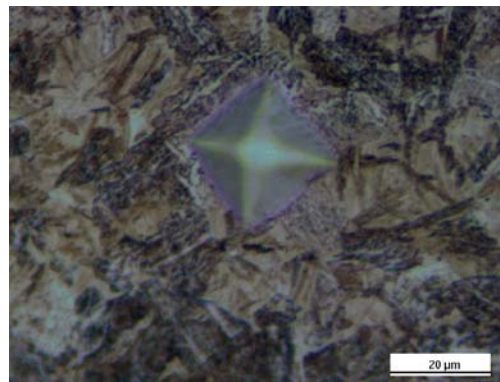
Termopar 07 – Perlita – 341,6HV



Termopar 07 – Ferrita – 210,3HV

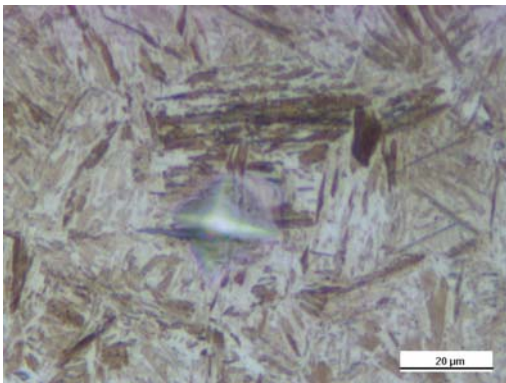


Termopar 07 – Ferrita – 216,7HV

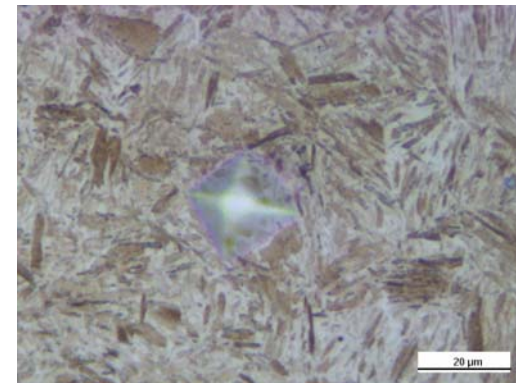


Termopar 07 – Martensita – 540,8HV

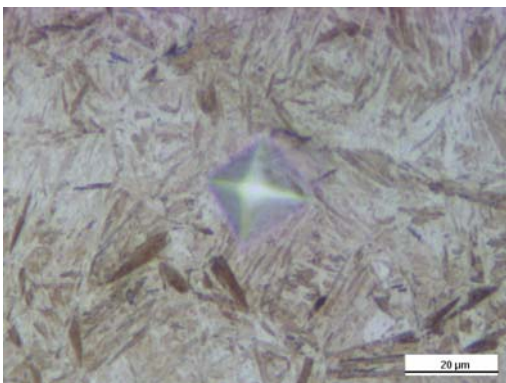
- **Temperatura de Austenitização 952°C**



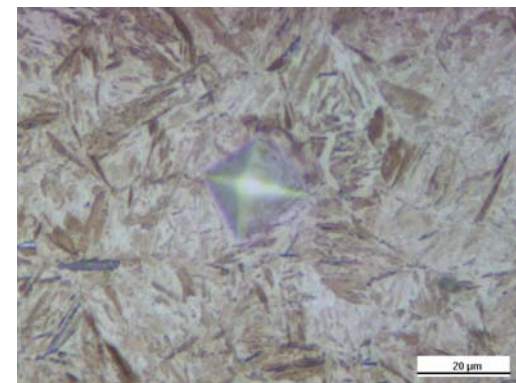
Termopar 01 – Martensita – 572,3HV



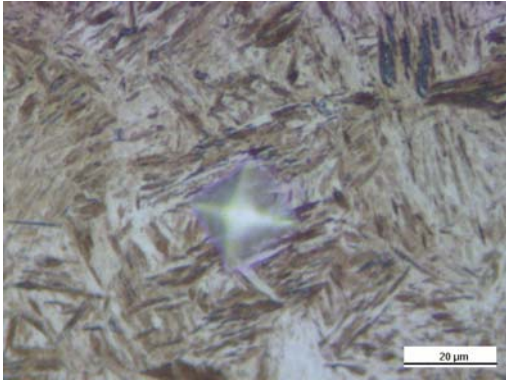
Termopar 01 – Martensita – 585,3HV



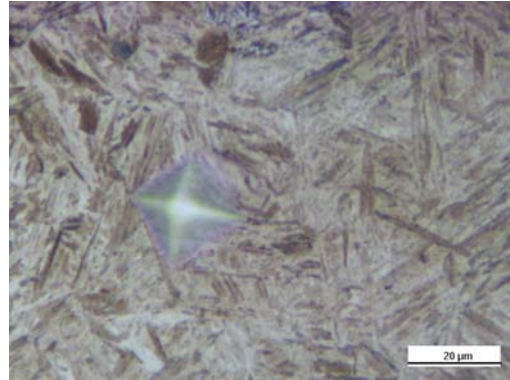
Termopar 02 – Martensita – 530,3HV



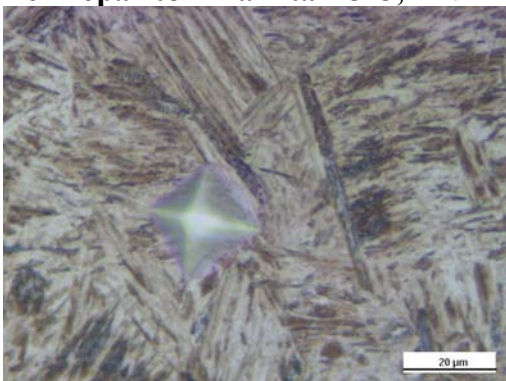
Termopar 02 – Martensita – 541,8HV



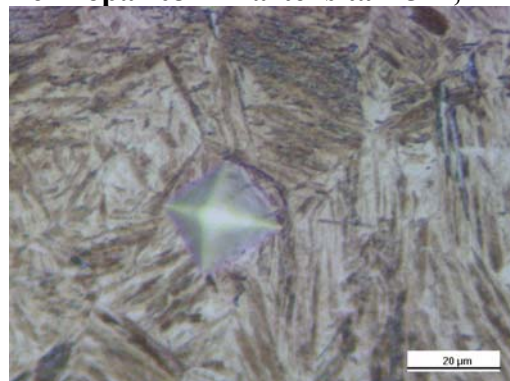
Termopar 03 – Bainita – 513,7HV



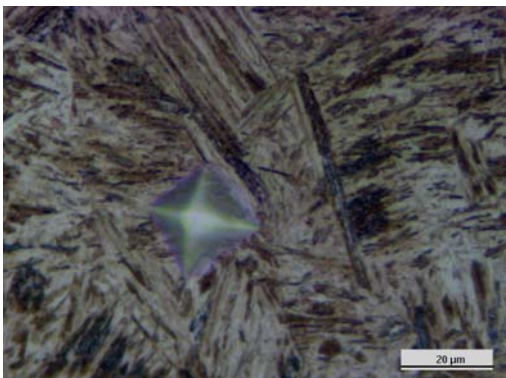
Termopar 03 – Martensita – 524,7HV



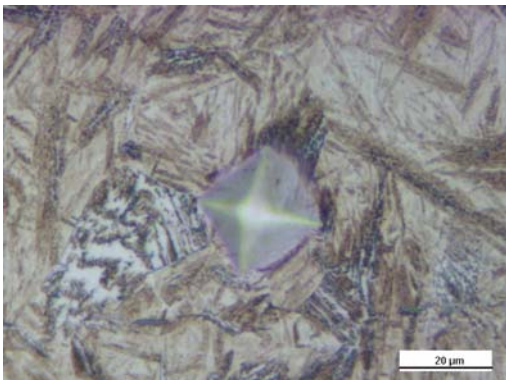
Termopar 04 – Bainita – 473,0HV



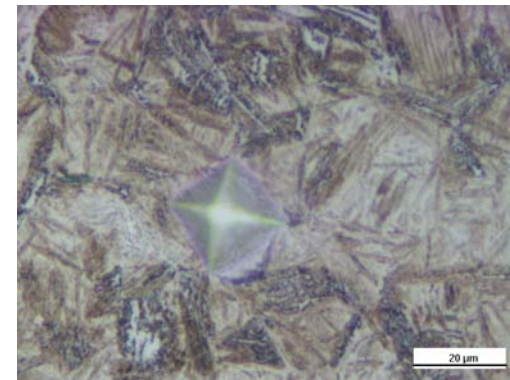
Termopar 04 – Bainita – 482,7HV



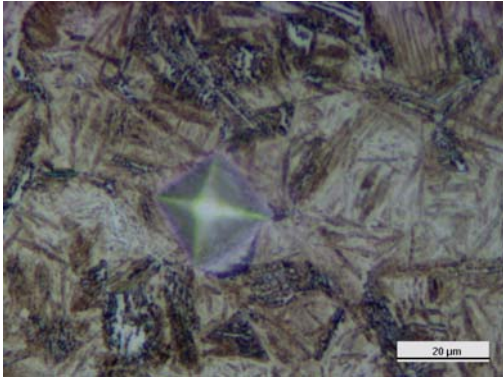
Termopar 04 – Martensita – 535,6HV



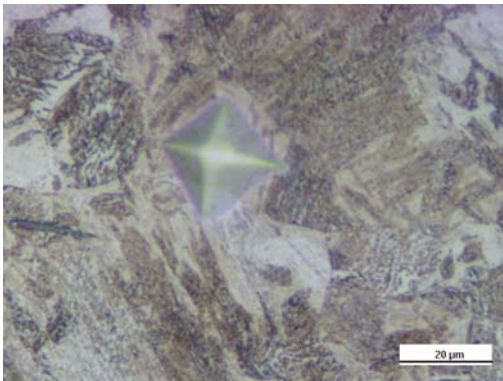
Termopar 05 – Bainita – 450HV



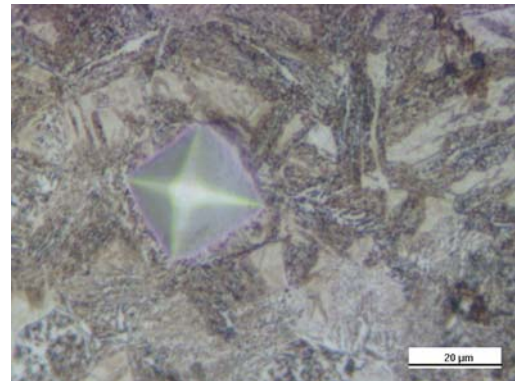
Termopar 05 – Bainita – 459HV



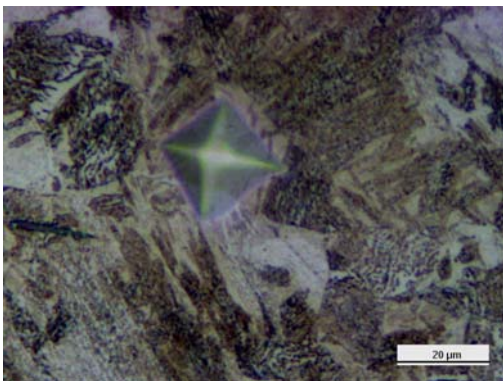
Termopar 05 – Martensita – 560,7HV



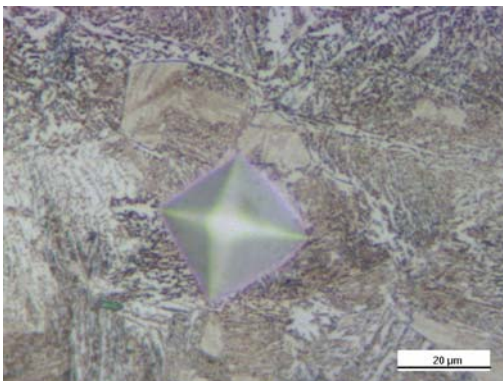
Termopar 06 – Perlita – 401,2HV



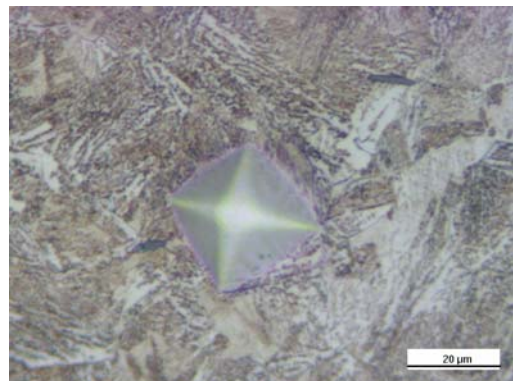
Termopar 06 – Perlita – 420,5HV



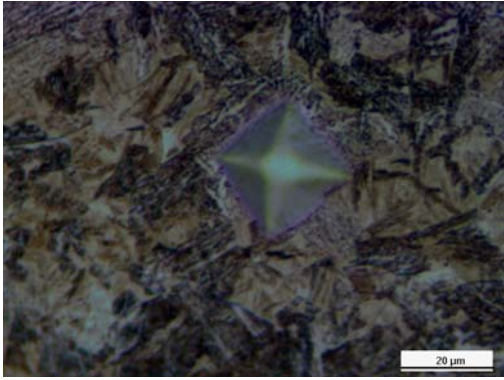
Termopar 06 – Martensita – 537,2HV



Termopar 07 – Perlita – 366,3HV



Termopar 07 – Perlita – 369,6HV



Termopar 07 – Martensita – 535,6HV

6 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALANEME K. e KAMMA C., **Phase Transformation Studies of a Low Alloy Steel in the ($\alpha+\gamma$) Phase Region**. Materials Research. Volume 13, pp 113-117, 2010.

ALMEIDA G., DAFÉ S., OLIVEIRA F. e COTA A., **Modelagem da Formação Não Isotérmica da Austenita em um Aço de Baixo Carbono**. Metalurgia e Materiais. Volume 63, pp 293-298, 2010.

ANDREWS, K. W. 1965. **Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures**. J. Iron Steel Institute. Volume 203, pp 721-727, 1965.

ASHBY e JONES. **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 E3-07, **Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens**, ASTM International, PA, United States, 2007.

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

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

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

ASTM E407-07, **Standard Practice for Microetching Metals and Alloys**, ASTM International, PA, United States, 2007.

ASKELAND, D. R. e PHULÉ P. P., **Ciência e Engenharia dos Materiais**. Primeira Edição. Editora Cengage Learning, São Paulo. 2008.

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 bainita**. Acta Materialia, 2009.

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.

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

DOBZANSKI L.A. e SITEK W., **Designing of the chemical composition of constructional alloy steels**. Journal of Materials Processing Technology. Volume 89-90, pp 467-472, 1999.

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

HTUN S., KYAW S. e LWIN T., **Effect of Heat Treatment on Microstructures and Mechanical Properties of Spring Steel**. Journal of Metals, Materials and Minerals. Volume 18, pp 191-197, 2008.

LOGINOVA, I., AGREN J. e AMBERG G., **On The Formation of Widmanstätten Ferrite in Binary Fe-C Phase Field Approach**. Acta Materialia. Volume 52, pp 4055-4063, 2004.

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

KEEHAN E., KARLSSON L., BHADSHIA H. e THUVANDER M., **Three Dimensional Analysis of Coalesced Bainite Using FIB Tomography**. Materials Characterisation. Volume 59, pp 877-882. 2008.

KRAHE, P. R., KINSMAN K. e AARONSON H., **ACTA Metall**. Volume 20, pp 1109-1121, 1972.

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

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

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

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

MORALES I., HORMAZA W. **Caracterización y Modelaje de las Microestructuras y Durezas Obtenibles em El Proceso de Temple em Aceros al Carbono**. Dissertação de Mestrado. Universidade de los Andes – Colômbia. 2009.

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

NUNURA R., SPIM J. **Uma Correlação Numérico-Experimental da Temperabilidade e Formação Microestrutural no Aço SAE 1045 Durante o Ensaio Jominy**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2009.

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.

SAE J404-09 [2009], **Chemical Compositions of SAE Alloy Steels**. Society of Automobile Engineers, United States, 2009.

SMOLJAN, B., **Prediction of Mechanical Properties and Microstructure Distribution of Quenched and Tempered Steel Shaft**. Journal of Materials Processing Technology. Volume 175, pp 393-397, 2006.

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, 2006.

VAN VLACK L. **Princípios da Ciência dos Materiais**. Editora Blucher. São Paulo. 2004.

7 - AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Jaime Álvares Spim, pela orientação durante realização do mestrado, contribuindo para minha formação acadêmica. Gostaria de agradecer também pelas correções de rota realizadas durante a realização deste trabalho.

Ao Dr. Eng^o Vinícius Karlinski, pela disponibilidade usual nos momentos de dificuldade técnica.

Ao técnico Regis Amaral do LAFUN – UFRGS segue reconhecimento à sua criatividade e ajuda prestada na parte experimental desta dissertação.

Aos colegas de mestrado, Srs. Ivan Morales e Cesar Nunura pelas discussões construtivas que tivemos ao longo desta jornada.

Aos estagiários do LAFUN, Srs. Patrick Damasseno, Saul Luchtemberg, Igor Zimpel e Luis Gabriel, pela disposição e boa vontade quando foram consultados.

Ao técnico Sergio Alegre do NUCLEMAT – PUCRS. Um reconhecimento pela colaboração prestada ao longo do trabalho.

Ao laboratório NUCLEMAT da PUCRS pela normalização realizada nos corpos de prova utilizados nos ensaios experimentais.

A CNPQ / FAPERGS / GERDAU pela contribuição direta na realização desta dissertação.