

**DANILO VIEIRA**

**DETERMINAÇÃO DOS DIAGRAMAS DE  
AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO DO AÇO API  
5L X70Q ATRAVÉS DO CALOR LATENTE DE  
TRANSFORMAÇÃO DE FASE**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2017

**DANILO VIEIRA**

**DETERMINAÇÃO DOS DIAGRAMAS DE AQUECIMENTO E  
RESFRIAMENTO DO AÇO API 5L X70Q ATRAVÉS DO CALOR  
LATENTE DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE**

**Dissertação** submetida ao Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Américo Scotti.

Co-orientador: Prof. Dr. Douglas Bezerra Araújo.

**UBERLÂNDIA – MG**

**2017**

**DANILO VIEIRA**

**DETERMINAÇÃO DOS DIAGRAMAS DE  
AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO DO AÇO API  
5L X70Q ATRAVÉS DO CALOR LATENTE DE  
TRANSFORMAÇÃO DE FASE**

Dissertação apresentada à Universidade Federal de Uberlândia, como parte das exigências do Programa de Pós-Graduação em área de concentração em Fabricação e materiais, para a **obtenção do título de Mestre**

Banca Examinadora

---

Prof. Dr. Américo Scotti

---

Prof. Dr. Douglas Bezerra Araújo

---

Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi

---

Prof. Dr. Tiago Vieira da Cunha

**Uberlândia, 20 de dezembro de 2017**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)  
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

---

V658d      Vieira, Danilo, 1986-  
2017      Determinação dos diagramas de aquecimento e resfriamento do aço  
API 5L X70Q através do calor latente de transformação de fase / Danilo  
Vieira. - 2017.  
124 f. : il.

Orientador: Américo Scotti.  
Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia,  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.  
Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.di.2018.145>  
Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Soldagem - Métodos de  
simulação - Teses. 3. Aço - Estruturas - Teses. 4. Aço - Teste de  
resistência ao calor - Teses. I. Scotti, Américo. II. Universidade Federal  
de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.  
III. Título.

---

CDU: 621

Dedico,  
Aos meus amigos.

“Nada é impossível para aquele que persiste”  
**ALEXANDRE MAGNO**

## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Américo Scotti, pela atenção, paciência, confiança, oportunidade, orientação, conselhos, incentivo, amizade e experiência que foram essenciais para a conclusão deste trabalho;

Ao meu co-orientador, Douglas Araújo, pela educação, atenção, orientação e presença e amizade, que sem seus conhecimentos não seria possível a conclusão deste trabalho;

Ao programa de Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU;

À CAPES, pela bolsa de estudo;

Ao CNPq, através da taxa de bancada do orientador, pelo suporte financeiro para desenvolvimento do trabalho experimental;

Ao Laprosolda/UFU pelo apoio técnico, financeiro e laboratorial;

Aos Professores Louriel Vilarinho, Valtair Ferraresi, Vladimir Ponomarev pelos ensinamentos na área;

A todos os membros e colegas do Laprosolda que me ajudaram na a realizar este trabalho em especial aos “companheiros de 5H”, Edson Andrade, Vinícius Lemes, Gilcimar Pereira, Leandro, Diandro Fernandes, Douglas Mazer;

Ao Instituto Senai-SC por terem realizado alguns testes para a confirmação do material, em especial ao Clayton Geovane;

Um agradecimento à equipe do Labsolda que me ajudaram quando puderam, em especial para Cleber Marques e Raul Gohr Junior, que me emprestaram um equipamento eletrônico quando não tinha disponibilidade de comprar no Brasil;

Finalmente, mas não menos importante, um grande agradecimento a Luiz Eduardo Paes, Priscila Rodrigues do Nascimento e meu irmão Daniel Vieira pelo estímulo, apoio, suporte, carinho, compreensão, motivação e superação de obstáculos.

## SUMÁRIO

<b>CAPÍTULO I</b> .....	1
<i>INTRODUÇÃO</i> .....	1
<b>CAPÍTULO II</b> .....	5
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	5
2.1 Aços de alta resistência e baixa liga (HSLA) .....	5
2.2 Soldagem de aços de alta resistência e baixa liga .....	6
2.3 Transformações de fase em metais .....	8
2.4 Zona afetada pelo calor (ZAC) .....	10
2.5 Fatores que afetam a tenacidade da ZAC em aços microligados .....	12
2.6 Fluxo de calor .....	12
2.7 Ciclo térmico .....	14
2.8 Tempo de resfriamento ( $\Delta t_{R_{8/5}}$ ) .....	15
2.9 Simulação física da ZAC .....	16
2.10 Métodos de Medição de Transformação de Microestrutura .....	17
<b>CAPÍTULO III</b> .....	21
METODOLOGIA, EQUIPAMENTOS E INSUMOS .....	21
3.1 Metodologia .....	21
3.2 Bancada experimental .....	23
3.3 Materiais .....	45
<b>CAPÍTULO IV</b> .....	51
DETERMINAÇÃO DOS INÍCIOS E FINS DE TRANSFORMAÇÃO ATRAVÉS DO CALOR LATENTE DE MUDANÇA DE FASE .....	51
4.1 Fundamento da análise térmica visando identificar inícios e fins de transformação de fases .....	51
<b>CAPÍTULO V</b> .....	59
EFEITO DAS DIMENSÕES SOBRE AS TAXAS DE AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO VISANDO OTIMIZAÇÃO GEOMÉTRICA DA AMOSTRA .....	59
5.1 Planejamento experimental .....	59
<b>CAPÍTULO VI</b> .....	68



<i>DETERMINAÇÃO DE DIAGRAMAS DE TRANSFORMAÇÃO DE AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO PARA SOLDAGEM</i> .....	68
6.1 Diagrama de Transformação de Aquecimento Contínuo .....	70
6.2 Diagrama de transformação por resfriamento contínuo (CCT).....	75
<b>CAPÍTULO VII</b> .....	102
CONCLUSÃO .....	102
<b>CAPÍTULO VIII</b> .....	105
TRABALHOS FUTUROS .....	105
<b>CAPÍTULO IX</b> .....	106
REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA .....	106
<b>ANEXO I</b> .....	112
ENSAIO DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO.....	112
<b>ANEXO II</b> .....	114
COMPOSIÇÃO QUÍMICA .....	114
<b>ANEXO III</b> .....	115
CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM .....	115
<b>ANEXO IV</b> .....	117
TAXAS DE AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO.....	117

## INDICE DE FIGURA

<b>Figura 2.1- Evolução dos graus API ao longo dos anos a respeito à tensão de escoamento (ANDIA 2012).....</b>	<b>6</b>
<b>Figura 2.2 - Simulador de zona afetada pelo calor com aquecimento por efeito Joule .....</b>	<b>8</b>
<b>Figura 2.3 - Faixas de taxas de resfriamento de formação de perlita, martensita e bainita em uma liga de aço 1045 (KOU, 2003 adaptado) .....</b>	<b>9</b>
<b>Figura 2.4 - Diagrama esquemático dos constituintes da ZAC de um aço com 0,15% C (BLONDEU, 2008) .....</b>	<b>10</b>
<b>Figura 2.5 Comparação de ciclos térmicos de soldagem desenvolvidos por três modelos de fluxo de calor, Rosenthal – Rykalin 2D – Rykalin 3D (LUNDIN et al. 2000) .....</b>	<b>15</b>
<b>Figura 2.6 - Variações dimensionais decorrentes das transformações de fase no ferro e ligas ferro carbono. (a) Ferro puro. (b) 99,2% Fe – 0,8% C. (c) 99,6% Fe – 0,4% C (VAN VLACK, 2003) .....</b>	<b>17</b>
<b>Figura 2.7 Curva de resfriamento de um metal de solda de baixa liga mostrando a transformação de fase ocorrendo (ZACHRISSON, 2006 - Modificado) .....</b>	<b>18</b>
<b>Figura 2.8 - a) Indicações de início e final das transformações de fases durante o resfriamento, indicando no eixo X as diferenças de temperatura em °C entre a curva medida com a curva de referência, enquanto no eixo Y se encontra as temperaturas obtidas no ensaio. b) Representando duas curvas a medida e a curva de referência que se fez a regressão. Eixo X representado pelo tempo em s enquanto o eixo Y a temperatura em °C (ZACHRISSON, 2006 - Modificado) .....</b>	<b>19</b>
<b>Figura 3.1 - Vista geral do simulador de zona afetada pelo calor com aquecimento por efeito Joule .....</b>	<b>23</b>
<b>Figura 3.2 - Esquema referente ao funcionamento do simulador de Zona Termicamente Afetada .....</b>	<b>24</b>
<b>Figura 3.3 - Exemplo de ciclo térmico de soldagem de aquecimento e resfriamento durante a simulação .....</b>	<b>26</b>

<b>Figura 3.4 - Esquema da placa de amplificação do sinal do termopar (desenvolvido por Edson Andrade) .....</b>	<b>27</b>
<b>Figura 3.5 - Placa de condicionamento do sinal do termopar .....</b>	<b>27</b>
<b>Figura 3.6 - Exemplo ciclo térmico de soldagem de aquecimento e resfriamento com temperatura de pico de 900 °C realizado no simulador de ZAC.....</b>	<b>28</b>
<b>Figura 3.7 - Fonte de potência (transformador 220 AC com alta relação de transformação) com regulagem por tap .....</b>	<b>29</b>
<b>Figura 3.8 - Ilustração de uma amostra em operação de aquecimentos fixada nos suportes .....</b>	<b>30</b>
<b>Figura 3.9 Curva de calibração padrão de um termopar tipo k. Disponível em: &lt;<a href="https://srdata.nist.gov/its90/menu/menu.html">https://srdata.nist.gov/its90/menu/menu.html</a>&gt; Acesso em:10 de ago. 2017..</b>	<b>31</b>
<b>Figura 3.10 - Junta com pouco volume ligando o termopar à amostra, com cada perna do termopar soldada separadamente para minimizar o volume da união na junta quente exatamente no centro da amostra.....</b>	<b>32</b>
<b>Figura 3.11 - Ciclo térmico de soldagem real indicado pela cor preta sendo comparado com um ciclo térmico com atraso do sistema indicado pela cor vermelha (valor estimado).....</b>	<b>33</b>
<b>Figura 3.12 - Ilustração do método de escala do tipo degrau para medir a resposta dinâmica do sistema de medição de temperatura .....</b>	<b>34</b>
<b>Figura 3.13 - Tempo de resposta da temperatura a 0 °C com gelo e a 100 °C com água em ebulição.....</b>	<b>34</b>
<b>Figura 3. 14 - (a) Relé SRD-5V; (b) Relé SSR SAP de 90 A .....</b>	<b>35</b>
<b>Figura 3. 15 - Ilustração da tela do osciloscópio entre a transição do relé ligado e desligado .....</b>	<b>35</b>
<b>Figura 3.16 - Indicação esquematizada de um "overshoot" de medição de temperatura.....</b>	<b>36</b>
<b>Figura 3.17 - Indicação de “overshoot” durante o teste realizado.....</b>	<b>37</b>
<b>Figura 3.18 - Amostra para avaliação do efeito da regulagem de potência sobre a taxa de aquecimento, dimensões em mm .....</b>	<b>38</b>
<b>Figura 3.19 - Ciclos térmicos para regulagens de potência de 1 até 7 para uma dada</b>	

geometria da amostra .....	38
Figura 3.20 - Ciclos térmicos para regulagens de potência de 3 até 7 para uma dada geometria da amostra .....	39
Figura 3.21 - Sinal original na região de picos de temperatura em função da regulagem de corrente, com sinal filtrado sobrepostos .....	40
Figura 3.22- Sinal filtrado na região de picos de temperatura em função da regulagem de corrente .....	40
Figura 3.23 - Relação entre a taxa de aquecimento ( $T_{xA_{6/13}}$ ) entre 600 a 1350 °C, em °C/s, que é função da regulagem da potência para uma dada dimensão da amostra, e o pico de temperatura .....	41
Figura 3.24 - Aquecimentos com regulagem de potências 6 e 7, mas com redução da temperatura programada de pico para evitar overshoot próximo de 1350 °C	42
Figura 3.25 - Taxa de aquecimento para regulagem das potências em 3, 4, 5, 6, 7 a) taxa de aquecimento b) temperatura durante o resfriamento.....	43
Figura 3.26 - Calibração do amplificador do sinal do termopar, mostrando haver um ganho de 120 vezes em relação a entrada do termopar e a saída do sinal .	44
Figura 3.27 –Sumariza os resultados destes testes. Nesta Figura é sobreposta a curva de calibração padrão na faixa de 0 a 100 °C.....	44
Figura 3.28 – Curva de ajuste do termopar com os três pontos medidos de cor vermelha .....	45
Figura 3.29 - Microestrutura (microscopia óptica) do metal de base estudado, constituído de uma matriz ferrítica e formação de bainita ou perlita: (a) sentido transversal de laminação; (b) sentido longitudinal de laminação (Nital 5%)..	46
Figura 3.30 - Ilustração dos corpos de prova para ensaio de tração .....	47
Figura 3.31 - Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração, conforme norma ASTM E8M .....	47
Figura 3.32 - Curva Tensão contra Deslocamento de um dos corpos de prova (ambos deram resultados semelhantes) .....	48
Figura 4.1- Ciclo térmico da amostra C20L11E6 mostrando um relevo durante o resfriamento ao ocorrer a transformação de fase.....	51

<b>Figura 4.2 - Curva referência (vermelha) obtida por regressão sobreposta a uma curva real de resfriamento .....</b>	<b>52</b>
<b>Figura 4.3 - Gráficos da diferença entre as temperaturas da curva por regressão e a curva real de ciclo térmico, na região temporal da mudança de fase (<math>D(T) = T - T_{ref}</math>), indicando o início e final da temperatura de transformação de fase em °C no eixo Y (Temperatura (°C)), já no eixo das X (Diferença (°C)) indica a diferença de temperatura de mudança de fase com curva de real com a curva de regressão .....</b>	<b>53</b>
<b>Figura 5.1- Geometria padrão das amostras para simulação física, onde C é o comprimento, L a largura e E a espessura do entalhe .....</b>	<b>60</b>
<b>Figura 5.2 - Ilustração de uma amostra em operação de aquecimentos fixada nos suportes, com ênfase para o comprimento útil da amostra de 100 mm.....</b>	<b>60</b>
<b>Figura 5.3 - Superfície de resposta da taxa de aquecimento com a temperatura em °C em função da geometria entre C e 1/LE .....</b>	<b>65</b>
<b>Figura 5. 4 - Superfície de resposta (taxa de resfriamento) em função dos fatores C e 1/LE .....</b>	<b>66</b>
<b>Figura 6.1- Ciclo térmico experimental imposto na amostra C20L11E6.....</b>	<b>69</b>
<b>Figura 6.2 -Diagrama típico de equilíbrio para ligas Fe-C (Callister, 2007, adaptado) .....</b>	<b>70</b>
<b>Figura 6.3 - Zoom de parte da Figura 6.2, localizando as regiões entre as linhas Ac1 e Ac3 para um diagrama Fe-C de equilíbrio (CALLISTER, 2007, adaptado)</b>	<b>71</b>
<b>Figura 6.4 - Sobreposição da regressão (linha vermelha) da curva de aquecimento sobre a própria curva de aquecimento (linha preta), demonstrando as temperaturas de início e fim da transformação de fase para a amostra C12L11E6 .....</b>	<b>72</b>
<b>Figura 6.5 - Diagrama de Transformação com Aquecimento Contínuo (DTAC) para o aço API X70Q objeto deste estudo, considerando um diagrama fora de equilíbrio.....</b>	<b>74</b>
<b>Figura 6.6 - Comparação entre as curvas de Matsubara et al. e presente Trabalho retratado na tabela 6.2.....</b>	<b>75</b>

<b>Figura 6.7 - Curvas de resfriamento de todas as amostras do aço API X70Q objeto deste estudo.....</b>	<b>76</b>
<b>Figura 6.8 - Curvas de resfriamento das 11 amostras selecionadas do aço API X70Q objeto deste estudo .....</b>	<b>77</b>
<b>Figura 6.9 - Curvas de aquecimento e resfriamento de 3 amostras diferentes com diferentes taxas de aquecimento .....</b>	<b>79</b>
<b>Figura 6. 10 - Esquemático das posições de endentação no ensaio de microdureza nas amostras, onde as arestas da Figura representam as arestas das seções transversais das amostras na região do corte (centro do entalhe) .....</b>	<b>81</b>
<b>Figura 6.11 - Micrografia do metal base com um aumento de 40 vezes, após a realização do ensaio de microdureza (reagente Nital 5 %).....</b>	<b>81</b>
<b>Figura 6.12 - Relação entre microdureza e taxa de resfriamento (<math>TxR_{8/5}</math>) .....</b>	<b>83</b>
<b>Figura 6.13 - Amostra sem entalhe (temperatura de pico de 1350 °C e <math>TxR_{8/5}</math> de 3 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 252 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%) .....</b>	<b>84</b>
<b>Figura 6.14 - Amostra C20L11E6 (temperatura de pico de 1352 °C e <math>TxR_{8/5}</math> de 4 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 244 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%) .....</b>	<b>85</b>
<b>Figura 6.15 - Amostra C12L15E3 (temperatura de pico de 1358 °C e <math>TxR_{8/5}</math> de 4 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 252 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%) .....</b>	<b>86</b>
<b>Figura 6.16 - Amostra C20L15E3 (temperatura de pico de 1351 °C e <math>TxR_{8/5}</math> de 5 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 246 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%) .....</b>	<b>87</b>
<b>Figura 6.17 - Amostra C20L7E6 (temperatura de pico de 1370 °C e <math>TxR_{8/5}</math> de 14 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente</b>	

bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 259 HV <sub>100</sub> , (Nital 5%) .....	87
<b>Figura 6.18 - Amostra C20L11E3 (temperatura de pico de 1354 °C e TxR<sub>8/5</sub> de 18 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica com microdureza de 255 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%).....</b>	<b>88</b>
<b>Figura 6.19 - Amostra C20L3E6 (temperatura de pico de 1361 °C e TxR<sub>8/5</sub> de 43 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (microestrutura mista) e martensítica com microdureza de 317 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%) .....</b>	<b>89</b>
<b>Figura 6.20 - Amostra C12L7E3 (temperatura de pico de 1371 °C e TxR<sub>8/5</sub> de 78 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de ripas) e martensítica com microdureza de 302 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%).....</b>	<b>90</b>
<b>Figura 6.21 - Amostra C20L3E3 (temperatura de pico de 1361 °C e TxR<sub>8/5</sub> de 119 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente martensita com microdureza de 361 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%) .....</b>	<b>91</b>
<b>Figura 6.22 - Amostra C20L3E3 (temperatura de pico de 1373 °C e TxR<sub>8/5</sub> de 157 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente martensita com microdureza de 359 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%) .....</b>	<b>92</b>
<b>Figura 6.23 - Amostra C5L3E3 (temperatura de pico de 1376 °C e TxR<sub>8/5</sub> de 414 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, formada por martensita com microdureza de 371 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%).....</b>	<b>93</b>
<b>Figura 6.24 - Comparação do aspecto das curvas de resfriamento contínuo nos trechos em que acontece as transformações (a) bloco de TxR<sub>8/5</sub> de 3 °C/s até 18 °C/s, com microestrutura bainítica (Figura 6.11); 6.17(b) bloco de TxR<sub>8/5</sub> de 43 °C/s até 78 °C/s, com microestrutura com bainita e martensita (Figura 6.17); (c) TxR<sub>8/5</sub> acima de 119 °C/s, com microestrutura martensítica (Figura 6.21).....</b>	<b>94</b>
<b>Figura 6. 25 - Diagrama CCT do aço API 5L X 70Q em estudo, construído a partir das 11 amostras analisadas (os pontos em azul indicam o início da transformação enquanto os pontos em vermelho indicam o final da transformação), onde, M =</b>	

estrutura martensítica (bloco TxR<sub>8/5</sub> acima de 119 °C/s), M+B = estrutura mista martensita e bainítica (bloco TxR<sub>8/5</sub> de 43 até 78 °C/s) e B = estrutura bainítica (bloco TxR<sub>8/5</sub> de 3 °C/s até 18 °C/s)..... 96

**Figura 6.26 - Diagrama CCT para um aço HSLA com Nb, onde CR é a taxa de resfriamento entre 800 e 500 °C (TxR<sub>8/5</sub>), HV é a dureza Vickers e GB: Bainita Granular, B: Bainita, M: Martensita (ZHANG et al., 2007) ..... 98**

**Figura 6.27 - Diagrama CCT de um aço microligado de composição com 0,13% C, 0,25% Si, 0,007% S, 1,53% Mn, 0,003% P, 0,043% Nb e 0,002 Al, levantado por Kurma et al (2015): as taxas de resfriamento foram de 0,5 até 120 °C/s, com formação de ferrita (F) e perlita (P) entre as taxas de resfriamento de 0,5 a 3 k/s, formação de bainita (B) entre as faixas de 3 até 40 k/s e para taxas de resfriamento maiores do que 40 k/s formação de martensita (M)..... 99**

**Figura 6.28 - Diagrama CCT para um aço API 5L X80 de composição 0,065% C, 0,29% Si, 1,55% Mn, 0,015% P, 0,003% Al, 0,28% Mo, 0,076%Nb e 0,020%Ti levantado por Cizek et al (2005): com taxas de resfriamento extremamente baixa ocorreu formação de perlita de 0,1 a 1 °C/s, enquanto para as taxas de resfriamento de 1 até 34 °C/s verifica-se formação de ferrita acicular (GF), classificando como: (B) bainita, (QF) ferrita quase poligonal, (P) perlita, (PF) ferrita poligonal, (M) martensita, (BF) bainita fina. .... 99**

**Figura 6.29 - Diagrama CCT para um aço API 5L X80 de composição 0.04% C, 1.71% Mn, 0.25% Si, 0.009% P, 0.004% S, 0.006% Mo, 0.156% Ni, 0.202% Cr, 0.214% Cu, 0.003% V, 0.100% Nb, 0.009% Ti, 0.018% Al, 0.005% N, 0.0001 B levantado por Cruz-Crespo et al. (2013): estrutura predominante bainítica numa faixa de TxR<sub>8/5</sub> de 3.4 a 126 °C/s (Ms ≈ 465 °C, calculado pela equação de Andrews Ms(°C) = 539 – 423 C – 30.4 Mn -17.7 Ni – 12.1 Cr -7.5 Mo) ..... 100**



## ÍNDICE DE TABELA

Tabela 2. 1 - Comparação entre métodos de simulação (adaptado Amaral, 2016)	16
Tabela 4. 1- Exemplo de caracterização da análise térmica .....	55
Tabela 5. 1 - Combinação de fatores entre C, L e E com as respostas de $TxA_{6/13}$ e $TxR_{8/5}$ , comprimento útil de 100 mm e potência da fonte no tag 6 .....	62
Tabela 5.2 - Resumos dos parâmetros estatísticos para a equação de predição da taxa de aquecimento .....	64
Tabela 5.3 - Resumos dos parâmetros estatísticos para a equação de predição da taxa de aquecimento .....	66
Tabela 6. 1 - Temperatura de início e fim de transformação durante o aquecimento para um pico de temperatura nominal de 1350 °C (regulagem do pico de temperatura para cada amostra e dada pela equação 3.1) .....	73
Tabela 6.2- Temperaturas de início e final de transformação de fase durante o aquecimento.....	75
Tabela 6.3 - Taxas de aquecimento e de resfriamento das amostras submetidas à simulação de ciclos térmicos .....	78
Tabela 6.4 - Tempos e temperaturas de início e final da transformação de fase do aço API X70Q objeto deste estudo em função de.....	80
Tabela 6.5- Média e desvio padrão de 15 endentações de microdureza $HV_{100}$ por amostra, em função taxa de resfriamento entre 800 e 500 °C ( $TxR_{8/5}$ ).....	82
Tabela 6.6- Equações para determinação da temperatura de $M_s$ e $A_{c3}$ de acordo com a composição química do aço (KIM, 2017 adaptado).....	95
Tabela 6.7- Composição química básica de similares ao aço API 5L X 70Q em estudo para os quais também foram levantados diagramas CCT por outros autores e usados neste trabalho para fins de comparação comparando também o $C_{eq}$ e $P_{cm}$ .....	98

## LISTA DE ABREVIACÕES

$\rho$	Resistividade elétrica ( $\Omega.m$ )
$\Delta t_{R_{8/5}}$	Faixa de tempo entre as temperaturas entre 800 e 500 °C durante resfriamento
°C	Grau Celsius
Ac1	Temperatura limite entre os campos ferrita-cementita e os campos contendo austenita + ferrita
Ac3	Temperatura limite entre as fases ferrita + austenita e o campo austenítico
API	American Petroleum Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
BLAR	Aço de baixa liga de alta resistência
C	Comprimento do entalhe em mm
CCT	Continuous Cooling Transformation (transformação com o tempo, com temperatura diminuindo continuamente)
CE	Carbono equivalente, em % pelo IIW
DTAC	Diagrama de Transformação de Aquecimento Contínuo
E	Espessura do entalhe em mm
END	Ensaio não destrutivos
F	Farad
HSLA	High Strength Low Alloy
HV <sub>100</sub>	Microdureza Vickers, com carga de 100 g
I	Corrente elétrica (A)
L	Largura do entalhe em mm
Laprosolda	Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem

MA	Martensita-Austenita
mm	Milímetros
MO	Microscopia Óptica
Ms	Temperatura de início da transformação martensítica
NIST	National International Temperature Scale
Pcm	Carbono equivalente, em %
R	Resistência elétrica ( $\Omega$ )
s	Segundos
Simulador de ZAC	Simulador de Zonas Afetadas Pelo Calor com aquecimento por efeito joule
TTT	Transformação Tempo Temperatura (transformação com o tempo, mantido a temperatura constante)
TxA <sub>2/12</sub>	Taxa de aquecimento entre às faixas de 200 até 1200 °C em °C/s
TxA <sub>6/13</sub>	Taxa de aquecimento entre às faixas de 600 até 1350 °C em °C/s
TxR <sub>8/5</sub>	Taxa de resfriamento entre às faixas de 800 até 500 °C em °C/s
V	Tensão (V)
ZAC	Zona Afetada pelo Calor

VIEIRA, D. **Determinação dos Diagramas de Aquecimento e Resfriamento do Aço API 5L X70Q através do Calor Latente de Transformação de Fase**, 2017. 137 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil

### **RESUMO**

O calor imposto devido à soldagem é responsável por alterações metalúrgicas no material, consequentemente determinado as propriedades mecânicas e susceptibilidade a trincas da solda. A chamada zona afetada pelo calor (ZAC) merece atenção especial, pois ela representa um gradiente acentuado de microestruturas e tamanhos de grãos, tornando-se uma região em que normalmente trincas iniciam e se propagam mais facilmente. Infelizmente, o comportamento de uma ZAC não pode ser previsto por END, por exemplo. Portanto, conhecer a priori o efeito da energia de soldagem sobre a formação da ZAC é uma necessidade para se mitigar a deterioração do material nesta região. Uma das formas de se estudar a ZAC é pelo levantamento do Diagrama de Resfriamento Contínuo do material, conhecido pelo acrônimo inglês CCT (Continuous Cooling Transformation Diagrama) através da simulação física. Equipamentos comerciais, como a Gleeble® e dilatômetro de alta velocidade, possibilitam estudar esta região, mas com um elevado investimento de capital. O objetivo geral deste trabalho foi apresentar e avaliar uma outra abordagem para simulação física da ZAC, baseada no aquecimento de amostras por efeito Joule e resfriamento natural controlado por variações sistemáticas da geometria da amostra. A determinação dos inícios e fins de transformação, tanto no aquecimento (de forma original para soldagem), como no resfriamento, foram feitas por análise diferencial entre os ciclos térmicos preditos sem transformação e os ciclos térmicos alterados pelo calor latente de transformação. O trabalho ainda objetivou estudar técnicas para mitigar o efeito de características de simuladores físicos, como não relação entre taxa de aquecimento e resfriamento (como acontece em soldagens reais), e erros intrínsecos, como desvio entre valor real e monitorado (“overshoot”) da temperatura de pico. Para esta avaliação foi usado como estudo de caso um aço BLAR (baixa liga alta resistência) API X70Q, impondo-se ciclos térmicos com taxas de resfriamento variando de 3 a 415 °C/s. Caracterização metalúrgica e microdurezas foram feitas nas seções transversais das amostras ensaiadas e diagramas de aquecimento e resfriamento (CCT) foram levantados e confrontados com de aços similares para validação. Os resultados demonstraram que esta abordagem funciona de forma eficiente. Por basear o controle do resfriamento na geometria da amostra, cria-se uma relação intrínseca entre taxas de aquecimento e de resfriamento, como acontece em soldagem reais. Conclui-se que problemas como de “overshoot” são elimináveis. Quando à validação com o aço HSLA, verificou-se que as temperaturas de início e final das transformações durante o aquecimento são decrescentes para menores taxas de aquecimento e que foi possível, através do diagrama CCT, encontrar faixas de energias de soldagem que caracterizariam o material com microestruturas e durezas com tenacidade/susceptibilidade a trincas em diferentes níveis (alto, baixo e sem risco).

**Palavras-chave:** Simulação física; diagrama de resfriamento contínuo (CCT); HSLA; ZAC em soldagem.

VIEIRA, D. **Determination of Heating and Cooling Diagrams of API 5L X70Q Steel Through Latent Heat of Phase Transformation**, 2017. 137 p. MSc Thesis, Federal University of Uberlandia, Uberlândia, MG, Brazil.

### ABSTRACT

The heat imposed by the welding is responsible for metallurgical changes in the material, and as a result determines the mechanical properties and susceptibility to cracks. The named heat-affected zone (HAZ) deserves special attention, because it represents a steep gradient of microstructures and grain sizes, becoming a region where cracks usually start and propagate more easily. Unfortunately, the behavior of a HAZ cannot be predicted by NDT. Therefore, to know the effect of welding energy on the HAZ formation is a necessity, to mitigate the material deterioration in this region. One means of studying HAZ is through the Continuous Cooling Diagram (CCT) of the material, which is obtained after physical simulation. Commercial equipment, such as the Gleeble® and high-speed dilatometer, make it possible to study this region, but they require high capital investment. The general objective of this work was to present and evaluate a different approach for HAZ physical simulation, based on samples heated by Joule effect and natural cooling controlled by systematic variations of the sample geometry. The determination of the starting and end points of transformation, both in the heating (novel for welding) and in the cooling, were made by differential analysis between the predicted thermal cycles without transformation and the thermal cycles altered by the latent heat of transformation. The specific objective was to study techniques able to mitigate the effect of physical simulator characteristics, such as the relation between heating rate and cooling (as in real welding) and intrinsic errors, such as the deviation between actual and overshoot value of the peak temperature. For this evaluation, a HSLA (high stress low alloy) API X70Q steel was chosen, imposing thermal cycles with cooling rates varying from 3 to 415 °C/s. Metallurgical characterization and microhardness were made on the sample cross sections and a heating transformation and a CCT diagrams were raised and compared with the ones of similar steels for validation. The results demonstrated that this approach works efficiently. As it uses cooling control based on the sample geometry, it creates an intrinsic relationship between heating and cooling rates, similarly to actual welding. It is also concluded that problems like overshoot can be eliminated. After validation with the HSLA, it was found that the starting and finishing temperatures of the transformations during the heating decrease for lower heating rates. It was also possible, through the CCT diagram, to find ranges of welding energies that characterize the material with microstructures and hardness with different levels (high, low and without risk) of tenacity/susceptibility to cracks.

**Keywords:** Physical simulation; continuous cooling diagram; HSLA steels; HAZ

# CAPÍTULO I

## *INTRODUÇÃO*

A demanda por aços estruturais de alta resistência vem crescendo, pela possibilidade de se usar menos volume de material e manter as resistências mecânicas especificadas (resultando numa maior relação de resistência mecânica e espessura). Além do ponto de vista de projeto, um menor peso da estrutura leva à redução de custos indiretos em transportes, manuseio, estocagem, fundações, etc. Também existe o lado ecológico, tanto pelo menor uso de recursos naturais (renováveis ou não), como minérios, carvão, combustível, energia elétrica, etc., como pela menor emissão de gases (durante o processamento e transporte). Entretanto, praticamente toda estrutura é fabricada por soldagem. Assim, destes aços se espera uma boa soldabilidade, ou, pelo menos, a avaliação da soldabilidade dos mesmos, para que boas práticas sejam aplicadas durante a manufatura soldada.

Dentre a vasta gama dos aços utilizados, destacam-se os aços de alta resistência e baixa liga (acrônimo em inglês para High Strength Low Alloy, HSLA). Tais aços possuem boas propriedades mecânicas, como trabalhabilidade, resistência mecânica e boa soldabilidade. Lan et al. (2011), entretanto, apontam que o ótimo balanço entre resistência mecânica e tenacidade dos aços laminados a quente, podem se alterar devido aos ciclos térmicos de soldagem, caracterizados por um rápido aquecimento e desiguais taxas de resfriamentos e altos picos de temperaturas. E que as variações da microestrutura na zona afetada pelo calor (ZAC) pode produzir algumas regiões (como a região de grãos grosseiros e a região intercrítica), com baixa tenacidade localizada, conhecidas com zonas frágeis. Lan et al. (2011) ainda apontaram em sua revisão de que a otimização da ZAC se dá por duas formas, a saber, decréscimos do teor de carbono, para prevenir a formação de fases martensita-austenita (MA), e a adição de elementos especiais na composição do aço, como Ti, Zr, Ca, para formar óxidos finos de alto ponto de fusão para inibir o crescimento de grãos austenítico e favorecer a nucleação intergranular de ferrita. Entretanto, esses autores acham difícil que estas duas abordagens resolvam radicalmente o problema de tenacidade da ZAC.

Torna-se, portanto, necessário o desenvolvimento de procedimentos de soldagem adequados, com o qual se procura garantir as propriedades requeridas e todas as regiões das juntas (metal base, ZAC e zona fundida), além de desprendidas de descontinuidades. Os aços HLSA, de acordo com Holsberg & Wong (1990), têm grande potencial de serem soldados com pouco ou nenhum preaquecimento e com uma menor restrição de controle de processo, quando comparados aos aços de alta resistência com alto carbono, levando a uma diminuição no custo de fabricação. Amaral et al. (2016) demonstraram que a eliminação do procedimento de pré-aquecimento na construção de um prédio da unidade de Sinterização II na CBMM em Araxá, MG, Brasil, possível por utilizar uma aço da HLSA em substituição a um aço estrutural convencional de mesma classe (ASTM A572 Grau 65), levaria a uma economia estimada de aproximadamente 233.030 m<sup>3</sup> em oxigênio e 146 toneladas de GLP, além de uma economia de 6,77 TJ (Terajoule) de energia e uma redução de emissão de gases de efeito estufa de 427,6 toneladas de carbono na atmosfera.

Entretanto, estudo de soldabilidade de aços é uma tarefa que consome recurso e tempo, além de muitas vezes demandar equipamentos específicos/sofisticados. Esse estudo passa por caracterização metalúrgica e mecânica (incluindo tenacidade), mas também pela susceptibilidade do aço quanto às trincas de hidrogênio, a quente e por reaquecimento. Nos dias de hoje se avalia, também, a capacidade do material em gerar tensões residuais e/ou distorções.

Focando na caracterização metalúrgica, uma abordagem que economiza tempo e recursos com certo grau de confiabilidade tem sido o uso de simulação física (submissão de amostras do material a uma faixa de ciclos térmicos típicos de soldagem e posterior avaliação das microestruturas e durezas). Esta simulação pode ser feita em placas de teste com soldagens reais, abordagem limitada pela dificuldade de diferenciar cada das regiões da solda e principalmente, saber o ciclo térmico real. Por isso, procura-se a abordagem da simulação em pequenas amostras, usando equipamentos especiais.

De acordo com a revisão bibliográfica de Amaral et al. (2008), os métodos mais comuns de simulação física de soldagem dos aços são por Gleeble® ou dilatômetro de alta velocidade térmica, operando com grande exatidão e reprodutibilidade. Com esses

equipamentos é possível, ainda, o levantamento de curvas de resfriamento contínuo (CCT, do acrônimo em inglês Continuous Cooling Transformation) das diversas regiões da ZAC. Tais curvas correlacionam um ciclo térmico (temperatura x tempo) imposto em uma amostra de forma a simular suas mudanças microestruturais. Em ambos casos, os pontos de início e fim de transformação durante o resfriamento são determinados por expansão e contração diferenciadas da amostra durante o ciclo térmico.

Porém, apesar de usados em simulação física, Gleeble® e dilatômetros demandam um alto custo de investimento. Além disto, as taxas de aquecimento e resfriamento são controladas por processadores com retroalimentação do tipo proporcional–integral–derivativo (PDI), o que pode até interferir na cinética das transformações metalúrgicas.

Uma solução, seria usar a simulação baseada em aquecimento por efeito Joule, com taxas de aquecimento e resfriamento, definidas pela geometria adequada da amostra e a determinação do início e fim de transformação para cada curva de resfriamento, pelo desvio das curvas causado pelo calor latente de transformação de fase. Este tipo de abordagem já foi implementado e testado por Araújo (2008), o qual concluiu pela viabilidade da simulação física, em retratar a ZAC e em se conseguir Diagramas CCT para soldagem.

Deve-se destacar, que a abordagem de simulação baseada no aquecimento por efeito Joule, sem controle é uma abordagem mais simples e de menor custo, do que uma simulação física por Gleeble® ou um dilatômetro de altas taxas de resfriamento (que se utilizam de aquecimento por efeito Joule ou indutivo, mas com curvas de aquecimento que são controladas eletronicamente e a determinação do início e fim de transformação para cada curva de resfriamento pelo princípio dilatométrico). Porém, por ser uma abordagem pouco divulgada, existem pontos operacionais que ainda precisam ser melhores estudadas, como procedimentos relacionados com a medição e fixação de termopares, “overshoot” de temperatura, etc. Assim, algumas perguntas científicas poderiam ser formuladas, tais como:

- a) É possível ampliar os resultados de Araújo (2008), para outros aços, levantando um diagrama CCT (Transformação de resfriamento contínuo), usando um



simulador de ZAC por efeito Joule (com taxas de aquecimento/resfriamento controladas pela geometria da amostra) e calor latente para identificar as transformações de fase?

- b) É possível com o método de sobreposição da regressão da curva de aquecimento sobre a própria curva de aquecimento determinar os pontos de início (Ac1) e final (Ac3), das transformações de fase durante o aquecimento, da mesma forma que Araújo (2008) havia demonstrado ser possível para as transformações durante resfriamento?
- c) Se existe overshoot em simulação física, pode estar limitação ter suas causas identificadas e seu efeito minimizado de uma forma sistemática e pratica?
- d) Deve haver uma relação entre taxas de aquecimento e resfriamento em simulação física, de tal forma que a simulação reflita melhor um ciclo térmico real de soldagem?

Estes fatores justificam a proposta deste trabalho, que tem como objetivo geral a realização da avaliação do funcionamento e a eficiência de um simulador de zonas afetadas pelo calor não comercial, que usa aquecimento por efeito Joule, mas sem aplicação de controle para as taxas de subida e descida, para levantar diagramas DTAC (diagrama de transformação por aquecimento contínuo) e CCT (Transformação de resfriamento contínuo). Como objetivo específico, tem-se o de avaliar características específicas como overshoot, resposta dinâmica e outros parâmetros influentes, assim como seus efeitos sobre o desempenho da simulação física.

## CAPÍTULO II

### REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 2.1 Aços de alta resistência e baixa liga (HSLA)

De acordo com a Metals HandBook de 1997 os aços HSLA são aqueles que, através de uma pequena adição de elemento de ligas, se obtém um limite de escoamento acima de 40 Ksi (276 MPa) na condição laminado, tendo como característica uma boa relação resistência mecânica e tenacidade. Estes materiais possuem baixo teor de carbono, garantindo assim boa soldabilidade, quando comparados aos aços carbono convencionais, para a mesma resistência mecânica.

Os aços microligados possuem pequenas adições de elementos tais como Nióbio, Vanádio e/ou Titânio, cujos objetivos principais são o refino do tamanho de grão e/ou endurecimento por precipitação. Em geral, estes aços possuem teor de carbono baixo, que varia entre 0,05 a 0,15 %, tensão de escoamento entre 500 a 750 MPa, além de boa soldabilidade (DEGARMO, 2011).

Existe uma tendência de aplicação industrial bem utilizada para aços HSLA em situações que exigem redução de peso (diminuindo a espessura da parede), assegurando ao mesmo tempo boa soldabilidade. Sendo uma grande vantagem da utilização de aços microligados é em relação à redução de custo total da obra. Tendo como exemplo de tubulações quando maior o limite de escoamento do material, maior é a pressão interna admissível e consequente volume de fluido transportado (FELBER, 2009).

Os aços utilizados nas tubulações da indústria de petróleo e gás são classificados segundo a API (American Petroleum Institute), em função de sua aplicação, composição química e resistência mecânica. Utilizando como exemplo é o aço API 5L X80. Os dois últimos dígitos após a letra X especificam o limite de escoamento mínimo do material igual a 80 Ksi (550 MPa) (FERNANDERS, 2011).

Em estudos realizados por Fernanders (2011), demonstrou a evolução dos aços API para a fabricação de tubos com grande diâmetro ao longo da metade do século XX, indicado na Figura 2.1. Pode-se observar a adição de elementos de liga e o uso de laminação controlada, a qual foi posteriormente complementada com resfriamento acelerado. Isto permitiu uma progressiva redução do teor de C, ao mesmo tempo em que a resistência mecânica do material se elevou do grau X52 no ano de 1950 para X120 já próximo do ano 2001.

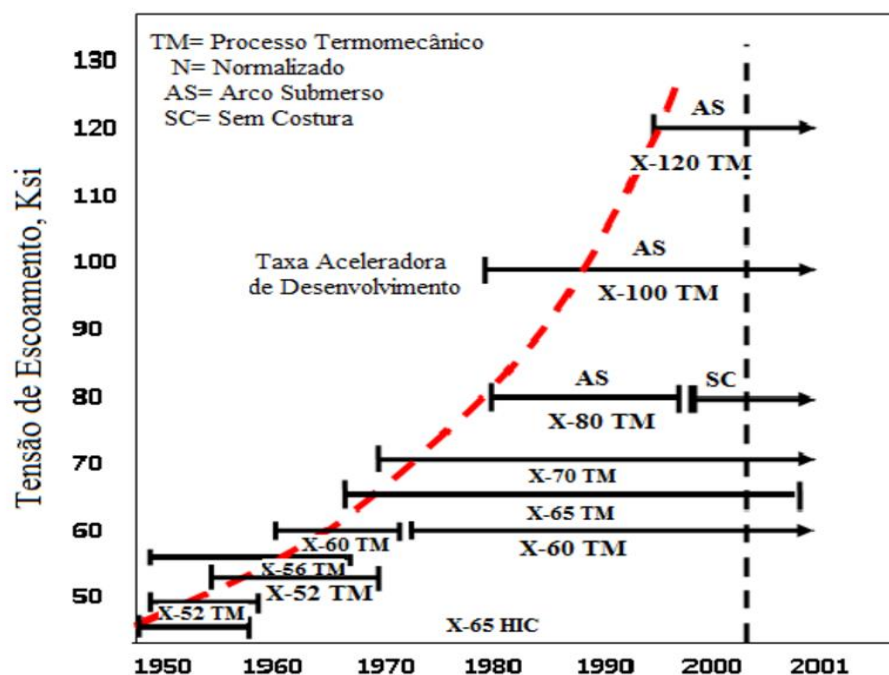


Figura 2.1- Evolução dos graus API ao longo dos anos a respeito à tensão de escoamento (ANDIA 2012)

## 2.2 Soldagem de aços de alta resistência e baixa liga

Um dos principais aspectos da soldabilidade de um aço estrutural será sua caracterização metalúrgica (microestrutura e tamanho do grão), de região de grãos grosseiros da ZAC após soldagem. De acordo com Scotti et al. (2014), a temperabilidade de uma ZAC é intrinsecamente dependente da composição do aço (de maneira geral quanto maior a quantidade de elementos de liga, mais dura e frágil é esta região do aço) e granulometria da microestrutura. A tenacidade da ZAC será dependente da

temperabilidade e formação de precipitados, sendo um resultado desta complexa relação ao ciclo térmico imposto pelo processo de soldagem na ZAC.

Em seu livro Kou (2003), relata que elementos de liga como nióbio (Nb), vanádio (V) e o titânio (Ti) são formadores de carbonetos e nitretos. As partículas finas de carbonetos e nitretos destes metais tendem a dificultar o movimento dos contornos de grãos, reduzindo assim seu crescimento. A redução no tamanho de grão em aços HSLA aumenta simultaneamente a dureza e a tenacidade. Isto é interessante porque normalmente a tenacidade dos aços diminui à medida que aumenta a sua dureza. Entre os carbonetos e nitretos de Nb, V e Ti, o nitreto de titânio (TiN) é o mais estável, ou seja, tem a menor tendência a se decompor e dissolver em altas temperaturas. Isto o torna mais eficaz quanto à limitação da extensão dos grãos durante a soldagem (KOU, 2003).

Para os processos de soldagem tem como objetivo produzir metais de solda com boas propriedades mecânicas equivalente as propriedades do metal base, logo uma boa soldabilidade se encontra determinada por fatores como (RAMIREZ, 2009):

- O procedimento de soldagem empregado;
- Composição química do aço;
- As transformações produzidas na ZAC;
- As tensões residuais geradas durante a soldagem;
- Os consumíveis empregados;
- As condições ambientais que influenciarão a quantidade de hidrogênio absorvido pelo metal fundido durante a soldagem.

A soldagem é um processo de união localizada produzida por aquecimento, com ou sem uso de pressão e metal de adição, fornecendo um meio econômico e prático para unir componentes com pouca adição de peso, sem a diminuição da capacidade de serviço. Segundo Araújo (2008) nas práticas de soldagem a arco, tem-se uma grande quantidade de calor localizado, fazendo com que ocorram importantes transformações microestruturais na ZAC, regiões do metal de base cuja estrutura e propriedades foram alteradas pela variação de temperatura durante a soldagem podendo levar a formação de uma microestrutura frágil, crescimento de grão e trincas nesta região.

Zarzour (1996), demonstra que durante a soldagem das ligas metálicas, existem mudanças na microestrutura da ZAC, diretamente relacionadas com a temperatura de pico e resfriamento resultante. Além da composição química e da microestrutural, o tamanho do grão também pode afetar a tenacidade à fratura. Contudo é possível a realização de simulações de soldagem, buscando resultados das microestruturas formadas na ZAC, como demonstrado na Figura 2.2 de um tipo de simulação física da máquina de simulação térmica da ZAC.

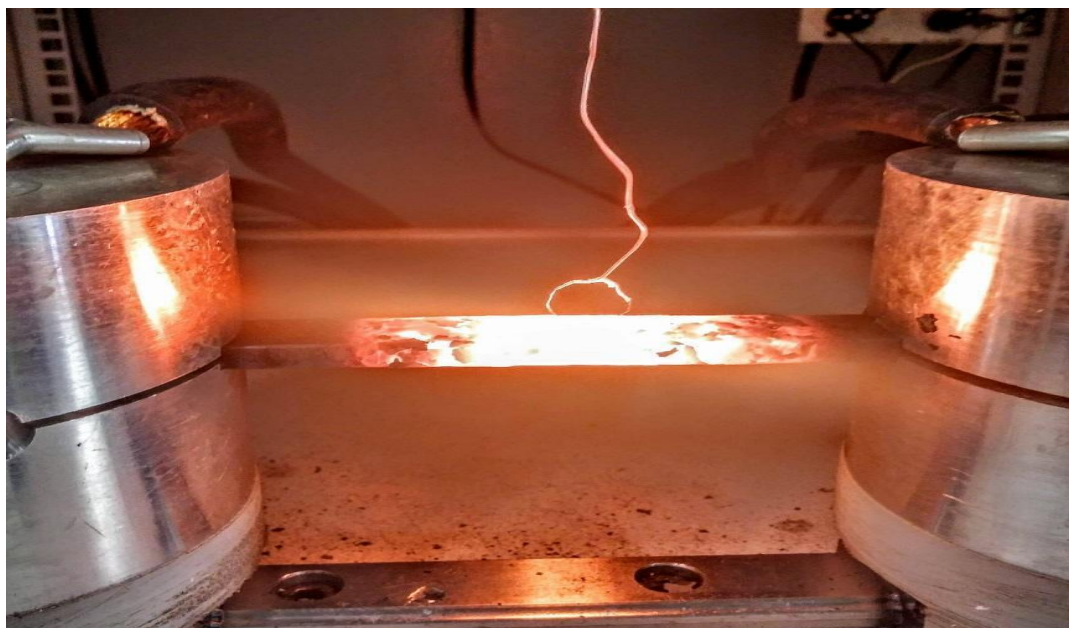


Figura 2.2 - Simulador de zona afetada pelo calor com aquecimento por efeito Joule

### 2.3 Transformações de fase em metais

A transformação de fase em um metal, em muitos casos depende da difusão do material, esta é definida pelo fenômeno de transferência de massa e movimento de um grupo de átomos dentro de outro grupo, que não ocorre instantaneamente, a fase austenita, por exemplo, mediante a difusão e ao ser resfriada, pode se transformar em fases como a ferrita ou a cementita (CALLISTER, 2008). No entanto, nem sempre a transformação se desenvolve após determinado tempo significativo, em algumas situações envolvendo altas taxas de resfriamento, há transformação instantânea, que produz uma fase metaestável por movimentos cooperativos de átomos, denominada martensita

(HABASHI, 1998).

As condições de equilíbrio caracterizadas pelo diagrama de fases ocorrem apenas quando o resfriamento ocorre em taxas extremamente lentas. Um resfriamento fora do equilíbrio pode ocasionar a ocorrência de fases ou transformações em temperaturas diferentes daquelas previstas no diagrama. As curvas de Tempo Temperatura Transformação (TTT), estabelecem relações entre a temperatura em que ocorre a transformação da austenita e a estrutura e propriedade das fases produzidas com o tempo.

Os processos de soldagem envolvem, em sua maioria, um resfriamento contínuo. Desta forma, diagramas de transformação isotérmica como os TTT não são válidos, neste caso, recomendam-se os gráficos CCT (Transformação de resfriamento contínuo), essas curvas correlacionam o ciclo térmico (temperatura x tempo) em escala logarítmica de base 10, possibilitando a avaliação das mudanças macroestruturais formadas na amostra. Para as ligas de aço existe uma taxa de resfriamento crítica para se produzir uma estrutura determinada, conforme descreve a Figura 2.3. Taxas de resfriamento elevadas resultam em martensita, taxas de resfriamento médias em bainita e taxas de resfriamento lentas em perlita dependendo da composição química do material.

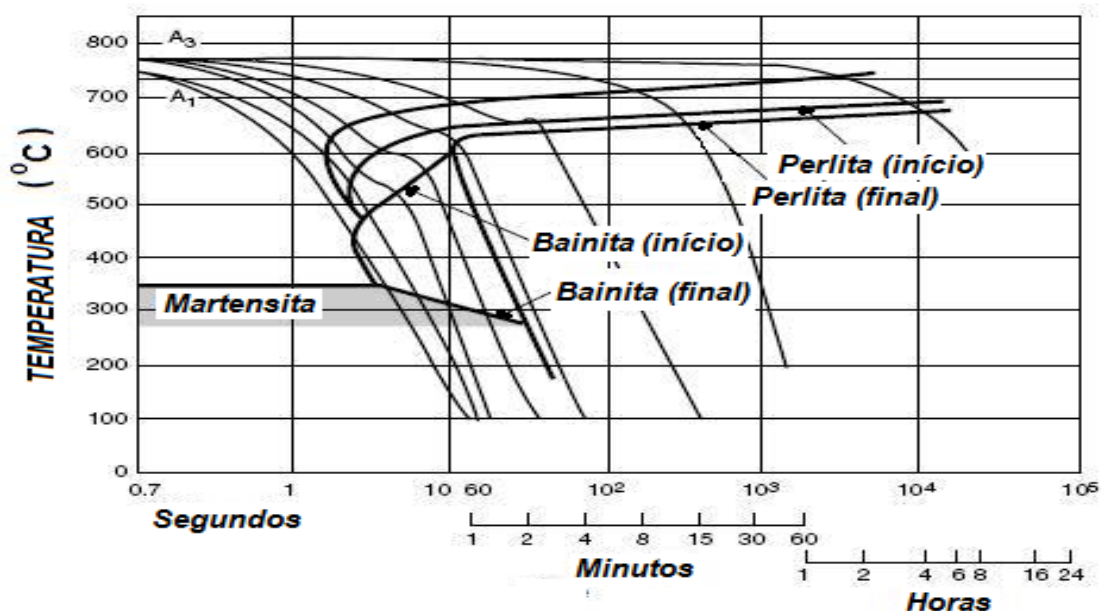


Figura 2.3 - Faixas de taxas de resfriamento de formação de perlita, martensita e bainita em uma liga de aço 1045 (KOU, 2003 adaptado)

## 2.4 Zona afetada pelo calor (ZAC)

A ZAC constitui uma área resultante dos ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento durante um processo de soldagem sendo uma região do metal base, adjacente ao metal de solda que não foi fundida, as elevadas velocidades de aquecimento e resfriamento que experimentam esta pequena região produzem modificações na microestrutura alterando suas propriedades mecânicas, em relação ao metal de solda e metal de base (ANDIA, 2012).

O principal objetivo, de qualquer processo de soldagem é que a junta soldada como um todo (metal de solda e ZAC) possua as propriedades mecânicas e microestruturais compatíveis com o metal base. A Figura 2.4 mostra o diagrama típico de uma junta soldada e as regiões da ZAC na Figura descrita como ZTA (Zona Termicamente Afetada).

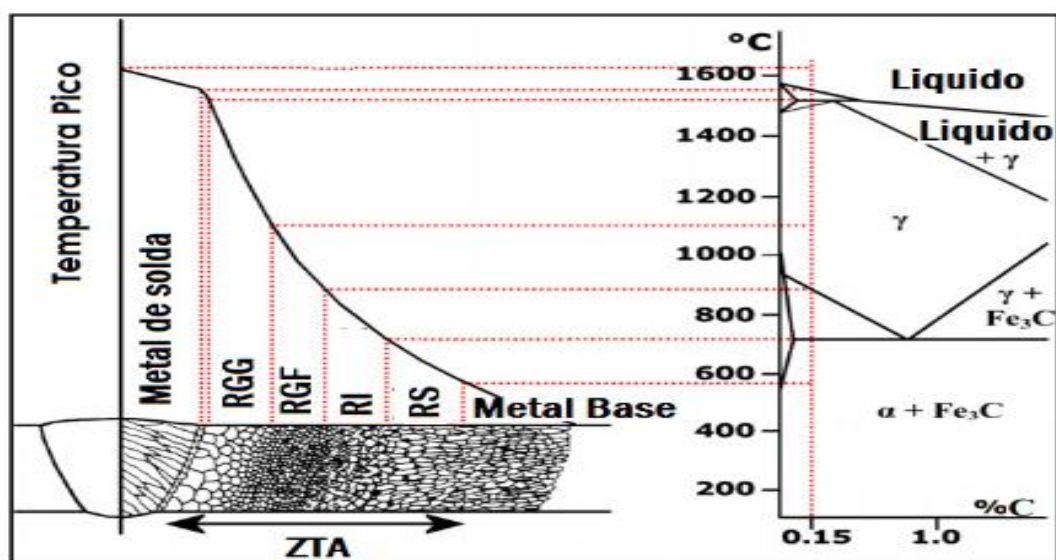


Figura 2.4 - Diagrama esquemático dos constituintes da ZAC de um aço com 0,15% C (BLONDEU, 2008)

Para uma solda de um único passe se divide em quatro regiões de ZAC sua extensão vai desde a região onde o aço atinge a temperatura de fusão até a distância na qual se atinge a temperatura crítica inferior à Ac1:



- Região de grãos grosseiros (RGG): Esta região se encontra adjacente à linha de fusão e atinge temperatura pico entre 1100-1495 °C. As elevadas temperaturas atingidas produzem o crescimento de grão austenítico, porém ocorre uma deterioração da tenacidade devido ao maior tamanho de grão. A microestrutura resultante nesta região depende do tamanho de grão austenítico e das transformações microestruturais as quais estão em função da taxa de resfriamento (BLONDEU, 2008);
- Região de grãos finos (RGF): Esta região se caracteriza por se encontrar a uma temperatura ligeiramente superior à Ac3. O tamanho de grão austenítico é muito fino, uma vez que esta região não atinge temperaturas elevadas. Os elementos de liga presentes no metal base podem formar carbonetos ou nitretos que atuam como elementos de ancoragem reduzindo ou impedindo o movimento do contorno de grão austenítico (BLONDEU, 2008);
- Região intercrítica (RI): As transformações na região intercrítica ocorrem entre as temperaturas que caracterizam a A1 e A3. Neste campo há a transformação parcial da austenita. Dependendo da velocidade de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500 °C, a austenita pode ser decomposta em perlita, bainita superior ou ilhas de martensita-austenita (MA) (BLONDEU, 2008);
- Região subcrítica (RS): A região subcrítica é uma zona que não sofre transformação de fase por não atingir temperaturas superiores a Ac1. Depois da região subcrítica se encontra o metal de base, o qual não sofre nenhuma transformação já que as temperaturas atingidas nesta região não produzem transformações microestruturais. (BLONDEU, 2008).



## 2.5 Fatores que afetam a tenacidade da ZAC em aços microligados

Os elementos de liga adicionados ao material têm como objetivo melhorar suas propriedades mecânicas, dentre seus principais efeitos para as liga de HSLA destacam-se, como descrito por Yshii (2011):

- A elevação da resistência à tração: a maioria dos elementos de liga dissolve-se substitucionalmente em quantidades determinadas. Com isso, aumenta a resistência à tração ao mesmo tempo em que se mantém a tenacidade e a ductilidade;
- Estabilização da austenita e ferrita: alguns elementos de liga como o Ni e o Ti quando adicionados ao aço-carbono tendem a estabilizar a austenita. Outros elementos de liga, como o Mo e V, têm um efeito oposto, uma vez que estabilizam a ferrita. Estes efeitos ocorrem devido ao aumento da faixa de temperaturas na qual cada fase pode permanecer como fase estável.

A presença de compostos como nitretos, carbonetos e carbonitretos na ZAC é de grande importância, pois podem ancorar os contornos de grãos da austenita no aquecimento, inibindo o crescimento de grão austenítico e evitando a presença de carbono em solução sólida (SILVA, 1999). Mitchell (1995) descreve que os principais fatores que podem afetar a tenacidade da ZAC em aços microligados de HSLA são:

- A solubilidade dos elementos microligantes;
- Efeito dos elementos microligantes nas temperaturas de transformação;
- Efeito de elementos de liga no tamanho de grão austenítico na ZAC.

## 2.6 Fluxo de calor

De acordo com Andia (2012), o fluxo de calor pode ser dado pela quantidade de calor que atravessa uma superfície durante determinado tempo, sendo que os modelos mais utilizados na simulações físicas são (F(s,d); Hannerz; Rykalin-2D; Rykalin-3D e

Rosenthal). Segundo Tsai et al. (1993), qualquer fonte de calor concentrada e controlada pode ser utilizada para um processo de soldagem, sendo que a intensidade da fonte permite definir a capacidade do processo, em ajustar a energia para promover o aquecimento, assim sendo, se tem uma ideia de potência em Watt do que pode ser empregado para aquecer uma determinada área em mm<sup>2</sup>.

Assim como descrito por Andia (2012), o modelo mais utilizado pelos na soldagem é o de Rykalin, o qual é bem eficiente para aços HSLA. No entanto, necessita de uma maior quantidade de parâmetros de soldagem comparando com outros modelos. Sendo um modelo mais rigoroso dentre todos os modelos. Lundin et al. (2000), destaca outros fatores do modelo Rykalin, afirmando que o modelo idealizado por Rosenthal, foi melhorado por Rykalin uma vez que este melhorou em suas equações fatores como a espessura da chapa, podendo ser diferenciar uma chapa fina de uma grossa (2D e 3D), geometria da peça, e intensidade e velocidade do fluxo de calor.

Shome et al. (2006) e Goodal et al. (2009), usaram o modelo de Rykalin 3D em HSLA, HY-80e HY 100, destacando as equações que regem este modelo sendo descrita na equação 2.1 de fluxo de calor simplificado desenvolvida por Rykalin 3D para o estudo do ciclo térmico:

$$T - T_o = \frac{1}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4kt}\right) \quad (2.1)$$

Onde:

T = temperatura (°C);

t = tempo (s);

q = aporte de calor (J/cm);

l = condutividade térmica (W/cm.°C);

k = difusividade térmica (J.cm<sup>2</sup>/W);

r = distância radial do centro da solda até algum ponto da ZAC (cm);

T<sub>0</sub> = Temperatura inicial (°C).

A relação  $r$  mostrada na equação 2.2 é utilizada para substituir a distância “ $r$ ” na equação 2.1.

$$r = \sqrt{\frac{2q}{T_p c \rho \pi}} \quad (2.2)$$

Onde:

$T_p$  = temperatura pico ( $^{\circ}\text{C}$ );

$c$  = calor específico ( $\text{J/g} \cdot ^{\circ}\text{C}$ );

$\rho$  = densidade do aço ( $\text{g/cm}^3$ ).

Ludin et al. (2000) assegura que para diferenciar os vários processos de simulação em soldagem o mais indicado é o modelo de Rosenthal, sendo que este tem como pré-requisito, entre um de seus parâmetros, é a relação da efeito do processo, podendo diferenciar por meio deste parâmetro vários processos de soldagem como Tig, MIG, Eletrodo revestido. Já para gerar ciclos térmicos em diferentes materiais é utilizado o modelo F (s, d), para este caso pode-se diferenciar a espessura e tipo de material que está sendo usado. Andia (2012)

## 2.7 Ciclo térmico

De acordo com Tsai et al. (1993), nos processos de soldagem por fusão, a intensidade da fonte gera uma energia que é transferida para a peça que está sendo soldada produzindo uma poça de fusão por consequência um complexo ciclos térmicos na ZAC. Também segundo Lopes (1998), as propriedades mecânicas das juntas soldadas são fortemente influenciadas para microestrutura resultante do metal de solda na ZAC. Assim como descrito por Andia (2012), as estruturas martensíticas grosseiras, quando presentes na ZAC podem se tornar um dos principais fatores causadores de fraturas frágeis nas juntas soldadas, portanto quanto maior esta região da ZAC maior será risco de fratura na junta soldada.

Lundin et al. (2000), conseguiu alguns ensaios na Gleeble®1500, simulações da ZAC em aços ferríticos, utilizando os modelos de fluxo de calor (Rykalin 2D, Rykalin 3D e Rosenthal), para um aporte de calor de 19,7 kJ/mm, temperatura de preaquecimento de 25°C, e uma espessura 25,4 mm. Os resultados obtidos demonstraram os ciclos térmicos com os mesmos parâmetros de soldagem, não havendo uma mudança significativa nas curvas dos ciclos térmicos, porém foram obtidos valores próximos do tempo de resfriamento para o intervalo de 800-500°C, resultando em tempos de resfriamento entre as temperaturas de 800 a 500 °C são demonstrados na Figura 2.5.

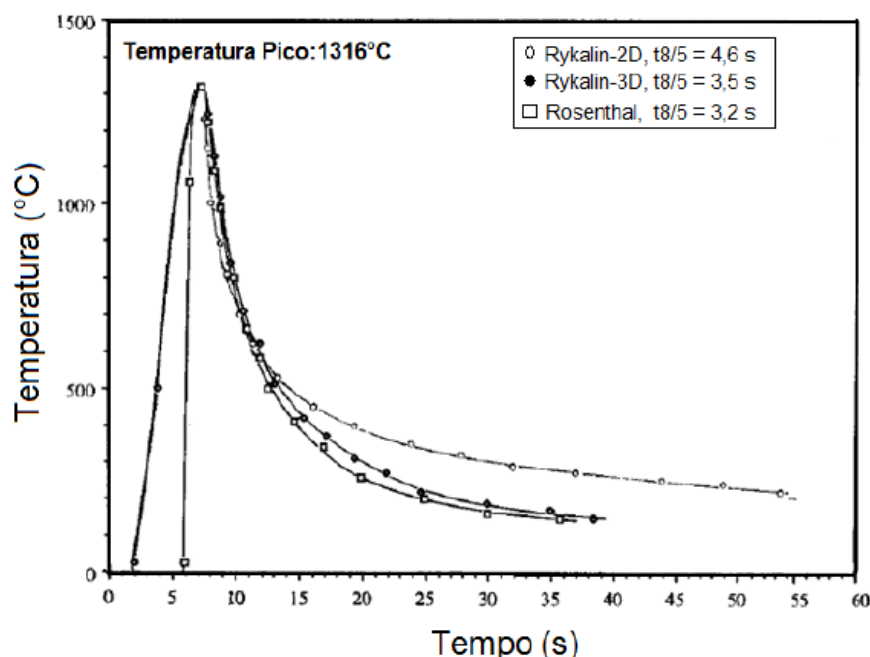


Figura 2.5 Comparação de ciclos térmicos de soldagem desenvolvidos por três modelos de fluxo de calor, Rosenthal – Rykalin 2D – Rykalin 3D (LUNDIN et al. 2000)

## 2.8 Tempo de resfriamento ( $\Delta t_{R_{8/5}}$ )

De acordo com Antia (2012) o tempo de resfriamento no intervalo de 800 até 500 °C ( $\Delta t_{R_{8/5}}$ ) é um parâmetro que pode definir as transformações de fase mais importantes da ZAC (POORHAYDARY, 2005), já que está relacionado à formação de estruturas frágeis. Este tempo é calculado considerando-se a faixa de temperatura entre 800 e 500°C

De acordo com Machado et al. (1998), descreve que as taxas de resfriamento oriundas da soldagem, são elevadas nas regiões mais próximas da linha de fusão. Para

uma dada condição de soldagem constatou-se que o tempo de resfriamento é aproximadamente constante, no intervalo entre 800 a 500 °C, desde que as temperaturas de pico na ZAC sejam acima de 900 °C.

## 2.9 Simulação física da ZAC

A simulação física consiste em reproduzir, os caminhos térmicos mecânicos típicos dos processos industriais em pequenas amostras, de acordo com Scotti (2014), as simulações térmicas têm sido amplamente utilizadas para a avaliação da Zona Afetada pelo Calor. Entretanto, nas simulações laboratoriais, parâmetros chaves vêm sendo adotados de formas diferentes pela falta de literatura comparativa, ou por resultados disponibilizados pelos autores de forma incompleta. Outras razões que justificam a adaptação metodologia relacionam-se à limitação de equipamentos disponíveis, como exibido na Tabela 2.1 alguns estudos de simulação física.

Tabela 2. 1 - Comparação entre métodos de simulação (adaptado Amaral, 2016)

Equipamento	Taxa de aquecimento (°C/s)	Temperatura de pico (°C)	Tempo na temperatura de pico (s)	Fonte (referência em Scotti et al. 2014)
Gleeble/Dilatômetro	500	1000 a 1350	1	Bayraktar
Gleeble	100	1300	1	Caron et al
Dilatômetro	50	1350	5	Kuzmikova et al
Gleeble	500	1350	1	Lane et al
Gleeble	não disponível	1350	1	Liou et al
Dilatômetro	30	1150 a 1250	não disponível	Loureiro
Dilatômetro	40	950 a 1250	30	Miranda
Dilatômetro	150	1200	não disponível	Onsoien et al
Dilatômetro	150	975	0,5	Smardizic
Gleeble	433	1300	2	Shi e Han
Gleeble	200	1000 a 1400	0,15	Shome
Dilatômetro	100	1400	não disponível	Spanos et al.
Gleeble	400	1350	0,5	Zheng et al.

Amaral (2016), relata que o desenvolvimento da tecnologia de soldagem acompanha a evolução de novos aços. Como consequência, métodos e técnicas de simulação evoluíram de modo a prever a microestrutura e propriedades mecânicas de um material soldado. Os simuladores de soldagem geralmente reproduzem os ciclos térmicos associados a aportes térmicos. Esta é uma das principais ferramentas usadas para estudar as transformações microestruturais e consequentemente as propriedades mecânicas das diversas regiões da ZAC.

## 2.10 Métodos de Medição de Transformação de Microestrutura

Van Vlack (2003), discute que as transformações de fase, são acompanhadas por alterações de densidade e de volume, isto porque as estruturas alotrópicas possuem fatores de empacotamentos diferentes, que para o caso das fases CCC e CFC do ferro são de 0,68 e 0,74 respectivamente. Por isso percebe-se uma variação dimensional no ferro puro a 912°C, (Figura 2.6).

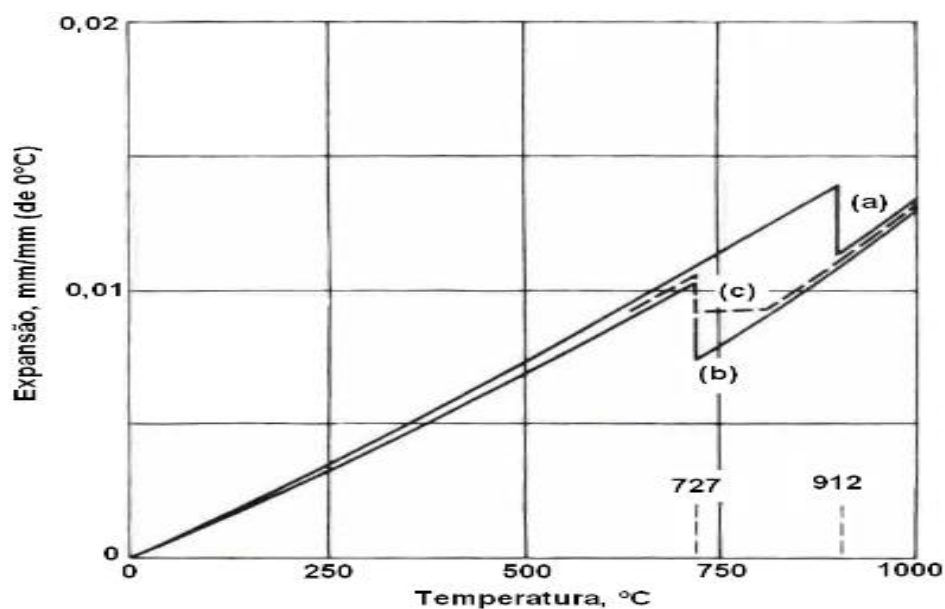


Figura 2.6 - Variações dimensionais decorrentes das transformações de fase no ferro e ligas ferro carbono. (a) Ferro puro. (b) 99,2% Fe – 0,8% C. (c) 99,6% Fe – 0,4% C (VAN VLACK, 2003)

A temperatura de transformação pode ser definida como a temperatura na qual as duas fases têm idênticas quantidades da energia capaz de proporcionar a reação química. Desta forma, no caso do ferro puro, abaixo de  $912^{\circ}\text{C}$  a austenita é mais reativa que a ferrita porque tem maior energia livre, consequentemente, a austenita é instável e a ferrita estável, acima de  $912^{\circ}\text{C}$ , a austenita se torna estável e a ferrita instável (VAN VLACK, 2003).

Normalmente, a natureza das transformações de fases é exotérmica ou endotérmica, as variações térmicas podem ser registradas com o auxílio de um termopar. Desta forma, ao traçar o gráfico de temperatura em função do tempo é possível perceber as transformações de fase por um pequeno desvio da curva, conforme mostra a Figura 2.7 (ZACHRISSON, 2006).

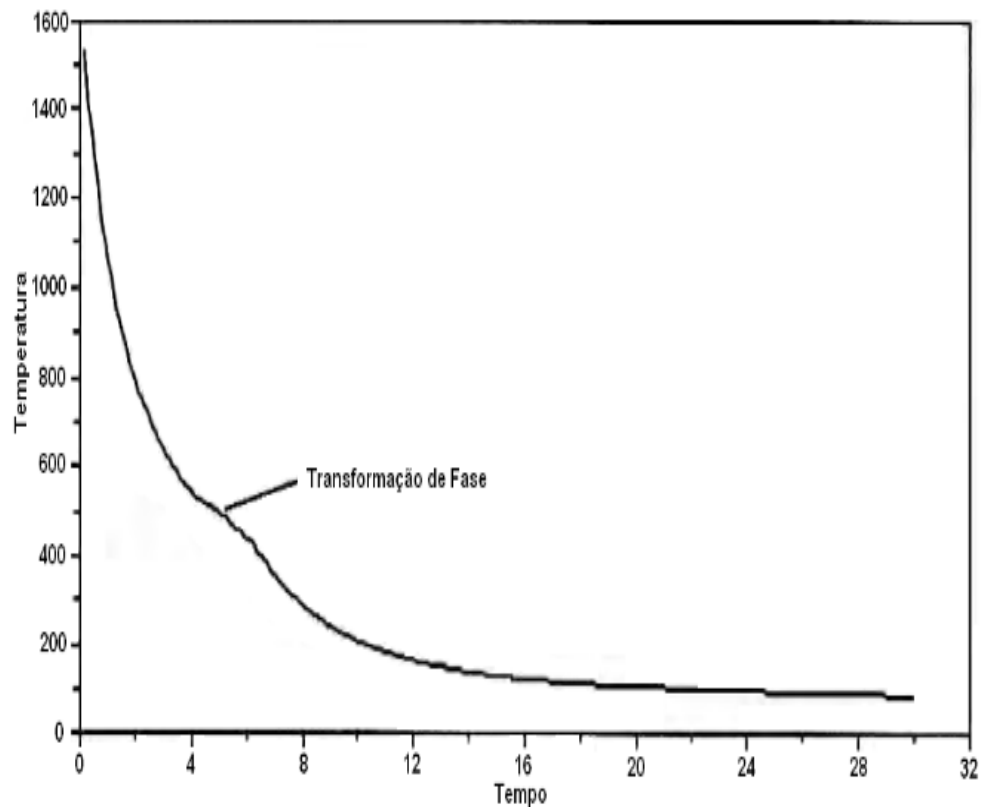


Figura 2.7 Curva de resfriamento de um metal de solda de baixa liga mostrando a transformação de fase ocorrendo (ZACHRISSON, 2006 - Modificado)

Muitas vezes, as transformações são muito discretas e difíceis de perceber apenas por observação, com a finalidade de encontrar tais desvios na curva de aquecimento e resfriamento, são utilizados alguns artifícios, sendo um deles a análise diferencial. Esta análise constitui um método em que se utiliza uma curva de referência que é gerada através de uma função de regressão de partes da curva nas quais ocorrem as transformações (Figura 2.8). A partir da diferença entre a curva de temperatura e a curva de referência, verifica-se com maior nitidez as transformações resultantes (ZACHRISSON, 2006).

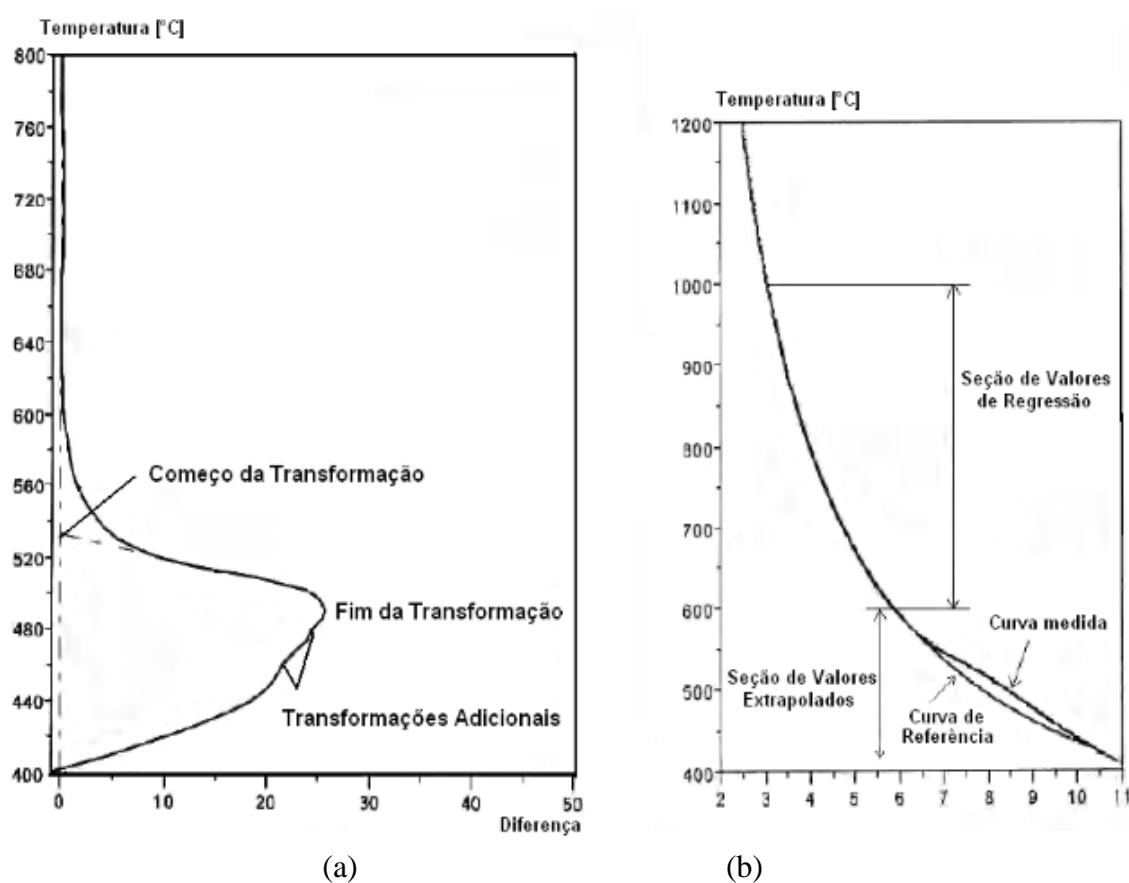


Figura 2.8 - a) Indicações de início e final das transformações de fases durante o resfriamento, indicando no eixo X as diferenças de temperatura em °C entre a curva medida com a curva de referência, enquanto no eixo Y se encontra as temperaturas obtidas no ensaio. b) Representando duas curvas a medida e a curva de referência que se fez a regressão. Eixo X representado pelo tempo em s enquanto o eixo Y a temperatura em °C (ZACHRISSON, 2006 - Modificado)



Segundo Zachrisson (2006), por meio da curva experimental de resfriamento do ciclo térmico é possível construir um modelo teórico utilizando-se a regressão desta curva, que funcionará como referência para a detecção dos efeitos endotérmicos e exotérmicos nas transformações de fase.

## CAPÍTULO III

### METODOLOGIA, EQUIPAMENTOS E INSUMOS

#### 3.1 Metodologia

Para se atingir o objetivo geral deste trabalho (avaliação do funcionamento e a eficiência de um simulador de zonas afetadas pelo calor não comercial, que usa aquecimento por efeito Joule (Simulador de ZAC), mas sem aplicação de controle para as taxas de subida e descida), trabalhou-se sobre um estudo de caso. Assim, a abordagem metodológica principal deste trabalho se resume em simular ciclos térmicos típicos de soldagem em amostras de um dado aço API 5L X70Q e através das simulações, caracterizar as microestruturas finais e as temperaturas de transformação dos microconstituintes, em função da velocidade de resfriamento impostas pelos ciclos térmicos. Desta forma, ao final será possível levantar um diagrama de resfriamento contínuo de soldagem (CCT, do acrônimo inglês Continuous Cooling Transformation) para este aço. Com esses diagramas, o usuário de soldagem pode prever a microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC) de sua solda, caso utilize o mesmo aço, na elaboração e controle de qualidade de procedimentos de soldagem, como demonstrado por Amaral et al. (2017).

Coerentemente, as seguintes etapas metodológicas foram planejadas:

- 1) **Escolha do material para estudo:** a escolha do aço levou em consideração a disponibilidade, mas principalmente o fato de ser um aço estrutural de maior resistência, para que as mudanças estruturais pudessem ser sensivelmente percebidas. Para certificar o aço, uma caracterização do mesmo (composição química, propriedades mecânicas e formação microestrutural) foi planejada (ver seção 3.3 deste capítulo).
- 2) **Adequação do simulador de soldagem:** neste caso, planejou-se utilizar um simulador

existente no Laprosolda, baseado em aquecimento por efeito Joule e resfriamento natural (não forçado ou controlado). A descrição deste equipamento e das modificações propostas e executadas e das calibrações realizadas estão na seção 3.2.

- 3) **Amostras para simulação:** devido ao funcionamento do simulador, a geometria das amostras sob simulação é que, junto com a corrente imposta no equipamento, definem o perfil do aquecimento e resfriamento imposto na amostra. Ao se optar por usar amostras planas (em função do material escolhido), foi necessário para se alcançar diferentes taxas de resfriamento alterar sistematicamente a geometria das amostras, como se pode ver na seção 3.2.3. Um planejamento experimental foi demandado nesta etapa para as alterações geométricas das amostras, a fim de se criar um modelo estatístico que permitisse predeterminar a priori a geometria necessária para se alcançar uma taxa de resfriamento desejada (ver Capítulo V). É importante lembrar que em ciclos térmicos reais de soldagem, a taxa de aquecimento não é constante em relação às várias taxas de resfriamento. Por isto, neste planejamento experimental a taxa de aquecimento é também considerada. Um algoritmo de otimização poderia, desta forma, selecionar através dos equacionamentos resultantes, a geometria da amostra que fornecesse não somente a taxa de resfriamento, mas também a taxa de aquecimento coerente.
- 4) **Determinação dos pontos de início e fim de transformação:** ainda em função do equipamento de simulação escolhido, que não permite fazer análise dilatométrica, procurou-se aperfeiçoar através de programação um método para determinar os pontos de início e fim de transformação, como será descrito no Capítulo IV (baseado no calor latente de transformação das fases). É importante citar que esta metodologia também previu, de forma menos convencional, achar os pontos de início e fim de transformação sobre os ciclos de aquecimento, para usar esses ciclos também como base para análise dos resultados.
- 5) **Levantamento do diagrama CCT de soldagem (aquecimento e resfriamento) para o aço em estudo:** nesta etapa da metodologia se aplica os resultados da aplicação da simulação para levantar o diagrama, como será visto no Capítulo VI. Além dos ciclos térmicos e pontos de início e fim das transformações, uma caracterização microestrutural e de microdureza de cada microestrutura resultante precisa ser implementada.

## 6) Análise dos resultados e discussão geral.

### 3.2 Bancada experimental

#### 3.2.1 Simulador de zonas afetadas pelo calor com aquecimento por efeito Joule

O princípio de funcionamento do simulador de zona afetada pelo calor (ZAC) desenvolvido no Laprosolda (Figura 3.1) consiste no aquecimento por efeito Joule, ou seja, no calor resultante de uma alta corrente elétrica que flui através de um condutor (amostra). Na Figura 3.2 é apresentado um esquema de funcionamento de cada componente do simulador de ZAC detalhado.

##### a) Descrição geral



Figura 3.1 - Vista geral do simulador de zona afetada pelo calor com aquecimento por efeito Joule

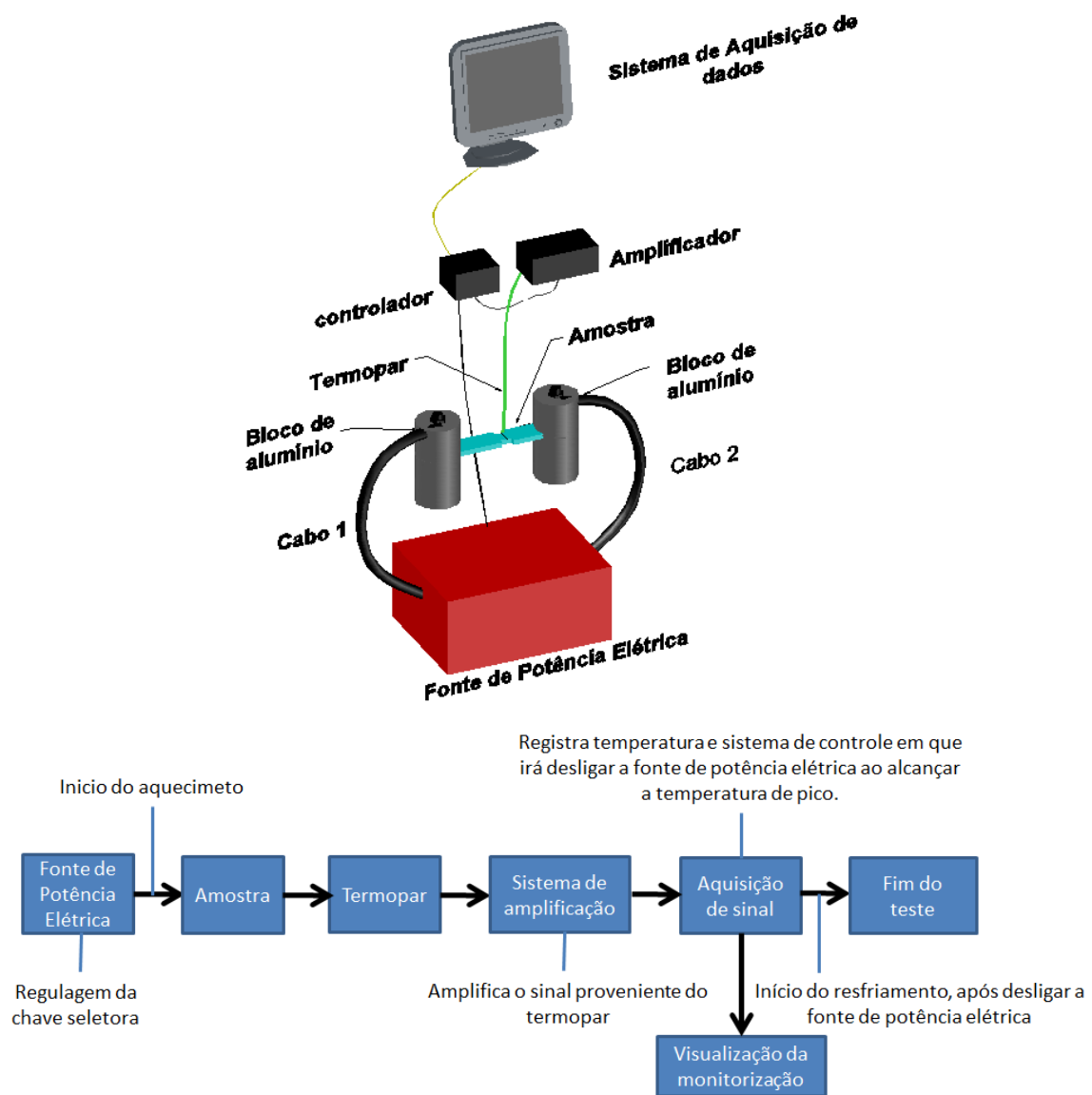


Figura 3.2 - Esquema referente ao funcionamento do simulador de Zona Termicamente Afetada

Ao iniciar o teste de simulação física, a amostra transforma energia elétrica em energia térmica, como quantificado pela Equação 3.1.

$$Q = R \int_0^t I^2 dt \quad (3.1)$$

Onde:

$Q$  = energia térmica desenvolvida (J);

$t$  = tempo de duração da passagem da corrente elétrica (s);

$R$  = resistência à passagem de corrente pela amostra ( $\Omega$ );

$I$  = valor da intensidade da corrente elétrica eficaz que atravessa a amostra (A).

A resistência da amostra ( $R$ ), por sua vez, é quantificada de forma simplista (desconsiderando a variação da resistividade com a temperatura) pela Equação 3.2:

$$R = \frac{\rho \cdot L}{A} \quad (3.2)$$

Onde,

$\rho$  = resistividade elétrica do material da amostra ( $\Omega \cdot \text{mm}$ );

$L$  = comprimento da região central da amostra (mm);

$A$  = área da seção transversal da região central da amostra ( $\text{mm}^2$ ).

Desta forma, a geometria da amostra é parte fundamental deste processo, pois determina a resistência para o aquecimento (afetando a taxa de aquecimento). É importante ressaltar um fato normalmente não comentado, o seja, o de que durante o aquecimento a amostra também perde calor. Sendo assim, a geometria da amostra não afeta apenas a taxa de aquecimento (por dois motivos), mas também a temperatura máxima alcançável.

O consequente aumento de temperatura pode ser medido por sensores, tais como termopares, fixados no centro da amostra. Termopares são transdutores (dispositivos capazes de transformar uma forma de energia em outra), transformando a energia térmica proveniente do efeito Joule em uma diferença de potencial. Como o sinal de saída é baixo (em nível de mV), se faz necessário um sistema de amplificação para aumentar a tensão de mV para V, assim como um sistema de aquisição de dados, levantando, portanto, o ciclo térmico de soldagem (Figura 3.3). Dentre todos os tipos de termopares a disposição no mercado, foi escolhido um do tipo K, com diâmetro médio de cada fio de 0,5 mm, por

abranger todo o campo de temperatura estudado, ou seja, desde a temperatura ambiente até a temperatura de regiões de grãos grosseiros da ZAC, assim como por ter uma resposta dinâmica compatível com um ciclo térmico de soldagem.

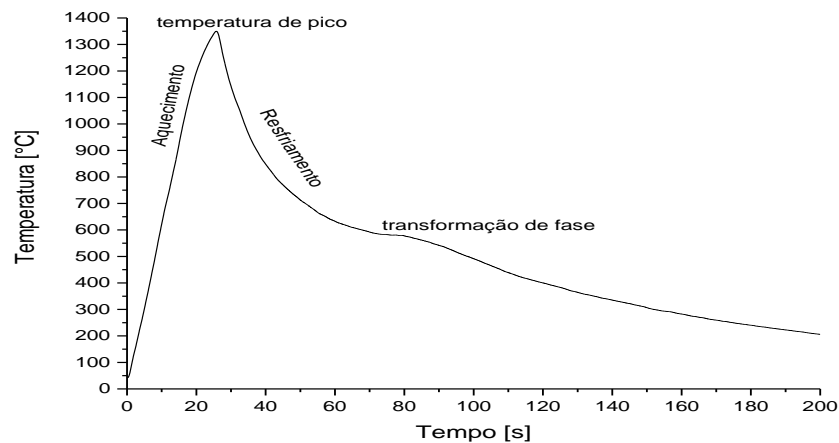


Figura 3.3 - Exemplo de ciclo térmico de soldagem de aquecimento e resfriamento durante a simulação

Como pode ser visto na Figura 3.3, o ciclo térmico tem o seu início durante o aquecimento partindo de uma temperatura próxima do ambiente aquecendo até uma temperatura de pico, posteriormente ao alcançar a temperatura máxima irá dar o início do resfriamento voltando novamente a temperatura ambiente. O simulador de ZAC tem um sistema de controle com a função de desligar, a fonte de potência elétrica ao alcançar a temperatura desejada (Temperatura de pico), dando início ao resfriamento. Os dois blocos de alumínio (Figuras 3.1 e 3.2) agem como dissipadores de calor, (o calor da amostra é levado por condução até os blocos de alumínio, mas também há perda por radiação e convecção natural com o ambiente), vale lembrar que a geometria da amostra ainda exerce uma importante função no resfriamento e que haverá uma zona de interesse no resfriamento chamada de transformação de fase entre as temperaturas de 800 a 500 °C, entre as quais ocorrerão as mudanças microestruturais do material.

b) Condicionamento e aquisição do sinal do termopar

Com o objetivo de condicionar o sinal de saída do termopar, se fez necessário a utilização de um sistema de amplificação isolado através de uma placa eletrônica, esquematizada na Figura 3.4 e ilustrada na Figura 3.5.

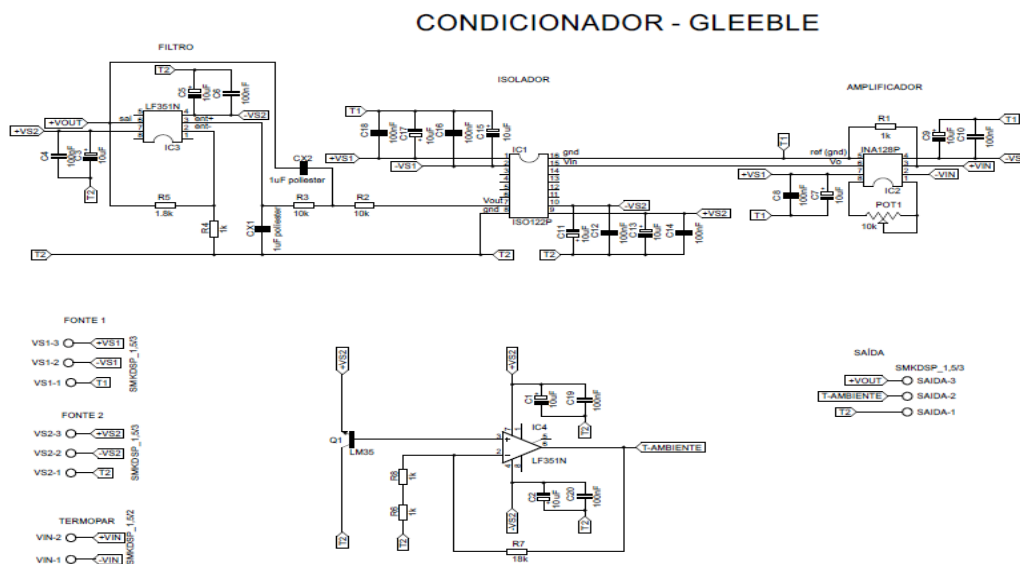


Figura 3.4 - Esquema da placa de amplificação do sinal do termopar (desenvolvido por Edson Andrade)

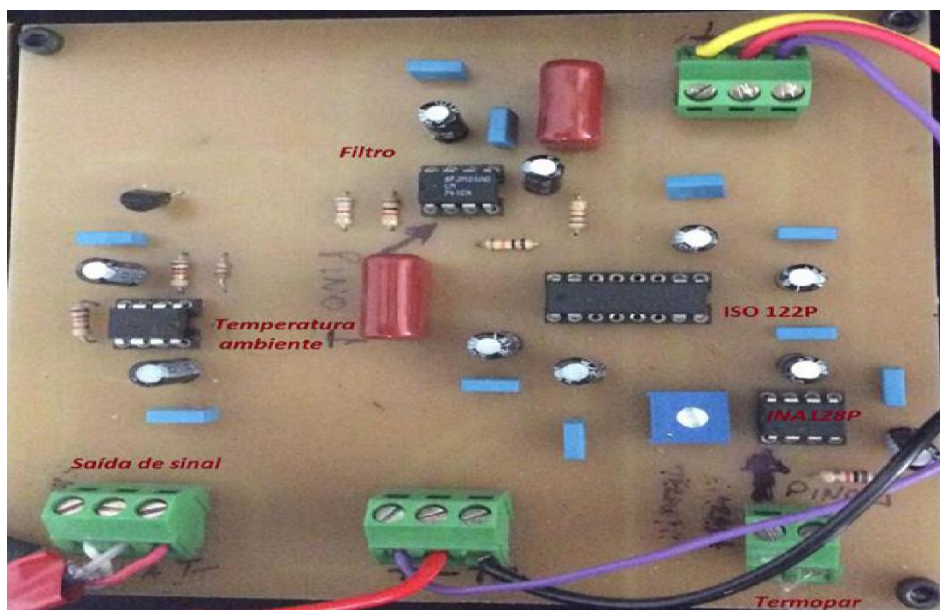


Figura 3.5 - Placa de condicionamento do sinal do termopar



A tensão proveniente do termopar é amplificada mediante o circuito integrado INA128P, cujo ganho pode ser regulado por um potenciômetro no circuito para este trabalho teve um ganho cerca de 120 vezes. Após a saída do amplificador, o sinal vai em direção a uma placa de aquisição de dados AD/DA. Com o intuito de proteção da placa da aquisição, para evitar a fuga de corrente, foi instalado um sistema de isolamento, se utilizando o ISO122P. Também foi utilizado um sistema de filtro passa baixa de 2º ordem para frequência de corte de 25 Hz (capacitores de 10  $\mu$ F e 100 nF), retirando alguns ruídos da rede elétrica, em função de outros equipamentos como furadeira, torno ou fresadora. Devido às diferenças de temperaturas entre dias mais quentes e mais frios, a placa também é composta com um sensor de temperatura ambiente LM 35 (essa temperatura obtida é somada à temperatura registrada pelo termopar).

A aquisição do sinal amplificado do termopar é feita através de uma placa National Instruments® USB-6009, com entrada analógica de 14 bits, 48 (KS/s). Esta placa é controlada por um programa do software LabView® e adquire dados em uma frequência de 50 Hz. A Figura 3.6 ilustra a aquisição de dados pelo sistema.

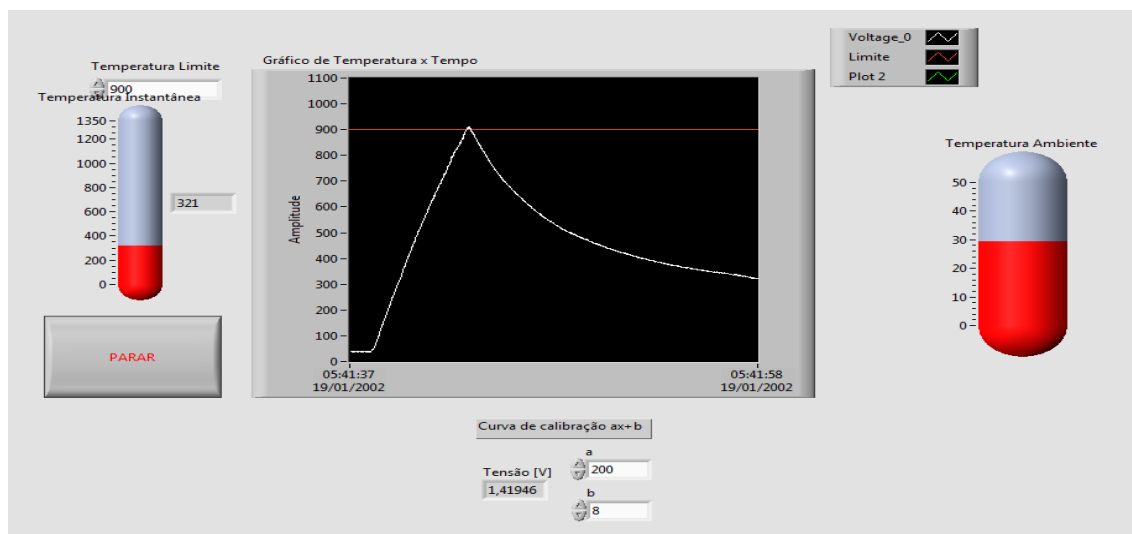


Figura 3.6 - Exemplo ciclo térmico de soldagem de aquecimento e resfriamento com temperatura de pico de 900 °C realizado no simulador de ZAC

### c) Fonte de potência

A fonte de potência utilizada pelo simulador de ZAC é formada por um transformador de grande relação, tensão no primário de 220 V trifásica, originalmente

usado para soldagem a ponto por resistência elétrica. A regulação deste transformador se dá por taps, como ilustra a Figura 3.7 (7 níveis de potência). A regulação da potência é uma variável importante neste equipamento, pois está diretamente ligada à corrente de operação (quanto maior o número do tap, maior a corrente). E quanto maior a corrente, mais rápida é a taxa de aquecimento. Esta regulação deve ser trabalhada conforme a taxa de aquecimento desejada para cada geometria.



Figura 3.7 - Fonte de potência (transformador 220 AC com alta relação de transformação) com regulação por tap

Quando utilizada a potência máxima, de indicação 7, a tensão de saída do cabo da fonte é de aproximadamente 3 V e a corrente elétrica proveniente da fonte chega acima de 2000 A. À medida que se diminui a regulação da potência da fonte, a corrente também diminui. Sendo que, para o tap 1 a corrente inicial é de 300 A. Vale lembrar que a corrente elétrica reduzirá em função do tempo, devido à resistividade dos materiais metálicos, os quais tendem a aumentar com o aumento de temperatura (pois o transformador trabalha como uma fonte do tipo tensão constante).

d) Suporte e fixação das amostras

A Figura 3.8 exibe o suporte e uma amostra em operação, o suporte é constituído de dois blocos de alumínio, sendo escolhido este tipo de material devido à boa condutividade térmica e elétrica. Estes blocos deslizam livremente sobre duas guias de deslocamento, para evitar que forças de dilatação e contração durante o aquecimento e resfriamento da amostra deformem o material (se esta providência não for tomada, pode ocorrer da amostra se romper para alguns ciclos térmicos).



Figura 3.8 - Ilustração de uma amostra em operação de aquecimentos fixada nos suportes

Os cabos (dois cabos de 10 mm de seção útil), provenientes da fonte de energia são fixados na parte superior dos suportes, a corrente elétrica deve fluir desde a fonte até a amostra com uma baixa resistência, garantido pelo material dos blocos, além de contar uma boa fixação entre o bloco com a amostra e com os cabos de potência. é de sua importância que o bloco não se aqueça por maus contatos, para não perde sua capacidade de troca de calor.

### e) Termopar

Utilizou-se para mediação e controle termopares do tipo K (positivo Cromel Ni90%Cr10%, negativo Alumel Ni95%Mn2%Si1%Al2%), com o diâmetro de 0,5 mm. Este modelo foi escolhido para satisfazer todo o campo estudado, entre as temperaturas de -200 °C até 1370 °C erro de 0.02 °C (NIST National International Temperature Scale of 1990 - ITS-90). A Figura 3.9 ilustra a curva de calibração deste tipo de termopar conforme norma, partindo da temperatura de 0 °C até a temperatura máxima de 1370 °C.

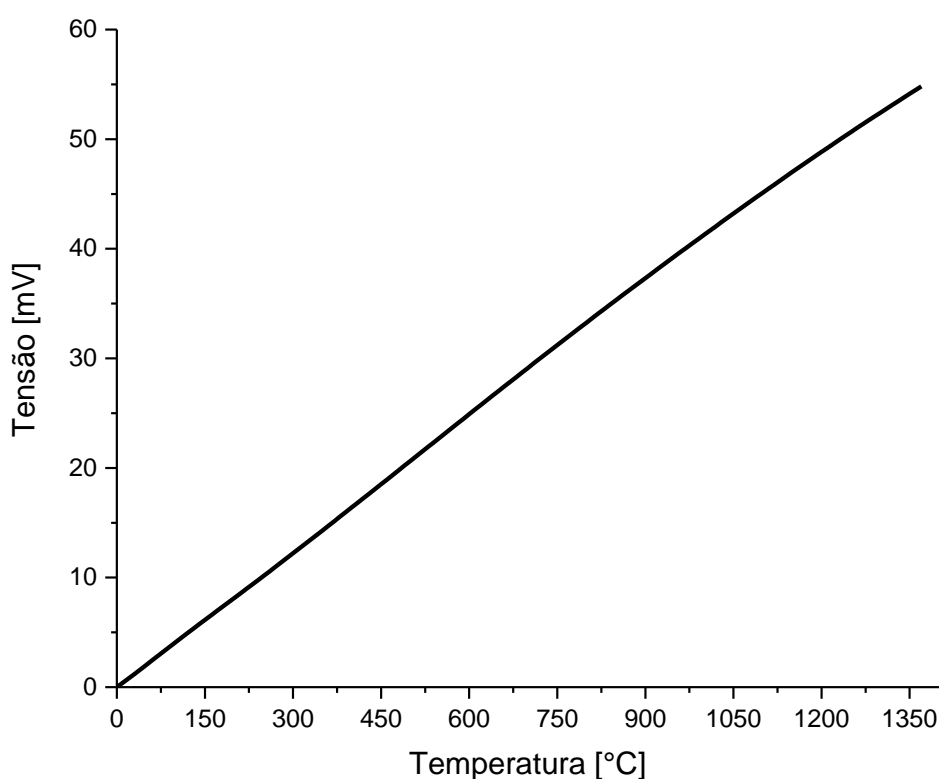


Figura 3.9 Curva de calibração padrão de um termopar tipo k. Disponível em: <<https://srdata.nist.gov/its90/menu/menu.html>> Acesso em: 10 de ago. 2017.

A união da junta quente do termopar (termopar na superfície da amostra), foi feita por descarga capacitiva, utilizando-se um banco de capacitores contendo 10 capacitores de 2200  $\mu\text{F}$  cada, ligados em paralelos entre si, através de uma fonte de tensão e

carregados até uma tensão de 30 V. A dinâmica da medição por termopares depende do tipo de junta do termopar. Quanto maior o volume da junta, menor a resposta dinâmica. Por isso, a fixação do termopar foi feita como ilustrado na Figura 3.10.

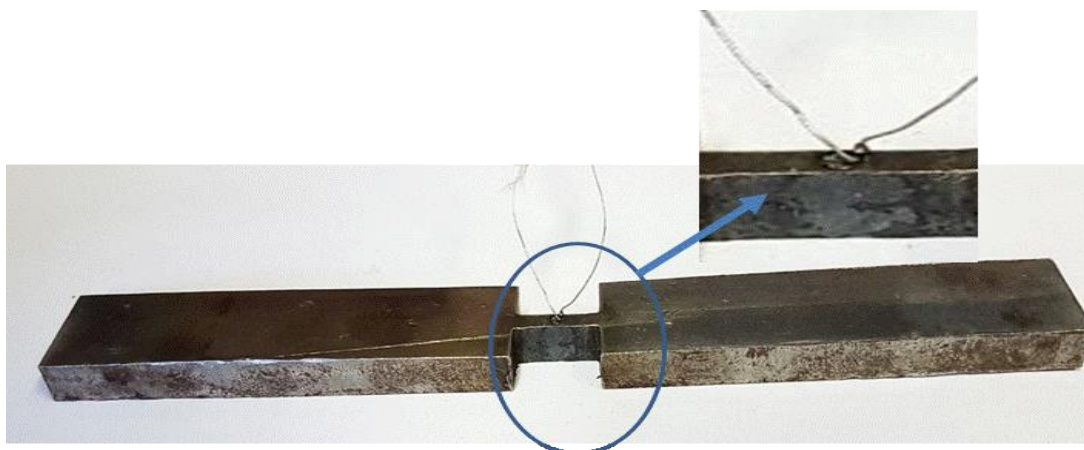


Figura 3.10 - Junta com pouco volume ligando o termopar à amostra, com cada perna do termopar soldada separadamente para minimizar o volume da união na junta quente exatamente no centro da amostra

### 3.2.2 Determinação da resposta dinâmica do simulador

Como os ciclos térmicos de soldagem são transientes rápidos, precisa-se de que o sistema de medição tenha uma resposta dinâmica mais rápida do que o tempo da maior transição de temperatura no ciclo. Caso contrário, haverá um erro de medição do ciclo térmico, devido a atrasos gerados pelo sistema de acionamento, pelo sistema de aquisição de dados ou até mesmo por atrasos gerados no processamento de dados. Assim, o gráfico de ciclo térmico formado terá um formato diferente do real, como indicado na Figura 3.11, em que se encontra em cor preta o ciclo térmico real sendo medido no simulador de ZAC, já em cor preta se encontra estimativa do atraso da resposta dinâmica.

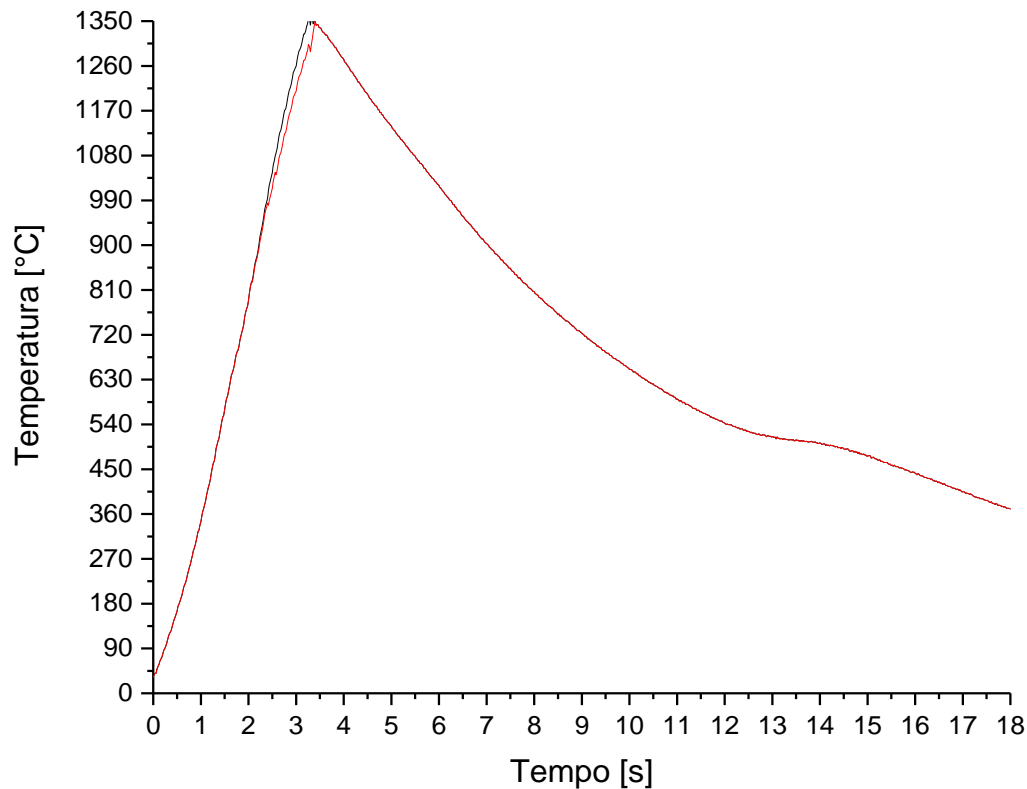


Figura 3.11 - Ciclo térmico de soldagem real indicado pela cor preta sendo comparado com um ciclo térmico com atraso do sistema indicado pela cor vermelha (valor estimado)

Todo sistema de medida tem uma resposta dinâmica, podendo ser mais rápida ou mais lenta. O sistema de controle do simulador é constituído de um sistema de medida de temperatura no centro da amostra (por termopar) e de um sistema de acionamento (interface e relés). Estas interfaces também têm uma resposta dinâmica. O mais lento dos dois caracteriza a resposta dinâmica do simulador.

a) Tempo de resposta do sistema de medição de temperatura

Inicialmente foi determinado o tempo de resposta do sistema de medição (termopar mais condicionador de sinais), através de um teste simples, escala do tipo degrau, como mostrado na Figura 3.12. Este teste teve como objetivo determinar quanto

tempo o termopar demoraria para sair de uma condição com a temperatura fixa até outra condição com uma temperatura diferente, como se fosse pular um degrau.

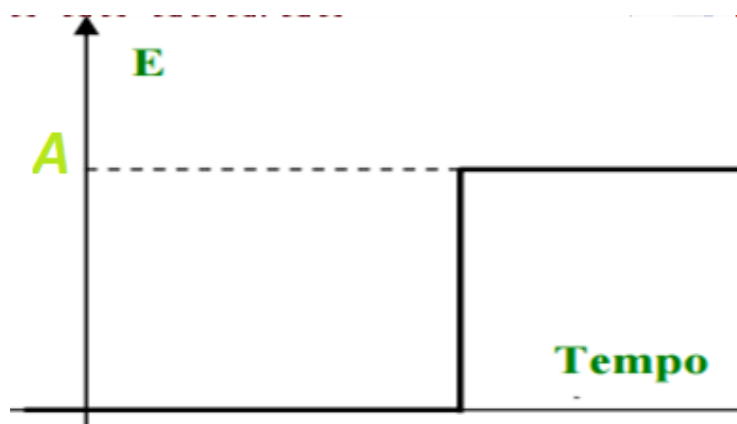


Figura 3.12 - Ilustração do método de escala do tipo degrau para medir a resposta dinâmica do sistema de medição de temperatura

Para tal, foram utilizados dois recipientes preenchidos de água, um com pedras de gelo (temperatura de 0 °C) e o outro com a água em ebulição a 100 °C. O teste consistiu em retirar o termopar que estava com a sua extremidade mergulhada no recipiente de gelo, passando imediatamente para o recipiente com água em ebulição. Desta forma é possível determinar o tempo de resposta, como demonstrado na Figura 3.13. O teste foi replicado 35 vezes. O menor tempo de resposta obtido foi de 0,112 s, enquanto o maior tempo foi de 0,188 s (média 0,153 s  $\pm$  0,023 s).

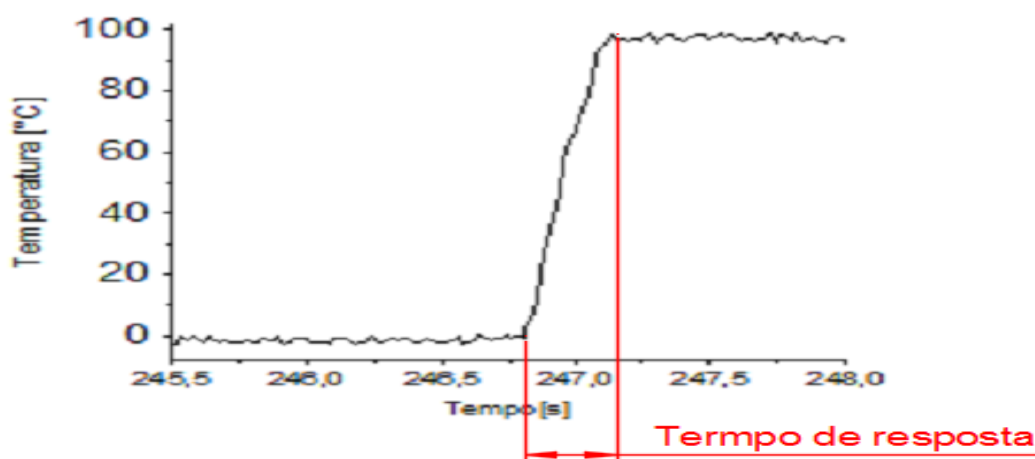


Figura 3.13 - Tempo de resposta da temperatura a 0 °C com gelo e a 100 °C com água em ebulição



### b) Tempo de resposta dos relés

O sistema de controle gerenciado pelo LabView® liga a fonte de potência o desligando posteriormente ao alcançar a temperatura de pico. Esse sistema conta com dois tipos de relés ligados em série (Figura 3.14). O relé SRD-5V/DC (Figura 3.14 a), está ligado a placa National® 6009 tem a função de receber o comando do sistema de controle para ligar e desligar o relé que aciona a fonte de potência SSR SAP de 90, (Figura 3.14 b).

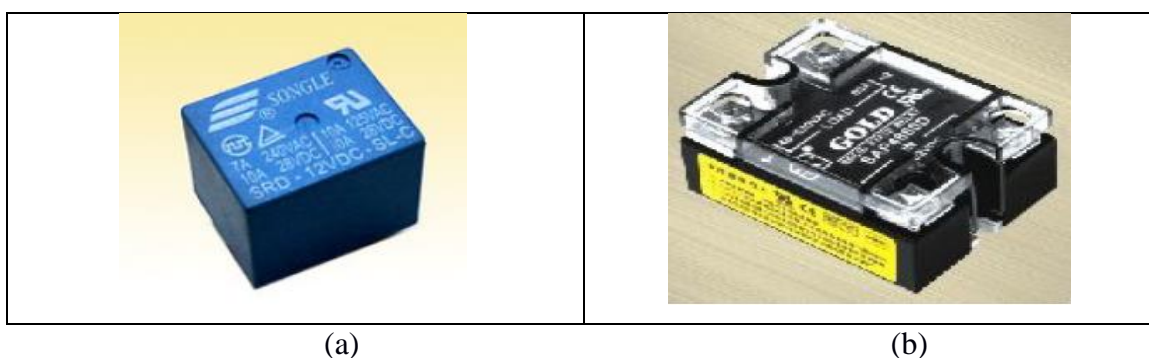


Figura 3. 14 - (a) Relé SRD-5V; (b) Relé SSR SAP de 90 A

Para realizar as medições da resposta dinâmica dos relés, se utilizou de um osciloscópio Tektronix TDS210, com a função trigger (trigger será acionado quando a forma de onda da entrega atingir a tensão em direção específica determinada para o acionamento do relé, medindo o tempo de resposta, como ilustrado pela Figura 3.15). Foi utilizado somente 1 canal com a ponteira do osciloscópio posicionada nos terminais de saída do relé, medindo, portanto, o tempo de resposta entre a transição do relé de ligado e desligado.

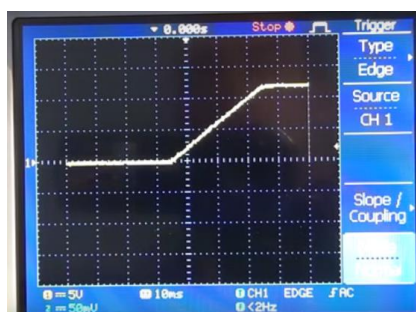


Figura 3. 15 - Ilustração da tela do osciloscópio entre a transição do relé ligado e desligado



Tempo de resposta dos relés:

- SSR SAP de 90 A – 0,12 ms
- SRD-5V/DC – 4 ms

Conclui-se que o tempo de resposta mínimo para o acionamento dos relés, por estarem em série, é de 0,00412 s (soma do tempo de resposta do SSR SAP de 90 A com SRD-5V/DC), portanto menor do que o do sistema de medição de temperatura. Isto quer dizer que se o tempo para aquecimento da amostra for menor do que o tempo de resposta do sistema de medição de temperatura mais o tempo de resposta dos relés, ou seja  $0,00412 \text{ s} + 0,112 \text{ s} = 0,11612 \text{ s}$  (tempo de resposta dos 2 relés em série mais tempo de resposta do termopar Figura 3.13) poderá haver erros na medição do ciclo térmico no simulador.

c) Efeito da regulagem de potência sobre o "Overshoot"

"Overshoot" é um termo empregado para indicar que o acionamento do sistema aconteceu quando o valor de referência já teria sido ultrapassado (Figura 3.16).

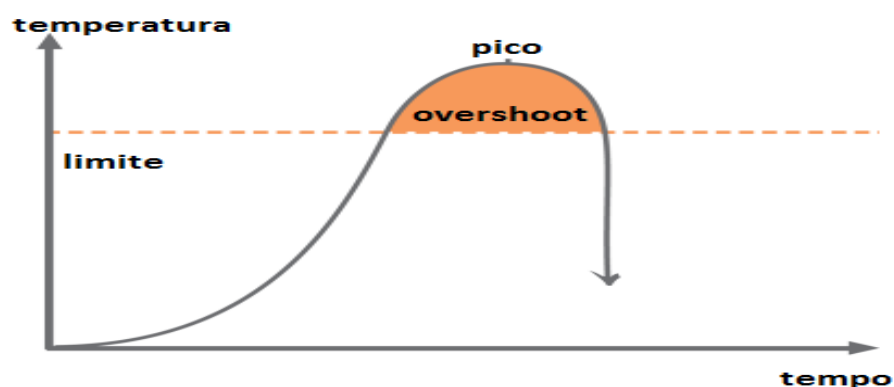


Figura 3.16 - Indicação esquematizada de um "overshoot" de medição de temperatura

Por exemplo, a referência para desligar seria a 1350 °C, mas o sistema só respondeu quando a temperatura já teria alcançado 1385 °C (Figura 3.17). As razões para a existência de overshoot são várias, como por exemplo a resposta dinâmica lenta do sistema de medir temperatura.

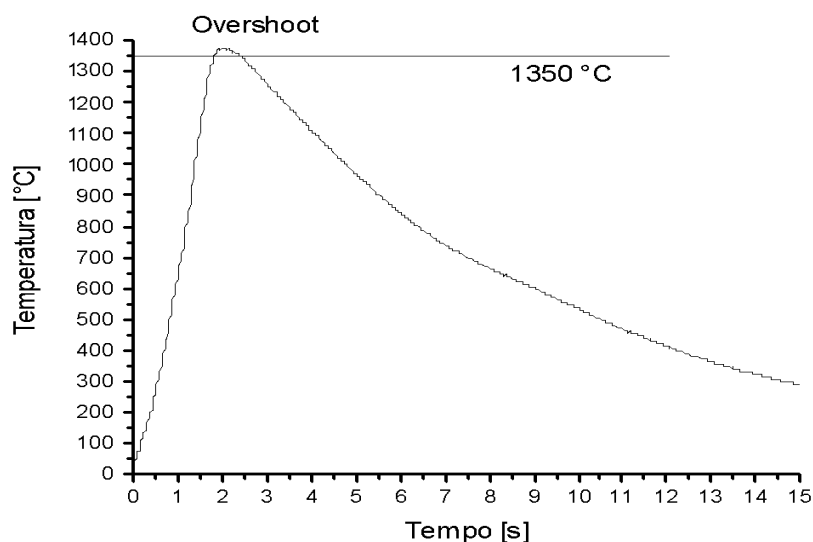


Figura 3.17 - Indicação de “overshoot” durante o teste realizado

No caso da taxa de aquecimento mais lenta, obtido pela amostra sem entalhe, que entre as temperaturas de 1200 até 1350 °C foi de 2,9 °C/s (anexo IV), se o relé atrasar 0,11 s, quer dizer que após o acionamento a temperatura ultrapassaria o valor de referência (temperatura de pico de 1350 °C).

### 3.2.3 Efeito da regulagem de potência sobre a taxa de aquecimento

Como mostrado, existem 7 diferentes posições de regulagem da potência da fonte, que alteram a corrente de operação e, por consequência, as taxas de aquecimento e resfriamento. Portanto, para demonstrar o efeito desta regulagem, uma amostra com dimensões fixas de 150 a 15 por 6,35 mm, com entalhe de comprimento 20 mm, largura de 3 mm e mesma espessura da chapa, conforme ilustrado na Figura 3.18, foi utilizada.

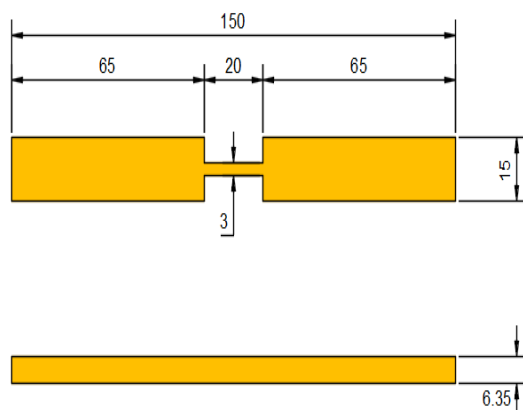


Figura 3.18 - Amostra para avaliação do efeito da regulação de potência sobre a taxa de aquecimento, dimensões em mm

Todos os testes foram realizados no mesmo dia, nas mesmas condições experimentais. Variou-se a potência de 1 até 7. O aquecimento da amostra teve início na temperatura ambiente chegando até a temperatura de pico (1350 °C). Os resultados desses testes (Figura 3.19) demonstram que as regulações de 1 e 2 de potência não são capazes de alcançar a temperatura de pico, devido à troca de calor da amostra com o ambiente em altas temperaturas ser maior do que a taxa de aquecimento

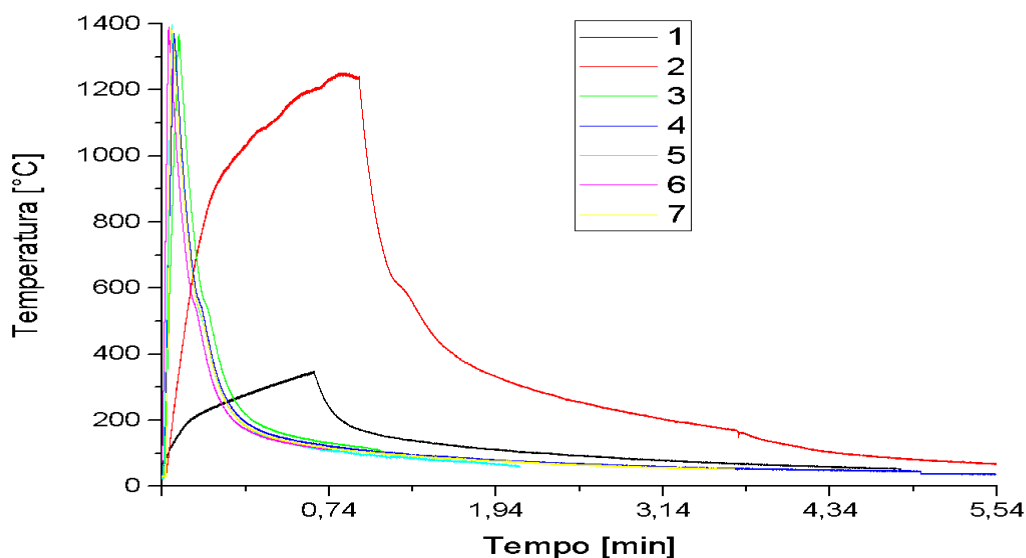


Figura 3.19 - Ciclos térmicos para regulações de potência de 1 até 7 para uma dada geometria da amostra

Já para as potências de indicação 3, 4, 5, 6 e 7 (Figura 3.20) atingiram a temperatura de pico de 1350 °C. Desta forma, as duas primeiras regulagens não podem ser usadas com estas dimensões de amostras.

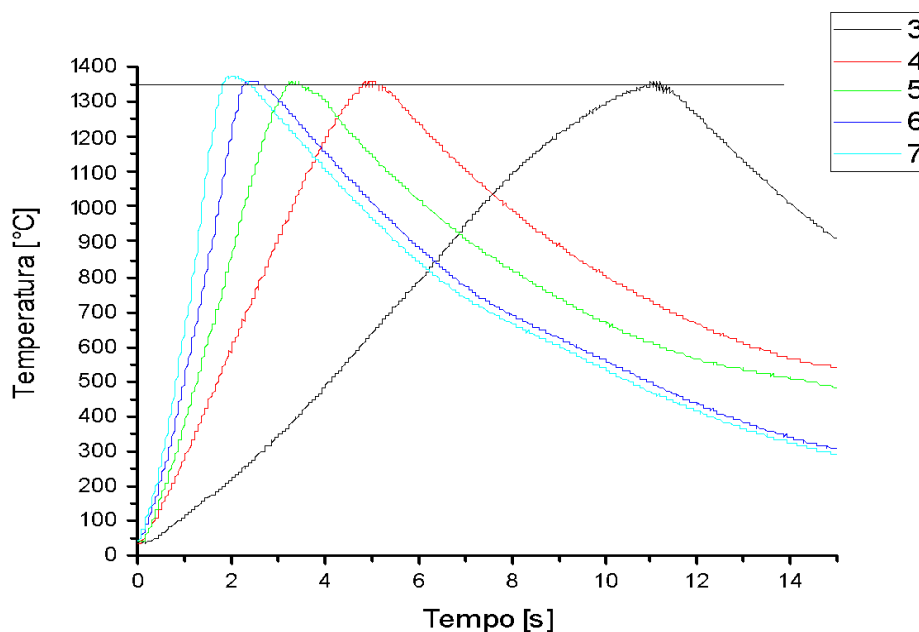


Figura 3.20 - Ciclos térmicos para regulagens de potência de 3 até 7 para uma dada geometria da amostra

Um sistema de controle pode ser programado para minimizar o efeito do overshoot (seção 3.2.2 c) por compensação, bastando diminuir do valor da temperatura alvo o valor do incremento do overshoot para que a temperatura de pico se aproxime do valor desejado. Para avaliar a presença de overshoot no sistema, foi medida a temperatura máxima de cada regulagem de potência de 3 até 7, que produziram crescentes taxas de aquecimento. Como os sinais na região de pico ficaram sujeito a ruídos (Figura 3.21).

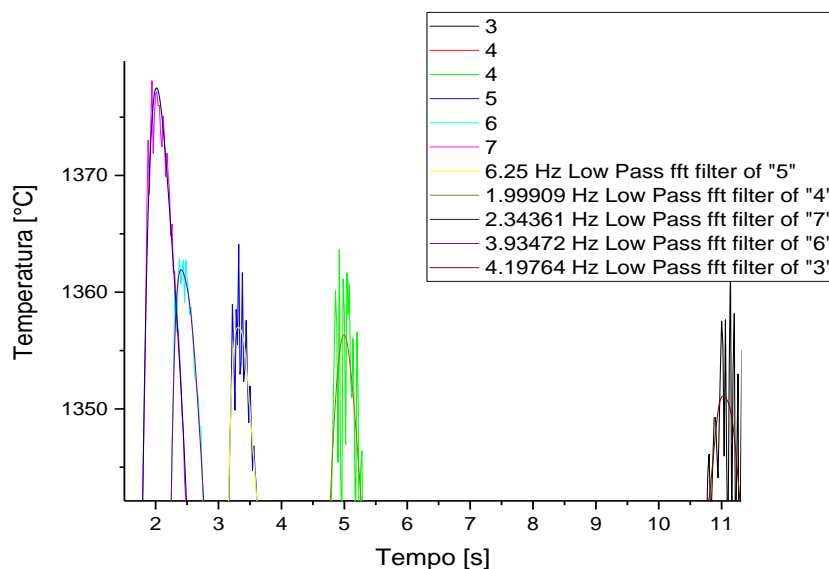


Figura 3.21 - Sinal original na região de picos de temperatura em função da regulagem de corrente, com sinal filtrado sobrepostos

Foi utilizado um filtro digital banda baixa no software Origin®, baseada na transformada rápida de Fourier (FFT) e, eliminando assim ruídos presentes. A Figura 3.22 já mostra os sinais filtrados.

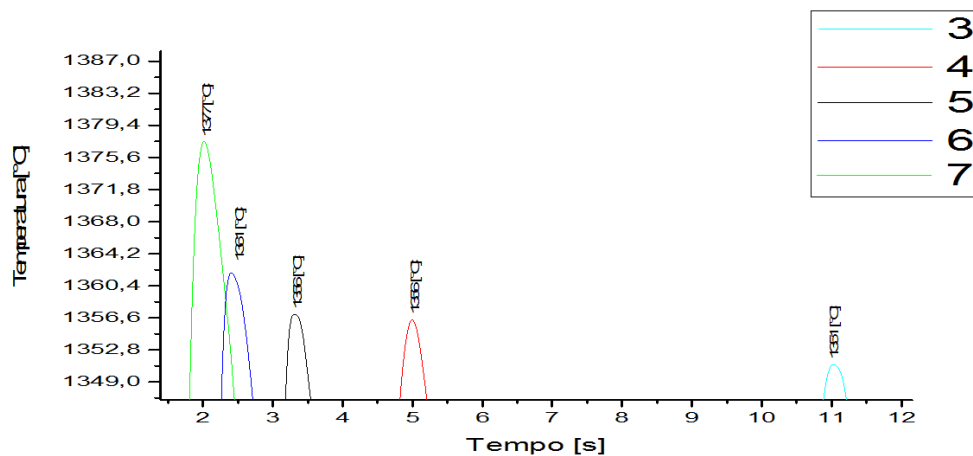


Figura 3.22- Sinal filtrado na região de picos de temperatura em função da regulagem de corrente

De posse das temperaturas de pico da Figura 3.23 e das taxas de aquecimento, foi possível encontrar uma função que relaciona a taxa de aquecimento com a temperatura

de pico e, portanto, saber qual seria a dimensão do overshoot na medição da temperatura final, como ilustrado pela Figura 3.24. Pode-se ver que somente com taxas de aquecimento baixas (taps 3, 4 e 5) as temperaturas de picos foram as desejadas, ou seja, não apresentaram “overshoot”.

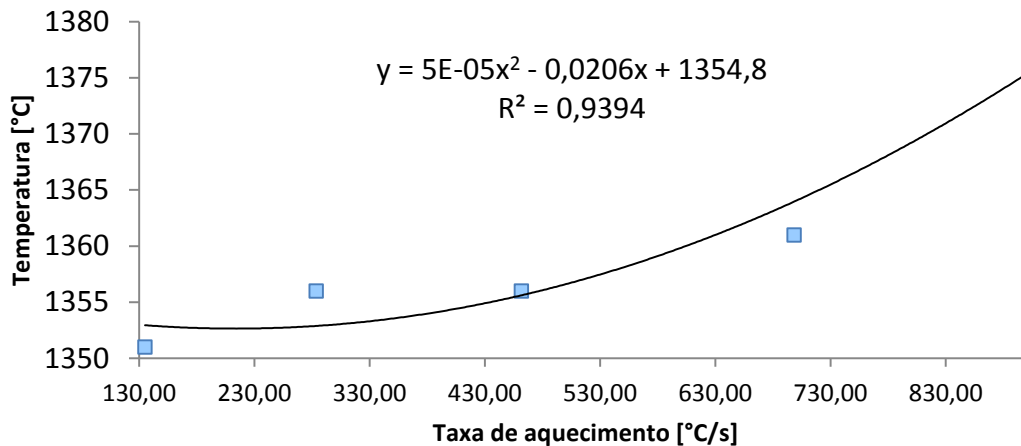


Figura 3.23 - Relação entre a taxa de aquecimento ( $TxA_{6/13}$ ) entre 600 a 1350 °C, em °C/s, que é função da regulação da potência para uma dada dimensão da amostra, e o pico de temperatura

Com a fórmula da Figura 3.23, é possível determinar a temperatura de compensação ( $\Delta T_c$ ) a ser aplicada na regulação da temperatura de pico para evitar overshoot. Tomando como base uma temperatura de pico para 1350 °C, a equação 3.1 permite o cálculo de  $\Delta T_c$ .

$$\Delta T_c = (0,00005 TxA_{6/13}^2 - 0,0206 TxA_{6/13} + 1354,8) - (1350) \quad (3.1)$$

Realizou-se um teste de validação, as duas indicações de potência que mais tiveram overshoot foram 6 e a 7. O cálculo resultou no valor de temperatura de compensação de 10 °C, para a regulação de potência em 6, e de 22 °C, para a potência de 7. O ciclo térmico resultante é mostrado na Figura 3.24.

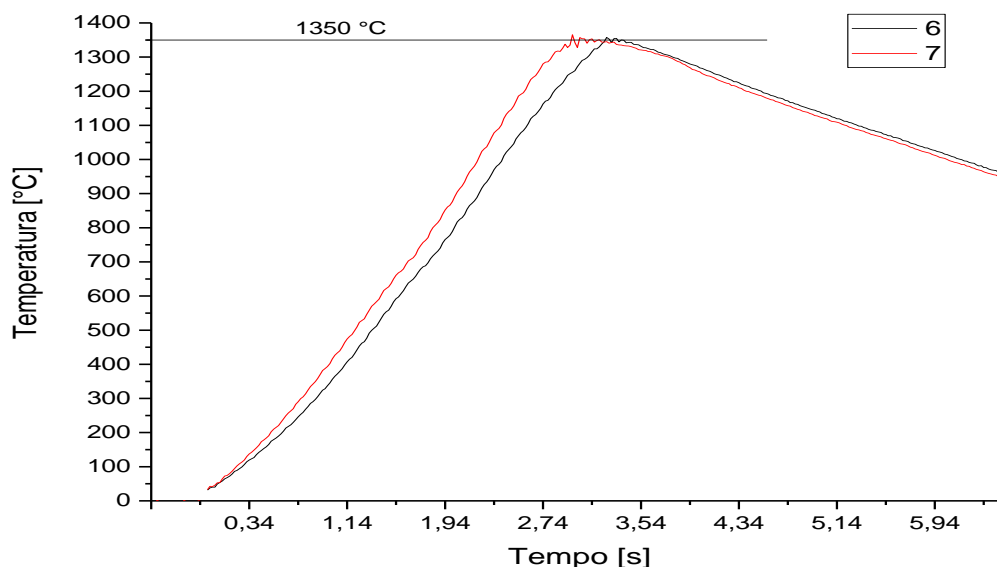


Figura 3.24 - Aquecimentos com regulagem de potências 6 e 7, mas com redução da temperatura programada de pico para evitar overshoot próximo de 1350 °C

Como ilustrado na Figura 3.25 e quantificado na tabela 3.1, a maior taxa de aquecimento entre as temperaturas de 500 até 1350 °C ( $TxA_{5/13}$ ) foi constatada pela regulagem de potência na posição 7, ou seja,  $TxA_{5/13}$  de 750,9 °C/s, enquanto a menor  $TxA_{5/13}$  foi de 254,6 °C/s, quando na regulagem na posição 3, as taxas de resfriamento entre as temperaturas de 800 até 500 °C ( $TxR_{8/5}$ ) foram praticamente iguais para todas regulagens, próximas de 45 °C/s. Naturalmente, estes valores seriam diferentes para outras geometrias e/ou material da amostra. O objetivo foi apenas mostrar as tendências.

Tabela 3.1 - Taxas de aquecimento na faixa de 500 a 1300 °C ( $TxA_{5/13}$ ) e de resfriamento nas faixas de 800 a 500 °C ( $TxR_{8/5}$ ) em função da variação da regulagem de potência

Potência	Aquecimento $TxA_{5/13}$ (°C/s)	Resfriamento $TxR_{8/5}$ (°C/s)
3	254,58	45,42
4	373,40	44,05
5	470,04	45,28
6	653,95	44,80
7	750,89	45,80

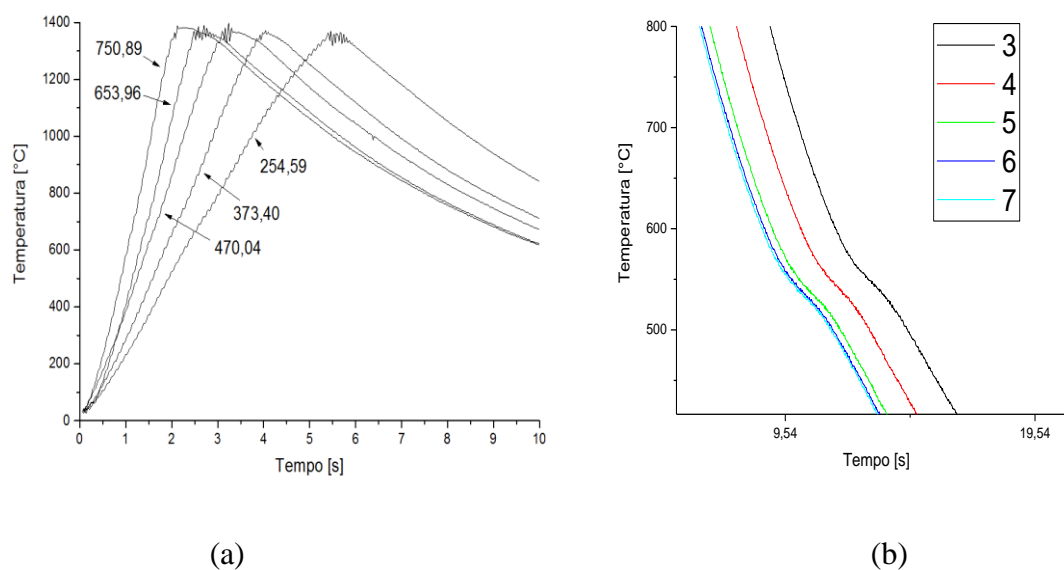


Figura 3.25 - Taxa de aquecimento para regulagem das potências em 3, 4, 5, 6, 7 a) taxa de aquecimento b) temperatura durante o resfriamento

### 3.2.4 Aferição do sistema de medição de temperatura

Assim como demonstrado na seção 3.2 parte b, o amplificador de sinais pode ser regulado para uma maior ou menor ganho de tensão de acordo com a posição do potenciômetro portanto para se verificar qual será o ganho do sistema foi utilizado uma fonte externa com tensões variando de uma tensão mínima de 0,01 V até uma tensão de 0,05 V para simular a entrada do termopar (valores de tensão avaliados por um multímetro Mínima modelo ET-2082B( $\pm 0,5\%$  + 3D,  $\pm 0,35$  mV de precisão)). Verificou-se que para estas tensões de entrada (eixo x, Figura 3.26) houve uma tensão em V de saída (eixo Y, Figura 3.26), representado um ganho de 120 vezes.



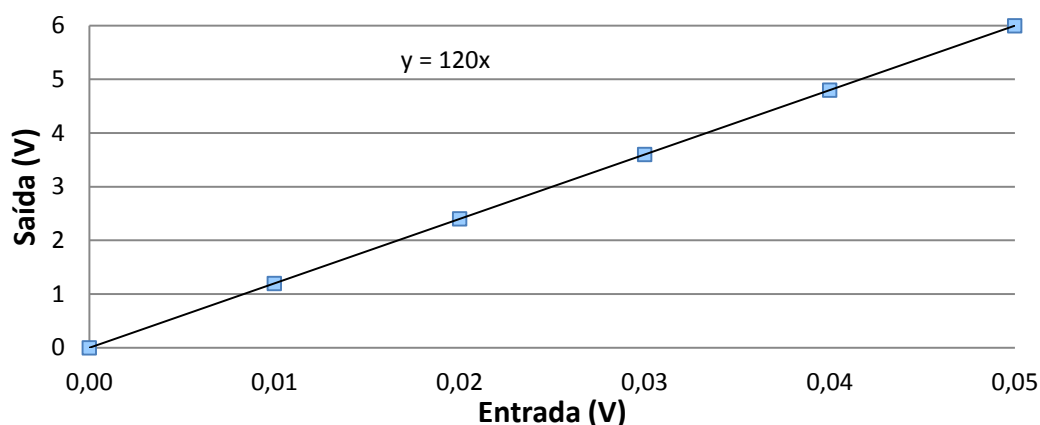


Figura 3.26 - Calibração do amplificador do sinal do termopar, mostrando haver um ganho de 120 vezes em relação a entrada do termopar e a saída do sinal

A tensão de saída correlacionará a uma tensão em V com a temperatura em °C que se encontra a região do termopar ligado à amostra. Para se aferir a calibração do sistema de medição do sistema, foi utilizado água destilada em 3 condições de equilíbrio diferentes (ver Figura 3.27 e 3.28), a saber:

- Solução água gelo a 0 °C, retornando uma tensão próxima de 0,00 V;
- água no estado líquido em temperatura ambiente 22 °C (temperatura do dia medido pelo termômetro), retornando uma tensão de 0,13 V;
- água em ebulição (100 °C), retornando uma tensão de 0,52 V.

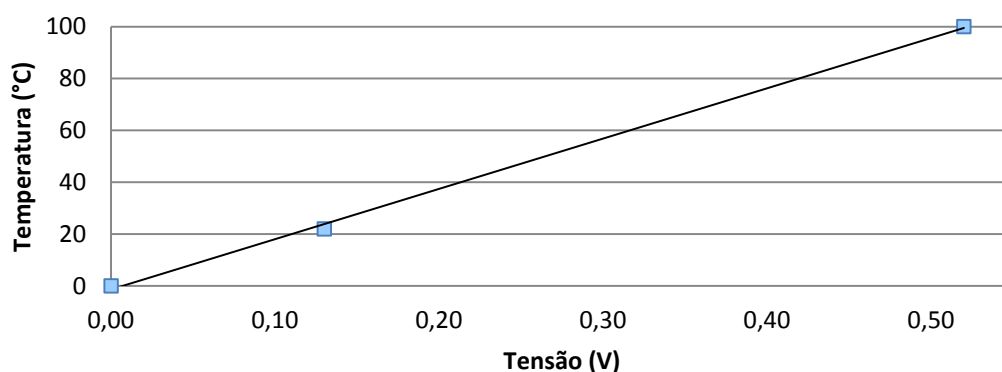


Figura 3.27 –Sumariza os resultados destes testes. Nesta Figura é sobreposta a curva de calibração padrão na faixa de 0 a 100 °C

Na Figura 3.28 se encontra a curva de calibração do termopar tipo K com bitola 32, proporcional a uma espessura de 0,5 mm, os pontos de coloração azul são referentes a Figura 3.9 da curva de calibração padrão deste termopar enquanto os pontos de vermelho se referem aos 3 pontos medidos das Figuras 3.28. Mostra que o termopar utilizado era realmente o especificado e que não houve introdução de ruídos pelo condicionador de sinal.

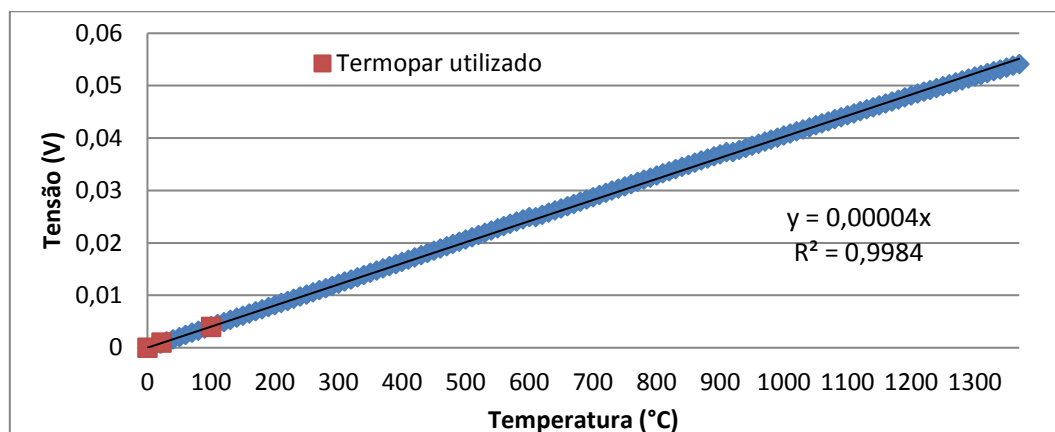


Figura 3.28 – Curva de ajuste do termopar com os três pontos medidos de cor vermelha

### 3.3 Materiais

#### 3.3.1 Material de Base

Para se desenvolver este estudo, foi utilizado HSLA utilizado em fabricação de tubos, segundo a norma API Specification 5L/ISO 3183 (2007) (Specification for Line Pipe). As amostras foram retiradas de uma chapa 19,05 mm de espessura, sendo caracterizado este aço pelos meios a seguir:

#### 3.3.2 Análise metalográfica

A Figura 3.33 apresenta uma micrografia óptica da seção transversal da chapa de aço. Como se vê, trata-se de uma matriz ferrítica como ilhas de bainitas. A granulação é razoavelmente fina (estimada pelo método de interceptos em 5,020 micrômetros, utilizando a norma ASTM E112-12). De acordo com Drand (2007), nos aços HSLA a microestrutura formada de ferrita e bainita possui granulometria de aproximadamente 10

$\mu\text{m}$ , com dispersão fina de constituinte Martensita-Austenita (MA) e possibilidade de ocorrência de colônia de cementita, perlita fina e austenita retida de tamanho heterogêneo. Desta forma, além de ferrita e perlita pode haver no presente aço outros microconstituintes/microfases, cuja procura fugiria do escopo deste trabalho. Já na Figura 3.29 apresenta uma microestrutura por microscopia óptica do metal base nas seções transversais e longitudinais de laminação da chapa metálica.

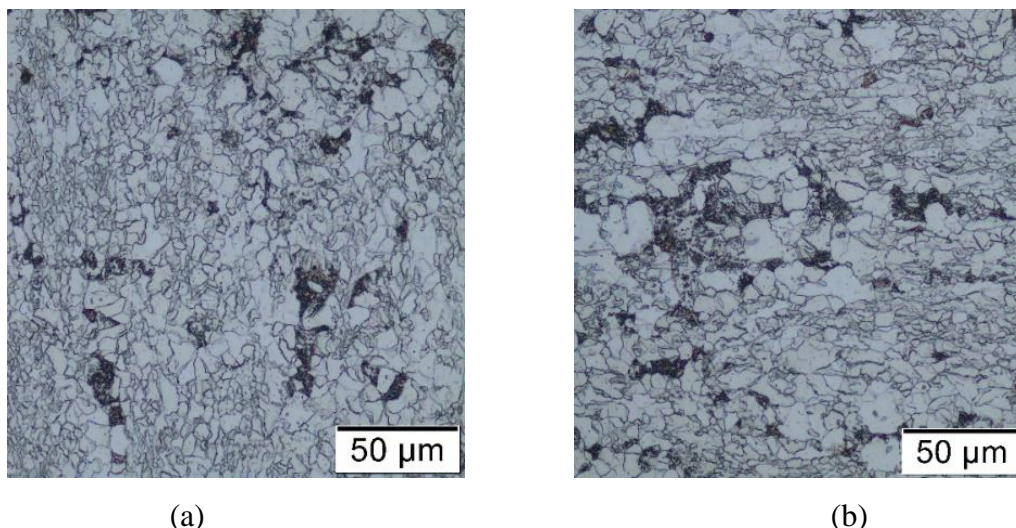


Figura 3.29 - Microestrutura (microscopia óptica) do metal de base estudado, constituído de uma matriz ferrítica e formação de bainita ou perlita: (a) sentido transversal de laminação; (b) sentido longitudinal de laminação (Nital 5%)

### 3.3.3 Especificação do material

Pela caracterização acima, e em conformidade com a norma API Spec. 5L/ISO 3183 (2007), considerou tratar de um aço para aplicação em tubos com costura da classe PSL 2. Pela sua composição química, Pcm de 0,2, Lesc de 505 MPa, Lrup de 677MPa (razão Lesc/Lrup de 0,75), alongamento de 13% e microestrutura, este aço seria de grau X70Q (temperado).

### 3.3.4 Resistência a tração

Os limites de escoamento (Lesc) e ruptura (Lrup) e as propriedades de deformação (estricção e alongamento) foram tirados como média de duas amostras. Os ensaios de

tração foram conduzidos de acordo com a norma ASTM E8M, em uma máquina Instron 8801, com 100 kN de força máxima, a uma velocidade de ensaio de 2 mm/min. Os corpos de prova foram retirados paralelamente à direção de laminação (longitudinal), com espessura igual à da chapa original de 19 mm. Os corpos de prova foram usinados em formato cilíndrico, como ilustrado na Figura 3.30, nas dimensões apresentadas na Figura 3.31. A tabela 3.2 apresenta a caracterização final, enquanto a Figura 3.32 ilustra a curva tensão x deformação de uma das amostras (corpos de provas).



Figura 3.30 - Ilustração dos corpos de prova para ensaio de tração

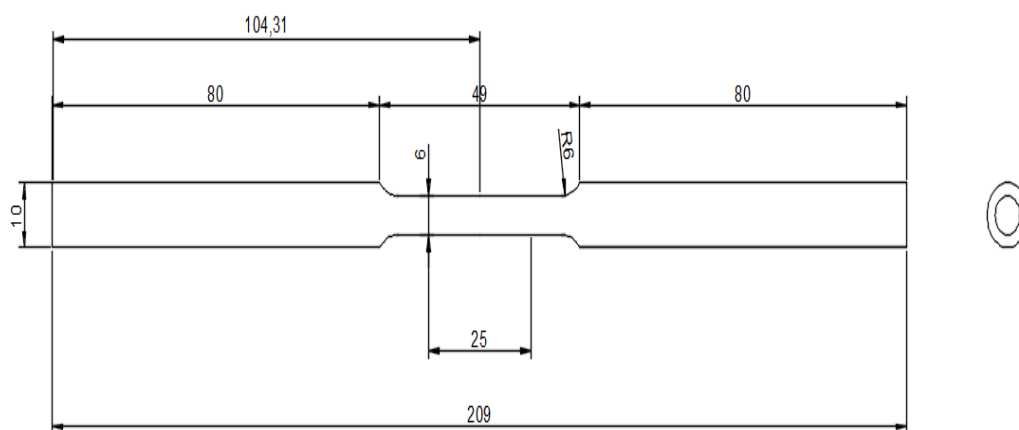


Figura 3.31 - Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração, conforme norma ASTM E8M

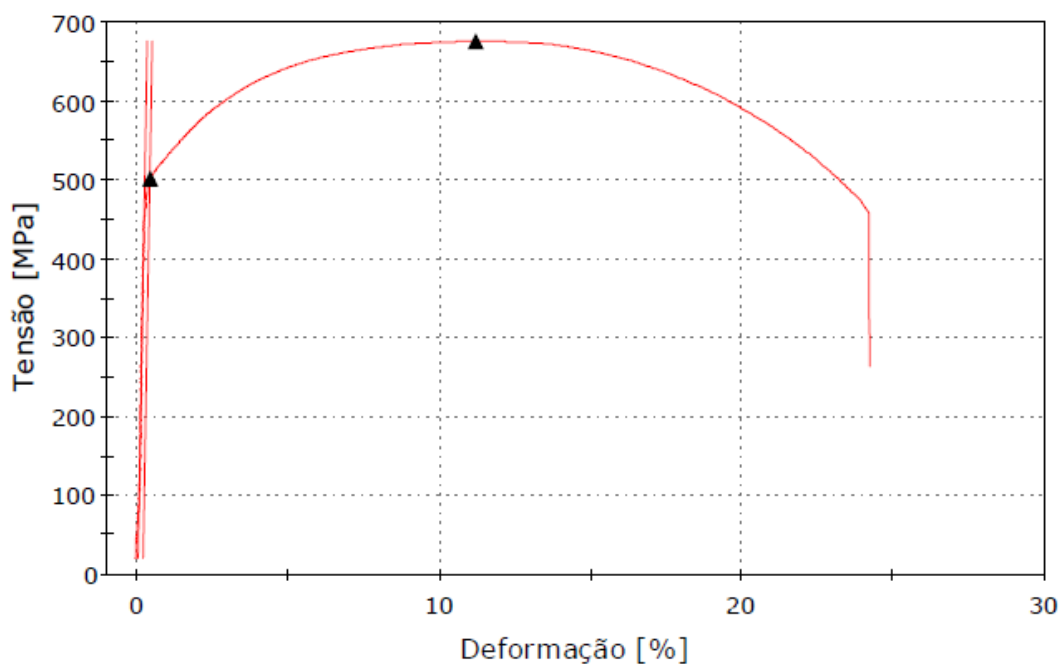


Figura 3.32 - Curva Tensão contra Deslocamento de um dos corpos de prova (ambos deram resultados semelhantes)

Tabela 3.2 Caracterização da resistência à tração do aço HLSA deste estudo<sup>1</sup>

Corpo de Prova	Diâmetro [mm]	Área [mm <sup>2</sup> ]	Lrup[MPa]	Liesc (Rp0,2) [MPa]	Elongamento [%]	Estricção [%]	Carga máxima [N]	Carga de escoamento (Offset 0.2 %) [N]
CP1	5,99	28,18	674,39	501,52	24.19	61,22	19004,36	14133,05
CP2	6,09	29,13	680,81	507,23	28.78	61,27	19831,32	14775,2

Obs.: Para medir o alongamento foi utilizado Vídeo Extensômetro (AVE), comprimento inicial e velocidade padrão ASTM E8M

### 3.3.5 Composição Química

A composição química foi determinada por Espectrometria de Emissão Óptica (OES), inclusive carbono e enxofre. Para se determinar a composição química, foram utilizadas 2 amostras. A tabela 3.3 apresenta os resultados. Como se vê, trata-se de um aço microligado (0,05 % Nb), com carbono muito baixo (0,056 %) e Mn alto (1.82 %).

<sup>1</sup> - Ensaio realizado de forma cooperativa no Instituto de Inovação SENAI de Joinville-SC

Tabela 3.3 Composição química do aço BLAR deste estudo, em % massa<sup>2</sup>

	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr
1	97,3	0,0621	0,174	1,82	0,0178	0,0013	0,21
2	97,3	0,0499	0,177	1,81	0,0178	0,0013	0,206
Média	97,3	0,056	0,175	1,82	0,0178	0,0013	0,208
	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti
1	0,214	0,0216	0,0288	0,0045	0,0134	0,0539	0,0132
2	0,211	0,0191	0,0282	0,0043	0,0125	0,0518	0,0133
Média	0,213	0,0203	0,0285	0,0044	0,013	0,0529	0,0132
	V	W	Pb	Sn	B	Ca	Zr
1	0,0197	0,005	0,0104	0,0026	0,0005	0,0018	0,0019
2	0,0196	0,005	0,0105	0,0033	0,0006	0,0009	0,0022
Média	0,0196	0,005	0,0104	0,003	0,0005	0,0014	0,002
	Zn	Bi	As	N	Se	Sb	Ta
1	0,001	0,001	0,001	0,0042	0,0024	0,001	0,005
2	0,0012	0,001	0,001	0,009	0,0022	0,0026	0,005
Média	0,0011	0,001	0,001	0,0066	0,0023	0,0013	0,005

É conhecida a fórmula de carbono equivalente (CE) recomendada IIW (International Institute of Welding), a qual foi desenvolvida nos anos de 1940, como indicado pela equação 3.3.

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (3.3)$$

Como se vê na tabela 3.4, o valor médio do CE foi de 0,479 para o dado aço em estudo.

Tabela 3.4 - Carbono equivalente da amostra 1 e 2

CE	
1	0,486
2	0,471
Média	0,479

<sup>2</sup> - Análise realizada de forma cooperativa no Instituto de Inovação SENAI de Joinville-SC

Entretanto, pela seção 9.2 (Chemical composition) da norma AISI/API Specification 5L/ISO 3183, 4th Edition, 2007, a equação 3.3 é indicada para aços com teor de carbono maiores do que 0,12%. Para aços com altos teores de C menor ou igual a 0,12 % de C, essa norma recomenda a equação 3.4, também conhecida como carbono equivalente de Ito-Bessyo, indicado como P<sub>cm</sub>. Aplicando os dados de análise química nesta equação, encontra-se um valor médio de P<sub>cm</sub> igual a 0,198.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (3.4)$$

## CAPÍTULO IV

### DETERMINAÇÃO DOS INÍCIOS E FINS DE TRANSFORMAÇÃO ATRAVÉS DO CALOR LATENTE DE MUDANÇA DE FASE

#### 4.1 Fundamento da análise térmica visando identificar inícios e fins de transformação de fases

As transformações de fase nos metais, normalmente apresentam variações de volume e tradicionalmente essas transformações são detectáveis através, de técnicas de dilatométria. Entretanto, essas transformações são também reações endotérmicas ou exotérmicas, devido aos calores latentes de transformação das fases. Desta forma, nos ciclos térmicos como os de soldagem, as curvas que representam a variação da temperatura em função do tempo, durante aquecimento ou resfriamentos contínuos apresentam desvios que também permitem identificar essas transformações. A Figura 4.1 mostra um exemplo típico deste caso.

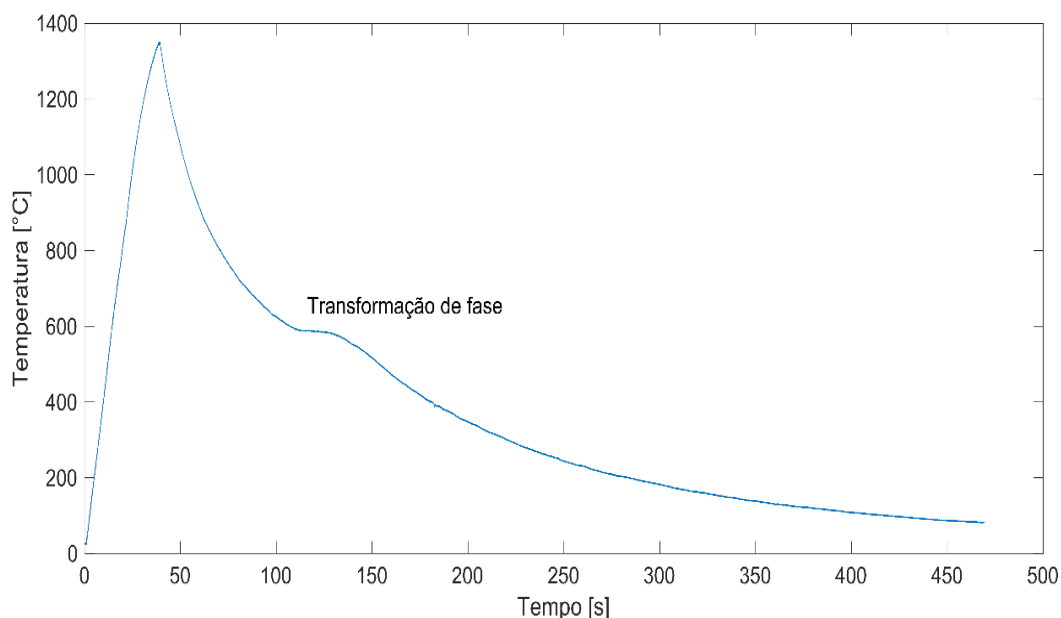


Figura 4.1- Ciclo térmico da amostra C20L11E6 mostrando um relevo durante o resfriamento ao ocorrer a transformação de fase



Entretanto, algumas vezes os desvios como apontados na Figura 4.1, não são identificados de forma tão clara. Portanto, são necessárias técnicas que melhor identifiquem as transformações de fase, a partir da análise dos ciclos térmicos. Uma destas técnicas é a análise térmica diferencial, utilizada inicialmente por Zachrisson (2006) e aperfeiçoada por Araújo et al. (2010).

O primeiro passo para se fazer a análise térmica diferencial do ciclo térmico é escolher e separar entre as curvas de aquecimento ou de resfriamento. A análise deve ser feita separadamente. O próximo passo é calcular uma curva de referência que é gerada através de uma função de regressão de parte da curva do ciclo térmico, excluindo a região de transformações de fase. Devido às características dos ciclos térmicos, a curva de ajuste que melhor se adequa seria do tipo exponencial ( $T_{reg}=ae^{bt}+ce^{dt}$ , onde a, b, c e d são coeficientes obtidos por análise de regressão e “t” é o tempo). Esta curva gerada é, então, sobreposta à curva do ciclo térmico real, caracterizando o desvio devido à transformação de fase (a diferença entre a curva de temperatura e a curva de referência), como ilustra a Figura 4.2 (a curva de cor azul se refere ao ciclo térmico real, enquanto a curva pontilhada de cor vermelha se refere à curva de regressão). Pela magnitude da diferença entre a curva de resfriamento experimental e a curva de referência da temperatura, é possível localizar o início e final das transformações de fase.

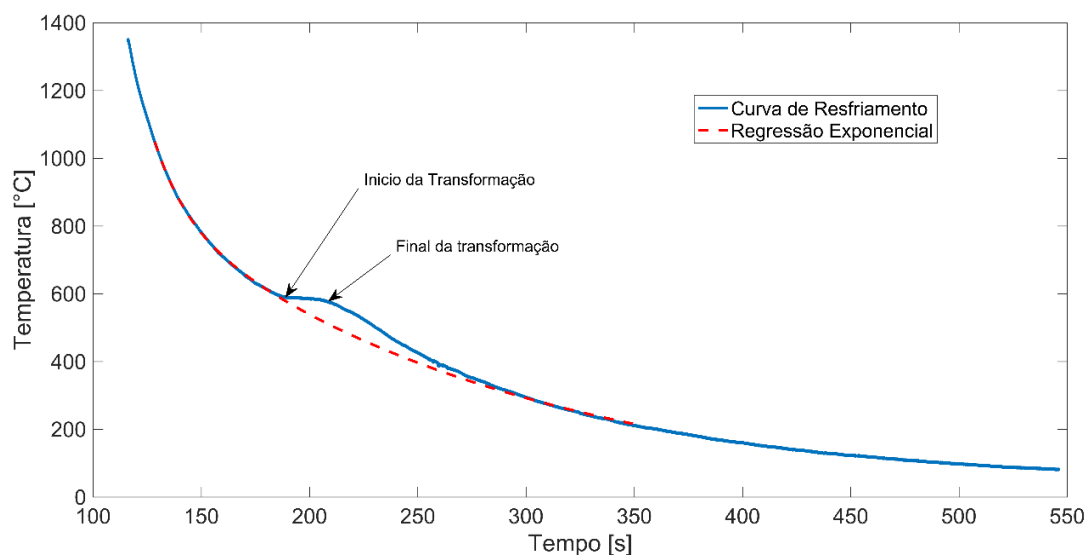


Figura 4.2 - Curva referência (vermelha) obtida por regressão sobreposta a uma curva real de resfriamento

A Figura 4.3 mostra o resultado da diferença entre a curva de resfriamento do ciclo térmico e a curva de referência (regressão exponencial). Nas regiões abaixo de 250°C e acima de 620°C o valor da diferença fica próximo do zero, ou seja, são as regiões escolhidas para definir o domínio da aplicação do cálculo da regressão exponencial. Já na região próxima de 620°C, a diferença entre as curvas começa a aumentar, demonstrando uma reação exotérmica (início da transformação) até a temperatura de aproximadamente 500°C, onde a reação termina e dá início ao resfriamento (término da transformação).

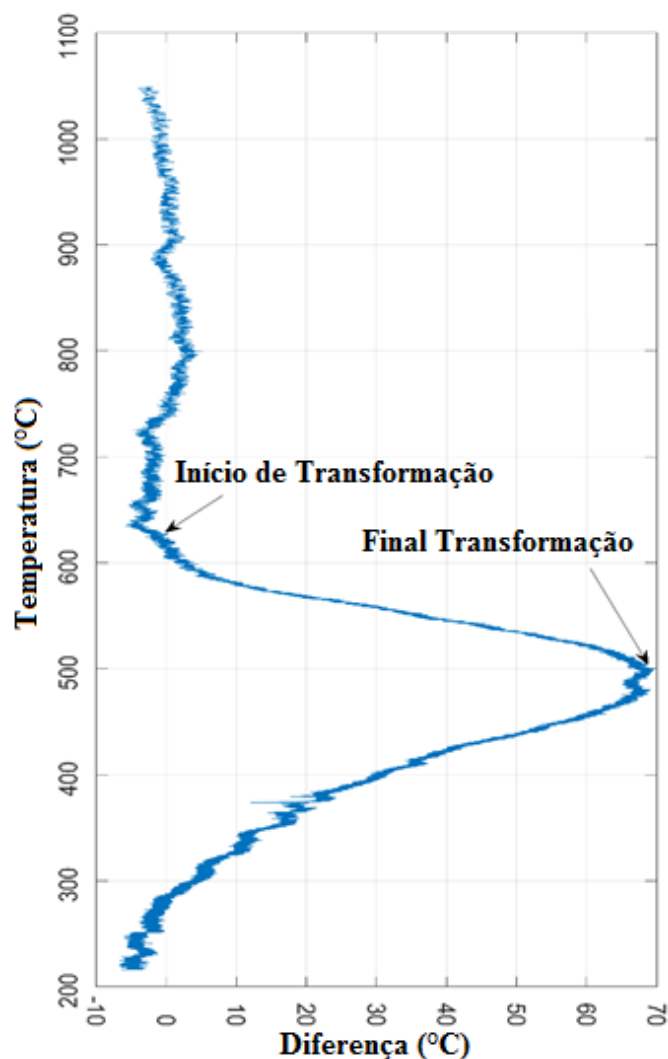


Figura 4.3 - Gráficos da diferença entre as temperaturas da curva por regressão e a curva real de ciclo térmico, na região temporal da mudança de fase ( $D(T) = T - T_{ref}$ ), indicando o início e final da temperatura de transformação de fase em °C no eixo Y (Temperatura (°C)), já no eixo das X (Diferença (°C)) indica a diferença de temperatura de mudança de fase com curva de real com a curva de regressão

Todo este procedimento descrito acima é facilitado por um algoritmo com interface gráfica com o operador desenvolvido no Laprosolda. A sequência de cálculo do algoritmo é:

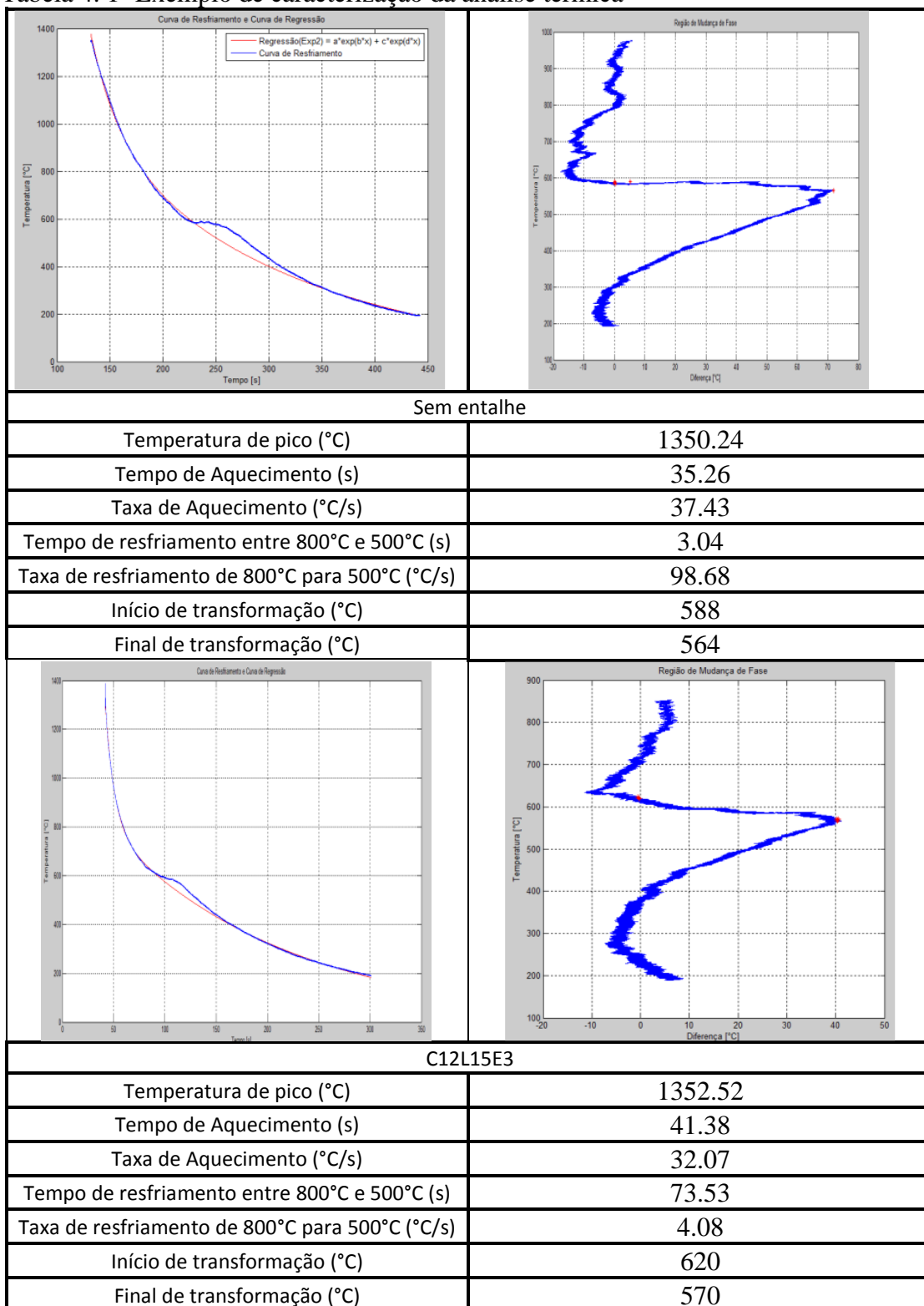
- Importa a curva do ciclo térmico de arquivos de texto (txt) gerados no simulador de ZAC;
- Escolhe-se entre aquecimento ou resfriamento;
- O operador escolhe a região de regressão clicando na curva com auxílio do mouse;
- O algoritmo calcula a regressão exponencial;
- O algoritmo calcula a diferença entre a curva real e a curva da regressão;
- Traça a curva de diferença versus temperatura semelhante à Figura. 4.2;
- O operador clica na curva identificando o início e o final das transformações.

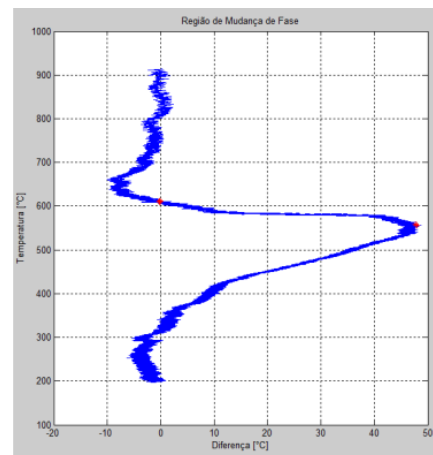
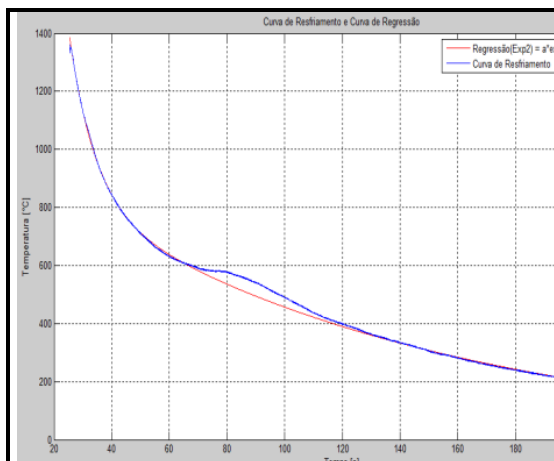
Por fim, os resultados finais do programa correspondem aos seguintes parâmetros:

- Gráficos da diferença entre as temperaturas da curva por regressão e a curva real de ciclo térmico, semelhante à Figura 4.3;
- Tempo de aquecimento (s) da temperatura ambiente até temperatura de pico;
- Taxa de aquecimento ( $^{\circ}\text{C/s}$ ) da temperatura ambiente até temperatura de pico;
- Tempo de resfriamento entre  $800^{\circ}\text{C}$  e  $500^{\circ}\text{C}$  (s);
- Taxa de resfriamento de  $800^{\circ}\text{C}$  para  $500^{\circ}\text{C}$  ( $^{\circ}\text{C/s}$ );
- Início de transformação ( $^{\circ}\text{C}$ );
- Final de transformação ( $^{\circ}\text{C}$ ).

Como exemplo está a Tabela 4.1, onde é possível observar as curvas de referência e do ciclo térmico, a curva da diferença entre as duas anteriores e a curva identificando o início e o término da transformação de fase, além dos parâmetros a cima listados, utilizando o programa feito no MatLab®.

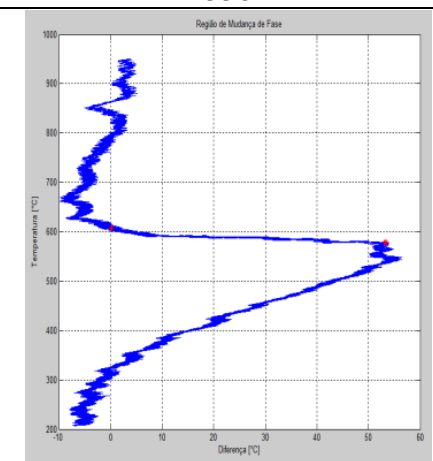
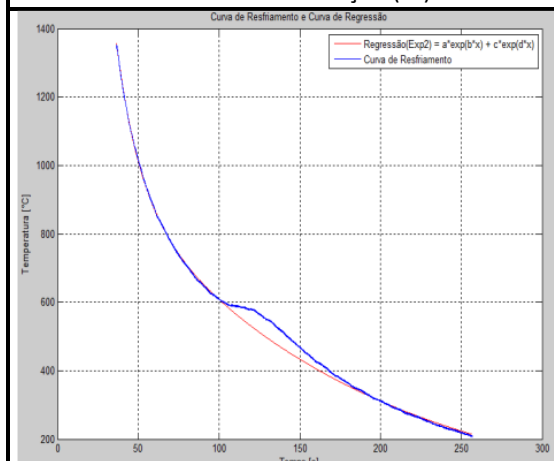
Tabela 4. 1- Exemplo de caracterização da análise térmica





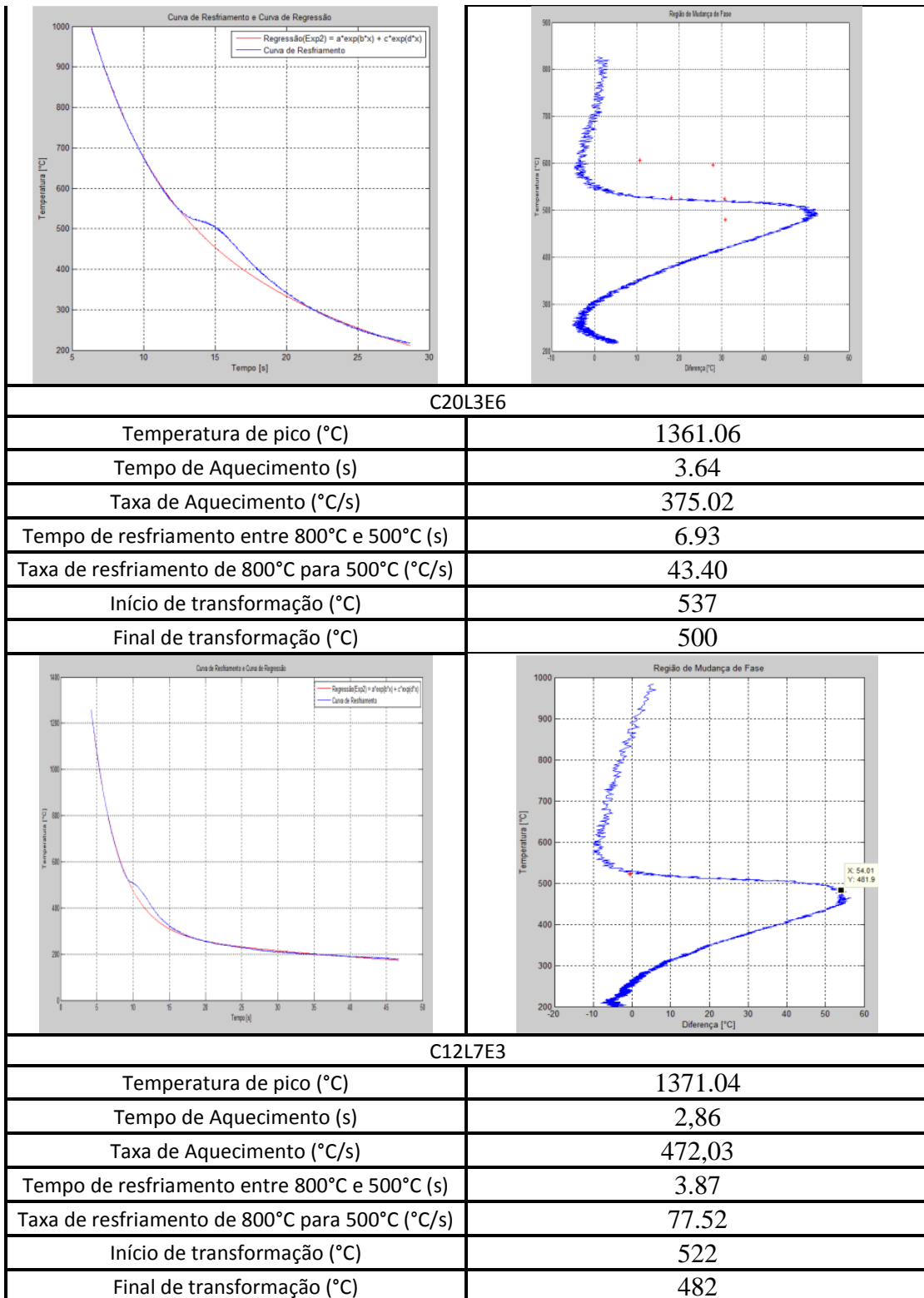
C20L15E3

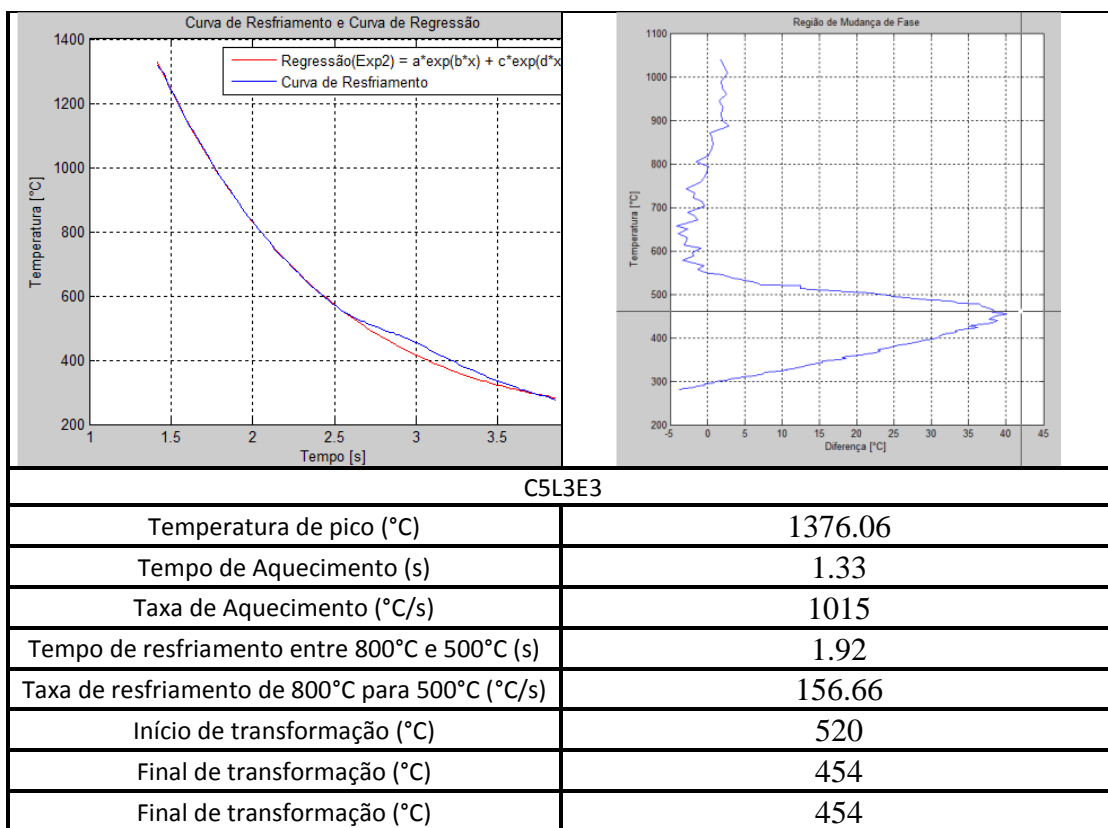
Temperatura de pico (°C)	1358.24
Tempo de Aquecimento (s)	25.04
Taxa de Aquecimento (°C/s)	52.14
Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C (s)	55.66
Taxa de resfriamento de 800°C para 500°C (°C/s)	5.39
Início de transformação (°C)	610
Final de transformação (°C)	558



C20L11E6

Temperatura de pico (°C)	1354.02
Tempo de Aquecimento (s)	35.26
Taxa de Aquecimento (°C/s)	37.01
Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C (s)	75.19
Taxa de resfriamento de 800°C para 500°C (°C/s)	3.99
Início de transformação (°C)	627
Final de transformação (°C)	573





## CAPÍTULO V

### EFEITO DAS DIMENSÕES SOBRE AS TAXAS DE AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO VISANDO OTIMIZAÇÃO GEOMÉTRICA DA AMOSTRA

#### 5.1 Planejamento experimental

O objetivo desta etapa do trabalho, foi elaborar uma metodologia para que no futuro a seleção da geometria e das dimensões das amostras para simulação possa ser feita, de forma a se conseguir a combinação das taxas de resfriamento e aquecimento desejada, de forma planejada. Isto reduziria em muito o número de amostras para se obter as taxas desejadas. Este procedimento, não foi aplicado no presente trabalho por economia de material e esforços (já que como se vê adiante, todas as combinações possíveis foram executadas), assim como ainda não é conhecido um método preciso de correlacionar taxas de aquecimento e resfriamento.

Para este trabalho foi escolhido a geometria conforme Figura 5.1, ou seja, uma amostra de um perfil chato retangular (150 a 15 por 6,35 mm), com um entalhe no centro. A razão do entalhe, com dimensões variadas ( $L \times C \times E$ ) tem a finalidade de controlar, através da resistência elétrica da amostra, o aquecimento. O resfriamento, por sua vez, depende também das geometrias dos entalhes (volume aquecido, cujo calor é transferido por condução ou perdido por radiação e convecção), assim como da massa da amostra para fora do entalhe e do suporte e da massa do próprio suporte (absorvedores de calor por condução). É importante lembrar que do comprimento total da amostra, uma parte fica dentro do próprio suporte (ver Figura 5.2), ou seja, o comprimento útil da amostra é de 100 mm. É importante também ressaltar que para o corte e usinagem na região central (entalhe) das amostras utilizou-se uma baixa velocidade de aquecimento e de refrigeração através de fluido de corte, no intuito de não provocar o encruamento do material.



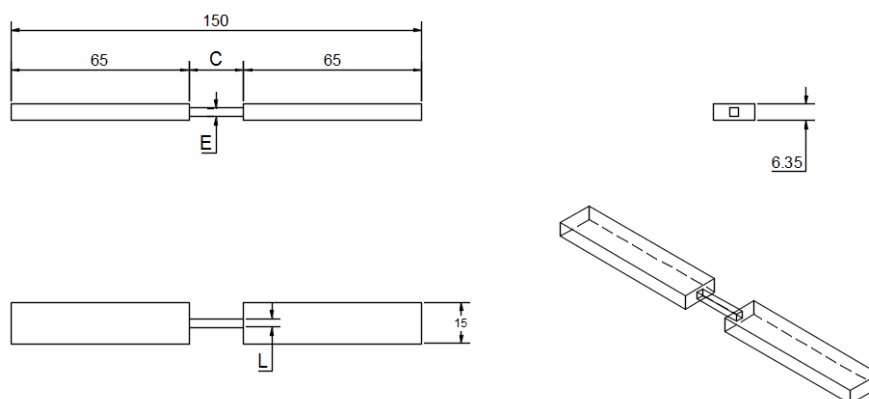


Figura 5.1- Geometria padrão das amostras para simulação física, onde C é o comprimento, L a largura e E a espessura do entalhe



Figura 5.2 - Ilustração de uma amostra em operação de aquecimentos fixada nos suportes, com ênfase para o comprimento útil da amostra de 100 mm

Um planejamento experimental (fatorial completo) foi implementado, para varrer toda a faixa de variação das dimensões do entalhe, (faixa e número de níveis subjetivamente escolhidos), sendo que C (comprimento do entalhe) dividido em 3 níveis diferentes, L (largura do entalhe), dividido em 4 níveis e E (espessura do entalhe), dividido em 2 níveis, a saber:

- Fatores/Níveis
  - Fator “C”, com níveis (tratamentos) de fator = 3 (20 mm, 12,5 mm e 5 mm)
  - Fator “L”, com níveis (tratamentos) do fator = 4 (3 mm, 7 mm, 11mm, 15 mm)
  - Fator “E”, com níveis (tratamentos) do fator = 2 (3 mm e 6,35 mm”)
- Réplicas
  - “n” réplicas de cada experimento =1 (sem repetições)

Total de experimentos: níveis C x níveis L x níveis E x replicagem = 24

Como a condição em que E do entalhe é o mesmo da espessura da amostra, C passaria a ter o comprimento útil da amostra de 100 mm, não os 20 mm como determina o planejamento. Assim, seus resultados não foram utilizados na análise.

Como respostas, se utilizou:

- Resposta
  - Taxa de aquecimento  $\Delta T_{a6/13}$  faixa de 600 a 1350 °C.
  - Taxa de resfriamento  $TxR_{8/5}$  faixa de 800 a 500 °C.

A escolha da faixa de 600 a 1350 °C para caracterizar as taxas de aquecimento se deu de forma arbitrária, assumindo que acima de 600 °C já exista energia interna significativa para alterar a cinética de transformação de fase e crescimento de grãos. Já para resfriamento, 800 a 500 °C já é tradicional para aços estruturais como a faixa em que ocorrem as transformações difusionais.

Como critério para avaliar a confiabilidade do sistema, usou-se:

- Análise de Variância
  - $H_0$ : C=L=E=0 (um fator não irá interferir no outro)
  - $H_1$ : C $\neq$ 0 para um valor mínimo de 5% (um fator irá interferir no outro)

As respostas em função da combinação de fatores estão apresentadas na Tabela 5.1, onde se encontram todas as taxas de aquecimento entre 600 e 1350 °C (Tx<sub>A6/13</sub>) e de resfriamento entre 800 e 500 °C (Tx<sub>R8/5</sub>), identificadas pela denominação da amostra (CXXLYEZ, onde C quer dizer o comprimento do entalhe da amostra, em XX mm, L a largura do entalhe, em Y mm e E a espessura, em Z mm).

Tabela 5. 1 - Combinação de fatores entre C, L e E com as respostas de Tx<sub>A6/13</sub> e Tx<sub>R8/5</sub>, comprimento útil de 100 mm e potência da fonte no tag 6

	C	L	E	TxA <sub>6/13</sub> (°C/s)	TxR <sub>8/5</sub> (°C/s)
Sem entalhe	20	15	6	7,47	3,04
C5L11E6	5	11	6	17,44	3,10
C12L7E6	12	7	6	48,04	3,84
C5L11E3	5	11	3	24,41	3,87
C12L11E6	12	11	6	38,57	3,93
C20L11E6	20	11	6	33,55	3,99
C12L15E3	12	15	3	24,68	4,08
C5L7E6	5	7	6	27,91	4,19
C5L15E3	5	15	3	41,76	4,52
C20L15E3	20	5	3	47,33	5,39
C20L7E6	20	7	6	132,51	17,75
C20L11E3	20	11	3	223,23	14,25
C12L11E3	12	11	3	267,33	38,67
C5L7E3	5	7	3	129,50	39,85
C20L3E6	20	3	6	571,05	43,40
C20L7E3	20	7	3	410,73	43,42
C12L7E3	12	7	3	454,43	77,52
C5L3E6	5	3	6	584,71	88,66
C12L3E6	12	3	6	436,97	89,83
C20L3E3	20	3	3	2078,10	119,11
C12L3E3	12	3	3	1582,52	156,66
C5L3E3	5	3	3	1360,72	414,23

Se confirmou o fato de que quanto menor a área transversal do entalhe ( $E \times L$ ), maior a resistência elétrica e menor será o tempo de aquecimento (maior taxa de aquecimento). Também mais rápido é o resfriamento, pois menor é o volume aquecido (menor conteúdo de calor), que tem de se resfriado por condução para o restante da amostra. Porém, para os casos de maiores comprimentos do entalhe ( $C$ ), o tempo de aquecimento também diminui, mas não o tempo de resfriamento, seguindo a lógica acima. Entretanto, curiosamente há um ponto máximo de aumento da taxa de aquecimento com o aumento de  $C$ . Este comportamento é explicado pelo fluxo de energia na amostra para um comprimento maior. O fluxo de energia é causado também pela convecção, que pode se sobressair à condução (ARAUJO, 2008).

A partir das respostas taxas de aquecimento, na faixa de 600 a 1350 °C para um ciclo térmico de temperatura de pico de 1350 °C e de resfriamento, na faixa de 800 a 500°C, foi aplicada análise de regressão sobre os dados da tabela 5.1 (com o software Excel®). O objetivo era de encontrar o fator mais influente, entre os  $C$ ,  $L$  e  $E$ , assim como encontrar por regressão multilinear uma equação de predição da taxa de aquecimento e resfriamento em função das dimensões do entalhe. O nível de significância, (probabilidade de se rejeitar incorretamente a hipótese nula quando ela é verdadeira) utilizado foi de 0,05 ou 5%.

Uma análise de regressão gera uma equação para descrever a relação estatística, entre um ou mais fatores e a variável de resposta. Para a regressão multilinear existe relação casual com mais de duas variáveis, que no caso representam os valores de  $C$ ,  $L$  e  $E$ , em relação às taxas de aquecimento e resfriamento. Por eliminação de fatores menos significativos, os modelos apresentaram maiores valores de coeficiente de correlação ( $R^2$ ), tanto para o aquecimento quanto para o resfriamento, foram utilizando-se apenas  $C$  e  $1/LE$ .

A Equação 5.1 representa a predição da taxa de aquecimento ( $TxA_{6/13}$ ) para a geometria e material da amostra e regulagem da potência do simulador, estabelecendo uma relação entre  $C$  e  $1/LE$ . Como se sabe da teoria de análise de regressão, não se espera de uma equação de predição a relação física de causa e efeito. Se por um lado uma menor área da seção de um condutor ( $L \times E$ ) se espera maior resistência do condutor, portanto

uma maior  $TxA_{6/13}$ , por outro lado se esperaria maior resistência com um maior  $L$ .

Por meio da Tabela 5.2, é possível observar os parâmetros estatísticos da regressão multilinear. Note que o valor de “F” é bem maior do que o índice estatístico “significanceF”, permitindo-se que se rejeitasse a  $H_0$  e aceita-se como verdade  $H_1$ , isto é, possível afirmar com o nível de significância de 0,05 que  $H_0 \neq H_1$ , logo (um fator irá interferir no outro). Para os valores de R ajustado (Adjusted R Square) acima de 0,6 já se torna aceitável, de acordo com Montgomery (2011), nesta análise os valores de R ajustado foi de 0,82 demonstrando um bom ajuste da reta. Outro fator importante na análise e quanto aos valores de p (P-value) em que para valores menores que 0,05 significa que os coeficientes (Coefficients) da equação de predição são significativos.

$$TxA_{6/13} = -421,43 - 5,25 * C + \frac{16661,72}{L * E} \quad (5.1)$$

Tabela 5.2 - Resumos dos parâmetros estatísticos para a equação de predição da taxa de aquecimento

SUMMARY OUTPUT								
Regression Statistics								
Multiple R	0,914981							
R Square	0,83719							
Adjusted R Square	0,8191							
Standard Error	244,4429							
Observations	21							
ANOVA								
	df	SS	MS	F	Significance F			
Regression	2	5530571,934	2765285,967	46,27914225	8,03768E-08			
Residual	18	1075541,702	59752,31675					
Total	20	6606113,635						
	Coefficients	Standard Error	t Stat	P-value	Lower 95%	Upper 95%	Lower 95,0%	Upper 95,0%
Intercept	-421,434	139,2594843	-3,026248914	0,007258669	-714,0071831	-128,861	-714,0071831	-128,8605433
C	5,254894	8,737061589	0,601448677	0,555041137	-13,10099112	23,61078	-13,10099112	23,6107794
1/LE	16661,72	1751,332218	9,513740373	1,91256E-08	12982,30757	20341,13	12982,30757	20341,13248

Com os dados obtidos através desta regressão é possível fazer um levantamento de uma superfície de resposta tal como exibido na Figura 5.3, percebe-se por esta superfície de resposta que a dimensão  $C$  tem pouca influência no aquecimento.

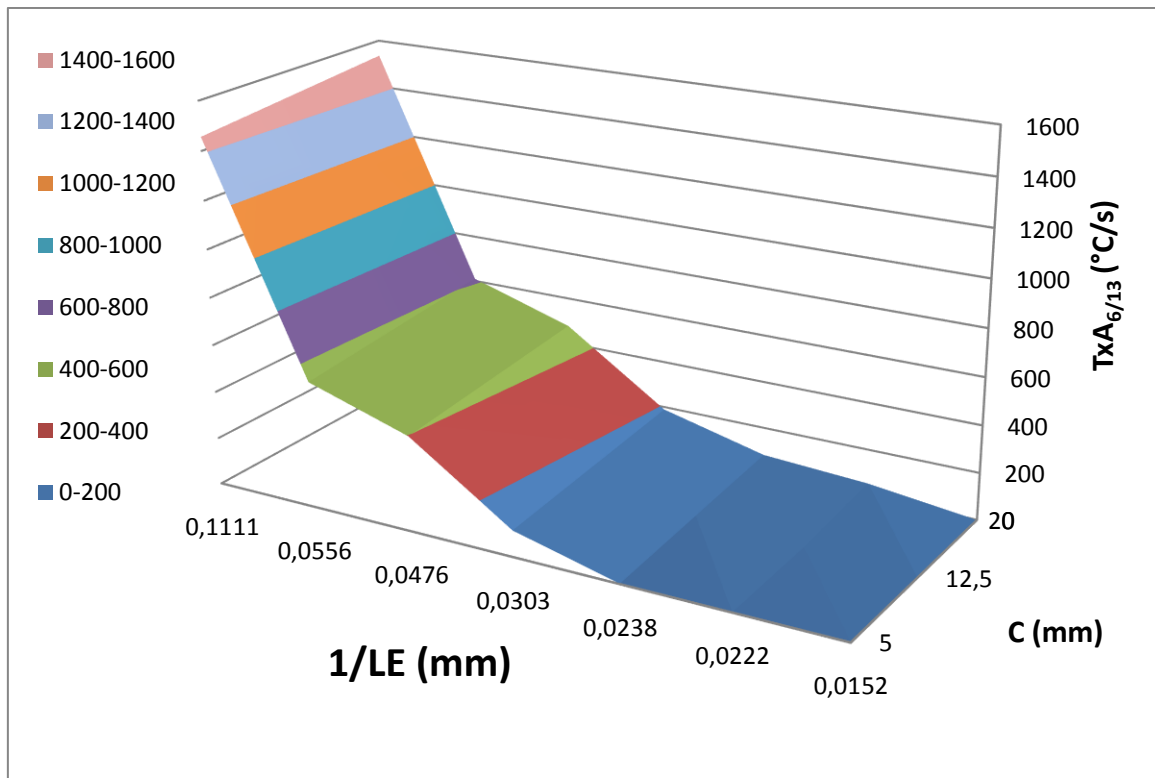


Figura 5.3 - Superfície de resposta da taxa de aquecimento com a temperatura em  $^{\circ}C$  em função da geometria entre  $C$  e  $1/LE$

A Equação 5.2, irá representar de forma análoga o presságio da taxa de resfriamento ( $TxR_{8/5}$ ), para a geometria e material da amostra e regulação da potência do simulador. Por meio da tabela 5.3 é possível de se observar os parâmetros estatísticos da regressão multilinear estabelecendo uma relação entre  $C$  e  $1/LE$ . Note que o valor de “F” é bem maior do que o índice estatístico “significanceF” permitindo-se que se rejeitasse a  $H_0$  e aceita como verdadeiro  $H_1$ , isto é, possível de se afirmar com o nível de significância de 0,05 que  $H_0 \neq H_1$ , logo (um fator irá interferir no outro). Avaliando os valores de  $R$  ajustado (Adjusted R Square), foi de 0,75 um pouco menor em relação a taxa de aquecimento, mas ainda se torna aceitável por ser acima de 0,6 de acordo com Montgomery (2011). Um outro fator bastante importante para análise e quanto aos valores de  $p$  (P-value) em que para valores menores que 0,05 significa que os coeficientes (Coefficients) da equação de predição.

$$TxR_{8/5} = -9,78 - 1,08 * C + \frac{1454,42}{L * E} \quad (5.2)$$

Tabela 5.3 - Resumos dos parâmetros estatísticos para a equação de predição da taxa de aquecimento

SUMMARY OUTPUT								
Regression Statistics								
Multiple R	0,882304796							
R Square	0,778461752							
Adjusted R Square	0,752398429							
Standard Error	22,5017045							
Observations	20							
ANOVA								
	df	SS	MS	F	Significance F			
Regression	2	30246,03	15123,01293	29,86809261	2,73095E-06			
Residual	17	8607,554	506,3267055					
Total	19	38853,58						
	Coefficients	Standard Error	t Stat	P-value	Lower 95%	Upper 95%	Lower 95,0%	Upper 95,0%
Intercept	-9,785123805	12,83157	-0,762581669	0,45616459	-36,85738041	17,2871328	-36,85738041	17,2871328
C	-1,084534945	0,859609	-1,261660751	0,224108209	-2,898151418	0,729081528	-2,898151418	0,729081528
1/LE	1454,423437	188,9808	7,696143522	6,15866E-07	1055,70878	1853,138094	1055,70878	1853,138094

Com os dados obtidos através, desta regressão foi possível fazer um levantamento de uma superfície de resposta demonstrado na Figura 5.6. Percebe-se ainda por esta superfície de resposta que a dimensão  $1/(L * E)$  é a mais significativa, mas que a dimensão C passou a ter alguma influência na taxa de resfriamento.

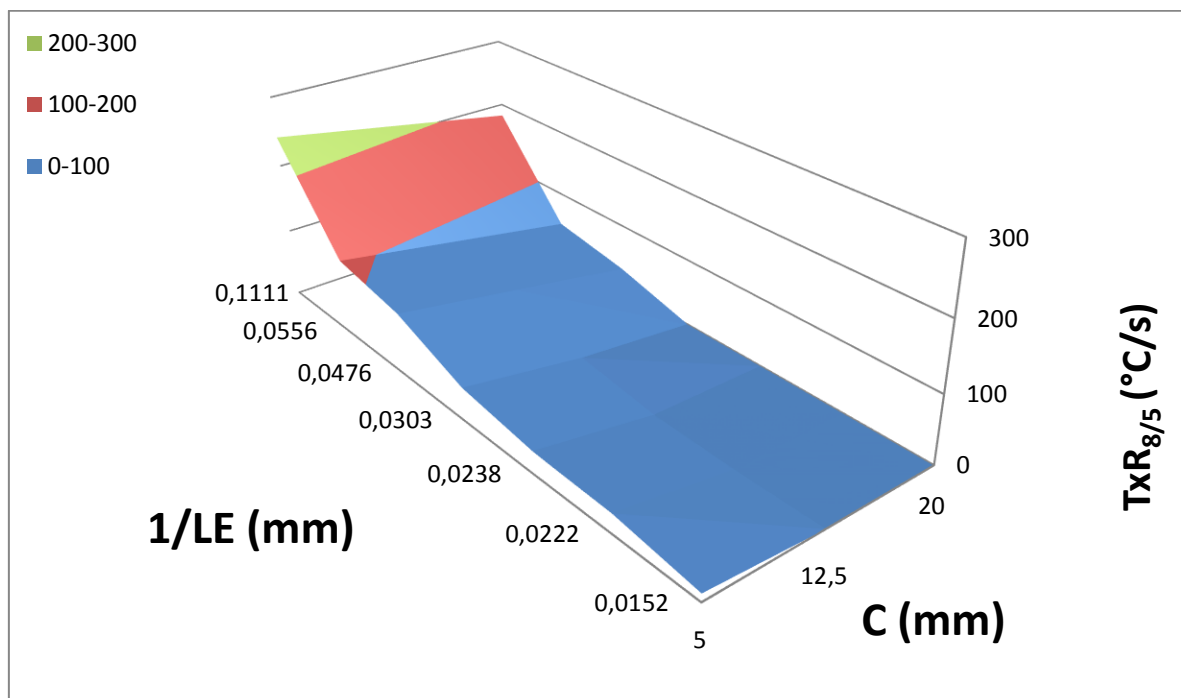


Figura 5. 4 - Superfície de resposta (taxa de resfriamento) em função dos fatores C e 1/LE

Finalmente, a partir de um programa de otimização, poder-se-ia ao se utilizar as equações 5.1 e 5.2 como preditoras e valores como restritores para  $L$ ,  $C$  e  $E$ , se achar os valores que de  $L$ ,  $C$  e  $E$  que forneceriam as taxas de aquecimento e resfriamento desejadas (numa faixa a determinas). Mas como os efeitos das dimensões  $L$  e  $E$  estão combinados, não seria possível por estas equações otimizar independentemente  $L$  e  $E$ .



## CAPÍTULO VI

### ***DETERMINAÇÃO DE DIAGRAMAS DE TRANSFORMAÇÃO DE AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO PARA SOLDAGEM***

O ciclo térmico de soldagem governa às transformações que ocorrem na junta soldada para uma dada temperatura de pico, através das taxas de aquecimento e resfriamento. Para este trabalho foram realizados, aquecimento de amostras da temperatura ambiente até o pico do ciclo térmico, seguido de resfriamento de volta a temperatura inicial, procurando ciclos semelhantes aos de uma soldagem real. A temperatura de pico escolhida foi de 1350 °C, temperatura esta visando simular a região de grãos grosseiros da ZAC de um HLSA.

Normalmente, quando se estuda ciclo térmico em soldagem, pouca ou nenhuma atenção é dada para o aquecimento, mesmo sabendo-se que para aços estruturais há também transformação de fases durante a elevação da temperatura. Porém, pode-se imaginar, e até existem algumas evidências experimentais (comunicação verbal de Américo Scotti, 2017), que ciclos de aquecimentos diferenciados podem levar a temperaturas distintas de início e fim de transformação e a tamanho final de grãos diferenciados, com consequência sobre a cinética de transformação no resfriamento. Por isto, neste trabalho procurou-se dar atenção também a este aspecto.

Durante o aquecimento, a transformação de fase (austenitização) do material usado nesta dissertação tem característica endotérmica, acontecendo entre as temperaturas aproximadas de 700 a 900 °C. Assim, na temperatura de pico (1350 °C) o material está totalmente austenizado. A velocidade de aquecimento é muito alta e dificulta a observação da alteração da temperatura. Já durante o resfriamento, as transformações de austenita para ferrita, perlita, bainita e martensita possuem características exotérmica, sendo as difusionais ocorrendo entre às temperaturas de 900 a 400 °C (podendo ocorrer duas ou mais transformações nesta faixa). Tradicionalmente, estas transformações são definidas como ocorrendo entre as temperaturas de 800 a 500 °C.

Na Figura 6.1 se apresenta o ciclo térmico de um dos testes realizados no

simulador de ZAC, demonstrando as alterações nos ciclos térmicos. Percebe-se que no aquecimento o desvio da curva é para dentro, caracterizando absorção de calor pela transformação (endotérmica), enquanto no resfriamento o desvio da curva é para fora, caracterizando a liberação de calor (exotérmica). Desta forma, é notável uma boa sensibilidade do método de simulação empregado pelo simulador de ZAC do Laprosolda, visto que, o objetivo é a detecção destas transformações durante o ciclo térmico até para seus altos valores de taxa de aquecimento e resfriamento.

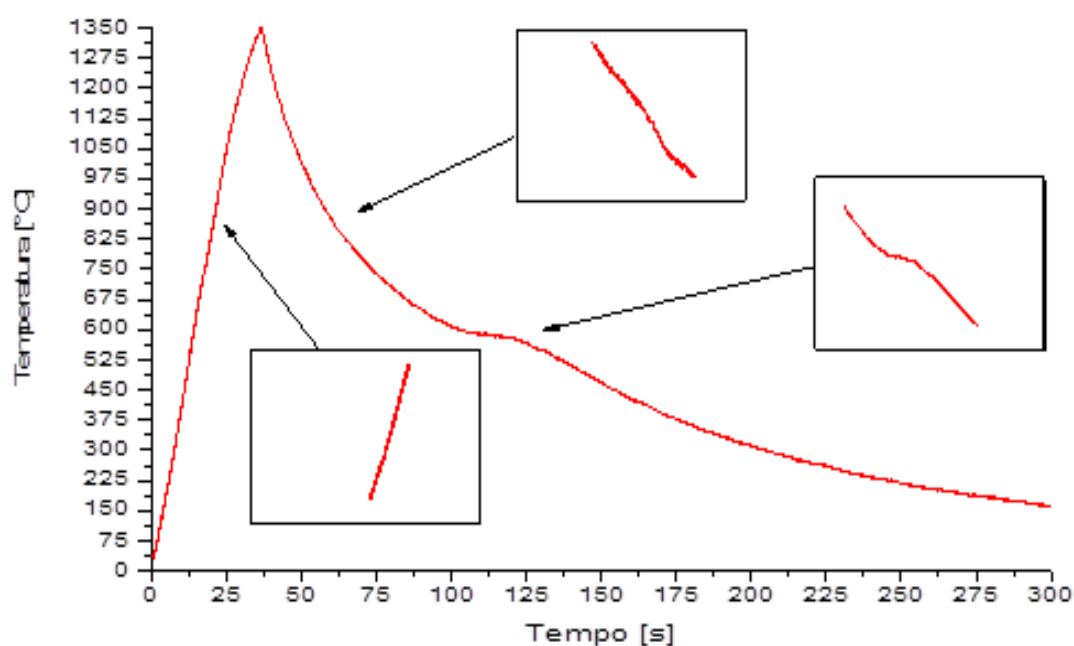


Figura 6.1- Ciclo térmico experimental imposto na amostra C20L11E6

Nos anexos deste trabalho se encontram, os ciclos térmicos de todos os testes realizados. O método para determinação das temperaturas de início e fim das transformações de microestrutura foi detalhadamente descrito no capítulo IV. Resumidamente, identifica-se automaticamente por rotinas computacionais os pontos de inflexão das curvas desses ciclos térmicos pela comparação do ciclo térmico real com o mesmo ciclo térmico interpolado, para uma condição em que não haveria transformação.

## 6.1 Diagrama de Transformação de Aquecimento Contínuo

### 6.1.1 Determinação das temperaturas de início de fim de transformação

Em um diagrama de equilíbrio da liga Fe-C (Figura 6.2), a linha Ac1 (que representa, a temperatura de transformação eutetóide, 723°C para aços ao carbono), separa os campos ferrita-cementita dos campos contendo austenita + ferrita das ligas com baixo teor de carbono (hipoeutetóides). Já a linha Ac3 é a temperatura limite entre os campos das fases ferrita + austenita e o campo austenítico, sendo que a temperatura limite varia de acordo com a composição da liga Fe-C. Lembrando, estes diagramas são construídos de tal forma que as velocidades de aquecimento sejam muito baixas, com as transformações acontecendo no equilíbrio (CALLISTER, 2007)

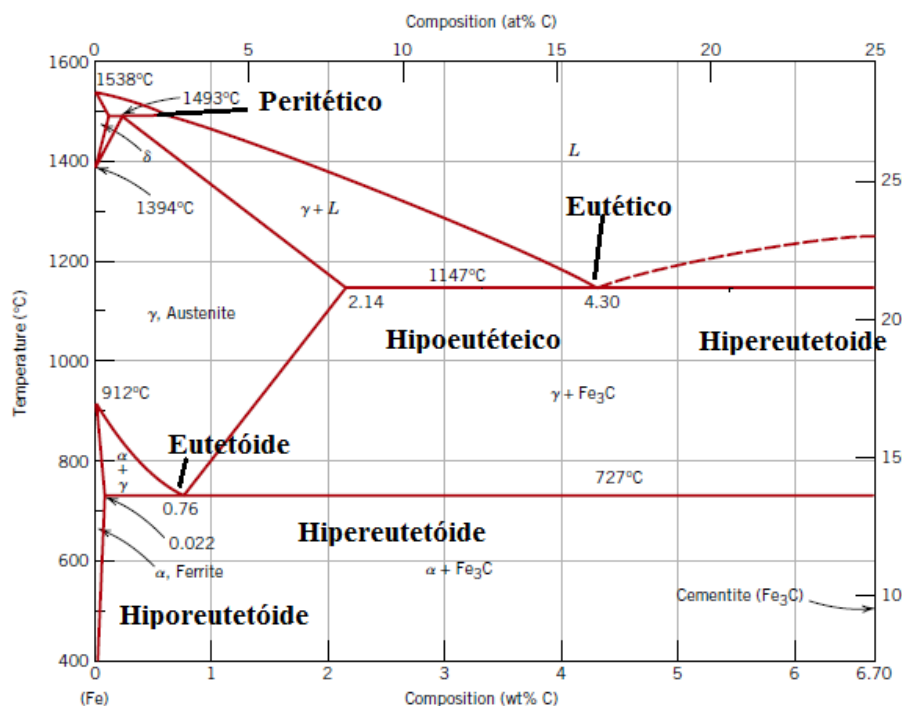


Figura 6.2 -Diagrama típico de equilíbrio para ligas Fe-C (Callister, 2007, adaptado)

A Figura 6.3 é a separação e ampliação da região da Figura 6.2 correspondentes a um aço com teor de C de 0,06 % (semelhante ao aço deste trabalho), apontando as faixas de temperatura e as fases existentes abaixo, entre e a acima das curvas Ac1 e Ac3.

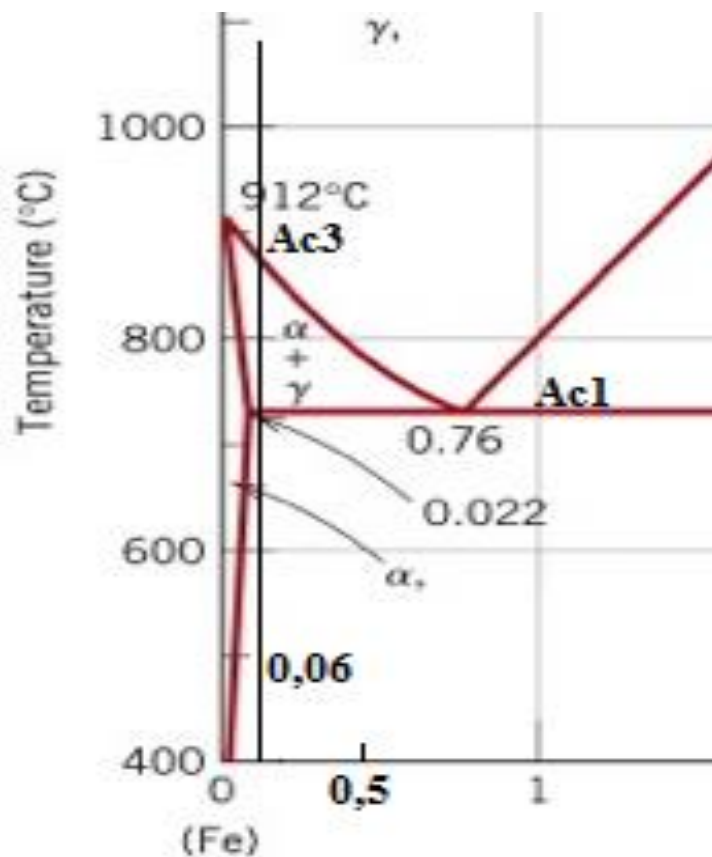


Figura 6.3 - Zoom de parte da Figura 6.2, localizando as regiões entre as linhas Ac1 e Ac3 para um diagrama Fe-C de equilíbrio (CALLISTER, 2007, adaptado)

Na Figura 6.4 se encontra a curva de aquecimento da amostra C12L11E6, onde se está sobrepondo a regressão da curva de aquecimento sobre a própria curva de aquecimento. Desta forma, é possível visualizar mais facilmente os pontos de início e final da transformação de fase durante o aquecimento, ou seja, as temperaturas similares aos pontos Ac1 e Ac3 de um diagrama de equilíbrio Fe-C.

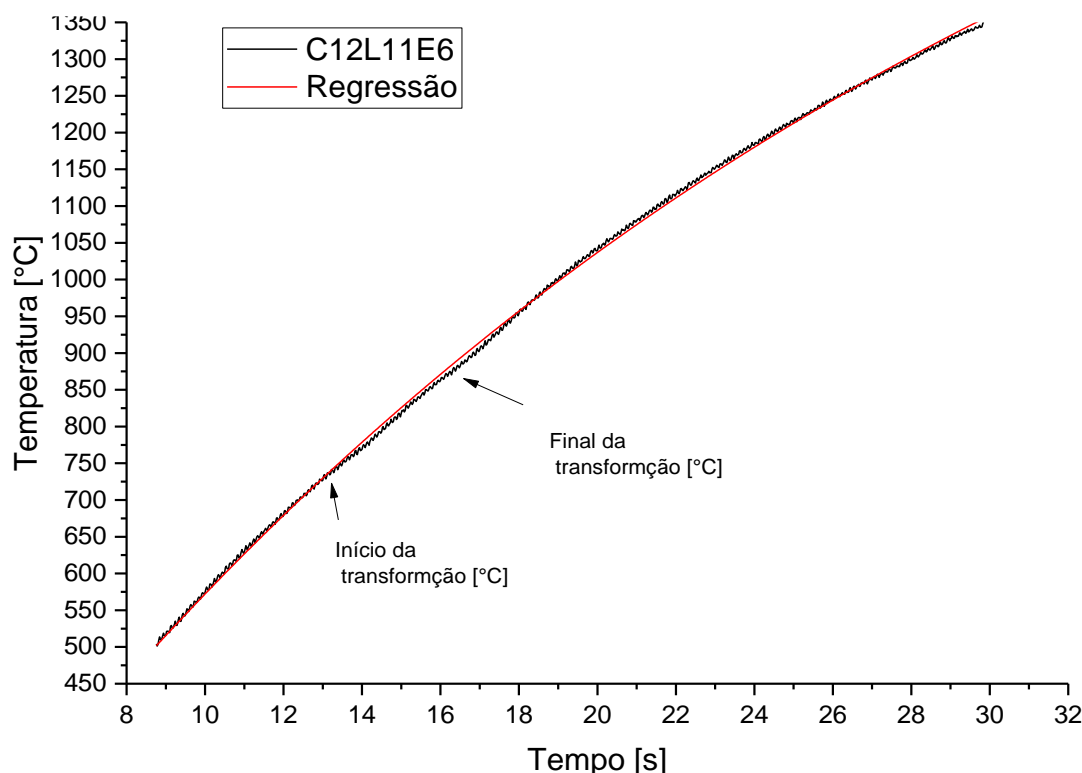


Figura 6.4 - Sobreposição da regressão (linha vermelha) da curva de aquecimento sobre a própria curva de aquecimento (linha preta), demonstrando as temperaturas de início e fim da transformação de fase para a amostra C12L11E6

Usando-se o método computacional como mencionado no capítulo IV, as temperaturas de início e final da transformação de fase durante o aquecimento das amostras submetidas a simulação neste estudo estão apresentadas na Tabela 6.1. Nesta tabela, as taxas de aquecimento ( $TxA$ ) alcançadas por amostra foram medidas como a média entre a faixa de temperatura e o tempo entre 600 e 1350 °C, representada neste trabalho como  $TxA_{6/13}$ . Esta faixa de temperatura foi subjetivamente definida, por se considerar que haveria cinética das transformações metalúrgicas difusionais. Ou seja, desprezou-se o tempo de aquecimento abaixo de 600 °C. É importante destacar que, ao contrário do resfriamento que já se tem uma faixa de temperatura entre 800 e 500 °C ( $TxR_{8/5}$ ) tradicionalmente caracterizada e aceita, não existe na literatura uma faixa convencional de temperatura para caracterizar o aquecimento.

Tabela 6. 1 - Temperatura de início e fim de transformação durante o aquecimento para um pico de temperatura nominal de 1350 °C (regulagem do pico de temperatura para cada amostra e dada pela equação 3.1)

Amostra	$TxA_{6/13}$ (°C/s)	Início de Transformação (°C)	Final de Transformação (°C)
Sem entalhe	7,5	742,5	882,9
C5L11E6	17,5	751,1	882,5
C20L11E6	33,6	739,3	885,3
C12L11E6	38,7	741,0	891,6
C5L15E3	41,8	739,3	869,1
C20L15E3	47,5	733,6	885,1
C12L7E6	48,2	733,4	880,1
C20L11E3	133	720,1	872,7
C12L11E3	270	712,5	884,8
C12L7E3	464	715,0	878,2
C20L3E6	586	712,0	877,2

Obs.:  $TxA_{6/13}$  - Taxa de aquecimento (TxA) para o intervalo de temperatura entre 600 a 1350 °C; CXXLYEZ é a identificação das amostras, onde C quer dizer o comprimento do entalhe da amostra, em XX mm, L a largura do entalhe, em Y mm e E a espessura, em Z mm.

As temperaturas de início e final das transformações encontradas na tabela 6.1 são diferentes daquelas em Ac1 e Ac3 do diagrama de equilíbrio Fe-C. Em relação a Ac1, com o aumento da taxa de aquecimento ocorreu uma diminuição da temperatura de transformação de fase (apesar de se esperar que maiores taxas de aquecimento levassem a maiores temperaturas de início de transformação), enquanto que para Ac3 se manteve uma temperatura de transformação próxima, mesmo com altas taxas de aquecimento.

#### 6.1.2 Montagem do Diagrama DTAC do aço API 5L X 70Q

Na Figura 6.5 se têm compilados os pontos de início e final das transformações em forma gráfica, configurando o diagrama de transformação por aquecimento contínuo (DTAC) deste aço. Pode-se em ele destacar os intervalos de temperatura em que ocorrem as transformações. Primeiro, em relação a linha de início de transformação (de cor vermelha), em que abaixo dela estão presentes os microconstituintes originais do aço. Em

segundo, a linha azul, linha de final de transformação, acima da qual há a formação total de austenita. Entre essas duas linhas de início e final de transformação encontra-se uma combinação ponderada de austenita, ferrita e bainita.

É possível notar que, em relação ao limite superior, ou seja, o final das transformações, a taxa de aquecimento teve pouca influência sobre a temperatura de transformação. Porém, no caso do limite inferior (início das transformações), a taxa de aquecimento teve uma ligeira interferência.

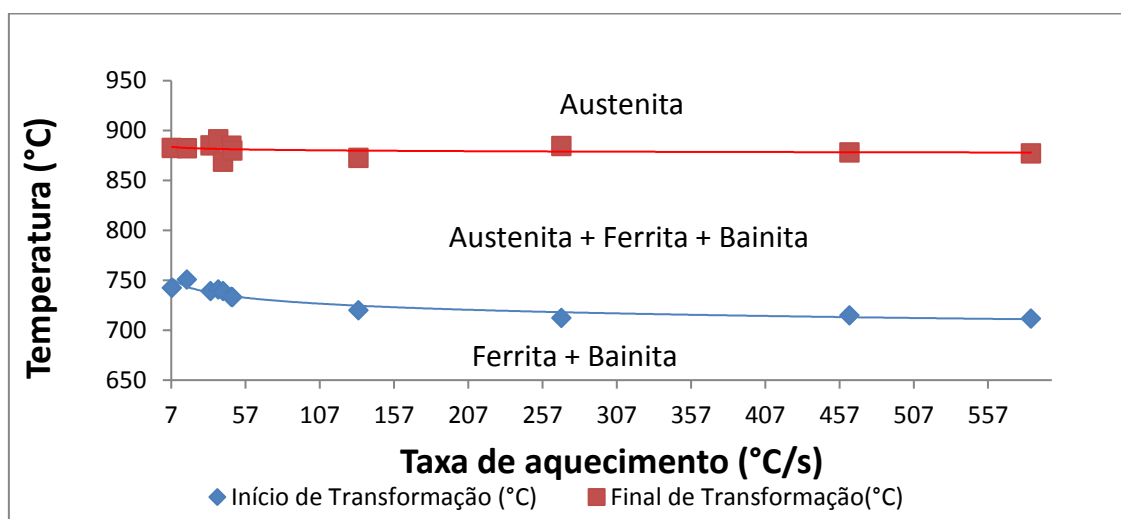


Figura 6.5 - Diagrama de Transformação com Aquecimento Contínuo (DTAC) para o aço API X70Q objeto deste estudo, considerando um diagrama fora de equilíbrio

Em um trabalho sobre tratamentos térmicos de aços microligados realizado por Matsubara et al. (2014), foi estudado o início e final das transformações de fase durante o aquecimento, variando as taxas de aquecimento de 5 até 100 °C/s. Eles determinaram por meio de dilatométrie as temperaturas de início e fim de transformação de fase. Pela tabela 6.2 e Figura 6.6, pode-se perceber que as temperaturas de início e fim de transformações associadas com Ac1 e Ac3 determinadas por Matsubara et al. são muito próximas das obtidas neste trabalho, mesmo usando métodos diferenciados de caracterização. Também há concordância quanto ao efeito da taxa de aquecimento sobre as temperaturas análogas as das linhas Ac1 e Ac3 do diagrama de equilíbrio. Matsubara concluiu que a dilatométrie demonstra ser uma técnica adequada para determinação das temperaturas críticas de transformações de fase.

Tabela 6.2- Temperaturas de início e final de transformação de fase durante o aquecimento

Resultados do presente trabalho			Resultados de Matsubara et al, (2014)		
$T_{xA_{6/13}}$ (°C/s)	Ac1 (°C) Pres. Trab.	Ac3 (°C) Pres. Trab.	$T_{xA}$ (°C/s)	Ac1 (°C) Matsubara	Ac3 (°C) Matsubara
			5	742	853
7,5	742,5	882,9	15	702	826
17,5	751,1	882,5	25	723	840
33,6	739,3	885,3	35	729	852
38,7	741	891,6	45	712	847
48,2	733,4	880,1	50	721	850
133	720,1	872,7	100	718	845

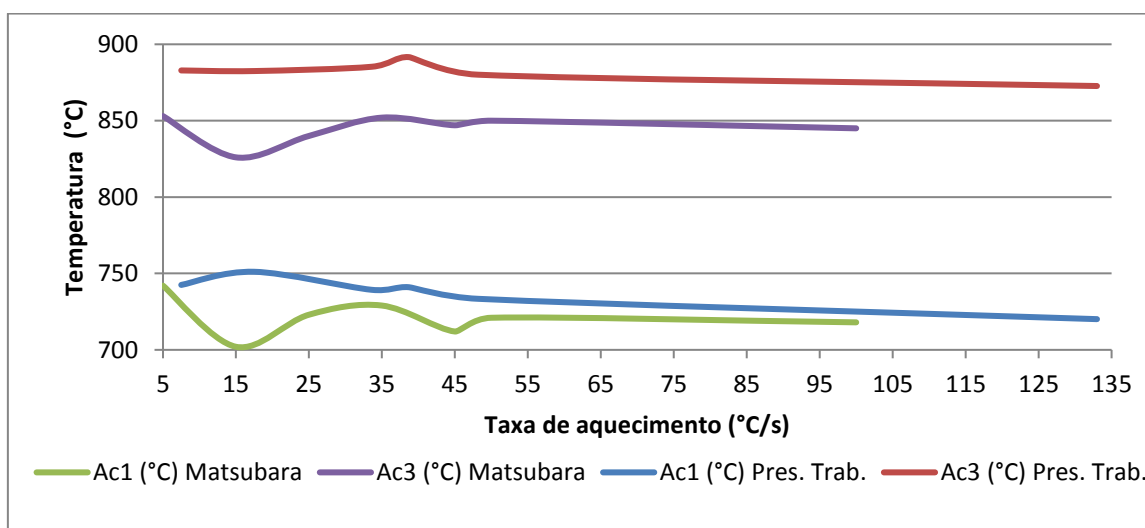


Figura 6.6 - Comparação entre as curvas de Matsubara et al. e presente Trabalho retratado na tabela 6.2

## 6.2 Diagrama de transformação por resfriamento contínuo (CCT)

Os diagramas de transformação por resfriamento contínuo, mais conhecidos na literatura como Diagrama CCT, são usados há muito tempo para apresentar a transformação esperada do material desde a temperatura acima de austenitização até a temperatura ambiente. Normalmente são aplicados em condições de têmpera, laminação, etc.



Também podem ser aplicados em condições de soldagem, com temperaturas de austenitização variadas, conforme a região da ZAC que queira se estudar. Porém, o CCT para soldagem se difere um pouco do CCT tradicional, tanto por usar temperaturas de austenitização mais altas, no caso da região de grãos grosseiros como alvo, como pelas maiores taxas de aquecimento e resfriamento. Por isto, é importante gerar diagramas CCT dedicados a soldagem para um aço específico.

#### 6.2.1 As curvas de resfriamento contínuo

As curvas de resfriamento obtidas nas simulações estão apresentadas na Figura 6.7. Pode-se perceber similaridade de algumas curvas, indicando que certas combinações geométricas das amostras (C x L x E) levam a mesma taxa de resfriamento (mesmo que não necessariamente mesma taxa de aquecimento).

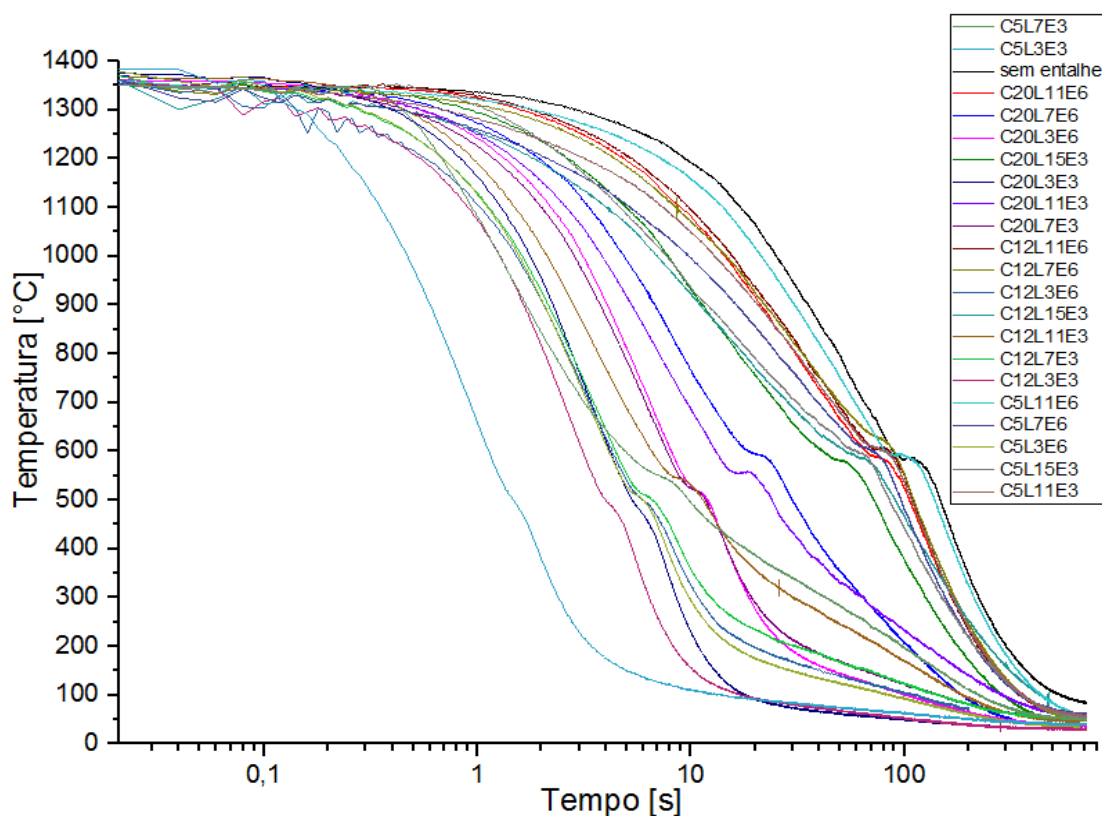


Figura 6.7 - Curvas de resfriamento de todas as amostras do aço API X70Q objeto deste estudo

Por simplificação experimental foram selecionadas apenas 11 amostras para se trabalhar (Figura 6.8), de tal forma a cobrir de forma distribuída toda a faixa de velocidade de resfriamento utilizada.

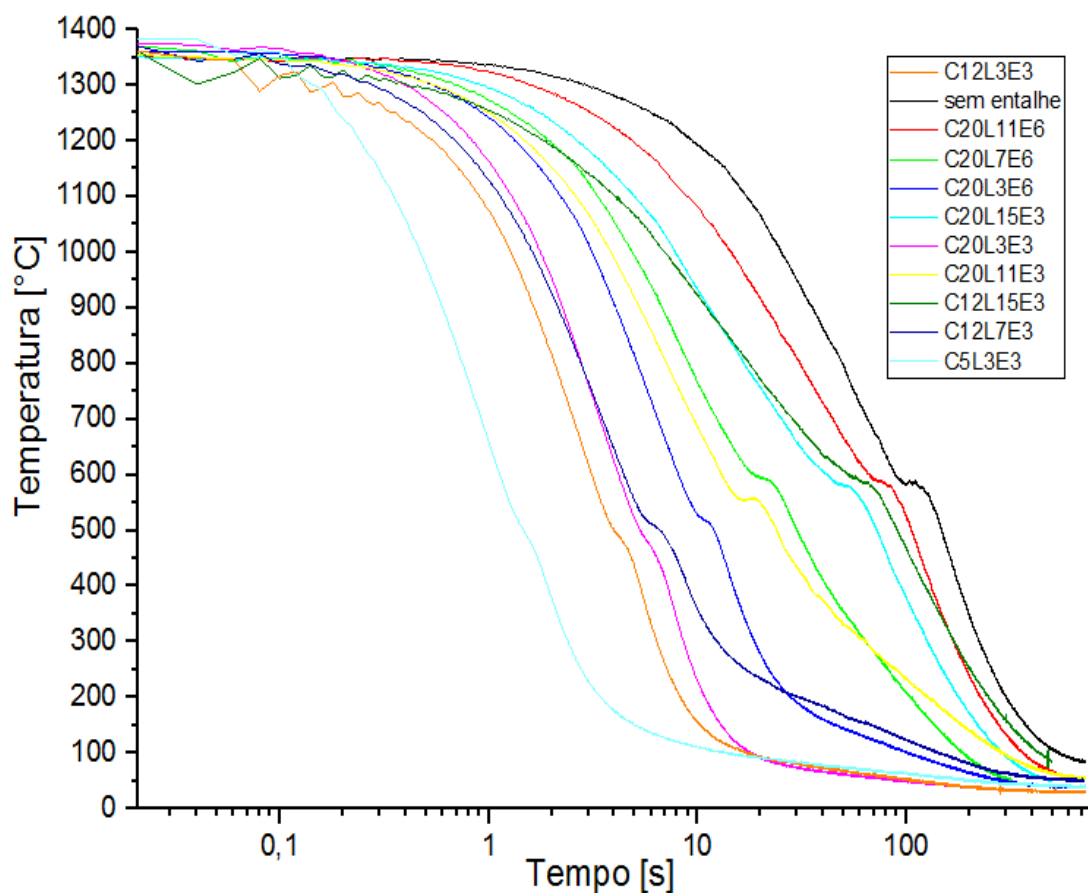


Figura 6.8 - Curvas de resfriamento das 11 amostras selecionadas do aço API X70Q objeto deste estudo

Na Tabela 6.3 encontram-se todas as taxas de aquecimento entre 600 e 1350 °C ( $TxA_{6/13}$ ) e de resfriamento entre 800 e 500 °C ( $TxR_{8/5}$ ) obtidas nos experimentos identificadas pela denominação da amostra (CXXLYEZ, onde C quer dizer o comprimento do entalhe da amostra, em XX mm, L a largura do entalhe, em Y mm e E a espessura, em Z mm).

Tabela 6.3 - Taxas de aquecimento e de resfriamento das amostras submetidas à simulação de ciclos térmicos

	C	L	E	TxA <sub>6/13</sub> (°C/s)	TxR <sub>8/5</sub> (°C/s)
Sem entalhe	20	15	6	7,47	3,04
C20L15E3	20	15	3	47,33	5,39
C20L11E6	20	11	6	33,55	3,99
C20L11E3	20	11	3	132,51	17,75
C20L7E6	20	7	6	223,23	14,25
C20L7E3	20	7	3	410,73	43,42
C20L3E6	20	3	6	571,05	43,4
C20L3E3	20	3	3	2078,1	119,11
C12L15E3	12	15	3	24,68	4,08
C12L11E6	12	11	6	38,57	3,93
C12L11E3	12	11	3	267,33	38,67
C12L7E6	12	7	6	48,04	3,84
C12L7E3	12	7	3	454,43	77,52
C12L3E6	12	3	6	436,97	89,83
C12L3E3	12	3	3	1582,52	156,66
C5L15E3	5	15	3	41,76	4,52
C5L11E6	5	11	6	17,44	3,1
C5L11E3	5	11	3	24,41	3,87
C5L7E6	5	7	6	27,91	4,19
C5L7E3	5	7	3	129,5	39,85
C5L3E6	5	3	6	584,71	88,66
C5L3E3	5	3	3	1360,72	414,23

Na Figura 6.9 se apresenta curvas de aquecimento e resfriamento de três amostras diferentes, duas delas com aproximadamente mesma taxa de resfriamento (amostras sem entalhe, C5L11E3 e C20L3E6, com TxA<sub>6/13</sub> de 7,47, 24,41 e 571,05 °C/s, e TxR<sub>8/5</sub> de 3,04, 3,87 e 43,4 °C/s, respectivamente). Verifica-se que a geometria que apresentou as menores taxas de resfriamento (equivalente a uma maior energia de soldagem) corresponde também as de menores taxas de aquecimento.

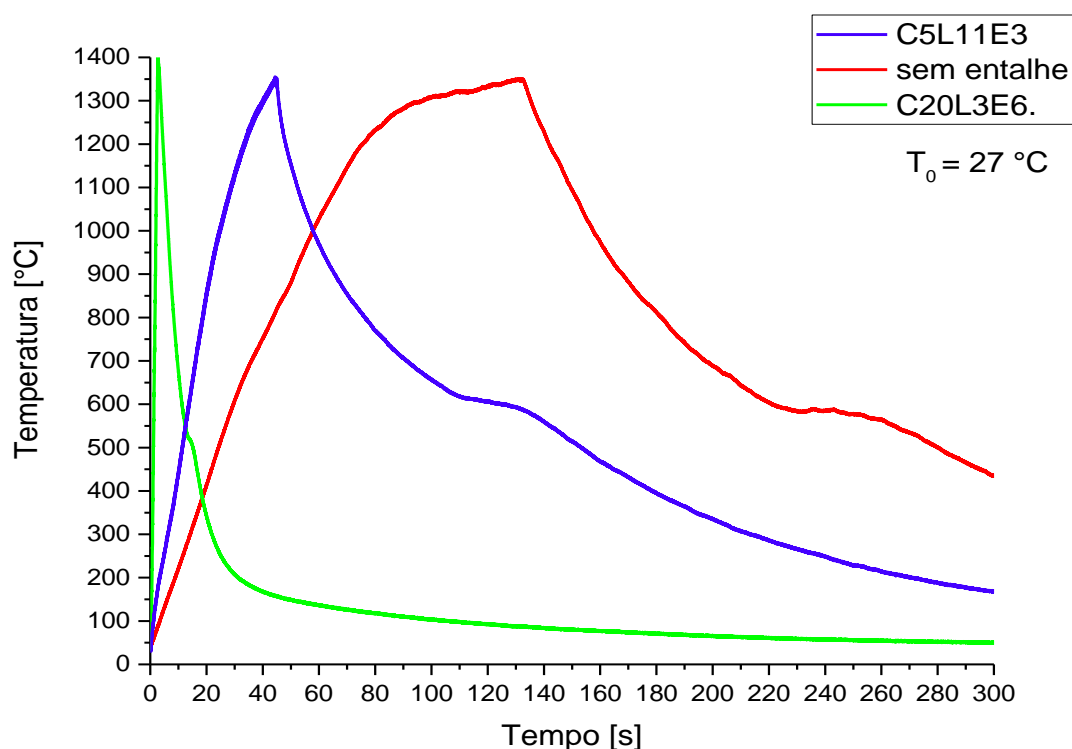


Figura 6.9 - Curvas de aquecimento e resfriamento de 3 amostras diferentes com diferentes taxas de aquecimento

Também se verifica pela Figura 6.9 que, apesar do mesmo pico de temperatura, ao se comparar duas amostras com aproximadamente, mesma taxa de resfriamento (amostras sem entalhe e C5L11E3), mas com valores distintos de taxa de aquecimento, as temperaturas de transformação de fases vistas nas curvas de resfriamento são diferentes. É possível elaborar uma hipótese de que para uma mesma temperatura de pico, a microestrutura final será diferente se a taxa de aquecimento for diferente, para uma mesma taxa de resfriamento. Taxas de aquecimentos menores favorecem o crescimento do tamanho do grão austenítico, mudando a temperabilidade do material. Portanto a microestrutura formada é influenciada tanto pela temperatura de pico, como pela velocidade de aquecimento e velocidade de resfriamento.

Assim, o autor deste trabalho está ciente de que diferentes taxas de aquecimento, mas mesma taxa de resfriamento, podem levar a microestruturas não exatamente iguais.

Este risco foi levado em conta para viabilizar o trabalho. Por exemplo, como se vê na Tabela 6.3, as amostras C20L11E6 e C12L15E3 apresentaram praticamente a mesma  $TxR_{8/5}$  (4,08 e 3,99 °C/s, respectivamente), como pode ser visto na tabela 6.3, mas  $TxA_{6/13}$  sendo um pouco diferente (33,55 e 24,68 °C/s, respectivamente). Mesmo tendo similares taxas de resfriamento, estas duas amostras foram colocadas no grupo das 11 amostras para demonstrar o ponto acima. Caso algum resultado se destoasse da tendência, uma análise das taxas de aquecimento das amostras com aproximadamente mesma taxa de resfriamento seria feita e uma amostra com outra taxa de aquecimento seria selecionada para substituir a destoante. Assim, o ocorrido seria verificado.

Para facilitar a análise, na tabela 6.4 se encontram os tempos e as temperaturas inicial e final de transformação para cada dos ciclos térmico durante o resfriamento, somente das amostras selecionadas, sendo encontrado as temperaturas através do método de regressão como citado no Capítulo IV.

Tabela 6.4 - Tempos e temperaturas de início e final da transformação de fase do aço API X70Q objeto deste estudo em função de

$TxR_{8/5}$		Início da transformação de fase		Final da transformação de fase	
Amostra	$TxR_{8/5}$ (°C/s)	Tempo (s)	Temp.(°C)	Tempo (s)	Temp. (°C)
Sem entalhe	3	220,40	588	259,70	564
C20L11E6	4	98,82	627	122,30	573
C12L15E3	4	88,14	618	117,20	574
C20L15E3	5	63,60	610	87,12	558
C20L7E6	14	20,08	641	30,00	580
C20L11E3	18	22,74	551	29,70	564
C20L3E6	43	12,42	537,3	15,56	500,2
C12L7E3	78	9,00	521,6	11,34	481,9
C20L3E3	119	6,20	519,6	8,52	443
C12L3E3	157	5,32	518,1	6,48	445,8
C5L3E3	414	2,58	549,7	3,00	455,4

### 6.2.2 Microdureza

Uma das formas de caracterizar metalurgicamente o efeito do ciclo térmico sobre o material é através de microdurezas. Para medição da microdureza Vickers ( $HV_{100}$ ), utilizou-se um microdurômetro com carga de 100 g e tempo de 15 s, seguindo as especificações da norma ASTM E384-16. As medidas foram realizadas em 15 pontos distintos em forma de uma matriz de 3 a 15 (Figura 6.10), realizadas no centro na amostra. Seguindo a norma o afastamento mínimo entre uma penetração e outra foi correspondente a 2.5 vezes a distância da diagonal de penetração. Considerando que a penetração no metal base (Figura 6.11) teve a menor dureza, portando uma penetração com um valor máximo de diagonal de 0,029 mm, foi adotado uma distância padrão de 0,25 mm de afastamento entre as penetrações, os valores obtidos estão descritos na tabela 6.5.

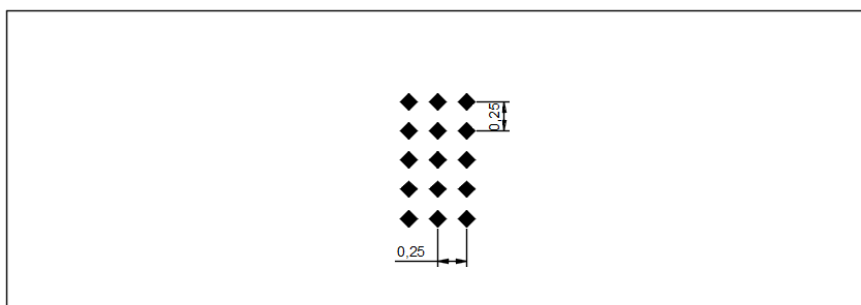


Figura 6. 10 - Esquemático das posições de endentação no ensaio de microdureza nas amostras, onde as arestas da Figura representam as arestas das seções transversais das amostras na região do corte (centro do entalhe)

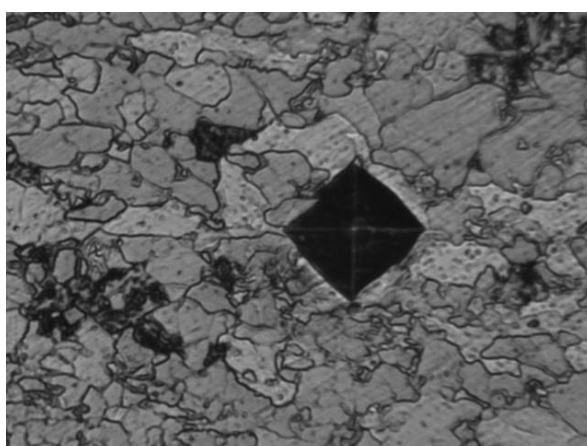


Figura 6.11 - Micrografia do metal base com um aumento de 40 vezes, após a realização do ensaio de microdureza (reagente Nital 5 %)

Tabela 6.5- Média e desvio padrão de 15 endentações de microdureza HV<sub>100</sub> por amostra, em função taxa de resfriamento entre 800 e 500 °C (TxR<sub>8/5</sub>)

<b>Amostra</b>	<b>TxR<sub>8/5</sub> (°C/s)</b>	<b>Microdureza (HV<sub>100</sub>)</b>
Metal Base		227 ± 6
Sem entalhe	3	252 ± 2
C20L11E6	4	244 ± 4
C12L15E3	4	252 ± 4
C20L15E3	5	246 ± 3
C20L7E6	14	259 ± 2
C20L11E3	18	255 ± 3
C20L3E6	43	317 ± 4
C12L7E3	78	302 ± 5
C20L3E3	119	361 ± 5
C12L3E3	157	359 ± 3
C5L3E3	414	371 ± 4

A relação apresentada na tabela 6.5, está ilustrada pela Figura 6.12. Verifica-se que a dureza está diretamente correlacionada com o aumento da taxa de resfriamento, como também observado nos resultados de Lan et al. (2011). Em relação a TxR<sub>8/5</sub> mais lentas entre as faixas de 3 até 18 °C/s (amostra C20L11E6 até C20L11E3) se encontram microdurezas próximas de 250 HV<sub>100</sub>, o que pode levar a pensar na formação de bainita.

Em se tratando de TxR<sub>8/5</sub> de 43 até 78 °C/s (amostras C20L3E6 e C12L7E3), se obteve neste trabalho uma microdureza próxima de 300 HV<sub>100</sub>. O que indica o começo de formação de martensita na microestrutura, além da presença de uma bainita menos granular (esferoidizada), ou seja, com morfologia mais em ripas. E, por fim, para uma faixa de resfriamentos maiores do que 119 °C/s (amostras C20L3E3, C12L3E3 e C5L3E3) se tem indício de formação total de martensita com dureza de média de 361 HV<sub>100</sub>.

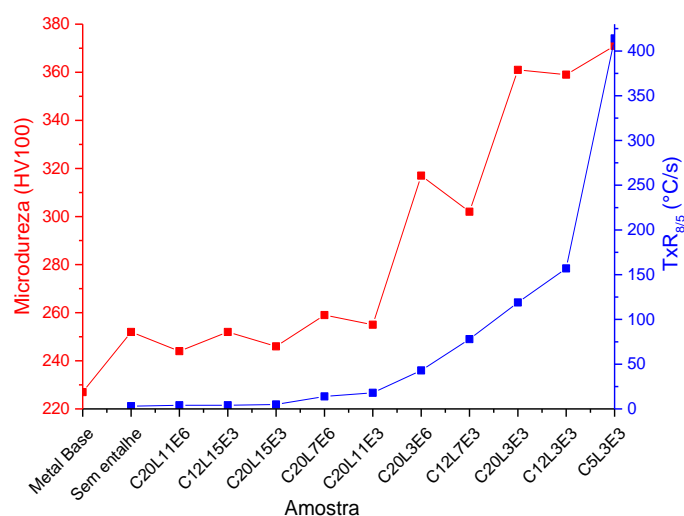


Figura 6.12 - Relação entre microdureza e taxa de resfriamento (TxR<sub>8/5</sub>)

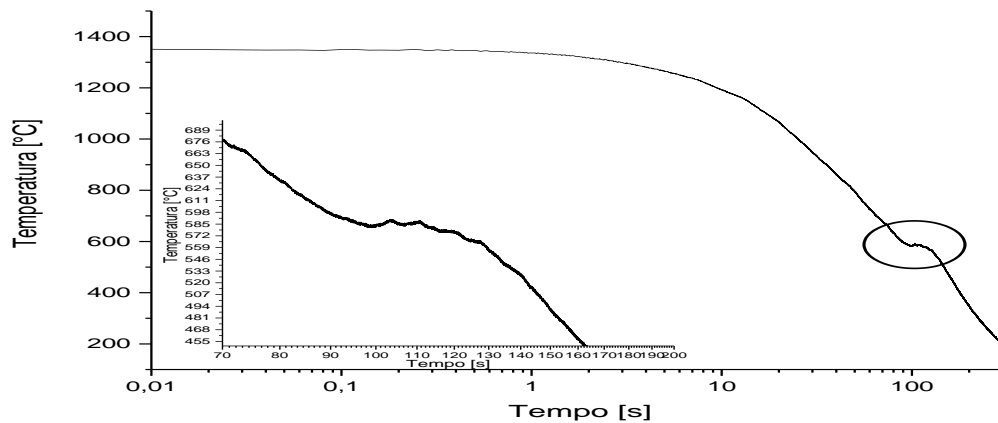
### 6.2.3 Microestrutura

Nas Figuras de 6.13 até 6.23 estão apresentadas as micrografias representativas de cada seção transversal, juntamente com as respectivas curvas de resfriamento e valores de pico de temperatura, TxR<sub>8/5</sub> e dureza, para facilitar a análise. Devido a blocos de microestruturas e durezas apresentarem semelhanças, esta apresentação, e respectivas análises, também se dão em blocos, ou seja, de TxR<sub>8/5</sub> de 3 °C/se até 18 °C/s, TxR<sub>8/5</sub> de 43 °C/se até 78 °C/s e TxR<sub>8/5</sub> acima de 119 °C/s.

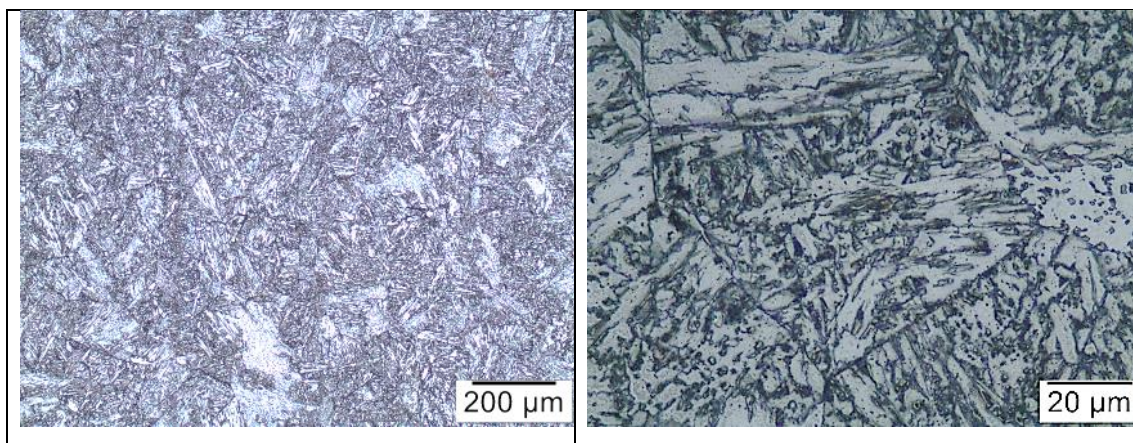
É importante chamar atenção de que a caracterização microestrutural se deu apenas por microscopia óptica, o que impede uma caracterização mais detalhada da morfologia de carbonetos ou presença de micros fases ou fases intermediárias. De uma forma geral, procurou-se identificar apenas ferritas, perlitas, bainitas e martensitas. Para as bainitas e martensitas, mas difíceis de serem identificadas somente por microscopia óptica, teve como suporte na identificação a dureza média da microestrutura. Verificou-se, mas não se tentou separar na classificação, uma bainita mais granular (cujos segundos componentes na matriz ferrítica é mais esferoidal, por ter a transformação em menores velocidades de resfriamento e a maior temperatura, portanto com maior tempo para difusão) e uma bainita mais em ripas.



a) Bloco TxR<sub>8/5</sub> de 3 °C/se até 18 °C/s (Figuras 6.13 a 6.18)

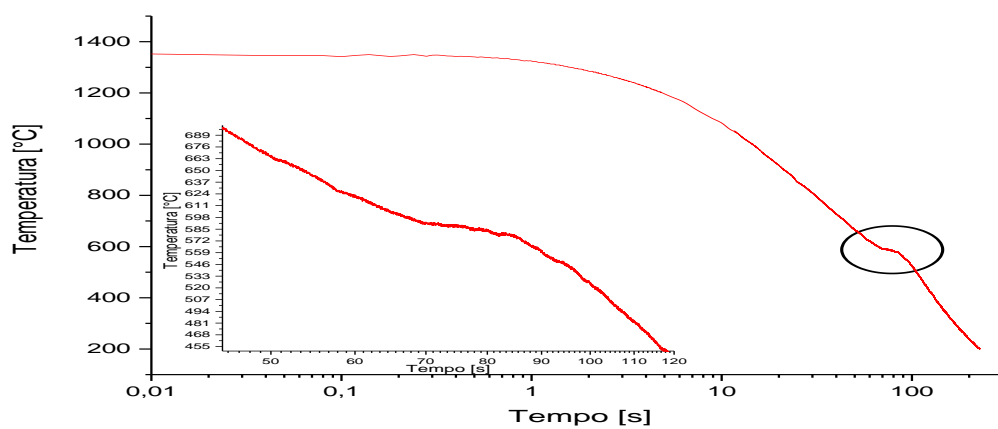


(a)

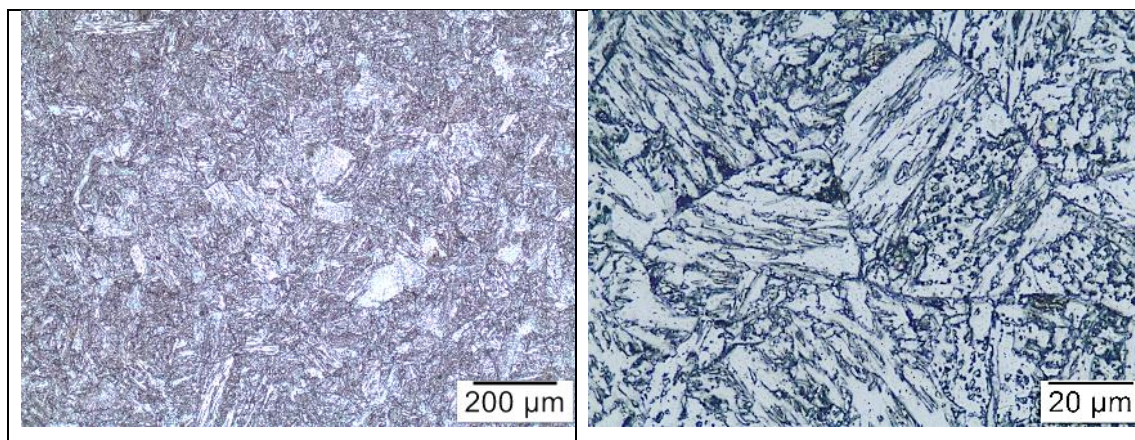


(b)

Figura 6.13 - Amostra sem entalhe (temperatura de pico de 1350 °C e TxR<sub>8/5</sub> de 3 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 252 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)

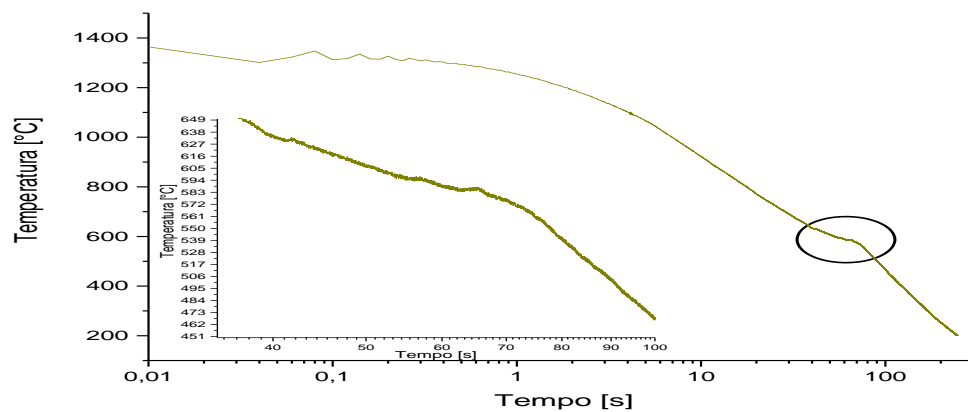


(a)



(b)

Figura 6.14 - Amostra C20L11E6 (temperatura de pico de 1352 °C e  $T_{xR_{8/5}}$  de 4 °C/s):  
 (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 244 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)



(a)



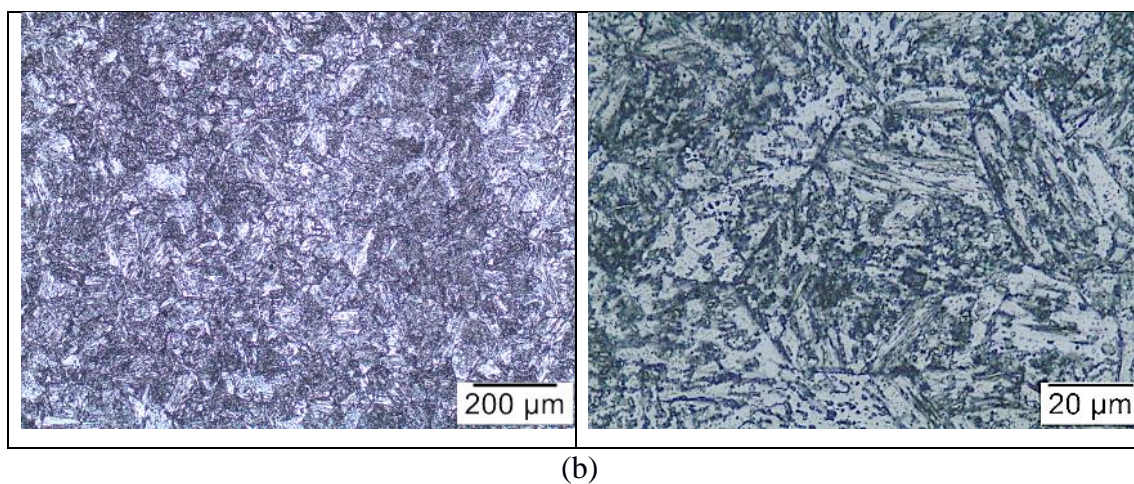
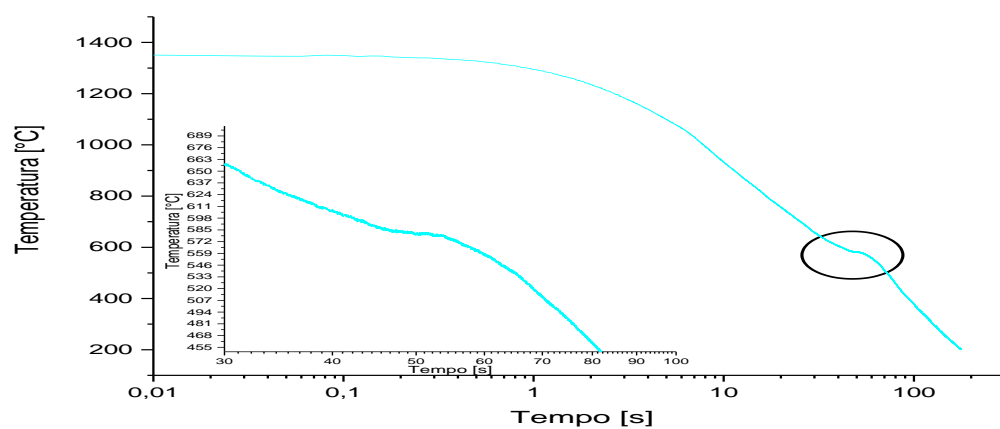
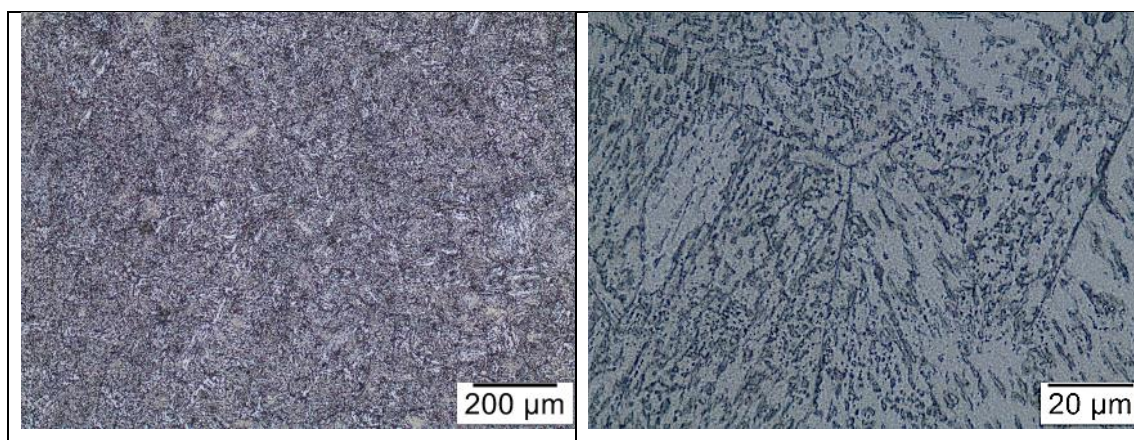


Figura 6.15 - Amostra C12L15E3 (temperatura de pico de 1358 °C e  $T_{xR_{8/5}}$  de 4 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 252 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)

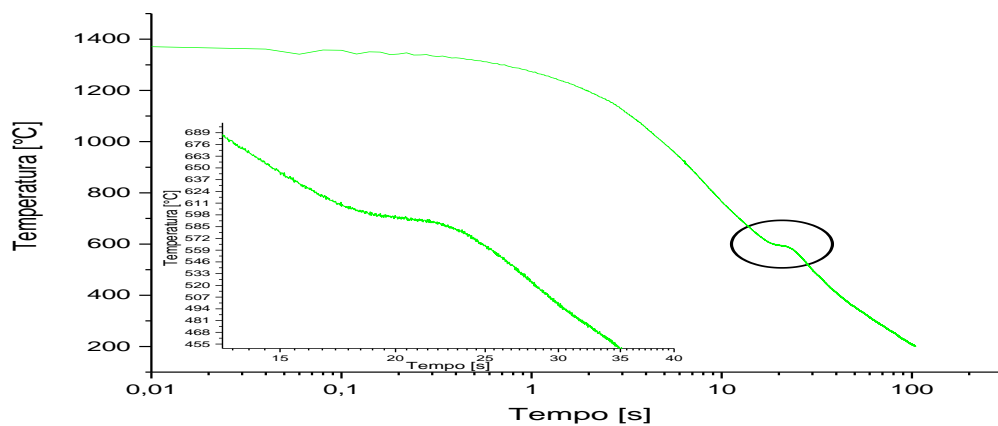


(a)

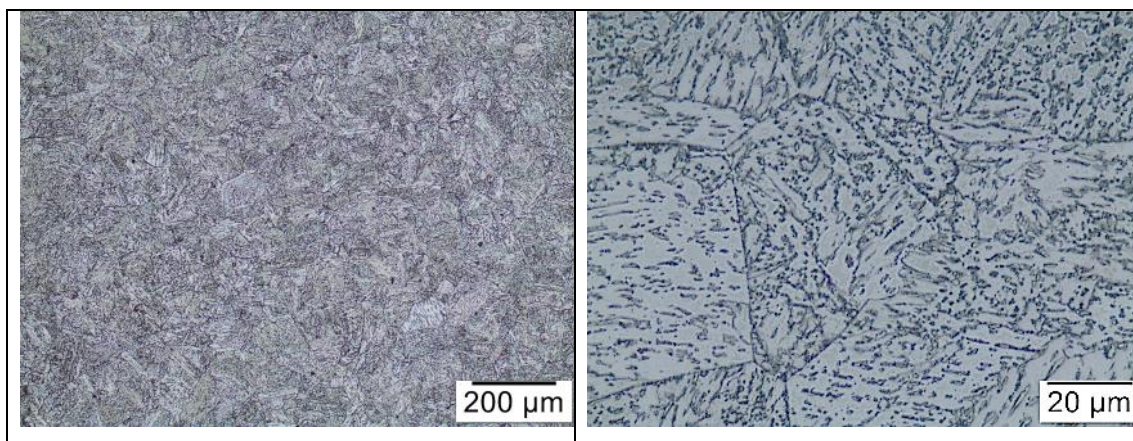


(b)

Figura 6.16 - Amostra C20L15E3 (temperatura de pico de 1351 °C e  $T_{xR_{8/5}}$  de 5 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 246 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)



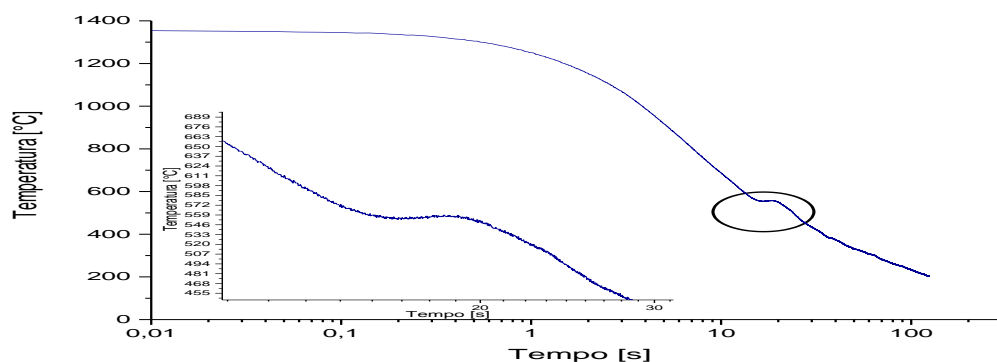
(a)



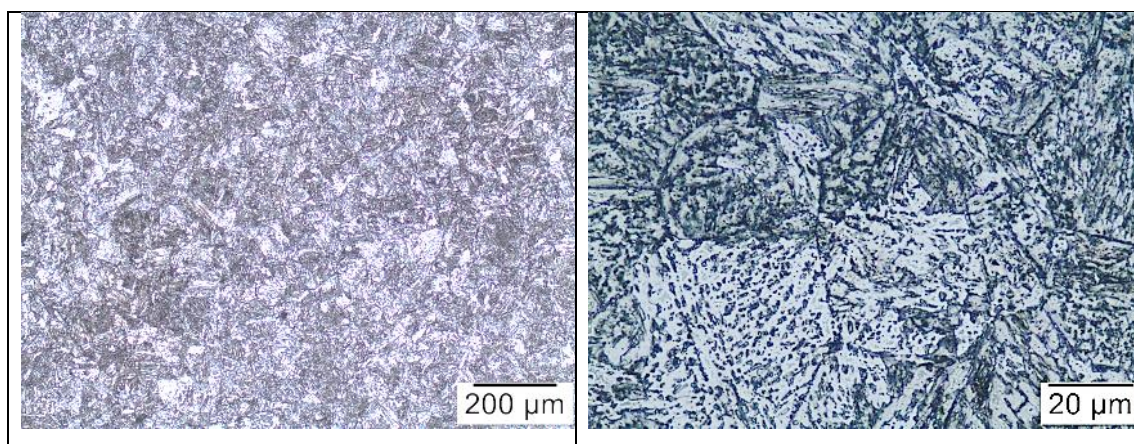
(b)

Figura 6.17 - Amostra C20L7E6 (temperatura de pico de 1370 °C e  $T_{xR_{8/5}}$  de 14 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de esferoidização) com microdureza de 259 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)





(a)



(b)

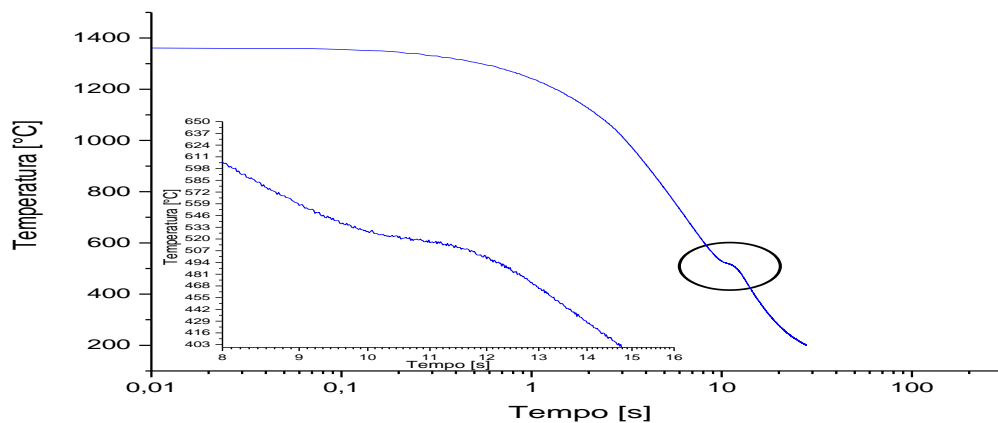
Figura 6.18 - Amostra C20L11E3 (temperatura de pico de 1354 °C e  $T_{xR_{8/5}}$  de 18 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica com microdureza de 255 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)

Verifica-se que para baixas taxas de resfriamento (3 °C/s até 18 °C/s), a presença de bainita (formada usualmente entre 400 a 600°C) é predominante, ou seja, mesmo em taxas de resfriamento extremamente baixas não houve formação de ferrita e perlita nas ZAC grosseira deste aço. Este microconstituente pode apresentar uma granulação fina e entrelaçada, composta de finas ripas de ferrita com cementita (MEI, 1988), cuja distribuição caótica deste microconstituente favorece a tenacidade do aço (ZHANG, 1997, GRONG, 1994). Mas pode também ter outras morfologias, em que as ripas não são interlaçadas (menos tenazes) ou se tornam esferoidizadas (mais tenazes).

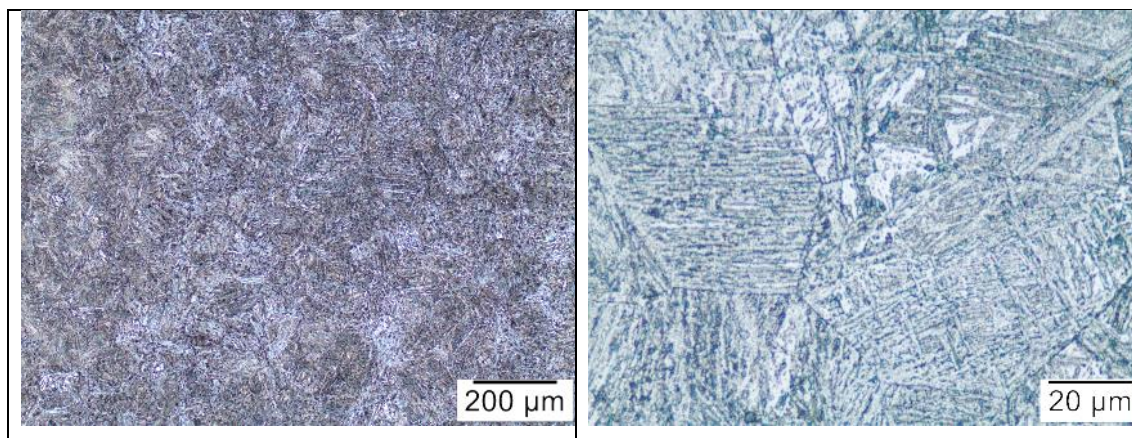
A ferrita em si tende a reduzir a resistência mecânica na ZAC, já que em geral

este microconstituente é macio, dúctil e tenaz, porém, de baixa dureza e resistência mecânica (MODENESI et al., 2012).

b) Bloco TxR<sub>8/5</sub> de 43 °C/s até 78 °C/s (Figuras 6.19 e 6.20)

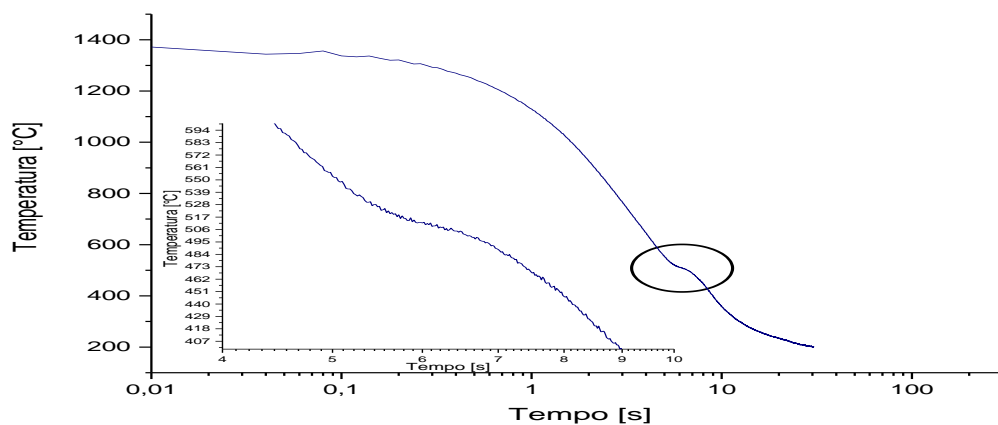


(a)

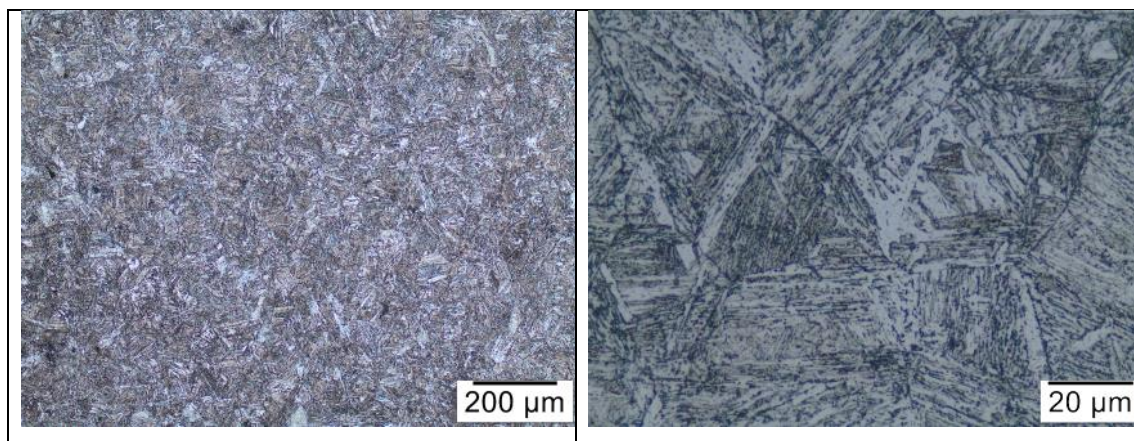


(b)

Figura 6.19 - Amostra C20L3E6 (temperatura de pico de 1361 °C e TxR<sub>8/5</sub> de 43 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (microestrutura mista) e martensítica com microdureza de 317 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)



(a)



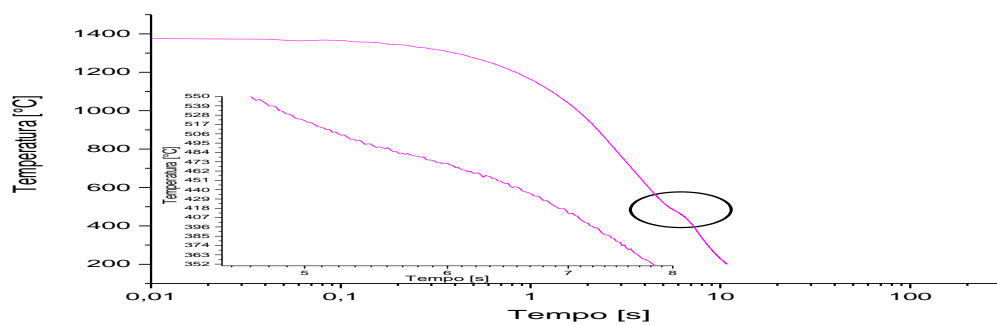
(b)

Figura 6.20 - Amostra C12L7E3 (temperatura de pico de 1371 °C e  $T_{xR_{8/5}}$  de 78 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente bainítica (com característica de ripas) e martensítica com microdureza de 302 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)

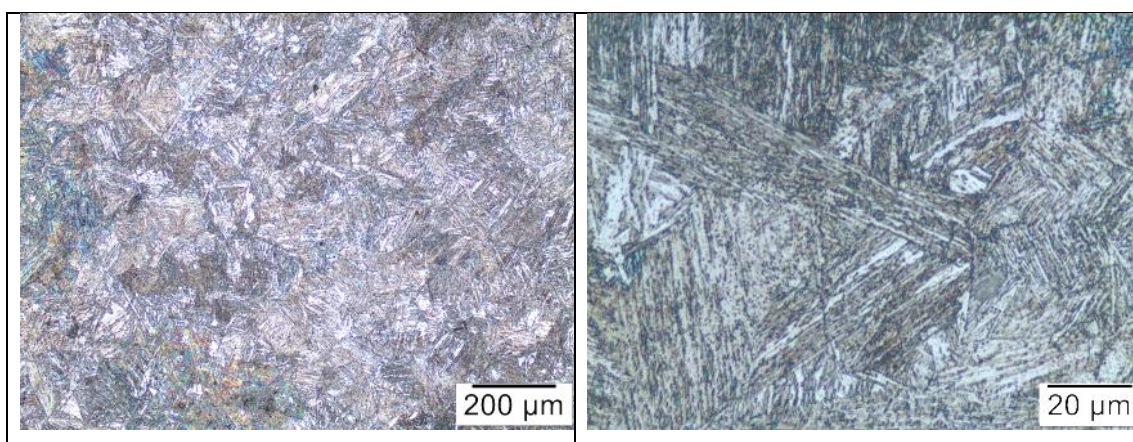
Neste bloco, se percebe o aparecimento de martensita junto com a bainita, que justificaria o aumento de dureza média em relação ao bloco anterior.



c) TxR<sub>8/5</sub> acima de 119 °C/s (Figuras 6.21 a 6.23)

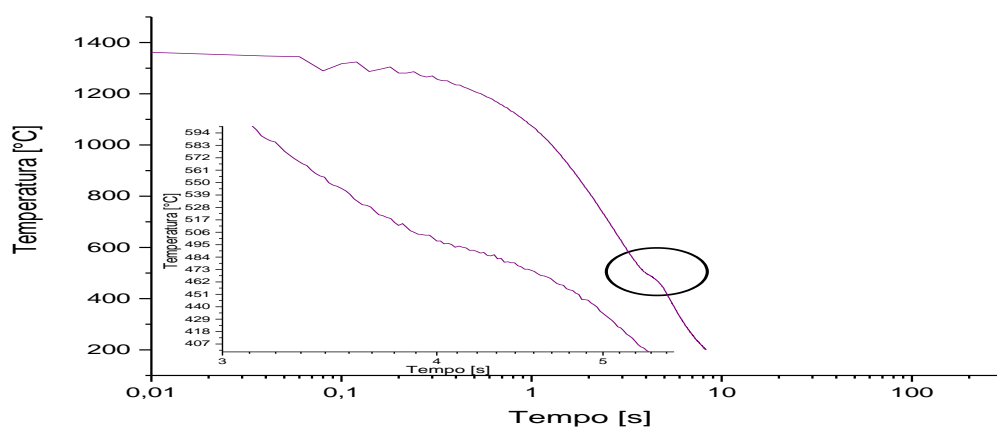


(a)



(b)

Figura 6.21 - Amostra C20L3E3 (temperatura de pico de 1361 °C e TxR<sub>8/5</sub> de 119 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente martensita com microdureza de 361 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)



(a)



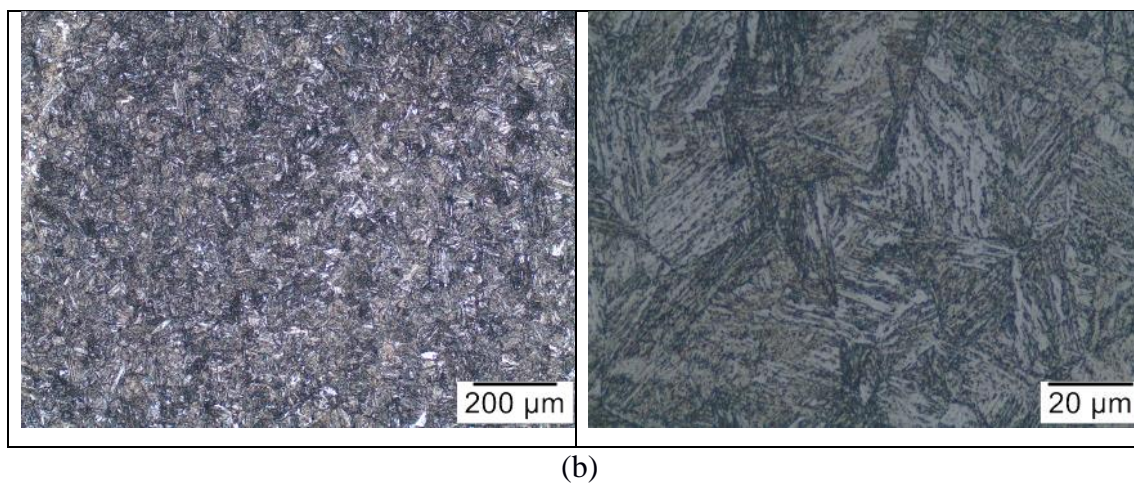
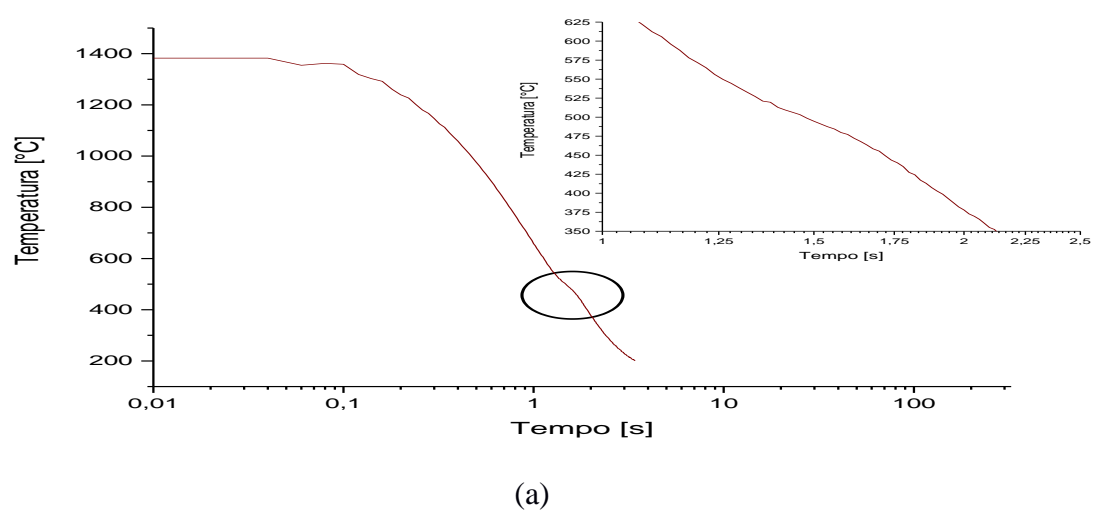


Figura 6.22 - Amostra C20L3E3 (temperatura de pico de 1373 °C e  $T_{xR_{8/5}}$  de 157 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, caracteristicamente martensita com microdureza de 359 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)



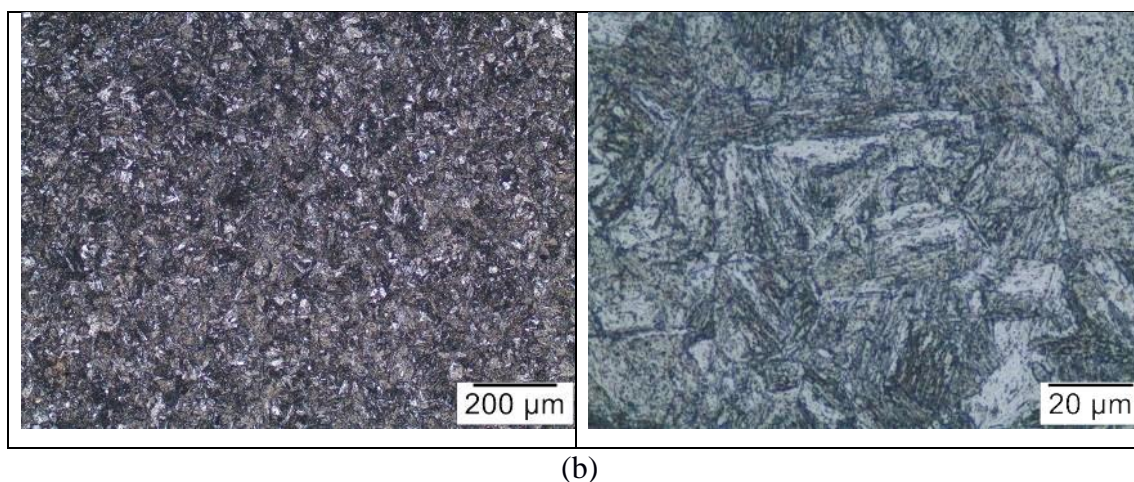


Figura 6.23 - Amostra C5L3E3 (temperatura de pico de 1376 °C e  $T_{xR_{8/5}}$  de 414 °C/s): (a) Curva de resfriamento; (b) microestrutura, formada por martensita com microdureza de 371 HV<sub>100</sub>, (Nital 5%)

Já para as taxas de resfriamento mais altas, acima de 119 °C/s, observa-se a predominância da martensita, com dureza acima de 350 HV<sub>100</sub>. A martensita constitui uma fase metaestável, formada por um curto movimento simultâneo de átomos, devido à elevada instabilidade da austenita. Esta fase possui estrutura cristalina Tetragonal de Corpo Centrado, uma morfologia de lâminas ou agulhas, quando observado ao microscópio óptico. Isto promove o aumento da dureza do material.

A martensita, por outro lado, por não ser uma transformação difusional, não demonstra modificações tão grandes nas curvas de resfriamento contínuo, como pode-se verificar nas Figuras 6.22 até 6.23 (terceiro bloco), em comparação com as curvas nas Figuras 6.20 e 6.21 (segundo bloco) e, principalmente, com as nas Figuras 6.13 até 6.19 (primeiro bloco). A variação de perturbação na curva de resfriamento por blocos é nítida como se vê na Figura 6.24, demonstrando a efetividade do ensaio.

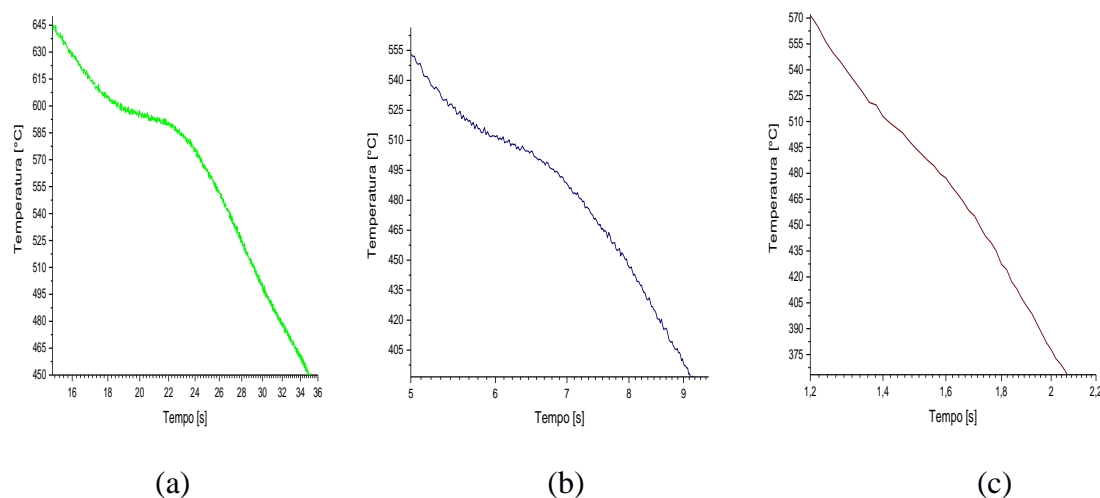


Figura 6.24 - Comparação do aspecto das curvas de resfriamento contínuo nos trechos em que acontece as transformações (a) bloco de  $TxR_{8/5}$  de 3 °C/s até 18 °C/s, com microestrutura bainítica (Figura 6.11); 6.17(b) bloco de  $TxR_{8/5}$  de 43 °C/s até 78 °C/s, com microestrutura com bainita e martensita (Figura 6.17); (c)  $TxR_{8/5}$  acima de 119 °C/s, com microestrutura martensítica (Figura 6.21)

### 6.2.3 Determinação da temperatura de Ms e Ac3

De acordo com Kim et al. (2017), devido a importância da transformação de fase na soldagem e mudanças das propriedades mecânicas dos aços, um grande número de estudos foi realizado para determinar o início da transformação da martensita (Ms) e a temperatura de transformação de austenita (Ac3). Desta forma, vários modelos empíricos têm sido produzidos e comumente utilizados, como visto na tabela 6.6. Todas essas equações foram derivadas de análise por regressão multivariável, usando um amplo conjunto experimental (de dezenas a centenas de aços com várias composições químicas). Desta forma, neste trabalho se fez uma estimativa da Ms para o aço API X70Q, cujos resultados foram agregados na mesma tabela.

Tabela 6.6- Equações para determinação da temperatura de Ms e Ac3 de acordo com a composição química do aço (KIM, 2017 adaptado)

Temperatura Ms (°C)		
Proposta por	Equação	X70Q
Payson and Savaga (1944)	$489.9 - 316.7C - 33.3Mn - 27.8Cr - 16.7Ni - 11.1(Si + Mo + W)$	405,30
Grange and Stewart (1946)	$537.8 - 361.1C - 38.9(Mn + Cr) - 19.4Ni - 27.8Mo$	448,56
Andrews (Linear, 1965)	$539 - 423C - 30.4Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 7.5Mo$	455,51
Andrews (Non Linear, 1965)	$512 - 453C - 16.9Ni + 15Cr - 9.5Mo + 217C^2 - 71.5CMn - 67.6CCr$	479,99
Wang et al (2000)	$545 - 470.4C - 3.96Si - 37.7Mn - 21.5Cr + 38.9Mo$	219,41

Temperatura Ac3 (°C)		
Proposta por	Equação	X70Q
Andrews (1965)	$910 - 203C^{1/2} + 44.7Si - 15.2Ni + 31.5Mo + 104.4V + 13.1W$	878,30
Hougardy (1984)	$902 - 255C + 19Si - 11Mn - 5Cr + 13Mo - 20Ni + 55V$	875,11
Trzaska and Dobrza ski (2007)	$973 - 224.5C^{1/2} - 17Mn + 34Si - 14Ni + 21.6Mo + 41.8V - 20Cu$	898,01

Como visto na tabela 6.6, e discutido no trabalho de Kim et al. (2017), há uma grande discrepância nos resultados. Por isto, nesse trabalho também foi utilizado o método desenvolvido por TRZASKA (2016), em que elaborou uma fórmula empírica (equação 6.1) de calcular a temperatura crítica de mudança de fase Ms, se baseando na composição química da liga metálica.

$$Ms = 541 - 401.C - 36.Mn - 10,5.Si - 14.Cr - 18.Ni - 17.Mo \quad (6.1)$$

Com a faixa de composição química do aço que foi estudado neste trabalho, mostrada na tabela 6.6, foi determinado a temperatura Ms (equação 6.2):

$$Ms = 458,45^\circ C \quad (6.2)$$

Já em relação a temperatura de transformação de Ac3, será próximo de 880,86 °C o que pode ser confirmado pela Tabela 6.1 de DTAC o que demonstra que a formula determinada por Andrews (1965) em que determinou uma temperatura de 878,30 °C se aproxima do resultado obtido.

#### 6.2.4 Montagem do Diagrama CCT

O diagrama CCT do aço API 5L X70Q em estudo é representado pela Figura 6.25, para uma faixa de  $T_{xR_{8/5}}$  de 3 a 415 °C/s. O diagrama demonstra que as curvas resultaram um campo bem característico de bainita numa faixa de transformação próximo de 550 °C, com uma microdureza média próxima de 250 HV<sub>100</sub>. A partir de taxas de resfriamento mais severas, já é possível perceber a formação de microestrutura como martensita que elevou o grau de dureza do material (valores acima de 350 HV<sub>100</sub>).

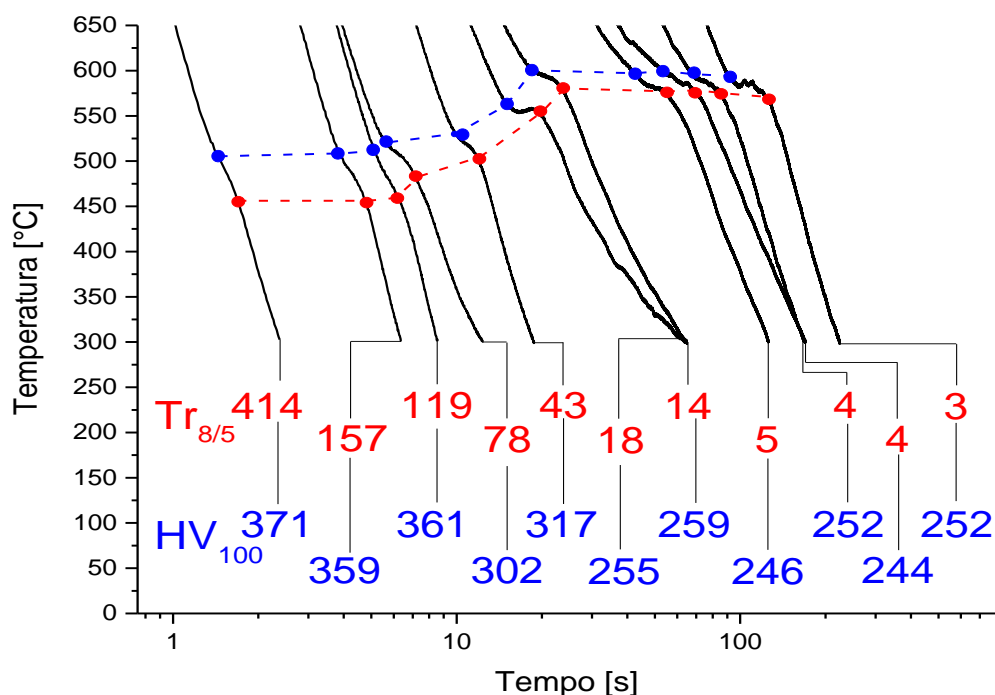


Figura 6. 25 - Diagrama CCT do aço API 5L X 70Q em estudo, construído a partir das 11 amostras analisadas (os pontos em azul indicam o início da transformação enquanto os pontos em vermelho indicam o final da transformação), onde, M = estrutura martensítica (bloco  $T_{xR_{8/5}}$  acima de 119 °C/s), M+B = estrutura mista martensita e bainítica (bloco  $T_{xR_{8/5}}$  de 43 até 78 °C/s) e B = estrutura bainítica (bloco  $T_{xR_{8/5}}$  de 3 °C/s até 18 °C/s)

Com a curva CCT obtida neste trabalho, é possível prever as propriedades da região de grãos grosseiros da ZAC de juntas soldadas com esse aço API 5L X70Q. Observa-se a formação de microestrutura bainítica (com característica de esferoidização ou em ripas), em taxas de resfriamento de 4 a 43 °C/s, esperando-se uma boa resistência mecânica aliada a uma boa tenacidade (dureza em torno de 250 HV<sub>100</sub>). Acima destes valores inicia-se a formação de martensita. Para valores de taxas de resfriamento ainda maiores, como 119 °C/s, a martensita é evidente. A dureza é alta, acima de 350 HV, sugerido baixa tenacidade e risco de trinca por hidrogênio.

Esses resultados são consistentes com os relatados por Zhang et al. (2007), que realizaram estudos do efeito do Nb em aços HSLA sobre a microestrutura e microdureza por simulação (utilizando uma Gleeble 3800, com uma temperatura de pico de 1350 °C). Na simulação física da ZAC de um aço da classe 610 Mpa, microligado ao Nb (0.026 %), como mostra Figura 6.26, para baixas velocidades de resfriamento ( $\leq 16$  °C/s), a ZAC grosseira simulada apresentou dureza crescente de 208 até 247 HV<sub>5</sub>. Zhang et al. creditaram esta dureza à microestrutura bainítica (bainita granular).

Para uma faixa de taxas de resfriamento maiores  $\geq 32$  °C/s, martensita já começa a aparecer juntamente com a bainita, fazendo a dureza crescer 296 a 334 HV<sub>5</sub>. No trabalho de Zhang et al. (2009) não é demonstrado taxas de resfriamento maiores do que 125 °C/min, que poderiam levar a uma microestrutura totalmente martensítica, de maior dureza média (no presente trabalho, valores de  $TrR_{8/5}$  acima de 119 °C/s fizeram a microdureza ultrapassar os 350 HV<sub>100</sub>).



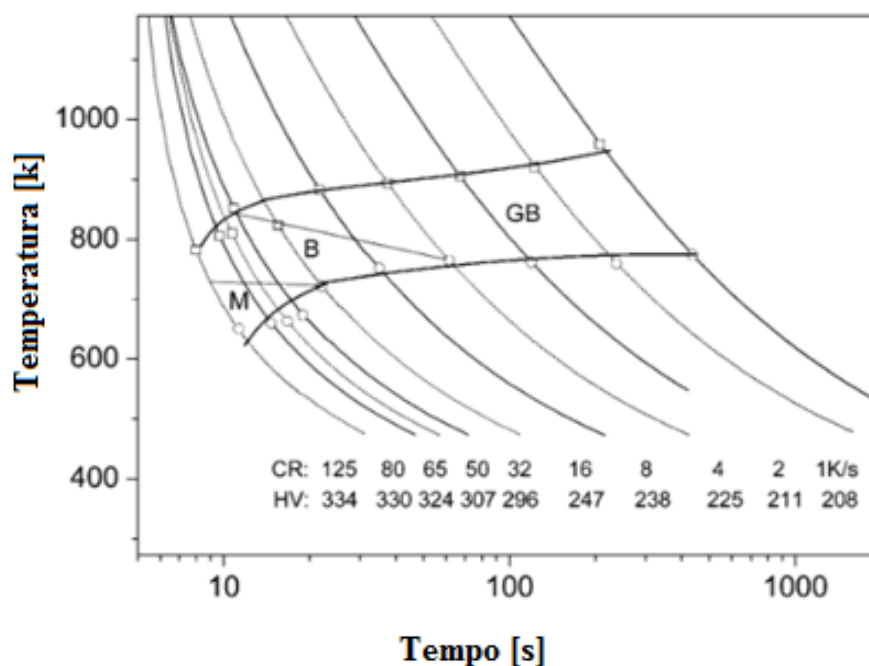


Figura 6.26 - Diagrama CCT para um aço HSLA com Nb, onde CR é a taxa de resfriamento entre 800 e 500 °C ( $T_{xR_{8/5}}$ ), HV é a dureza Vickers e GB: Bainita Granular, B: Bainita, M: Martensita (ZHANG et al., 2007)

Em outras tentativas de comparação, foi usado o diagrama CCT deste trabalho com de mais três outros aços HSLA simulares (ver tabela 6.6 e Figuras 6.25, 6.27, 6.28 e 6.29), os quais apresentam características químicas bem semelhantes.

Tabela 6.7- Composição química básica de similares ao aço API 5L X 70Q em estudo para os quais também foram levantados diagramas CCT por outros autores e usados neste trabalho para fins de comparação comparando também o  $C_{eq}$  e  $P_{cm}$

Diagrama CCT	%C	%Si	%Mn	V	%Mo	Cr	B	Ni	Cu	V+Ti+Nb	CE	Pcm
Figura 6.25	0,056	0,180	1,820	0,020	0,213	0,208	0,005	0,020	0,013	0,086	0,450	0,206
Figura 6.27	0,130	0,250	1,530	0,010			0,056			0,043	0,387	0,496
Figura 6.28	0,065	0,290	1,550		0,280					0,086	0,379	0,171
Figura 6.29	0,040	0,250	1,710		0,006	0,202	0,000	0,156	0,214	0,112	0,391	0,158

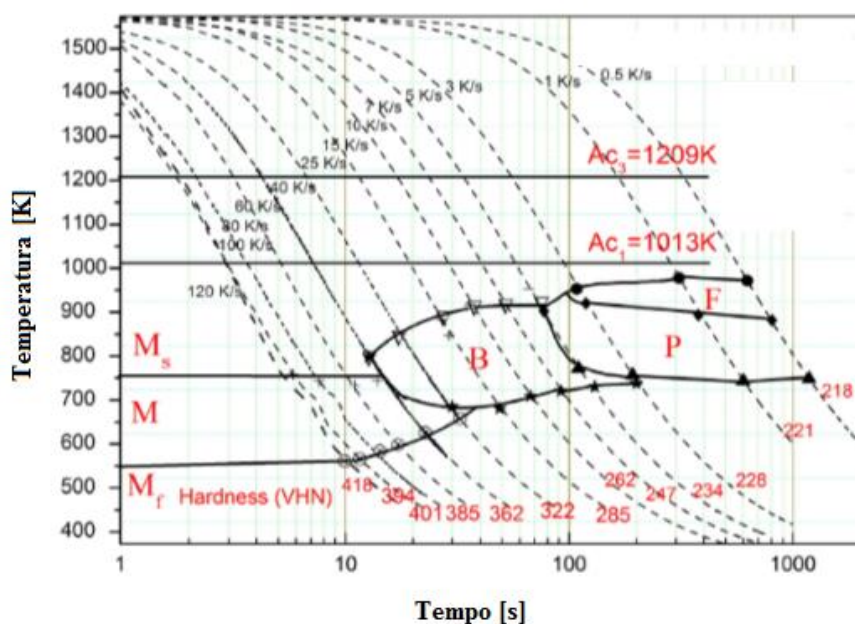


Figura 6.27 - Diagrama CCT de um aço microligado de composição com 0,13% C, 0,25% Si, 0,007% S, 1,53% Mn, 0,003% P, 0,043% Nb e 0,002 Al, levantado por Kurma et al (2015): as taxas de resfriamento foram de 0,5 até 120 °C/s, com formação de ferrita (F) e perlita (P) entre as taxas de resfriamento de 0,5 a 3 k/s, formação de bainita (B) entre as faixas de 3 até 40 k/s e para taxas de resfriamento maiores do que 40 k/s formação de martensita (M)

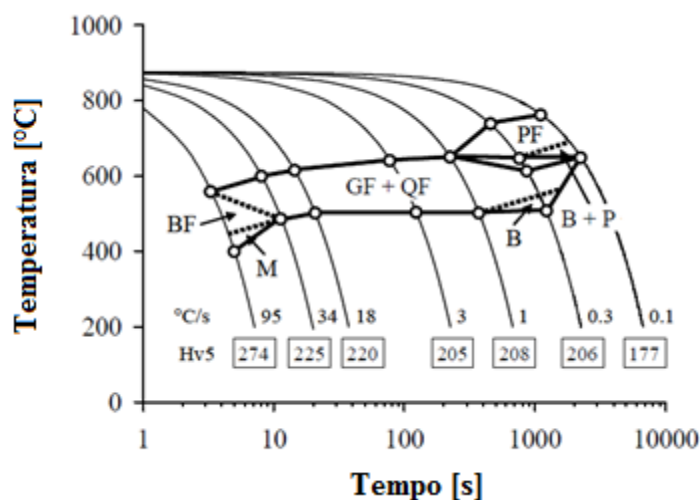


Figura 6.28 - Diagrama CCT para um aço API 5L X80 de composição 0,065% C, 0,29% Si, 1,55% Mn, 0,015% P, 0,003% Al, 0,28% Mo, 0,076%Nb e 0,020%Ti levantado por Cizek et al (2005): com taxas de resfriamento extremamente baixa ocorreu formação de perlita de 0,1 a 1 °C/s, enquanto para as taxas de resfriamento de 1 até 34 °C/s verifica-se formação de ferrita acicular (GF), classificando como: (B) bainita, (QF) ferrita quase poligonal, (P) perlita, (PF) ferrita poligonal, (M) martensita, (BF) bainita fina.



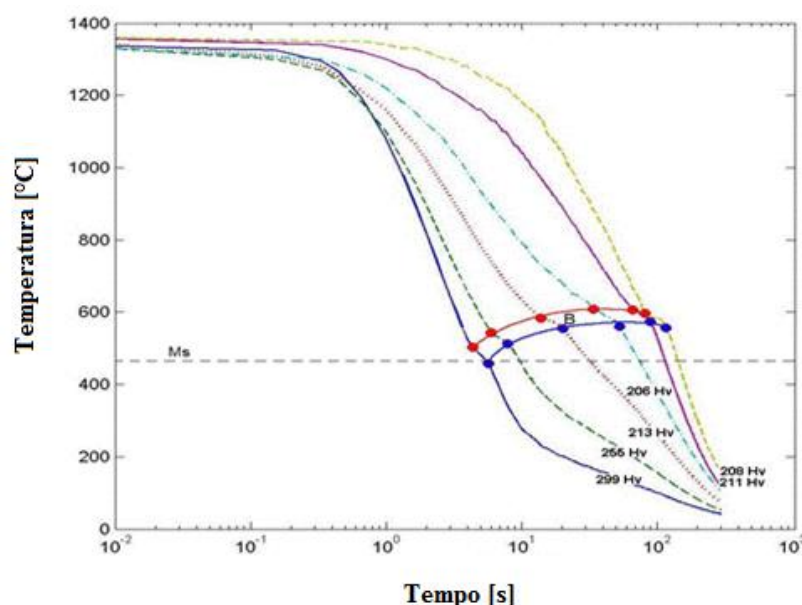


Figura 6.29 - Diagrama CCT para um aço API 5L X80 de composição 0.04% C, 1.71% Mn, 0.25% Si, 0.009% P, 0.004% S, 0.006% Mo, 0.156% Ni, 0.202% Cr, 0.214% Cu, 0.003% V, 0.100% Nb, 0.009% Ti, 0.018% Al, 0.005% N, 0.0001 B levantado por Cruz-Crespo et al. (2013): estrutura predominante bainítica numa faixa de  $T_{xR_{8/5}}$  de 3.4 a 126 °C/s ( $M_s \approx 465$  °C, calculado pela equação de Andrews  $M_s(^{\circ}C) = 539 - 423 C - 30.4 Mn - 17.7 Ni - 12.1 Cr - 7.5 Mo$ )

No digrama CCT da Figura 6.27, Ferrita e perlita só se apresentam para taxas de resfriamento abaixo de 5 °C/s para  $T_{xR_{8/5}}$  (no presente trabalho não foi percebido a presença de ferrita e perlita, mesmo que a mínima velocidade de resfriamento tenha sido de 3 °C/s). Bainita foi presente pela Figura 6.27 até uma taxa de resfriamento de 25 °C/s e uma microestrutura totalmente martensítica foi identificada a partir de uma taxa de resfriamento de 40 °C/s. Deve-se considerar, porém, que o teor de carbono no aço da Figura 6.27 é o dobro do aço do presente trabalho, com maior temperabilidade (apesar do teor de Mn ser um pouco menor).

Já para o diagrama da Figura 6.28, com composição química mais similar (teor de Mn um pouco menor) à do aço em estudo, existe mais coerência entre os diagramas. Ferrita e perlita só estão presentes para taxas de resfriamento muito baixas (não existentes no presente trabalho, Figura 6.25) e a presença de martensita já é notada a partir de 34 °C/s (no presente trabalho a partir de 43 °C/s).

Finalmente, examinando agora o CCT da Figura 6.29, de composição química mais similar ainda (teores de C e de Mn levemente menores, portanto um pouco menos temperável) à do aço em estudo, a similaridade é ainda mais evidente. Pelo CCT da Figura 6.29, em toda faixa de taxas de resfriamentos (que vai de aproximadamente 3 a 125 °C/s) a microestrutura dominante é bainítica. No presente trabalho a 125 °C/s já existe Martensita na microestrutura, mas a mesma, apesar de não demonstrada no diagrama da Figura 6.29, foi apresentada nas micrografias do trabalho original (CRUZ-CRESPO et al., 2013).

Acredita-se que fica demonstrada por consistência teórica e similaridade com trabalhos de outros autores a confiabilidade dos resultados (diagrama CCT do aço API 5L X 70Q em estudo) do presente trabalho. Porém, pelas equações de previsão de Ms (seção 6.2.3), nenhuma das estimativas se aproxima do valor obtido para o presente aço em estudo (API X70Q), que, pela Figura 6.25, é em torno de 520 °C.

## CAPÍTULO VII

### CONCLUSÃO

O simulador físico de soldagem baseado em aquecimento por efeito Joule, com taxas de aquecimento/resfriamento controladas pela geometria da amostra, e identificação de transformação de fases pelo efeito do calor latente sobre o ciclo térmico, como o projetado e construído no Laprosolda/UFU, é um equipamento não comercial e de baixo custo. O objetivo geral deste trabalho foi avaliar a adequabilidade desse simulador como meio para levantar diagramas CCT de aços estruturais e, a partir deles, prever o comportamento da ZAC destes aços sob uma potencialmente larga faixa de energias de soldagem. Como objetivos específicos procurou-se encontrar limitações experimentais desta abordagem e meios de minimizá-las. Um aço HSLA foi utilizado como estudo de caso, com amostras do tipo barra chata, com possibilidade de variar a geometria do rebaixo central (comprimento, largura e espessura do rebaixo).

Com os resultados deste trabalho, pode-se concluir que:

- ✓ O simulador físico de ZAC do Laprosolda, auxiliado pelo programa computacional para identificar automaticamente as temperaturas e tempos de início e fim de transformação, mostrou funcionar de forma eficiente, demonstrando a possibilidade de cobrir uma larga faixa de taxas de resfriamento entre 800 e 500 °C, desde valores muito baixos (típicos de processos de alta energia de soldagem, como arco submerso ou eletroescória) até valores muito altos (típicos de processos de baixa energia de soldagem, como LASER), com sensibilidade para identificação micrográfica e de dureza das fases metalúrgicas;
- ✓ Uma das características deste simulador é que, por basear o controle do resfriamento na geometria da amostra, cria uma relação intrínseca e inevitável

entre taxas de aquecimento e taxas de resfriamento, como acontece em soldagem reais, mas muitas vezes um fato negligenciado pelos usuários ao se usar outros simuladores físicos, como a Glebble® e dilatômetro;

- ✓ Apesar desta relação intrínseca entre taxas de aquecimento e taxas de resfriamento, nem sempre a mesma será típica de soldagem. Entretanto, através de equacionamento experimental para predição das taxas de aquecimento e resfriamento em função da geometria é possível otimizar a geometria para se alcançar as taxas desejadas e coerentes com soldagens reais;
- ✓ O método aplicado de sobreposição da regressão da curva de aquecimento/resfriamento sobre as próprias curvas de aquecimento/resfriamento mostrou ser eficaz para determinar automaticamente os pontos de início e final da transformação de fase durante o aquecimento e resfriamento;
- ✓ Sempre vai haver a possibilidade de erro na monitoração da temperatura de pico, seja devido à reposta dinâmica do termopar, pela taxa de aquisição de temperatura ou a resposta dinâmica do acionamento da potência este erro pode ser manifestado como um “sobre temperatura” de pico (overshoot), proporcionando assim que a temperatura de pico real seja maior do que a temperatura medida. Logo quanto maior a taxa de aquecimento, maior o efeito do “overshoot” principalmente pelas duas últimas características;
- ✓ Sempre vai haver um tempo de resposta mínimo de acionamento do controle do simulador, que para a geometria da amostra estuda no estudo de caso mostrou ser baixo, mas suficiente para provocar a ocorrência de “overshoot”, provocado devido ao tempo de aquecimento não é tão rápido como o tempo de resposta do simulador (anexo IV);
- ✓ Entretanto, foi demonstrando ser possível compensar de forma razoável o “overshoot” através de uma equação empírica para determinar a temperatura de

compensação em função da taxa de aquecimento;

- ✓ Tomando o caso em estudo do aço HLSA (classe API 5L X 70Q), foi encontrado que:
  - As temperaturas de início e final das transformações durante o aquecimento são maiores para taxas de aquecimento mais lentas e menores para altas taxas de aquecimento e diferentes daquelas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  do diagrama de equilíbrio Fe-C;
  - O método estudado neste trabalho para levantamento de diagrama CCT, ao se mostrar eficaz, permitiu o levantamento do diagrama CCT para o aço usado como estudo de caso (X70Q), mostrando que mesmo para taxas de resfriamento menores a microestrutura da região grosseira da ZAC é bainítica e para taxas de resfriamento maiores a microestrutura da região grosseira da ZAC se torna martensítica. Existe uma faixa de taxas de resfriamento em que a microestrutura é uma mistura de bainita e martensita.

Assim, como estas informações (diagrama CCT), o usuário pode prever a necessidade do uso de preaquecimento como forma de aumentar a tenacidade e reduzir a susceptibilidade a trinca de H<sub>2</sub> para as energias de soldagem que levem a altas taxas de resfriamento.

## CAPÍTULO VIII

### TRABALHOS FUTUROS

Com o intuito de aprimorar a metodologia avaliada neste trabalho para levantar diagramas CCT para aços estruturais, usando o simulador físico de soldagem (baseado em aquecimento por efeito Joule, com taxas de aquecimento/resfriamento controladas pela geometria da amostra) e o programa para determinação automatizada das temperaturas e tempos de início e fim de transformação (baseado no calor latente de transformação de fase), projetados e construídos no Laprosolda/UFU, são proposta as seguintes sugestões:

- ✓ Analisar o efeito do tempo parado na temperatura de pico do ciclo térmico (holding ou soaking time), por exemplo, com tempos de 0, 2 e 5 s, sobre o crescimento do grão e a temperabilidade da liga em estudo, para uma mesma taxa de resfriamento, simulando tanto no simulador de ZAC assim como em Gleeble® ou dilatômetro em que usam este tempo de soaking se realmente faria efeito;
- ✓ Analisar o efeito taxa de aquecimento até temperatura de pico do ciclo térmico sobre o crescimento do grão e a temperabilidade da liga em estudo, para uma mesma taxa de resfriamento;
- ✓ Desenvolver um planejamento experimental para previsão das taxas de aquecimento e resfriamento com a variação também das potências e não só da geometria do rebaixo das amostras;
- ✓ Desenvolver um programa de otimização para determinar os parâmetros geométricos do rebaixo em função das taxas de aquecimento e resfriamento desejadas e reais para soldagem.

## CAPÍTULO IX

### REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

AMARAL T.; CARBONI, M.; SCOTTI A. **Avaliação da Aplicação de um Atlas de Soldagem de um aço BLAR Bainítico Microligado ao Nióbio**. Soldagem & Inspeção, São Paulo. Vol. 22, p. 163-173, agosto 2017.

AMARAL, T.S. **Atlas Microestrutural para Otimização de Procedimento de Soldagem**. 2016. 176 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

American Petroleum Institute **API 5L**. Specification for Line Pipe Steel. Estados Unidos, 42 ed., New York, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112-12** Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8M** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. 2016.  
and Soldering. ASM Handbook, V.8, ASM International, USA, 1993 P.7-18.

ANDIA, J. L. M.; SOUZA L. F. G.; BOTT, I. S. **Haz Physical Simulation of API 5L X80**: Pipeline Tecnology Conference. 8 th. Hannover, Germany, 2013.

ARAÚJO, D.B. **Metodologia Para Uso De Simulação Física No Estudo Da Znc e na Obtenção De Diagramas CCT Para Soldagem**. 2008. 104 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

BARBARO, R.; ZHU, Z.; KUZMIKOVA, L.; LI, H.; GRAY, M. J. **Towards Improved Steel Alloy Designs for Control of Weld Jear Affected Zone Properties**. 2nd International Symposium on Nb and Mo Alloying in High Performance Steels, Wollong. Australia. p. 1-13, 2013.

BELATO, R.; WAELE, W.; VANDERSCHUEREN, D.; HERTELÉ, S. **Development in Mechanical Properties and Metallurgical Features of High Strength Line Pipe Steels**. Ghent University, Department of Materials Science and Engineering, Belgium, 2013.

BLONDEAU, R. **Metallurgy and Mechanics of Welding: Processes and Industrial Applications**. John Wiley and Sons, Ltd., 2008, ISBN: 978-1-84821-038-7.

CALLISTER, Jr. **Ciência e Engenharia dos Materiais, uma Introdução**, 7ª Edição, Ed. Guanabara, 2008.

CIZEK, P.; WYNNE, B.; HODGSON, P.; Muddle, B. **Effect of Simulated Thermomechanical Processing on the Transformation Characteristics and Microstructure of an X80 Pipeline Steel**. The 1st International Conference on Super-High Strength Steels, Associazione Italiana di Metallurgia, Italy. 2005.

Cota, A.B.; MODENESI, P.J.; BARBOSA, R.; SANTOS, D.B. **Determination of CCT diagrams by thermal analysis of a HSLA bainitic steel submitted to thermomechanical treatment**. Scripta Materialia (Oxford) USA, v. 40, n.2, p. 165-169, 1998.

CRUZ-CRESPO, D.; BEZERRA, A.; SCOTTI, A. **Effect of Tempering Pass on HSLA-80 Steel HAZ Microstructures**. Welding Journal, Vol. 92, p. 304-311, october 2013.

DE GARMO, E. P.; BLACK, J. T.; LOHSER, R. A. **DeGarmo's Materilas and Processes in Manugacturing**. Ed 11. USA, John Wily Songs, 2011.

FELBER, S.; LOIBNEGGER, F. **The Pipeline-Steels X100 and X120**. Intitute for Building Construction and Technology E-206 Vienna University of Technology, Vienna, Austria, Karlsplatz 13, A-1040 p. 1-24, 2009.

FERNANDES, A. E. **Avaliação da Tenacidade à Fratura da Zona Afetada Pelo Calor (ZAC) do Aço API 5L X80 Soldado pelos Processos SMAW e FCAW**. 2011. 110 f. Tese Doutorado – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, São Paulo.

FERRACINI, E. G. **Formação Dos Grão Ferritos Ultrafinos Através de Transformação de Fase Induzida Por Deformação**. 2007. 81 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de São Carlos UFSCAR, São Carlos.

GOODALL, G. et al. Weld HAZ Simulation of X100 Pipe Steel. AIST Steel properties & Applications Conference Proceedings Combined With MS&T, Canada 2009, p.1-11

GORNI, A. A.; MEI, P. R. **Austenite Transformation and Age Hardneing of HSLA-80 and ulcb steels**. Journal of Materials Processing Technology, 2004.

HABASHI, F. **Alloys: Preparation, Properties, Applications**. 1 edição. 1998 ISBN-13: 978-3527295913



**HIGH- Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels: HSLA Steels.** Properties and Selection: Iron Steels and High Performance Alloys Metals Handbook. Vol 6. American Society of Metals. 10<sup>o</sup> Ed., 1997. p. 1009 - 1102.

KIM, H. INOUE, J.; OKADA, M.; NAGATA, K. **Prediction of Ac3 and Martensite Start Temperatures by a Datadriven Model Selection Approach** ISIJ International, Vol. 57 (2017), No. 12, pp. 2229–2236

HOLSERG, P. W.; WONG R. J. **Welding of HSLA-100 Steel for Naval Applications.** Weldability of Materials, ASM International, 1990.

IKAWA, H.; OSHIGE, H.; TANOUE, T. **Effect of Martensite-Austenite Constituent on HAZ Toughness of High Strength Steel.** Transactions of the Japan Welding Society, Vol.11, No. 2, october 1980.

International Organization for Standardization. **ISO 3183** API Spec 5L; 44th edition published, October 2007.

KOU, S. **Welding Metalurgy.** – 2<sup>o</sup> ed. Cap 17. 2003.

KURMA, S.; NATH, S.K.; KURMA, V. **Continuous Colling Tranformation Behavior in the Weld Coarse Grained Heat Affected Zone and Mechanical Properties fo Nb-Microalloyed na HY85 steels.** Mateial and Design. 2015.

LAN, L.; QIU, C.; ZHAO, D.; GAO, X.; DU, L. **Microstructural Characteristics And Toughness Of The Simulated Coarse Grained Heat Affected Zone Of High Strength Low Carbon Bainitic Steel.** Materials Science and Engineering, A 529, p.192-200, Elsevier, 2011.

LOPEZ, C. M. et al. **Influência do Processo e dos Parâmetros de Soldagem Sobre o Ciclo Térmico em Juntas Soldadas de Aços ARBL.** 13 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 1998, Curitiba - PR, 1998. p. 334-342. .

LUNDIN, C. D.; ZHOU, G. **A Comparison of Published HAZ Thermal Simulation Methods Used to Derive Weld HAZ Thermal Cycles.** Acta Metallurgica Sinica, vol.13 N<sup>o</sup>.1 february 2000 p.223-232.

MACHADO, I.G. **Cálculo do Tempo de Resfriamento na Soldagem.** Soldagem & Inspeção, São Paulo. Vol 4, N<sup>o</sup> 8, p. 25-1998, Agosto 1988

MACIEL, M.T ; BRACARENSE Q.A. **Avaliação de Microestrtrura e Propriedades Mecâncias de Metais de Solda Pbtidos por Processos de Soldagem Manual e Automatizado Utilizado na Soldagem de aço API X80.** Soldagem & Inspeção, São Paulo.Vol 16, N<sup>o</sup> 4. p.322-332, 2011.

MATSUBARA, D.B. **Caracterização De Chapa Grossa De Aço Microligado Temperado Por Meio Da Técnica De Dilatometria**. 96 f. 2014. Dissertação de Mestrado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo.

MITCHELL, P.S.; HART, P. H. M.; MORRISON, W.B. **The Effect of Microalloying on HAZ Toughness**. The Welding Institute, British Steel Plc, Swiden Tegnology Centre, p. 1-24, 1995.

MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; SANTOS, D.B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizote, 2012.

MONTEGOMERY, C.D ; GEORGE, R.C. **Applied Statistics and Probability for Engeneers**. 5ed, 2011.

National institute of standards and technology. U. S. Department of Commerce. **(ITS-90) Guidelines for Realizing the International Temperature Scale of 1990** Disponível em <<https://srdata.nist.gov/its90/menu/menu.html>> Acesso em:10 de ago. 2017.

OLIVEIRA, B.F. **Efeitos Dos Tratamento Termicos Sobre A Microesturra E As Propriedades De Um Aço Arbl Microligado Com Estrutura Bruta De Solidificação**. 161 f. 2014. Dissertação de mestrado – Universidade Estadual do Norte Fluminense. Rio de Janeiro.

POORHAYDARY, K.; PATCHETT, B.M.; IVEY, D. G. **Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates With Intermediate Thickness**. Welding Journal. p. 149-155, October 2005.

RAMIREZ, J. E. **Examinig the Mechanical Properties of High-Strength Steel Weld Metals**,. Welding Journal, January 2009, p. 32-37.

RAMIRO P.C ; CUEVAS A.C.; MUNÕS R.A.; **Characteriztion of Metals and Alloys**. Cap; 7. 2017. Distrito Federal Mexico, Mexico. DOI 10.1007/978-3-319-31694-9

SCOTTI, A.; LI, H.; MIRANDA, R.A **Round-robin Test With Thermal Simulation of the Welding HAZ to Draw CCT Diagrams: a Need for Harmonized Procedures and Microconstituent Terminologies**. Soldagem & Inspeção, São Paulo. V. 19, p. 279-290, 2014.

SHOME, M.; MOHANTY, O. N. **Continuous Cooling Transformation Diagrams Applicable to the Heat-Affected Zone of HSLA-80 and HSLA-100 133 Steels**,. Metallurgical and Materials Transactions A, vol 37A, July 2006 p. 2159-2169..

SILVA, A.L.; AVILLEZ, R.R.; CORDEIRO, N.B. **Modelos Para a Solubilidade de Precipitados Relevantes Para a Laminação a Quente de Aços**. 54º Congresso da ABM, 25 a 29 de julho de 1999, São Paulo, p. 1-2.

SMALLMAN, R.E.; BISHOP, R.J. **Modern Physical Metallurgy and Engineering**. 6 ed. Pag 297 - 30, 1999.

TOLOUI, M. **Microstructural Evolution in the haz of x80 Linepipe Steel**: phase field modelling the university of british , thesis doctor. Vancouver, 2015.

TRZASKA, J. **Calculation of Critical Temperatures by Empirical Fromulae**. Arch Metall. Mater, Vol. 61 No 2B, p. 981-986, 2016. Doi:10,1518/amm-2016/0167

TSAI, C. L.; TSO, C. M. Heat Flow in Fusion Welding. In: Welding Brazing

Van Vlack, L.H. **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais**. 4ª Edição. E.Monteiro, Elsevier Ltda, 2004.

VILARINHO, L.O.; ARAUJO,D.B. **Low-Cost Methodology For Obtaining Cct Welding Diagrams**. Soldagem & Inspeção. Vol. 15, p. 184–190, 2010. (doi:10.1590/S0104-92242010000300004)

YSHII, L.N.; CHIODO, M.G. **Aplicação De Aços De Alta Resistência Em Dutos De Transporte De Óleo E Gás**: implicação sobre o projeto e construção. 2007. 96 f. Título em Graduação - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

ZACHRISSON, J. **Situ Detection And Characterisation Of Phase Ransformations In Weld Metals**. 2006. 36 f. Master's thesis. Lulea University of Technology. Department of Applied Physics and Mechanical Engineering. Luleå, Suécia.

ZARZOUR, J.F.; KONKOL, P.J.; DONG, H.; 1996. **Stress-Strain Characteristics of the Heat-affected Zone in an HY-100 Weldment as Determined by Microindentation Testing, Materials Characterization. Materials Characterization** - Journal - Elsevier. New York. Vol 37. p. 195-209, 1996

ZHANG, Y.Q.; ZHANG, H.Q.; Li, J.F. and LIU, W. M. 2009. **Effect Of Heat Input On Microstructure And Toughness Of Coarse Grain Heat-Affected Zone In Nb Icroalloyed Hsla Steels**. Journal of Iron and Steel Research, Vol 16. N° 5. p. 73–80, May 2009.

ZHANG, Z.; FARRAR, R.A. **Effects Of Nb On Microstructure and Continuous Cooling Transformation of Coarsegrain Heat-Affected Zone In 610mpa Class High-Strength Low-Alloy Structural Steels**. Materials Science and Engineering A, p 182-186, Elsevier, 2007.

**ZHANG, Z.; FARRAR, R.A. Influence of Mn and Ni on the Microstructure and toughness of C-Mn-Ni Weld Metals.** Welding Journal, p. 183-196, May 1997.

## ANEXO I

### ENSAIO DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO

Análise realizada de forma cooperativa no Instituto de Inovação SENAI de Joinville-SC, LATECME realizando o ensaio de tração para confirmação do tipo de aço utilizado conforme a norma ASTM E8M, na Figura A.1 se encontra o corpo de prova 1 e na Figura A.2 o corpo de prova 2 na tabela A.1 esta a caracterização da resistência à tração do aço BLAR deste estudo.



Laboratório de Caracterização Mecânica  
LATECME

Solicitação Professor Danilo  
Aço X80  
Tração com redução de área

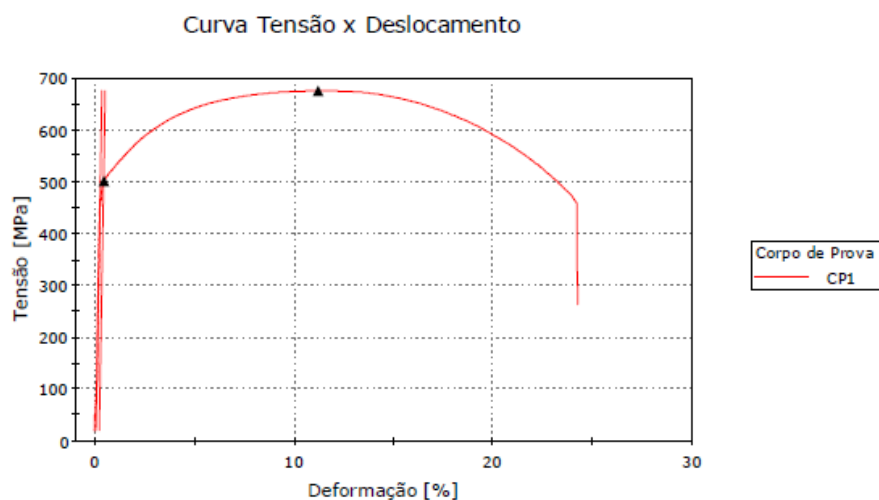


Figura A. 1 - Ensaio de tração do corpo de prova 1 com tensão de escoamento de 501,52 MPa e Resistência máxima de 674,39 MPa

Curva Tensão x Deslocamento

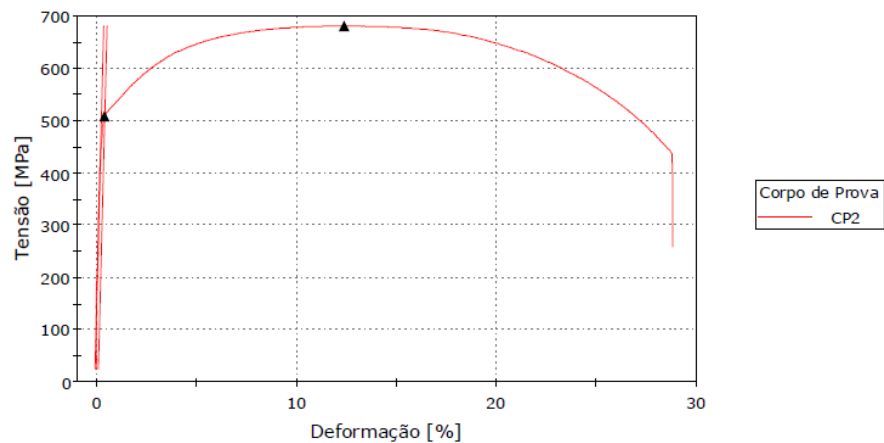


Figura A. 2- Ensaio de tração do corpo de prova 1 com tensão de escoamento de 507.23 MPa e Resistência máxima de 680.81 MPa

Tabela A. 1 Caracterização da resistência à tração do aço BLAR para os corpos de prova 1 e 2

	Corpo de Prova	Diâmetro [mm]	Area [mm <sup>2</sup> ]	Resistência Máxima [MPa]	Tensão de Escoamento (Rp0,2) [MPa]	Alongamento [%]	Estricção [%]	Maximum Load [N]	Load at Yield (Offset 0.2 %) [N]
1	CP1	5.99	28.18016	674.39	501.52	24.19	61.22	19004.35742	14133.05471
2	CP2	6.09	29.12893	680.81	507.23	28.78	61.27	19831.32422	14775.19525

## ANEXO II

### COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Análise realizada de forma cooperativa no Instituto de Inovação SENAI de Joinville-SC, LATECME realizando o ensaio de composição química, por Espectrometria de Emissão Óptica (OES), realizados nos dois corpos de prova que foram submetidos no ensaio de tração, retratado na tabela A.2.

Tabela A. 2 – Composição química realizado nas duas amostras submetidas ao ensaio de tração, corpos de prova 1 e 2

FMPRO 44R0022    Optik 44R0022							
Sample    :CP Danilo Senai							
Alloy     : FE_100    Mode        : PA 29/09/2017 10:17:34							
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr
1	97,3	0,0621	0,174	1,82	0,0178	0,0013	0,210
2	97,3	0,0499	0,177	1,81	0,0178	0,0013	0,206
<b>Average</b>	<b>97,3</b>	<b>0,0560</b>	<b>0,175</b>	<b>1,82</b>	<b>0,0178</b>	<b>0,0013</b>	<b>0,208</b>
	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti
1	0,214	0,0216	0,0288	0,0045	0,0134	0,0539	0,0132
2	0,211	0,0191	0,0282	0,0043	0,0125	0,0518	0,0133
<b>Average</b>	<b>0,213</b>	<b>0,0203</b>	<b>0,0285</b>	<b>0,0044</b>	<b>0,0130</b>	<b>0,0529</b>	<b>0,0132</b>
	V	W	Pb	Sn	B	Ca	Zr
1	0,0197	< 0,0050	0,0104	0,0026	0,0005	0,0018	0,0019
2	0,0196	< 0,0050	0,0105	0,0033	0,0006	0,0009	0,0022
<b>Average</b>	<b>0,0196</b>	<b>&lt; 0,0050</b>	<b>0,0104</b>	<b>0,0030</b>	<b>0,0005</b>	<b>0,0014</b>	<b>0,0020</b>
	Zn	Bi	As	N	Se	Sb	Ta
1	0,0010	< 0,0010	< 0,0010	0,0042	0,0024	< 0,0010	< 0,0050
2	0,0012	< 0,0010	< 0,0010	0,0090	0,0022	0,0026	< 0,0050
<b>Average</b>	<b>0,0011</b>	<b>&lt; 0,0010</b>	<b>&lt; 0,0010</b>	<b>0,0066</b>	<b>0,0023</b>	<b>0,0013</b>	<b>&lt; 0,0050</b>

## ANEXO III

### CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM

Foi feita uma análise do ciclo termico de soldagem e demonstrado em separado somente para aquecimento (Figura A.3), somente o resfriamento (Figura A.4) e o ciclo termico completo (Figura A.5).

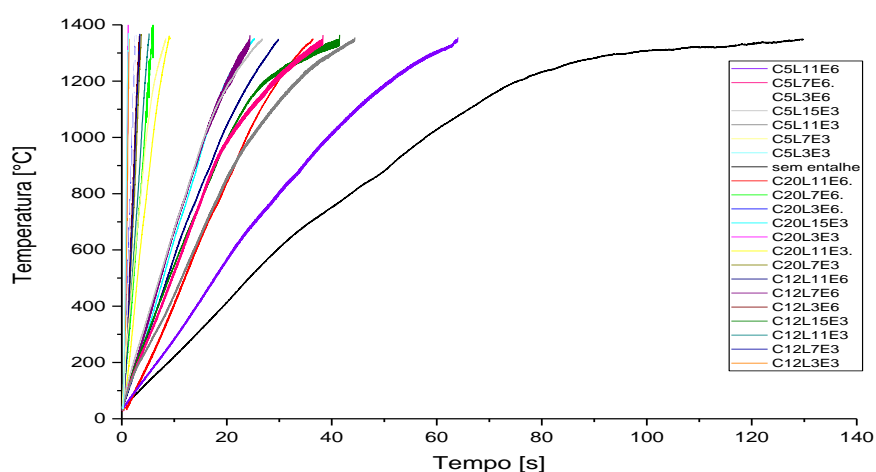


Figura A. 3- *Curvas de aquecimento da temperatura ambiente ate de pico.*

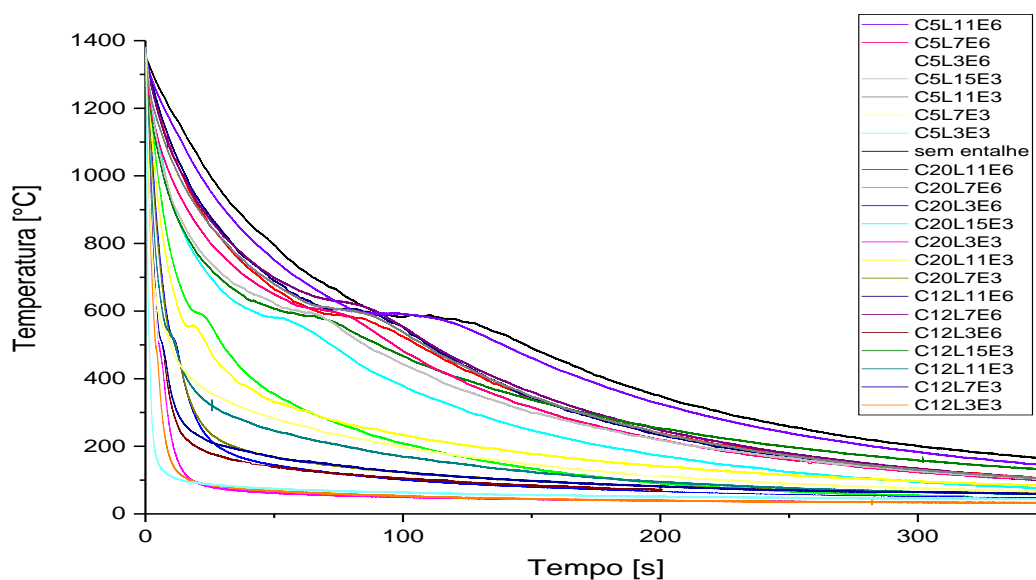


Figura A.4- *Curvas de resfriamento da temperatura de pico até ambiente*



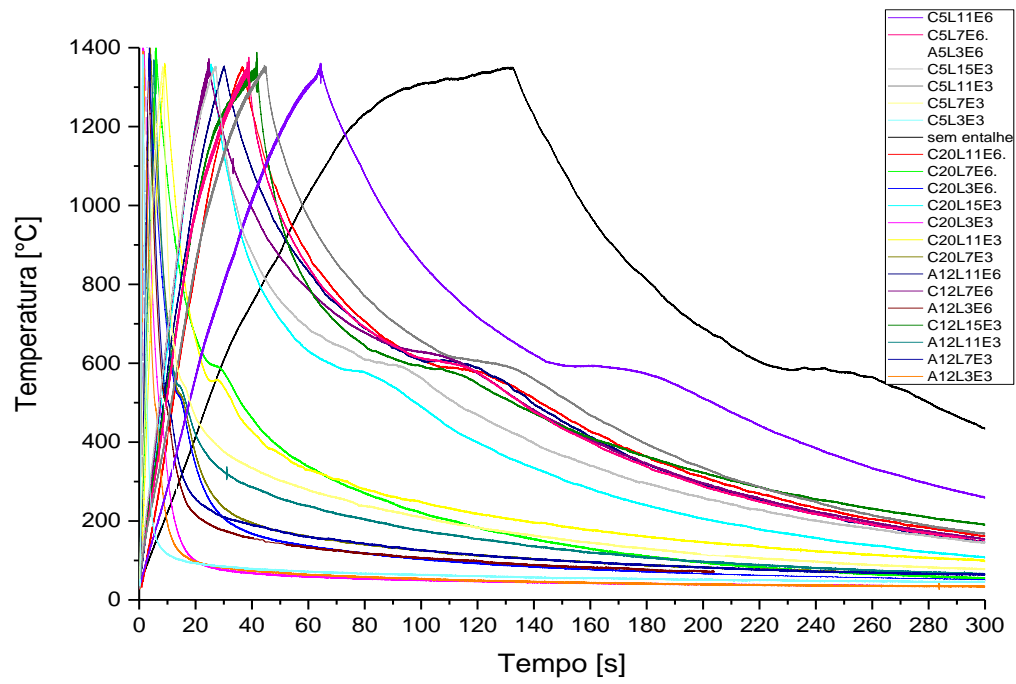


Figura A. 5- Curvas de ciclo termico completa

## ANEXO IV

### TAXAS DE AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO

A tabela a seguir demonstra as taxas de aquecimento e resfriamento para diferentes faixas de 40 até 200 °C, de 200 até 400 °C, de 400 até 1000 °C, de 1000 até

Sem entalhe						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	Δ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	Δ Tempo (s)
40-200	18,14	8,82		1350-1000	14,08	10,65
200-400	19,48	10,27		1000-800	8,26	24,21
400-1000	15,61	38,44		800-500	3,07	97,72
1000-1200	11,62	17,21		500-300	2,62	76,34
1200-1350	2,88	52,08		300-150	1,02	147,06
C20L15E3						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	Δ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	Δ Tempo (s)
40-200	55,72	2,87		1350-1000	45,23	3,32
200-400	58,9	3,4		1000-800	22,59	8,85
400-1000	62,64	9,58		800-500	5,44	55,15
1000-1200	49,98	4		500-300	3,73	53,62
1200-1350	29,59	5,07		300-150	1,61	93,17
C20L11E6						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	Δ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	Δ Tempo (s)
40-200	32,20	4,97		1350-1000	24,57	14,24
200-400	42,72	4,68		1000-800	12,23	16,35
400-1000	43,08	13,93		800-500	4,02	74,54
1000-1200	33,18	6,03		500-300	3,20	62,44
1200-1350	22,62	6,63		300-150	1,39	107,96





C12L7E6						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	Δ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	Δ Tempo (s)
40-200	64,19	2,49		1350-1000	23,96	6,26
200-400	60,90	3,28		1000-800	10,86	18,42
400-1000	60,52	9,91		800-500	3,84	78,13
1000-1200	48,55	4,12		500-300	3,22	62,11
1200-1350	34,28	4,38		300-150	1,43	104,90
C12L7E3						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	Δ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	Δ Tempo (s)
40-200	87,02	1,84		1350-1000	227,09	0,66
200-400	405,62	0,49		1000-800	174,71	1,14
400-1000	468,04	1,28		800-500	77,62	3,86
1000-1200	425,50	0,47		500-300	34,74	5,76
1200-1350	438,31	0,34		300-150	2,74	54,74
C12L3E6						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	Δ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	Δ Tempo (s)
40-200	258,80	0,62		1350-1000	223,66	0,67
200-400	401,39	0,50		1000-800	177,96	1,12
400-1000	453,98	1,32		800-500	89,83	3,34
1000-1200	420,38	0,48		500-300	41,56	4,81
1200-1350	397,07	0,38		300-150	5,00	30,00
C12L3E3						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	Δ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	Δ Tempo (s)
40-200	820,37	0,20		1350-1000	273,60	0,55
200-400	1502,83	0,13		1000-800	253,04	0,79
400-1000	1478,70	0,41		800-500	156,66	1,91
1000-1200	1258,23	0,16		500-300	83,36	2,40
1200-1350	2422,35	0,06		300-150	38,43	3,90



C5L7E3						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	$\Delta$ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	$\Delta$ Tempo (s)
40-200	25,1	6,37		1350-1000	351,64	0,43
200-400	207,59	0,96		1000-800	199,7	1
400-1000	196,2	3,06		800-500	39,85	7,53
1000-1200	127,62	1,57		500-300	6,11	32,73
1200-1350	73,82	2,03		300-150	1,48	101,35
C5L3E6						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	$\Delta$ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	$\Delta$ Tempo (s)
40-200	678,51	0,24		1350-1000	235,03	0,64
200-400	505,03	0,40		1000-800	190,19	1,05
400-1000	603,21	0,99		800-500	88,66	3,38
1000-1200	668,54	0,30		500-300	52,85	3,78
1200-1350	506,83	0,30		300-150	7,82	19,18
C5L3E3						
Faixas de temperatura em (°C) para aquecimento	Taxa de aquecimento (°C/s)	$\Delta$ Tempo (s)		Faixas de temperatura em (°C) para o resfriamento	Taxa de resfriamento (°C/s)	$\Delta$ Tempo (s)
40-200	1105,91	0,14		1350-1000	947,36	0,16
200-400	1339,24	0,15		1000-800	718,91	0,28
400-1000	1693,87	0,35		800-500	414,23	0,72
1000-1200	1539,32	0,13		500-300	217,58	0,92
1200-1350	834,32	0,18		300-150	57,33	2,62