

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Caracterização da zona termicamente
afetada de aço produzido
via resfriamento acelerado”

Autor: Ramsés Ferreira da Silva
Orientador: Paulo José Modenesi

Abril/2010

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Ramsés Ferreira da Silva

CARACTERIZAÇÃO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE
AÇO PRODUZIDO VIA RESFRIAMENTO ACELERADO

Dissertação de Mestrado a ser Apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Ciência e Engenharia de Materiais
Orientador: Prof. Dr. Paulo José Modenesi

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2010

A minha esposa e ao meu filho
Aos familiares e
aos amigos de sempre.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de expressar meus sinceros agradecimentos:

a minha esposa, pelo incondicional apoio e ajuda em momentos difíceis;

aos meus pais e demais familiares, que sempre acreditaram em meu sucesso profissional;

ao professor Paulo José Modenesi pela dedicada orientação durante as etapas de elaboração deste trabalho;

ao engenheiro da Usiminas Ricardo Miranda Alé pela disponibilidade, acompanhamento, sugestões e críticas;

ao corpo de engenheiros do Centro de Tecnologia Usiminas - Unidade Ipatinga, em especial a Odair José dos Santos, Carlos Augusto Salaroli, Túlio Magno Fuzessy de Melo e Fernando de Souza Costa pelo apoio incondicional oferecido;

ao assistente técnico do Centro de Tecnologia Usiminas - Unidade Ipatinga, Sérgio Luiz Vieira pelo apoio irrestrito;

aos assistentes técnicos José Geraldo Moreira, José Carlos Teixeira, Luiz Carlos Metzcker, Nívia Lelis Silva Souza e Fernando Dias Brum, do Centro de Tecnologia Usiminas - Unidade Ipatinga, pela paciente atenção, dedicação e apoio na realização dos ensaios deste trabalho;

à todos do corpo profissional da Usiminas que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste trabalho;

à Usiminas, pela oportunidade para realização deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	iv
LISTA DE TABELAS	x
LISTA DE SÍMBOLOS	xii
1 – INTRODUÇÃO	1
2 – OBJETIVOS.....	3
3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 – Aços para Plataformas Offshore	4
3.2– Colapso de estruturas soldadas.....	10
3.2.1 – Navios Liberty ^(7,8)	11
3.2.2 – O Desastre da Plataforma Alexander Kielland ⁽⁹⁾	13
3.2.3 – Ensaios para a determinação da tenacidade à fratura	15
3.3 – Microestruturas da ZTA	16
3.3.1 Regiões da ZTA.....	16
3.3.2 Produtos de Transformação da Austenita.....	18
3.3.3 Terminologia dos Constituintes da ZTA	27
3.3.4 Regiões da ZTA em soldagem de múltiplos passes	32
3.4 Tenacidade da ZTA.....	37
3.5 Relação entre Microestrutura e Tenacidade	40
3.6 Simulação Térmica da ZTA	43
3.6.1 Exemplos de Aplicação da Gleeble em Simulações de Ciclos Térmicos de Soldagem	45
4 – METODOLOGIA	50
4.1 – Materiais utilizados	50
4.2 – Fabricação e Laminação dos Lingotes	50
4.3 – Caracterização dos materiais	53
4.3.1 – Análise Química de Verificação.....	53

4.3.2 – Caracterização Microestrutural.....	54
4.3.3 – Ensaio Mecânicos	54
4.3.4 – Ensaio no Dilatômetro	56
4.4 – Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem na Gleeble	57
4.4.1 – Simulação da GGZTA com Diferentes Aportes Térmicos.....	60
4.5– Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem no Dilatômetro.....	64
4.5.1 – Simulação de diferentes T_{pico}	64
4.5.2 – Simulação de Ciclos Interrompidos na Região Intercrítica	65
4.5.3 – Simulação de Ciclos Térmicos de soldagem Multipasses	65
4.6 – Ensaio Mecânicos e Metalográficos das ZTA´s Simuladas	66
4.6.1 – Ensaio de Impacto Charpy.....	66
4.6.2 – Ensaio de Dureza	66
4.6.3 – Ensaio Metalográficos.....	66
5 – RESULTADOS	69
5.1 – Caracterização dos Materiais	69
5.1.1 – Análise Química	69
5.1.2 – Caracterização Metalográfica	69
5.1.3 - Propriedades Mecânicas	72
5.1.4 - Ensaio Dilatométricos.....	74
5.2 – Operacionalidade da Gleeble	76
5.2.1 – Definição da Curva de Simulação de Ciclo Térmico	76
5.2.1.1 – Curva FS(table).....	76
5.2.1.2 – Curva Hannerz	78
5.2.1.3 – Curva Rykalin-2D.....	79
5.2.1.4 – Curva Rykalin-3D.....	80
5.2.1.5 – Curva Rosenthal	81
5.2.1.6 – Curva Exponencial Cooling (Resfriamento Exponencial)	82
5.2.1.7 – Curva de Simulações de Recozimento	82
5.2.2– Problemas Verificados e Possíveis Soluções.....	83

5.2.2.1 – Entalhe e/ou Fusão na Região de Contato Corpo-de-prova/Garra	83
5.2.2.2 – Variação do TG γ e da Microestrutura na Seção do Corpo-de-Prova	84
5.2.2.3 - Alta Dispersão no Ensaio de Resistência ao Impacto	91
5.2.2.4 - Influência da Distância entre Garras na Distribuição de Temperatura ao Longo do Corpo-de-Prova	95
5.3 – Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem	97
5.3.1 – Influência do Aporte Térmico e do Ceq na Soldagem de Passe Único	97
5.3.2 – Influência da T _{pico} na microestrutura e dureza da ZTA	121
5.3.3 – Formação microestrutural durante resfriamento.....	129
5.3.4 – Simulação de Duplo Ciclo de Soldagem	140
6 – DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	150
6.1 – Caracterização dos Materiais	150
6.2 – Operacionalidade da Gleeble	151
6.2.1 – Definição da Curva de Simulação de Ciclo Térmico	151
6.2.2– Problemas Verificados e Possíveis Soluções.....	153
6.2.2.1 – Entalhe e/ou Fusão na Região de Contato Corpo-de-prova/Garra	153
6.2.2.2 – Variação do TG γ e da Microestrutura na Seção do Corpo-de-Prova	154
6.2.2.3 - Alta Dispersão no Ensaio de Resistência ao Impacto	156
6.2.3 - Influência da Distância entre Garras na Distribuição de Temperatura ao Longo do Corpo-de-Prova	156
6.2.4 – Considerações Finais	161
6.3 – Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem	163
6.3.1 – Influência do Aporte Térmico na Soldagem de Passe Único	163
6.3.2 – Influência da Composição Química na Soldagem de Passe Único	169
6.3.3 – Influência da T _{pico} na microestrutura e dureza da ZTA.....	172
6.3.4 – Formação da Microestrutura Durante Resfriamento	174
6.3.5 – Simulação de Duplo Ciclo de Soldagem	176
7 – CONCLUSÕES.....	178
8 – RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	180
9 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	181
10 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	182

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 – Distribuição de recursos petrolíferos em áreas de mar gelado no hemisfério norte no ano de 1984 ⁽²⁾	4
FIGURA 3.2 – Exemplos de plataformas usadas pela indústria petrolífera mundial ⁽³⁾ ..	5
FIGURA 3.3 – Relação entre o carbono equivalente e a resistência de uma chapa de HT50 (70 – 100mm de espessura) ⁽²⁾	8
FIGURA 3.4 – Representação esquemática do processo de laminação controlada	9
FIGURA 3.5 – Fotografia do navio SS John W. Brown, um dos dois únicos navios da série Liberty ainda em operação ⁽⁸⁾	11
FIGURA 3.6 – Fotografia de um navio da série Liberty partido ao meio após fratura frágil	12
FIGURA 3.7 – Fotografia da plataforma Alexander Kielland antes do desastre ⁽⁹⁾	13
FIGURA 3.8 – Representação esquemática da região que colapsou na plataforma Alexander Kielland com maiores detalhes. A treliça D-6 é a que contém o sonar soldado e onde originou o colapso de toda a estrutura ⁽⁹⁾	14
FIGURA 3.9 – Treliça D-6 após falha	15
FIGURA 3.10 – Diagrama esquemático de várias regiões da zona termicamente afetada correspondendo a um aço com 0,15%C.....	17
FIGURA 3.11 – Micrografia típica de uma ferrita de contorno de grão (região mais clara (GF)) ⁽¹⁴⁾	20
FIGURA 3.12 – Micrografia típica de uma ferrita poligonal nucleada totalmente no interior do grão austenítico (algumas regiões claras (PF)) ⁽¹⁴⁾	21
FIGURA 3.13 – Micrografia típica do início da formação da ferrita de Widmanstätten nucleada em uma ferrita alotriomórfica preexistente ⁽¹⁵⁾	22
FIGURA 3.14 – Placas de ferrita acicular em um metal de solda, observados em microscópio eletrônico de transmissão (réplica).....	23
FIGURA 3.15 – Diferentes morfologias de bainita, segundo Reynolds ⁽¹⁷⁾	24
FIGURA 3.16 – Bainita granular em um aço 0,15C-2,25Cr-0,5Mo (a) Micrografia ótica; (b) micrografia eletrônica de transmissão ⁽¹⁶⁾	26
FIGURA 3.17 – Microestruturas típicas de ZTA de uma aço baixo carbono e microligado ⁽¹³⁾	31
FIGURA 3.18 – Representação esquemática dos ciclos térmicos em dois pontos genéricos (1 e 2) da ZTA de uma solda de vários passes. A, B, C são, respectivamente, o primeiro, segundo e terceiro passes realizados ⁽⁷⁾ ..	32
FIGURA 3.19 – Representação esquemática de junta obtida na soldagem com um passe e com vários passe. (a) um passe (b) dois passes (c) três passes ⁽¹⁹⁾	33
FIGURA 3.20 – Seção transversal (macrografia) de uma solda real de vários passes ⁽⁷⁾ ..	33

FIGURA 3.21 – Representação esquemática da microestrutura da ZTA durante uma soldagem de múltiplos passes como função da temperatura máxima de ciclos de soldagem sucessivos.	35
FIGURA 3.22 – Diagrama das mudanças estruturais durante um ciclo térmico de soldagem e seus efeito nas propriedades da ZTA ⁽¹⁹⁾	37
FIGURA 3.23 – Efeito da formação de perlita (0,15C-1,3Mn) versus a formação de M-A (0,14C-1,47Mn) na tenacidade à fratura na ICGGZTA ⁽¹¹⁾	39
FIGURA 3.24 – Diagrama semi-esquemático da relação entre a tenacidade Charpy e os produtos de transformação da austenita com diferentes composições (valores de CE) em uma ZTA ⁽¹¹⁾	42
FIGURA 3.25 – Relação entre a temperatura de ensaio de impacto Charpy que propicia um valor de 35 J com o aporte térmico e com o carbono equivalente ⁽¹¹⁾	42
FIGURA 3.26 – Efeito do tempo de resfriamento na tenacidade à fratura (integral J) ⁽²¹⁾	46
FIGURA 3.27 – Efeito do segundo ciclo térmico na dureza e na fração de constituinte M-A ⁽²⁴⁾	47
FIGURA 3.28 – Energia absorvida e dureza das GGZTA ⁽²⁵⁾	48
FIGURA 3.29 – Efeito dos elementos de liga na tenacidade ao impacto da ZTA.....	49
FIGURA 4.1 – Forno de fusão à vácuo utilizado para a fabricação dos lingotes.	51
FIGURA 4.2 – Laminador piloto utilizado na laminação dos lingotes.....	52
FIGURA 4.3 – Máquina de ensaio de tração Instron, modelo 5882.....	55
FIGURA 4.4 – Amostra utilizada para simular ciclos térmicos de soldagem na Gleeble.....	57
FIGURA 4.5 – Simulador termomecânico Gleeble 3500.	57
FIGURA 4.6 – Garras de cobre utilizadas na Gleeble para fornecer e retirar calor do corpo-de-prova.....	58
FIGURA 4.7 – Corpo-de-prova com o termopar fixado no centro da zona de trabalho	58
FIGURA 4.8 – Correlação do $\Delta t_{8/5}$ obtidos por Marra <i>et alii</i> e os e os resultados teóricos-NSC ⁽³¹⁾	60
FIGURA 4.9 – Ciclo térmico obtido em programa computacional para a definição de alguns parâmetros a serem simulados na Gleeble, para a condição de 50kJ/cm de HI.....	62
FIGURA 4.10 – Representação esquemática dos ciclos térmicos de soldagem a serem utilizados nesta etapa, com as mais importantes variáveis pré-definidas.	64
FIGURA 4.11 – Representação esquemática dos ciclos térmicos de soldagem a serem utilizados nesta etapa, com as mais importantes variáveis pré-definidas.....	66

FIGURA 4.12 – Região a ser analisada via microscopia ótica.	67
FIGURA 5.1 – Aspecto típico das inclusões verificadas nas amostras analisadas	70
FIGURA 5.2 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN, no centro e a $\frac{1}{4}$ da espessura. Ataque: Nital: 4%. Aumento: 500X	71
FIGURA 5.3 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC, no centro da espessura. Ataque: Nital: 4%	72
FIGURA 5.4 – Energia absorvida em impacto Charpy em função da temperatura de ensaio	73
FIGURA 5.5 – Curva CCT do aço LN.....	74
FIGURA 5.6 – Curva CCT do aço LC	74
FIGURA 5.7 – Gráficos típicos obtidos no dilatômetro, antes do aferimento dos parâmetros de ajuste de ruído do Software de aquisição de dados	75
FIGURA 5.8 – Gráficos típicos obtidos no dilatômetro após aferimento dos parâmetros de ajuste de ruído do Software de aquisição de dados.....	75
FIGURA 5.9 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva FS(table)	77
FIGURA 5.10 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Hannerz.....	78
FIGURA 5.11 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Rykalin-2D	79
FIGURA 5.12 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Rykalin-3D	80
FIGURA 5.13 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizado a curva Rosenthal	81
FIGURA 5.14 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Exponencial Cooling	82
FIGURA 5.15 – Ciclo térmico típico obtido quando utilizado a curva geralmente usada para simulações do processo de recozimento	84
FIGURA 5.16 – Aspecto de corpo-de-prova em que ocorreu a fusão da área central útil	83
FIGURA 5.17 – Típica variação microestrutural ocorrida ao longo da espessura de amostras simuladas na Gleeble	85
FIGURA 5.18 – Típica variação do TG γ ocorrida ao longo da espessura de amostras simuladas na Gleeble	87
FIGURA 5.19 – Ciclos térmicos típicos obtidos pelos termopares de controle e soldados em outras faces, quando utilizadas diferentes tentativas de homogeneização da temperatura na seção	89

FIGURA 5.20 – Exemplos de comparação realizada entre a microestrutura de corpos-de-prova de um mesmo aço e simulados para um mesmo aporte térmico na Gleeble, que fraturaram de forma frágil e dúctil.....	92
FIGURA 5.21 – Exemplo de comparação realizada entre o TG γ de corpos-de-prova de um mesmo aço e simulados para um mesmo aporte térmico na Gleeble, que fraturaram de forma frágil e dúctil.....	94
FIGURA 5.22 – T _{pico} obtida em diferentes posições do corpo-de-prova (centro, 1 mm e 3 mm de distância do centro)	96
FIGURA 5.23 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. Ataque: Nital 4%. Aumentos: 200X e 1000X.	99
FIGURA 5.24 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500X.	101
FIGURA 5.25 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. Ataque: Nital 4%. Aumentos: 200X e 1000X.	104
FIGURA 5.26 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500X	106
FIGURA 5.27 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. HI = 6 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 6,3$ s.....	110
FIGURA 5.28 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. HI = 10 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 7,8$ s	111
FIGURA 5.29 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. HI = 20 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 12,5$ s	112
FIGURA 5.30 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. HI = 35 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 32,6$ s	113
FIGURA 5.31 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. HI = 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s.....	114
FIGURA 5.32 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. HI = 6 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 6,3$ s.....	115
FIGURA 5.33 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. HI = 10 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 7,8$ s	116
FIGURA 5.34 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. HI = 20 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 12,5$ s	117
FIGURA 5.35 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. HI = 35 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 32,6$ s	118
FIGURA 5.36 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. HI = 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s	119
FIGURA 5.37 – Variação do TG γ com o tempo de permanência acima de 1000°C	120
FIGURA 5.38 – Variação da dureza da GGZTA com o aporte térmico.....	121
FIGURA 5.39 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN para diferentes T _{pico} . HI = 50 kJ/cm. $\Delta_{t8/5} = 46$ s	123

- FIGURA 5.40 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC para diferentes T_{pico} . HI = 50 kJ/cm. $\Delta_{t8/5} = 46$ s 126
- FIGURA 5.41 – Influência da temperatura de pico na dureza das diferentes regiões da ZTA de ambos os aços avaliados..... 129
- FIGURA 5.42 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN temperado a 510°C. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s..... 131
- FIGURA 5.43 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN temperado a 490°C. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s 132
- FIGURA 5.44 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN temperado a 470°C. HI: 50kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s 133
- FIGURA 5.45 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC temperado a 610°C. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s 134
- FIGURA 5.46 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC temperado a 590°C. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s 135
- FIGURA 5.47 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC temperado a 570°C. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s 136
- FIGURA 5.48 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC temperado a 550°C. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s 137
- FIGURA 5.49 – Curvas de dilatação obtidas com o uso de diferentes temperaturas de têmpera, para o aço LN. Eixos X e Y correspondem a Temperatura (°C) e dilatação, respectivamente 138
- FIGURA 5.50 – Curvas de dilatação obtidas com o uso de diferentes temperaturas de têmpera, para o aço LC. Eixos X e Y correspondem a Temperatura (°C) e dilatação, respectivamente 139
- FIGURA 5.51 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LN. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s; T_{pico2} : 795°C. Aumento: 500X. Ataque: nital 4%..... 141
- FIGURA 5.52 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LN. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s; T_{pico2} : 795°C. Aumento: 500X..... 142
- FIGURA 5.53 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LN. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s; T_{pico2} : 815°C. Aumento: 500X. Ataque: nital 4% 143
- FIGURA 5.54 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LN. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s; T_{pico2} : 815°C. Aumento: 500X..... 144
- FIGURA 5.55 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LC. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s; T_{pico2} : 800°C. Aumento: 500X. Ataque: nital 4% 145
- FIGURA 5.56 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LC. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46$ s; T_{pico2} : 800°C. Aumento: 500X..... 146

FIGURA 5.57 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LC. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46s$; $T_{pico2}: 820^{\circ}C$. Aumento: 500X. Ataque: nital 4%	147
FIGURA 5.58 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LC. HI: 50 kJ/cm; $\Delta_{t8/5} = 46s$; $T_{pico2}: 820^{\circ}C$. Aumento: 500X.....	148
FIGURA 6.1 – Gradiente térmico ao longo do comprimento da amostra demonstrando as <i>Work Zone</i> para dois <i>Free Span</i> distintos ⁽³⁷⁾	157
FIGURA 6.2 – Representação esquemática de corpo-de-prova usado em simulação de ciclo térmico de soldagem na Gleeble, mostrando a <i>Work Zone</i> e o <i>Free Span</i>	158
FIGURA 6.3 – Influência do teor de carbono na dureza da martensita ⁽³⁾	164
FIGURA 6.4 – Distribuição de carbono na interface γ/α ⁽⁴¹⁾	166
FIGURA 6.5 – Tempos para dissolução completa de vários carbonetos e nitretos na austenita em função da temperatura ⁽⁴²⁾	168

LISTA DE TABELAS

TABELA III.1 – Composição química típica de um aço com 355 N/mm ² fabricado por tratamento termomecânico para utilização em plataformas offshore ⁽⁶⁾ ..	8
TABELA III.2 – Comparação da classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita, entre o TWI e os pesquisadores da área de transformação de fase ⁽¹⁸⁾	28
TABELA III.3 – Nomenclatura utilizada por diferentes pesquisadores para os constituintes da ZTA ⁽¹⁸⁾	29
TABELA V.1 – Faixa de composição química visada para os aços produzidos (%p/p)	51
TABELA IV.2 – Valores aproximados das temperaturas T _{nr} e Ar ₃ estimadas através da composição química obtida	52
TABELA IV.3 – Sequência de passes de laminação em escala piloto empregada no processamento dos aços a LN e LC	53
TABELA IV.4 – $\Delta t_{8/5}$ utilizado, em função do aporte térmico simulado ⁽³¹⁾	62
TABELA IV.5 – $\Delta t_{pico/8}$ utilizado em função do aporte térmico simulado ⁽³¹⁾	63
TABELA IV.6 – Ciclos térmicos de soldagem a serem simulados na Gleeble, simulando a GGZTA	63
TABELA V.1 – Composição química para os aços produzidos para o estudo (%p/p) ...	69
TABELA V.2 – Resultado da classificação das inclusões	71
TABELA V.3 - Valores de propriedades mecânicas em tração	72
TABELA V.4 - Valores de dureza no centro da espessura	73
TABELA V.5 – Resultados de ensaios em impacto Charpy	73
TABELA V.6 – Valores de A _{c1} e A _{c3} definidos a partir dos gráficos dilatométricos que apresentavam ressaltos	75
TABELA V.7 – Valores de Ac1 e Ac3 definidos a partir dos gráficos que não apresentaram ressaltos	76
TABELA V.8 – Tamanho de grão austenítico medido próximo a borda em que foi soldado o termopar e na borda oposta	91
TABELA V.9 – Lista das tentativas utilizadas para homogenizar a temperatura ao longo da seção do corpo-de-prova	92
TABELA V.10 – TG _γ na GGZTA dos aços avaliados	120
TABELA V.11 – Dureza da GGZTA dos aços avaliados	121
TABELA V.12 – Quantidade (%) de constituinte M-A, medido via microscopia ótica, em amostras simuladas no dilatômetro. Aporte térmico: 50 kJ/cm	149
TABELA VI.1 - Zona de trabalho teórica, baseado na equação 6.2, quando utilizado 1350°C e 35°C para T _{max} e T _o , respectivamente	159
TABELA VI.2 – Valores de C _{eq} , CEN e P _{cm} dos aços avaliados	169

TABELA VI.3 – Microestruturas observadas para os diferentes aportes térmicos e aços avaliados.....	170
TABELA VI.4 – Valores de T_{pico} nominal utilizada e sua T_{pico} real correspondente.....	172

LISTA DE SÍMBOLOS

AC	= Ferrita com Segunda Fase
A_{c1}	= Temperatura Eutetóide
A_{c3}	= Temperatura Final de Transformação $\alpha - \gamma$ (no aquecimento)
Al	= Alongamento
A_{r3}	= Temperatura Inicial de Transformação $\alpha - \gamma$ (no resfriamento)
ASTM	= <i>American Society for Testing Materials</i>
c	= Calor Específico do Material
CE ou C_{eq}	= Carbono Equivalente
CP&D	= Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas
CTOD	= <i>Crack Tip Opening Displacement</i>
D	= Diâmetro Médio do Grão
FA	= Ferrita Acicular
FC	= Agregado Ferrita-carboneto
FCG	= Ferrita de Contorno de Grão
FP	= Ferrita Poligonal
F_s	= Temperatura Inicial de Transformação da Ferrita
FN	= Ferrita de Widmanstätten Intragranular
FSA	= Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FSF	= Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
FW	= Ferrita de Widmanstätten
GGZTA	= Região de Grãos Grosseiros
GGGG	= Região de Grãos Grosseiros Reaquecida na Região de Grãos Grosseiros
GRZTA	= Região de Grãos Refinados
GRGGZTA	= Região de Grãos Grosseiros Reaquecida na Região de Grãos Refinados
J	= Quantidade de calor gerado por efeito Joule
H	= Energia de Soldagem
HI	= <i>Heat Input</i> (Aporte Térmico)
h	= Espessura da Chapa
I	= Corrente
ICZTA	= Região Intercrítica
ICGGZTA	= Região de Grãos Grosseiros Reaquecida Intercriticamente
IIW	= <i>International Institute of Welding</i>

k	= Condutividade Térmica do Material
L	= <i>Free Span</i> (Distância Entre as Garras)
LBZ	= <i>Local Brittle Zone</i>
LC	= Aço obtido por laminação controlada e resfriamento acelerado
LE	= Limite de escoamento
Li	= Comprimento da Linha teste
LN	= Aço obtido por laminação convencional e posterior normalização
LR	= Limite de Resistência
M	= Martensita
MB	= Metal de Base
MEV	= Microscópio Eletrônico de Varredura
MET	= Microscópio Eletrônico de Transmissão
M_s	= Temperatura de Início da Transformação Martensítica
n	= Número de Campos
NSC	= Nippon Steel Corporation
P	= Perlita
Pcm	= Carbono Equivalente
Pi	= Número de Interseções com Contornos de Grão
R	= Resistividade elétrica
SCZTA	= Região Subcrítica
SCGGZTA	= Região de Grãos Grosseiros Reaquecida Subcriticamente
T	= Tempo
T_0	= Temperatura de Pré-Aquecimento ou Temperatura na Interface Garra/Corpo-de-prova
t_a	= Tempo necessário para Atingir a Temperatura de Pico
TG γ	= Tamanho de Grão Austenítico
$T_{m\acute{a}x}$	= Temperatura no Centro do Corpo-de-Prova
T_{nr}	= Temperatura de não Recristalização
T_{pico}	= Temperatura de Pico
T_{pico2}	= Temperatura de Pico do segundo ciclo térmico
t_p	= Tempo de Permanência na Temperatura de Pico
TWI	= The Welding Institute
X	= <i>Work Zone</i> (Zona de trabalho)
Y e r_x	= Distância de um Dado Ponto até a Linha de Fusão

ZAC	= Zona Afetada pelo Calor
ZF	= Zona Fundida
ZFL	= Zona de Fragilização Localizada
ZTA	= Zona Termicamente Afetada
$\Delta_{t8/5}$	= Tempo de resfriamento entre 800 e 500°C
$\Delta_{t \text{ pico}/8}$	= Tempo de resfriamento entre a temperatura de pico e 800°C
$\Delta_{t 5/\text{ambiente}}$	= Tempo de resfriamento entre 500°C e a temperatura ambiente
ρ	= Massa específica do Material
% p/p	= fração percentual da massa de um determinado elemento químico em relação à massa da amostra;

RESUMO

A Usiminas está capacitando a usina de Ipatinga para a utilização da tecnologia de resfriamento acelerado, através do qual será possível produzir chapas grossas de resistência mais elevada e/ou com menor carbono equivalente (Pcm) em comparação com os aços fabricados atualmente. O presente estudo visou caracterizar a região da Zona Termicamente Afetada (ZTA) de um aço produzido por resfriamento acelerado em comparação àquela de um aço produzido por rota convencional, principalmente quando soldados sob alto aporte térmico de soldagem. De forma a se avaliar regiões específicas da ZTA foram simulados ciclos térmicos de soldagem tanto para operações em um único passe quanto em múltiplos passes empregando-se simuladores como a Gleeble e o dilatômetro. Estes equipamentos permitem produzir uma microestrutura homogênea em largo volume de material, possibilitando analisar separadamente as diferentes regiões da ZTA para distintos aportes térmicos. Verificou-se que, quando utilizado o mesmo aporte térmico, o aço produzido via resfriamento acelerado apresentou microestruturas de maior temperatura de transformação e mais grosseiras. Este comportamento foi associado ao menor Pcm deste aço. Para o mesmo aporte térmico, o aço produzido por rota convencional apresentou constituinte M-A massivo, localizado em sua maioria nos contornos de grãos da austenita prévia. Por outro lado, para o aço produzido via resfriamento acelerado foi possível observar o constituinte M-A massivo com menores dimensões e localizado, principalmente, no interior dos grãos. Além disso, foi desenvolvida uma metodologia de utilização da Gleeble para simulação de ciclo térmico de soldagem de forma a se evitar os problemas verificados neste estudo, como grande variação do resultado de ensaio de resistência ao impacto Charpy e ocorrência, durante a simulação, de entalhe no contato garra/corpo-de-prova.

ABSTRACT

Usiminas has been installing in Ipatinga Mill the Accelerated Cooling Technology, which will become able to produce higher tensile steel plates with less carbon equivalent (Pcm), comparatively to carbon steels produced nowadays. This study aimed to characterize and compare an accelerated cooling steel and normalized steel heat affected zone (HAZ), mainly when high heat input welding is used. In order to evaluate specific HAZ regions, it was simulated welding thermal cycles for both one pass and multiple passes welding employing simulators as a Gleeble and a Dilatometer. Large volume of material with homogeneous microstructure can be produced with these devices. So, it is possible to evaluate the different HAZ regions when used different heat inputs. It was found that, when used the same heat input, the accelerated cooling steel showed coarser and higher transformation temperature microstructures. This behavior was associated with lower Pcm of the accelerated cooling steel. It was also observed that for the same heat input, the normalized steel showed massive M-A, located mainly at prior austenite grain boundaries. On the other hand, for the accelerated cooling steel was observed smaller massive M-A located mainly in the inner of the grains. In addition, it was developed a Gleeble welding cycle simulating methodology in order to avoid the problems that happened in this study, like large scatter in Charpy test result and the occurrence, during the simulation, of notch in the jig/sample contact.

1 – INTRODUÇÃO

Em diversas aplicações envolvendo chapas grossas, incluindo aços para construção de plataformas offshore, a tenacidade ao impacto Charpy é um requisito importante, tanto para o material base quanto para juntas soldadas, nessas últimas, principalmente para a Zona Termicamente Afetada (ZTA). No caso do material base, tal requisito normalmente é satisfeito, uma vez que depende de fatores de controle relativamente fácil, como a limpidez e a microestrutura do aço (determinada pela composição química e pelas variáveis de seu processamento).

Já no caso de juntas soldadas, o atendimento a requisitos de impacto Charpy é mais difícil, uma vez que aos fatores que determinam a tenacidade do material base são somados outros fatores associados ao procedimento de soldagem (envolvendo a geometria da junta, o processo de soldagem, uso de pré-aquecimento, etc.). No final, a conjugação de tais fatores irá determinar a formação de microestruturas na região de solda que apresentarão diferentes tenacidades ao impacto Charpy.

O aquecimento decorrente do calor gerado no processo de soldagem e o resfriamento subsequente alteram a microestrutura original do material base em diferentes intensidades a partir da linha de fusão. No caso de soldagens com um só passe, as transformações microestruturais são de caracterização relativamente simples. No caso de soldagens multipasses, no entanto, tal caracterização é mais complexa, uma vez que as microestruturas formadas são alteradas pelo calor gerado nos passes subsequentes. Conseqüentemente, a investigação dos fatores controladores da tenacidade da ZTA no caso de juntas multipasses, características, por exemplo, de união de aços na fabricação de plataformas *offshore*, adquire um maior grau de complexidade, comparativamente a uma situação em que se emprega somente um passe de soldagem (um ciclo térmico de soldagem somente).

Com o objetivo de avaliar a contribuição de cada tipo de microestrutura na tenacidade ao impacto de ZTA's são utilizadas técnicas de simulação, sendo a Gleeble um equipamento particularmente adequado a isso. Nela, é possível aplicar ciclos térmicos em blanks retangulares, a partir dos quais são confeccionados corpos-de-prova Charpy.

Tais ciclos térmicos podem ser simples, simulando, por exemplo, diferentes regiões da ZTA de uma solda com um só passe, ou múltiplos, simulando os ciclos térmicos experimentados por uma dada região em uma soldagem multipasse. Embora não representem a situação real de juntas soldadas, as simulações são úteis para o entendimento dos fatores que controlam a tenacidade dessas juntas.

A indústria siderúrgica nacional vêm desenvolvendo aços de alta resistência para a construção de plataformas *offshore* processados por laminação convencional ou controlada. Com o aumento da demanda de aços cada vez mais nobres e resistentes, esta indústria tem sinalizado a produção destes aços adicionando à laminação controlada, a técnica de resfriamento acelerado. Sendo assim, este estudo visa avaliar e comparar a influência de condições de soldagem e, conseqüentemente, da microestrutura na tenacidade da ZTA de aços obtidos por laminação convencional e por laminação controlada e resfriamento acelerado. Pretende-se, assim, levantar informações que suportem a introdução e aplicação dos aços produzidos por resfriamento acelerado no segmento de plataformas offshore.

2 – OBJETIVOS

O objetivo geral deste estudo foi estudar a microestrutura de distintas regiões da ZTA (zona termicamente afetada) de dois aços produzidos por diferentes rotas de processamento, através de simulação de ciclos térmicos de soldagem. Esse objetivo foi alcançado através dos seguintes objetivos específicos:

- 1) Desenvolvimento de metodologia confiável no equipamento simulador Gleeble para estudos na área de soldagem no Centro de Tecnologia Usiminas - Ipatinga.
- 2) Avaliação da influência do aporte térmico na formação de microestruturas formadas na região de grãos grosseiros da ZTA, na soldagem de passe único e de múltiplos passes;
- 3) Comparação de dois aços, avaliando a influência do carbono equivalente na formação de microestruturas formadas na região de grãos grosseiros da ZTA, na soldagem de passe único e de múltiplos passes;
- 4) Avaliação da evolução microestrutural durante o resfriamento, de forma a se correlacionar os constituintes obtidos com a composição química dos aços;

3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Aços para Plataformas Offshore

A exploração subaquática de petróleo foi iniciada no começo dos anos 20 no lago Maracaibo, na Venezuela, e no pós-guerra se expandiu para a área do Golfo do México, onde as primeiras plataformas *offshore* em mar aberto foram utilizadas⁽¹⁾. Estas plataformas representavam na época os principais desafios na aplicação de estruturas de aço, e com isso foram necessários certos cuidados para a garantia das propriedades dos materiais usados. Nestas construções, em que uma ótima integridade estrutural em situações climáticas extremas era necessária, a principal preocupação era com a ocorrência de fratura frágil em regiões críticas das plataformas. Como não havia ainda um grande conhecimento a respeito das condições extremas a que as plataformas estariam sujeitas, utilizou-se o conhecimento da indústria naval como base para o desenvolvimento destes aços.

Por volta da década de 70, poços de petróleo foram descobertos em regiões com maiores profundidades e com condições climáticas ainda mais extremas (baixa temperatura do mar e do ar, altos níveis de carregamento oriundos dos ventos e das ondas, correntes marítimas, condições extremas de fundação, etc), como no Mar do Norte, figura 3.1⁽²⁾.

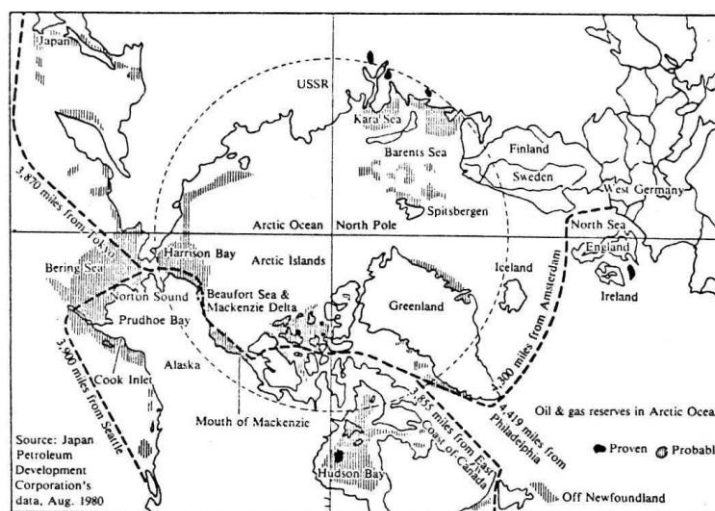


FIGURA 3.1 – Distribuição de recursos petrolíferos em áreas de mar gelado no hemisfério norte no ano de 1984⁽²⁾.

Desta forma, tornou-se necessário o desenvolvimento de novos materiais, muitas vezes de maiores espessuras e resistências, capazes de suportar estas condições. Com isso, baseado em experiências prévias, as atenções iniciais no desenvolvimento destes aços foram voltadas para a minimização do risco de fratura frágil em membros estruturais críticos e para a resistência à fadiga destas estruturas.

Para atividades em mares gelados e/ou profundos, como no Oceano Ártico, as estruturas para perfuração, produção e armazenamento precisam ter propriedades especiais. É importante que as estruturas em serviço em lugares com condições climáticas adversas, tenham segurança suficiente a temperaturas de projeto de -40 a -60°C e sejam relativamente fáceis de serem reparadas, ou seja, que possuam boa soldabilidade.

Aço ou uma combinação de aço e concreto são, geralmente, os materiais mais utilizados na fabricação de plataformas utilizadas em mares abertos e profundos. A figura 3.2 mostra alguns exemplos de plataformas usadas pela indústria petrolífera mundial.

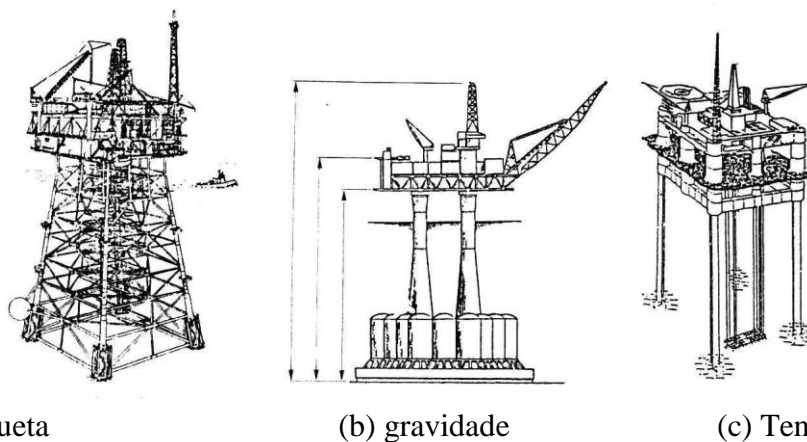


FIGURA 3.2 – Exemplos de plataformas usadas pela indústria petrolífera mundial⁽³⁾.

Para sua utilização sob condições adversas, os aços necessitam de alguns requisitos fundamentais, tais como^(4, 5):

- Resistência suficiente para opor-se às condições marítimas, o que é obtido através de aços com mais alta resistência e do aumento da espessura das chapas;
- Alta tenacidade para prevenir a ocorrência de fratura frágil à baixa temperatura tanto no metal base quanto em junta soldada sob alto aporte de calor;

- O aço deve ter excelente soldabilidade, ou seja, a estrutura deve ser facilmente soldada durante sua fabricação ou reparo. Além disso, o aço deve possuir resistência à decoesão lamelar e ao trincamento por hidrogênio sob alta restrição;
- Manutenção de altas resistência mecânica e tenacidade mesmo após tratamento térmico pós-soldagem;
- Alta resistência à fadiga;
- Propriedades uniformes ao longo da espessura;
- Homogeneidade microestrutural e de propriedades mecânicas;
- Excelente resistência à flexão e pequena deterioração na qualidade após fabricação;
- Resistência à corrosão.

Uma ampla faixa de aços C-Mn normalizados com limite de escoamento (variando de 210 a 450 N/mm²), que atendiam parcialmente às propriedades requeridas citadas acima, eram utilizados nas primeiras plataformas *offshores* fabricadas. Com a necessidade de aços com maiores resistência à fadiga e à fratura frágil a baixas temperaturas, novos graus de aços passaram a ser desenvolvidos, como os Graus BS 4360 50D e 50E que têm exigência mais rigorosa em ensaio ao impacto Charpy. Estes aços eram projetados como aços C-Mn acalmados ao silício e refinados com nióbio, tendo o seu carbono equivalente controlado e menor do que os dos aços anteriormente utilizados ($C_{eq} < 0,43$). Esses aços exibiam analogamente aos aços convencionais, microestrutura composta essencialmente de ferrita e perlita, porém com menores tamanhos de grãos, devido à presença de elementos microligantes, principalmente o nióbio. Além disso, existia, nesta época (no início da década de 1980), uma forte preocupação em reduzir a quantidade e as dimensões de inclusões nas chapas de aço, particularmente de sulfetos de manganês. Assim, níveis de enxofre começaram a ser controlados ($<0,010\%$ ao invés do anterior que era $<0,050\%$), com o intuito de se evitar a ocorrência de decoesão lamelar⁽⁶⁾.

Com o posterior avanço na exploração de petróleo e com a continuidade do desenvolvimento de novos aços, os fabricantes de aços para plataformas continuaram desenvolvendo materiais com tenacidade à fratura ainda maior. Assim, o refino de grão

passou a ser uma técnica amplamente utilizada, em conjunto com uma maior preocupação com a limpidez dos aços e com a modificação da morfologia de carbonetos deletérios à tenacidade. Passou-se, então, a se tratar os aços com alumínio e cálcio e a reduzir-se a quantidade de carbono na liga. Esta diminuição do teor de carbono nos aços e, conseqüentemente, do seu carbono equivalente, auxilia também em reduzir a propensão ao trincamento por hidrogênio, principalmente, devido à diminuição da dureza da ZTA (Zona Termicamente Afetada). Esses baixos teores de carbono para a época (0,12 a 0,18%), só foram possíveis a partir da fabricação dos aços por lingotamento contínuo e com tratamentos como desgaseificação à vácuo, agitação do banho com argônio ou desgaseificação por arco a vácuo⁽⁶⁾.

Com o início da exploração de petróleo nas regiões Árticas, os requisitos de propriedades de impacto estenderam-se a temperaturas de até -60°C . O uso de aços baixo carbono, baixo enxofre, com grãos refinados, com alta limpidez na condição normalizada poderia preencher estas condições satisfatoriamente. Porém, outros desenvolvimentos começaram a ser realizados, principalmente pelos fabricantes japoneses. Estes desenvolveram aços com mais baixo carbono equivalente produzidos por laminação controlada, com o objetivo de dispensar o pré-aquecimento durante soldagem de aços com grandes espessuras e, conseqüentemente, diminuir o custo de soldagem⁽⁶⁾. A figura 3.3 mostra que quanto maior o carbono equivalente, maiores serão os limites de escoamento e de resistência do aço⁽²⁾. Esta figura mostra, também, que é possível obter aços com mais baixo carbono equivalente e altos limites de escoamento e de resistência, através da mudança do processamento do aço, ou seja, da mudança da normalização após laminação para laminação controlada com subsequente resfriamento acelerado (CLC na figura 3.3).

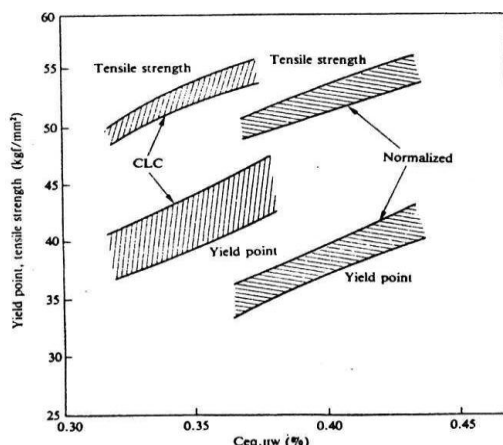


FIGURA 3.3 – Relação entre o carbono equivalente e a resistência de uma chapa de aço HT50 (70 – 100mm de espessura)⁽²⁾.

A título de exemplo, a tabela III.1 mostra uma composição química típica empregada para aços produzidos por tratamento termomecânico controlado, visando a obtenção de uma microestrutura bainítica refinada. Deve-se perceber o reduzido teor de carbono e o baixo valor de carbono equivalente desse aço. Desta forma, o aço, geralmente, apresenta boa tenacidade na ZTA mesmo após a soldagem com alto aporte térmico.

TABELA III.1 – Composição química típica de um aço com 355 MPa de limite de escoamento fabricado por tratamento termomecânico controlado para utilização em plataformas offshore⁽⁶⁾.

C	Mn	Si	P	S	Al _{sol}	Ni	N	Ti	B	N	Ceq*
0,06	1,27	0,23	0,014	0,002	0,04	0,39	0,0032	0,010	0,0008	0,0032	0,30

* de acordo com a equação IIW

A normalização após laminação tem por objetivo a obtenção de uma microestrutura homogênea e refinada, resultando em melhoria da tenacidade em relação ao aço processado por laminação a quente convencional. A laminação controlada é um tratamento termomecânico, assim como a laminação convencional, geralmente dividido em duas etapas, denominadas de desbaste e acabamento. Na primeira etapa, de desbaste, o material é laminado a temperaturas acima da temperatura de não-recristalização (T_{nr}), permitindo a ocorrência de recristalização estática plena no intervalo de tempo entre passes. Nessa etapa, ocorre um certo refino dos grãos austeníticos a cada recristalização sucessiva. Na segunda etapa, de acabamento, a deformação é conduzida abaixo da T_{nr} , de forma que não ocorre a recristalização da austenita que, dessa forma, encontra-se

bastante encruada ao final da laminação. Nessa situação, tomam lugar três mecanismos que aumentam a taxa de nucleação durante a transformação e, conseqüentemente, promovem o refino da microestrutura final. O primeiro mecanismo é o aumento da área dos contornos dos grãos austeníticos. O segundo é o aumento do potencial de nucleação nos contornos devido à introdução de ressaltos (*ledges*). Por último, ocorre a formação de sítios adicionais de nucleação associados à subestrutura de deformação da austenita. Essas subestruturas, caracterizadas por uma elevada densidade de discordâncias emaranhadas, favorecem a nucleação devido ao seu campo de tensões. Os principais sítios desse tipo são as bandas de deformação e os contornos de maclas.

A figura 3.4 mostra uma representação esquemática do processo de laminação controlada. Nessa figura, a etapa 1 corresponde à etapa de desbaste, enquanto que o acabamento pode ser conduzido da forma mostrada nas etapas 2 ou 3. Observa-se, portanto, que o acabamento pode ser conduzido integralmente no campo austenítico (etapa 2) ou então ter os seus últimos passes conduzidos no campo bifásico (etapa 3).

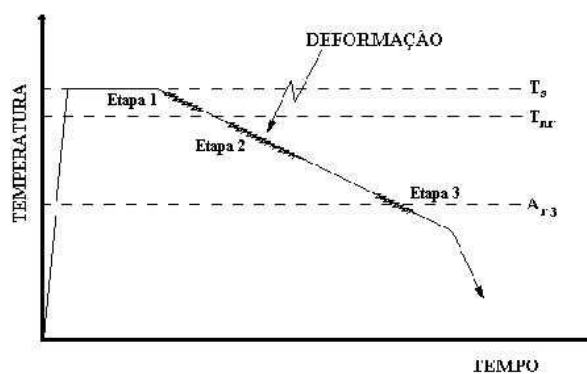


FIGURA 3.4 – Representação esquemática do processo de laminação controlada.

O resfriamento acelerado é conduzido através da aplicação de uma taxa moderada de resfriamento com água ou com mistura ar/água sobre as chapas, imediatamente após o término da laminação a quente. O processo pode ser utilizado em conjunto tanto com a laminação a quente convencional como com a laminação controlada. As principais variáveis do processo são as temperaturas de início e de final de resfriamento e a taxa de resfriamento. O resfriamento acelerado é conduzido somente ao longo de uma determinada faixa de temperatura. Ao se atingir o valor de temperatura final desejado, o

resfriamento é interrompido e a chapa é resfriada ao ar até à temperatura ambiente, visando evitar a formação de martensita. O efeito mais direto do emprego do resfriamento acelerado é o aumento da resistência mecânica do aço a partir do refino do tamanho de grão ferrítico, endurecimento por precipitação mais efetivo, dentre outros.

Aços projetados para laminação controlada exibem adição de elementos microligantes, visando a obtenção de uma dispersão estável de partículas a elevadas temperaturas, tipicamente carbonitreto de nióbio e vanádio, Nb(CN) e V(CN), ou nitreto de titânio, TiN, os quais retardam a recristalização.

Aços microligados, geralmente, contêm mais que um elemento de liga com o intuito de se obter uma combinação de propriedades. O nióbio, o titânio e o vanádio podem agir como refinadores de grão e aumentar a resistência mecânica do aço por precipitação. O papel exato de cada elemento em um aço em particular é altamente dependente da composição química do aço e do tratamento termomecânico envolvido⁽⁵⁾.

3.2 – Colapso de estruturas soldadas

Uma junta soldada, de modo geral, pode apresentar variações geométricas ao longo do cordão. Além disso, a fabricação de uma junta gera alterações microestruturais e de propriedades mecânicas, além de, algumas vezes, causar descontinuidades físicas e metalúrgicas no material. Com isso, o comportamento deste material/estrutura em serviço pode ser comprometido. Regiões com grandes diferenças microestruturais, assim como com descontinuidades como trincas, mordeduras e poros podem reduzir a seção útil da região de solda ou atuar como concentradores de tensão e acelerar o desenvolvimento de trincas de fadiga ou a ocorrência de fratura frágil. Sendo assim, falhas nas regiões soldadas são mais prováveis do que em outras partes de uma estrutura ou componente⁽⁷⁾.

A falha de estruturas soldadas pode gerar grandes desastres, causando prejuízos financeiros, danos ecológicos e a morte de pessoas. Uma falha de pequena dimensão porém em uma região crítica pode condenar ou mesmo causar o colapso de toda uma estrutura. Existem muitos casos na literatura de falhas de estruturas e componentes soldados, principalmente por ocorrência de fratura frágil a baixas temperaturas, que resultaram em grandes perdas materiais e humanas. Dois exemplos podem ser vistos, de

forma resumida, abaixo. Uma discussão interessante e mais detalhada destes casos pode se encontrado na literatura^(7, 8 e 9).

3.2.1 – Navios Liberty

Os navios da série Liberty foram navios de carga construídos nos Estados Unidos durante a segunda guerra mundial. Eram britânicos na concepção, mas foram adaptados pelos EUA para serem construídos de forma barata e rápida e simbolizavam o avanço industrial dos EUA em tempo de guerra. A figura 3.5 mostra uma fotografia do navio SS John W. Brown, um dos dois únicos navios da série Liberty ainda em operação⁽⁸⁾. Dezoito estaleiros americanos construíram 2.751 navios Liberty entre 1941 e 1945, sendo este o maior número de navios produzidos de uma única série. Os imensos esforços para construir os navios, o número de navios construídos e o fato de que alguns dos navios sobreviverem por um tempo maior do que a sua vida de projeto original de cinco anos, torna-os assunto de muitos estudos.



FIGURA 3.5 – Fotografia do navio SS John W. Brown, um dos dois únicos navios da série Liberty ainda em operação⁽⁸⁾.

Os primeiros navios Liberty sofreram rachaduras no casco e no deck, e alguns foram perdidos com defeitos estruturais. Durante a segunda guerra mundial, houve aproximadamente 1.500 exemplos de fraturas frágeis significativas nestes navios. Nesta época, doze navios, incluindo três dos 2.751 Libertys construídos, fraturaram ao meio sem justificativa, causando a perda de diversas vidas, figura 3.6. No início, suspeitou-se

que os problemas eram oriundos dos estaleiros que utilizavam mão de obra inexperiente, além de terem usado, freqüentemente, novas técnicas de soldagem para a época, visando produzir um grande número navios em pouco tempo. Porém, após algumas análises mais detalhadas realizadas por Constance Tipper, da Universidade de Cambridge⁽⁸⁾, foi verificado que as fraturas não iniciaram exclusivamente nas juntas soldadas, mas preferivelmente no aço usado na fabricação dos navios, que sofreu fragilização. Esta pesquisadora descobriu que os navios Liberty, no Atlântico Norte, estiveram expostos a temperaturas baixas o suficiente para mudar o mecanismo de falha dos aços de dúctil para frágil quando solicitados ao impacto e, assim, o casco dos navios poderia fraturar de modo relativamente fácil. As construções predominantemente soldadas (ao invés de rebitadas) dos cascos dos navios permitiram então que as trincas se propagassem por grandes distâncias de forma mais fácil. Um tipo comum de trinca ocorria a partir canto quadrado de uma escotilha que coincidia com uma junta soldada, pois o canto e a solda atuavam como concentradores de tensão.



FIGURA 3.6 – Fotografia de um navio da série Liberty partido ao meio após fratura frágil⁽⁸⁾.

De modo geral, três foram os fatores relacionados aos colapsos: má qualidade do aço, concentradores de tensão e soldas defeituosas. Além disso, os navios foram, freqüentemente, sobrecarregados e alguns dos problemas ocorreram durante ou depois de tempestades severas no mar. Várias melhoras no projeto foram aplicadas aos navios Liberty para evitar problemas de trincamento e, assim, o seu projeto sucessor, a série de

navios Victory, foi construída de forma mais resistente e rígida, evitando problemas relativos à fratura frágil e à fadiga.

3.2.2 – O Desastre da Plataforma Alexander Kielland

Em 1980, a plataforma de perfuração Alexander Kielland, convertida para plataforma de acomodação, figura 3.7, localizada no Mar do Norte, emborcou matando 123 das 212 pessoas a bordo.

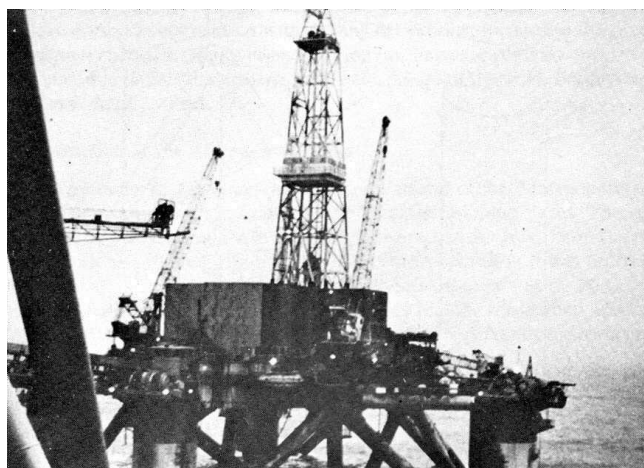


FIGURA 3.7 – Fotografia da plataforma Alexander Kielland antes do desastre⁽⁹⁾.

A falha se iniciou em uma pequena solda de ângulo a qual unia uma chapa conformada em tubo, a uma das treliças (D-6) ligada a uma das principais pilastras da plataforma (pilastra D). É possível ver uma representação esquemática desta região da plataforma com maiores detalhes na figura 3.8. A finalidade da chapa conformada era unir um pequeno equipamento sonar usado para operações de perfurações à plataforma. A figura 3.9 mostra a região de início das trincas (região em foi adaptado o sonar).

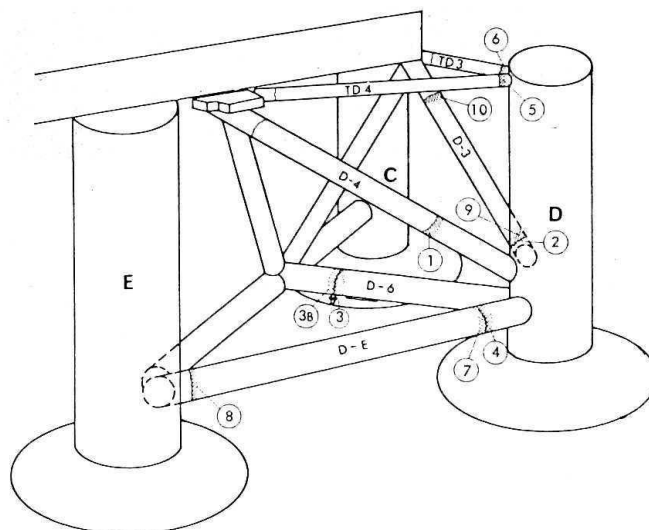


FIGURA 3.8 – Representação esquemática da região que colapsou na plataforma Alexander Kielland com maiores detalhes. A treliça D-6 é a que contém o sonar soldado e onde originou o colapso de toda a estrutura⁽⁹⁾.

Após diversas análises das estruturas que trincaram, chegou-se a algumas conclusões:

- A quantidade considerável de decoesão lamelar na chapa conformada e a grande quantidade de trincas na raiz da solda a topo, contribuíram para sua fragilização. Isto, junto com o aumento da concentração de tensões devido a um furo na treliça D-6 para entrada de água visando o aumento da rigidez da estrutura, induziu um trincamento ou causou o crescimento de trincas preexistentes em torno da periferia da solda em ângulo na chapa conformada do sonar, ou seja, na treliça D-6.
- A má qualidade da solda em ângulo contribuiu para a redução da resistência à fadiga da junta soldada.
- A alta taxa de resfriamento da solda em ângulo, a dissolução de NbC e o crescimento de grão na região de grãos grosseiros da ZTA da treliça D-6 auxiliaram na formação de condições favoráveis para o trincamento à frio.
- O aumento da concentração de tensões devido a fragilização da chapa conformada do sonar, além das soldas de má qualidade e das tensões cíclicas causadas pelas ondas marítimas, em conjunto com a presença de trincas a frio nas soldas em ângulo, foram as condições necessárias para o surgimento de trincas de fadiga.

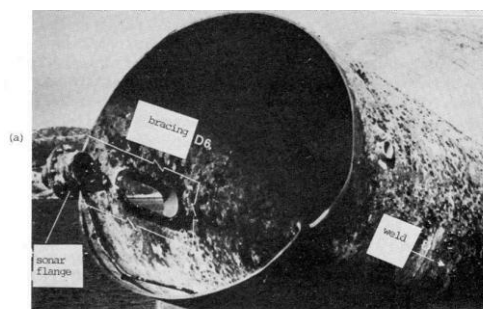


FIGURA 3.9 – Treliza D-6 após falha⁽⁹⁾.

3.2.3 – Ensaios para a determinação da tenacidade à fratura

Para a indústria naval, a tenacidade a fratura dos aços é geralmente avaliada através da determinação da temperatura de transição dúctil-frágil no ensaio de impacto Charpy. Esta metodologia, entretanto, pode não ser muito relevante para estruturas de plataformas *offshore*, principalmente, devido à diferença de propriedades dos aços utilizados por estas indústrias. Além disso, não somente o material base, mas toda a estrutura soldada (metal base, ZTA e metal de solda) devem ser testados, e o ensaio de impacto Charpy não é o ensaio mais sensível para regiões de solda por diversas razões, como: i) heterogeneidade de microestrutura da região de solda; ii) grande espalhamento dos resultados e iii) falta de uma correlação direta com o comportamento em serviço. Assim, o ensaio Charpy não se apresenta como um método seguro para prever a ocorrência de fratura frágil em estruturas soldadas de aços de alta resistência ($LE > 450 \text{ MPa}$)⁽¹⁰⁾.

Os critérios mais utilizados por pesquisadores para a prevenção e estudo da fratura frágil em plataformas *offshore* são os baseados nos princípios da mecânica da fratura. Uma metodologia utilizada com este fim é a do ensaio de CTOD, que não é objeto de interesse neste estudo.

As tenacidades de todas as soldas e ZTA's em componentes usados na construção de plataformas *offshore* devem ser testadas e estar de acordo com as especificações. O ensaio de impacto Charpy, que é essencialmente empírico e com utilização baseada em experiência, é comumente empregado pela indústria, para a determinação da tenacidade. Atualmente, ensaios como o CTOD complementam a informação fornecida pelo ensaio Charpy, determinando a tendência da junta à propagação de trincas. Existem outros

ensaios, além do CTOD, que também podem ser utilizados com este fim, como o de K_{Ic} e o de Integral J, que não serão detalhados neste estudo.

Para atingir alguns requisitos básicos do ponto de vista da tenacidade à fratura, os aços devem, como já comentado na seção anterior, possuir pequenos tamanhos de grãos e se necessário, serem tratados termicamente. Além disso, para aços de maior resistência, estes devem possuir, também, uma microestrutura mais complexa.

Os valores de impacto Charpy requisitados para plataformas *offshore* são geralmente em torno de 27 J a temperatura de 0 até -60°C , dependendo das condições de serviço da plataforma⁽⁴⁾.

A composição química e a microestrutura do metal de solda e da ZTA são de grande importância na tenacidade à fratura de regiões soldadas. Sendo assim, a seção a seguir mostrará, de forma sucinta, informações relevantes sobre as possíveis microestruturas encontradas na ZTA de aços microligados de alta resistência e baixa liga.

3.3 – Microestruturas da ZTA

3.3.1 Regiões da ZTA

Quando há a união de metais por processos de soldagem por fusão, ocorre o aquecimento e, conseqüentemente, a fusão localizada destes materiais, seguido por um rápido resfriamento sob condições de restrição imposta pela geometria da junta. Como resultado, a microestrutura original e as propriedades do metal na região próxima do metal de solda são modificadas. Esta parte transformada do metal de base, que não chega a ser fundida, é usualmente conhecida como zona termicamente afetada (ZTA).

A figura 3.10 mostra esquematicamente as principais sub-regiões que podem ser observadas na ZTA dos aços ao carbono, juntamente com a faixa aproximada das temperaturas de pico atingidas. As principais variáveis que influenciam o tamanho das sub-regiões e as transformações microestruturais ocorridas nestas são: a composição química e a espessura do material e o aporte térmico de soldagem (estes dois últimos afetando a temperatura de pico e os tempos de permanência à alta temperatura e de resfriamento experimentada pelos diferentes pontos da ZTA).

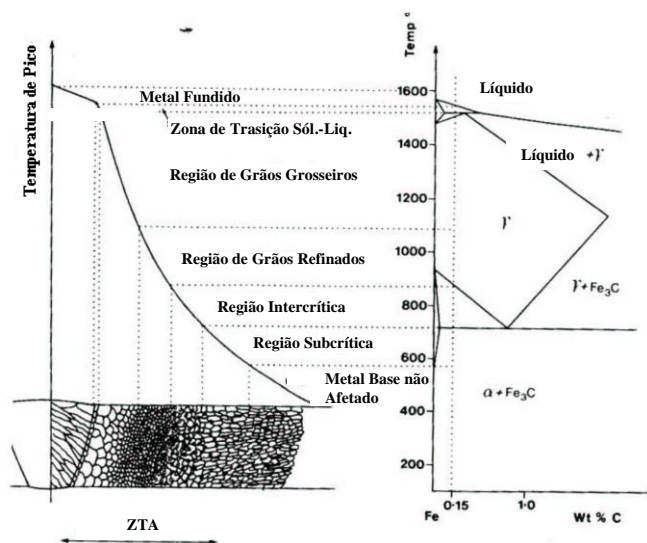


FIGURA 3.10 – Diagrama esquemático das várias regiões da zona termicamente afetada de um aço com 0,15% C⁽⁹⁾.

Região de Grãos Grosseiros (GGZTA)(1100 a 1400°C): localizada junto à linha de fusão e submetida a temperatura de pico superior, geralmente, a 1100°C. É caracterizada por um grande tamanho de grão austenítico. A microestrutura final desta região depende da composição química do aço e do ciclo térmico de soldagem empregado (sua velocidade de resfriamento). Considerando apenas a composição química, aços com baixo carbono equivalente, geralmente, tendem a apresentar ferrita no contorno de grão (ferrita alotriomórfica) como principal constituinte. Com o aumento do teor de elementos de liga e, conseqüentemente, do carbono equivalente, produtos de transformação formados a temperaturas mais baixas, como a ferrita de Widmanstätten tendem a ocorrer. Já para aços mais ligados, esta subzona é caracterizada, basicamente, por uma microestrutura bainítica e/ou martensítica, em função do aumento de temperabilidade da região devido ao aumento do seu tamanho de grão austenítico. Esta tende a ser a região mais problemática da ZTA, quando da soldagem em único passe, podendo apresentar dureza elevada, perda da tenacidade e ser um local susceptível à formação de trincas. Quanto maior o teor de carbono e o carbono equivalente, mais sujeita a problemas estará esta região^(9,11,12).

Região de Grãos Refinados (GRZTA) (900 a 1100°C): região em que a temperatura de pico varia entre 1100°C e a temperatura A_{c3} . A temperatura de pico nesta região não permite que a austenita formada cresça consideravelmente, e o tamanho de grão após o

resfriamento se torna pequeno. Além disso, os carbonetos, nesta região, não são facilmente dissolvidos. Em aços baixo carbono, uma estrutura muito fina de ferrita e carbonetos e de difícil resolução por microscopia ótica tende a se formar nesta região, dependendo do aporte térmico, da espessura da chapa, etc. Conseqüentemente, esta região com granulação fina, não é em geral uma região problemática na ZTA dos aços^(9,11,12).

Região Intercrítica (ICZTA) (700 a 900°C): apresenta transformação parcial de sua estrutura original e é submetida a temperatura de pico entre A_{c3} e A_{c1} . Em alguns casos, constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade podem ser verificados nesta região, dependendo da taxa de resfriamento e da composição química do aço. Perlita, bainita superior, martensita autorevenida ou de alto carbono são microestruturas típicas da decomposição da austenita nesta região^(9, 11, 12).

Região Subcrítica (SCZTA) (< 700°C): é a região do metal base aquecida a temperaturas inferiores a A_{c1} . Esta região pode ser revenida e, conseqüentemente, apresentar queda da resistência mecânica ou dureza, em relação ao metal base. Alguns aços podem apresentar envelhecimento dinâmico nesta região. A menor temperatura de pico verificada nesta zona é em torno de 500°C, uma vez que nenhuma mudança metalúrgica importante ocorre abaixo desta temperatura, para os tempos de permanência obtidos através de ciclo térmicos associados a condições usuais de soldagem^(9,11,12).

3.3.2 Produtos de Transformação da Austenita

A variedade de composições químicas de aços C-Mn e microligados associada aos diferentes ciclos térmicos de soldagem a que podem ser submetidos durante soldagem, determina a formação, na ZTA, de vários tipos de constituintes, que cobrem toda a faixa possível de produtos de transformação da austenita, ou seja, da ferrita proeutetóide à martensita. Dessa forma, o conhecimento destas microestruturas é de fundamental importância para se compreender a tenacidade das diferentes regiões da ZTA, uma vez que estas microestruturas influenciam diretamente o comportamento da junta soldada. Serão descritas a seguir as principais características das microestruturas passíveis de ocorrer na ZTA, sob o ponto de vista dos pesquisadores da área de transformações de fase, sem intenção de aprofundamento no assunto. Essa revisão se

limitará à ferrita e à bainita, uma vez que são os principais constituintes que afetam a tenacidade da ZTA. A perlita e a martensita são microconstituintes extensamente discutidos na literatura.

Ferrita

Todas as informações citadas dentro deste item sobre os diferentes tipos de ferrita foram retiradas do estudo de Alé⁽¹³⁾, que fez uma revisão bem abrangente e aprofundada sobre estas microestruturas. Nas seções abaixo será dada uma maior ênfase aos aspectos morfológicos dos constituintes. Caso haja um maior interesse sobre aspectos específicos, como mecanismos de transformação, relações de orientação, nucleação e crescimento, dentre outros, recomenda-se a leitura do trabalho supracitado.

No estudo da formação da ferrita em aços C-Mn, DUBÉ observou que as várias formas em que a ferrita se desenvolvia podiam ser classificadas em algumas poucas morfologias. Outros pesquisadores, posteriormente, ampliaram esta classificação, porém para morfologias observadas na ZTA a classificação original de DUBÉ pode considerada a mais adequada:

- Ferrita alotriomórfica, mais conhecida como ferrita de contorno de grão.
- Ferrita idiomórfica, mais conhecida como ferrita poligonal.
- Placas laterais de ferrita de Widmanstätten.
- Placas intragranulares de ferrita de Widmanstätten.

As ferritas alotriomórfica e idiomórfica são conhecidos, geralmente, como ferrita proeutetóide, pois se formam sempre acima da temperatura eutetóide.

Ferrita de Contorno de Grão (Alotriomórfica)

É o primeiro constituinte observado durante o resfriamento da austenita. Ele nucleia no contorno de grão da austenita e cresce por mecanismo de transformação difusional reconstrutivo, onde a difusão necessária para se obter a mudança da rede cristalina se dá com o mínimo de deformação. O crescimento do núcleo é anisotrópico, sendo a maior taxa de crescimento observada ao longo do contorno da austenita, que rapidamente se torna "preenchido" com grãos de ferrita e subseqüentemente se observa o espessamento destas camadas. A dificuldade de se revelar o contorno entre dois alotriomorfos

adjacentes, que se encontraram após o crescimento, dá a nítida impressão da presença de longos monocristais. A figura 3.11 mostra uma microestrutura da zona fundida com grande presença de ferrita de contornos de grão (região mais clara).



FIGURA 3.11 – Micrografia típica de ferrita de contorno de grão (região mais clara).

Ferrita Poligonal (Idiomórfica)

Alé⁽¹³⁾ cita que na literatura sobre transformação austenita-ferrita, este constituinte pouco discutido, apresenta uma morfologia grosseiramente equiaxial e nucleia quase que exclusivamente no interior do grão. Embora o termo idiomorfo signifique que a forma externa do constituinte reflete a estrutura cristalina interna, ou seja, os contornos apresentam uma característica cristalográfica bem definida, são observados também contornos curvos irregulares. Assim como a ferrita de contorno de grão, este tipo de ferrita é formado por mecanismo de transformação difusional e a altas temperaturas. A figura 3.12 mostra uma microestrutura com grande presença de ferrita poligonal (região mais clara).



FIGURA 3.12 – Micrografia típica de ferrita poligonal nucleada totalmente no interior do grão austenítico (algumas regiões clara)⁽¹⁴⁾.

Ferrita de Widmanstatten

Para temperaturas de transformação mais baixas, as ferritas de contorno de grão e poligonal tendem a ser substituídas respectivamente por placas laterais e placas intragranulares de ferrita, conhecidas como ferrita de Widmanstatten.

Existem duas principais correntes de pensamento que descrevem o mecanismo de formação deste constituinte: uma considera que a transformação é de caráter difusional e a outra de caráter de deslocamento.

De acordo com Aaronson, citado por Alé⁽¹³⁾, a ferrita de Widmanstatten pode se formar diretamente a partir do contorno de grão da austenita, quando este é de baixo ângulo, ou mais comumente a partir da ferrita de contorno de grão. Este tipo de ferrita de Widmanstatten é normalmente conhecido como placas laterais de ferrita. A ferrita de Widmanstatten pode se formar também intragranularmente, normalmente nucleada em inclusões não metálicas, contudo a sua identificação nem sempre é simples, visto que pode ser confundida com as placas laterais de ferrita cujo contorno de grão de origem não pertence ao plano da análise. A formação intragranular é favorecida pelo abaixamento da temperatura de transformação e por baixos teores de carbono. A figura 3.13 mostra uma microestrutura com presença de ferrita de Widmanstatten (região mais clara).

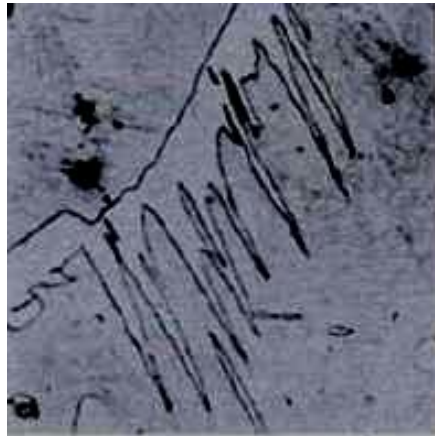


FIGURA 3.13 – Micrografia típica do início da formação da ferrita de Widmanstätten nucleada em uma ferrita alotriomórfica preexistente.⁽¹⁵⁾

A ferrita de Widmanstätten apresenta, em relação ao grão de austenita prévia, a mesma relação de orientação que a ferrita de contorno de grão. Isto explica a ausência de um contorno visível entre as placas laterais de ferrita e a ferrita de contorno de grão.

Embora morfologicamente a ferrita de Widmanstätten se assemelhe à bainita superior, de acordo com LIU *et alii*, citados por Alé⁽¹³⁾, estas apresentam diferentes relações de orientação cristalina com a austenita e subestrutura. Essa diferença, entretanto, pode ser observada mais claramente apenas através de microscopia eletrônica de transmissão, onde a densidade de discordâncias no interior das ripas diferencia a ferrita Widmanstätten da bainita superior, que apresenta maior densidade de discordâncias. Alé⁽¹³⁾ cita que outra característica que auxilia na diferenciação entre estes microconstituintes é a ausência de carbonetos precipitados na ferrita de Widmanstätten. A segunda fase observada entre as placas de ferrita, a qual confere a este constituinte uma semelhança com a bainita superior, é oriunda da austenita que pode ficar retida durante o crescimento da ferrita. Dependendo da composição química e do ciclo térmico esta austenita pode permanecer estável à temperatura ambiente ou transformar-se em martensita ou em ferrita e carbonetos.

Ferrita Acicular

De acordo com Bhadeshia e Svensson⁽¹⁶⁾ a ferrita acicular é o constituinte mais comumente observado na transformação da austenita durante o resfriamento do metal de solda de aços baixa-liga. Ela forma em uma faixa de temperaturas onde a transformação é relativamente lenta.

Morfológicamente, é uma microestrutura composta de placas lenticulares finas de ferrita não paralelas, separadas por contornos de alto ângulo, cujo mecanismo de crescimento não é bem estabelecido, figura 3.14. As dimensões das placas são tipicamente em torno de 10 μm de comprimento e 1 μm de largura, sendo desta forma a razão de aspecto verdadeira, geralmente, menor do que 0,1. Aparentemente, a ferrita acicular nucleia intragranularmente em inclusões, principalmente de TiO , e está associada a tamanhos de grão austenítico grandes, o que justifica o fato de ser um constituinte comumente observado em metais de solda ferríticos. Alé⁽¹³⁾ cita que na ZTA, a importância da ferrita acicular era reduzida até o surgimento de aços com adição de titânio e boro ou aços TiO que foram desenvolvidos para apresentarem, após soldagem, ferrita acicular na zona de grãos grosseiros.

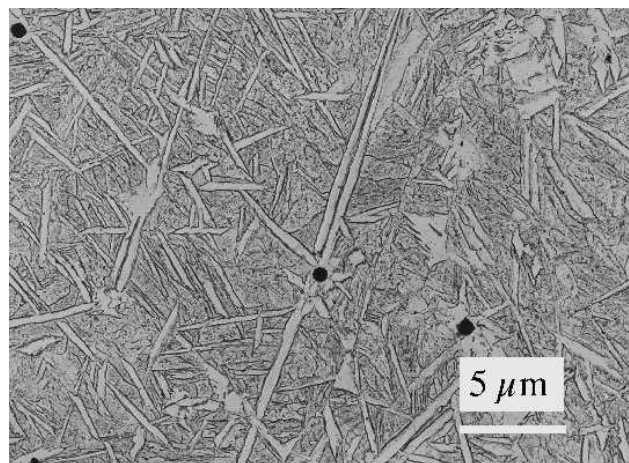


FIGURA 3.14 – Placas de ferrita acicular em um metal de solda, observados em microscópio eletrônico de transmissão (réplica).

Além da nucleação a partir de inclusões, a ferrita acicular pode nuclear também na ferrita de contorno de grão (alotriomórfica) ou na ferrita de Widmanstätten. Porém, devido ao grande tamanho de grão austenítico associado à sua formação, em geral, a nucleação intragranular em inclusões deve representar o estágio inicial de formação deste constituinte.

A quantidade de ferrita acicular e o tamanho das placas de ferrita dependem do tamanho de grão austenítico, da composição química do aço, do tamanho e quantidade de inclusões e da taxa de resfriamento a partir da temperatura de austenitização.

A ferrita acicular pode ser considerada uma bainita ou uma ferrita de Widmanstätten nucleada intragranularmente, sendo que a sua diferença morfológica com relação a estes constituintes pode ser explicada pelo respectivo sítio de nucleação. Alguns autores⁽¹⁶⁾ sugerem que as placas individuais de ferrita são, na realidade, a ferrita de Widmanstätten nucleada intragranularmente, desde que nenhuma precipitação de carbonetos é observada no contorno ou mesmo no interior das placas, como seria esperado se a reação fosse do tipo bainítica.

Bainita

Por definição, bainita é um microconstituente que consiste de uma matriz ferrítica na forma de ripas com alta densidade de discordâncias, separadas por contornos de baixo ângulo, em geral, mas não necessariamente, associados com carbonetos, onde o tamanho e a forma das ripas e dos carbonetos dependem da temperatura de formação⁽¹⁷⁾.

As características da bainita mudam com a redução da temperatura de transformação. A bainita é subdividida em vários tipos e várias formas. Reynolds dividiu a bainita em 6 tipos diferentes⁽¹⁶⁾. A figura 3.15 mostra a representação esquemática de dois tipos destes constituintes, figura 3.15 (a) e (b). Estes são os mais amplamente conhecidos: bainita superior e bainita inferior, respectivamente.

A bainita superior, figura 3.95 (a), é formada por feixes ou ripas paralelas de ferrita com cementita descontinuada precipitada entre as ripas, sempre nucleadas em contornos de grãos, inclusões e às vezes em maclas. Durante o crescimento das ripas de ferrita, ocorre a difusão de carbono para os contornos das ripas, onde se precipitam na forma de carbonetos alongados.

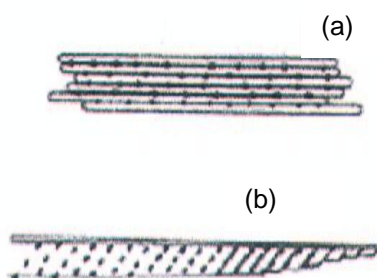


FIGURA 3.15 – Diferentes morfologias de bainita, segundo Reynolds⁽¹⁷⁾.

Se uma certa quantidade de elementos de liga, como, por exemplo, silício ou alumínio, que retardam a formação da cementita é adicionada ao aço, é possível suprimir a formação da cementita. A bainita superior será constituída por ferrita bainítica e austenita retida enriquecida de carbono. Esta bainita também pode conter martensita se ocorrer a decomposição da austenita residual no resfriamento até a temperatura ambiente⁽¹⁷⁾.

Já na figura 3.15 (b) é mostrada a representação esquemática da bainita inferior, que é mais acicular que a superior e apresenta uma morfologia semelhante à da martensita. A diferença principal entre a bainita superior e a inferior, é que na inferior ocorre precipitação de carbonetos no interior da ferrita. Esses carbonetos são geralmente cementita, porém dependendo do percentual de elementos de liga, pode ocorrer a formação de carbonetos diversos⁽¹⁷⁾.

Na bainita inferior também ocorre precipitação de carbonetos finos entre as ripas de ferrita, porém em número muito pequeno quando comparado com a bainita superior. Uma consequência importante é que a bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior além de possuir maior resistência mecânica. Os carbonetos grosseiros de cementita na bainita superior possuem tendência a serem pontos de nucleação de microcavidades e de trincas de clivagem⁽¹⁶⁾.

Outro tipo de bainita importante no contexto industrial é a bainita granular, que é uma estrutura composta de ferrita de alta densidade de discordâncias com ilhas de martensita e austenita de alto teor de carbono, que são conhecidas como constituinte M-A, figura 3.16. A bainita granular forma-se somente em condições de resfriamento contínuo. Uma característica da bainita granular é a aparente ausência de carbonetos na microestrutura. O carbono que é particionado da ferrita bainítica estabiliza a austenita residual, assim, a microestrutura final contém austenita retida e martensita com alto teor de carbono em adição a ferrita bainítica⁽¹⁶⁾.

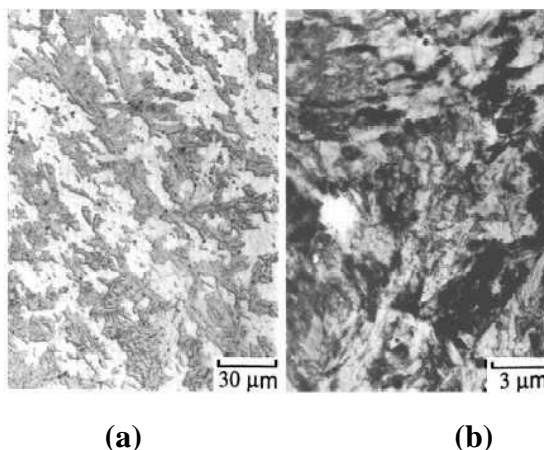


FIGURA 3.16 – Bainita granular em um aço 0,15C-2,25Cr-0,5Mo (a) Micrografia ótica; (b) micrografia eletrônica de transmissão⁽¹⁶⁾.

Constituinte M-A

O constituinte M-A é formado em regiões de dimensões microscópicas presentes nos aços baixa liga, constituídas de austenita estabilizada. Quando a presença destas “ilhas” de austenita é considerável e apresenta frações elevadas de martensita, sua denominação é constituinte Martensita-Austenita (M-A)⁽¹⁷⁾.

O constituinte M-A foi verificado pela primeira vez em conjunto com a bainita granular por Habraken, citado por Silva⁽¹⁷⁾. Juntamente com a formação dessa bainita granular surge o constituinte M-A, tendo em vista que este constituinte está altamente relacionado à formação de estrutura bainítica. Entretanto, pode algumas vezes aparecer em aços que não possuem bainita.

O processo⁽¹⁶⁾ aceito de formação do constituinte M-A ocorre da seguinte forma: no resfriamento a partir da região austenítica, forma-se a ferrita bainítica, tornando estável a austenita remanescente, devido ao seu enriquecimento em carbono provocado pelo próprio crescimento da ferrita, que é inerentemente pobre em carbono. Este enriquecimento termina a temperaturas em torno de 400-350°C, momento em que o teor de carbono da austenita remanescente atinge 0,5-0,8%. No resfriamento que segue, no intervalo 300-350°C, parte desta austenita decompõe-se em ferrita e carbonetos. Caso o resfriamento seja rápido, como durante a soldagem, esta decomposição pode não ocorrer e, então, a austenita não decomposta transforma-se em martensita em ripas ou maclada, a mais baixas temperaturas, e uma pequena quantidade de austenita permanecerá retida⁽¹⁷⁾.

Em relação a sua morfologia, o constituinte M-A pode ser dividido em dois tipos: o alongado e o massivo (poligonal). O termo massivo não está relacionado à transformação massiva, que pode ocorrer quando a austenita de aços ultra-baixo-carbono é transformada em ferrita massiva sob altas taxas de resfriamento. Esta transformação ocorre sem mudança da composição química dos constituintes. O resfriamento deve ser rápido o suficiente para prevenir a partição do carbono entre a austenita e a ferrita durante a transformação de fase. Sendo assim, a transformação que produz esta ferrita massiva coalescida é conhecida como transformação massiva.

A formação do constituinte M-A está, também, diretamente ligada à composição química. Por exemplo, sabe-se que teores de manganês superiores a 1,6% tendem a aumentar a fração volumétrica de constituinte M-A. Sua formação se dá em um intervalo relativamente grande de temperaturas, e sob taxas de resfriamento correntemente encontradas na prática de fabricação de aços, e em soldagem⁽¹⁷⁾.

3.3.3 Terminologia dos Constituintes da ZTA

A tenacidade da junta soldada é fortemente influenciada pelo tipo de microestrutura formado nesta zona. Desta forma, no final dos anos oitenta e início dos anos noventa, a unificação da terminologia dos diversos constituintes desta região passou a ser de grande interesse, uma vez que havia a necessidade de se evitar ambigüidades na comparação dos resultados obtidos por diferentes pesquisadores.

Um dos trabalhos que tinham este foco foi o de Alé, Jorge e Rebello⁽¹⁸⁾, que comparam as terminologias empregadas por diferentes autores da área de transformação de fase com a do The Welding Institute (TWI), tabela III.2.

TABELA III.2 – Comparação da classificação dos diferentes produtos de transformação da austenita, entre o TWI e os pesquisadores da área de transformação de fase ⁽¹⁸⁾.

TWI	Pesquisadores da área de transformação de fase
Martensita	Martensita Bainita Inferior
Ferrita com MAC (alinhada e não alinhada)	Ferrita de Widmanstatten Estrutura Granular Bainita Superior Bainita Inferior
Ferrita de Widmanstatten Intragranular	Ferrita Acicular
Ferrita Pró-Eutetoide	Ferrita de contorno de grão Ferrita Poligonal
Perlita	Perlita
Agregado Ferrita-Carboneto	

Além disso, Alé, Jorge e Rebello⁽¹⁸⁾, também fizeram uma comparação entre as terminologias empregadas pelo TWI com as adotadas para a ZTA por pesquisadores da área de soldagem. Esta pode ser vista na tabela III.3. Vale ressaltar que, como pode ser constatado nesta tabela, não existe consenso quanto à denominação dos diferentes constituintes, em especial aqueles formados a temperaturas de transformação intermediárias. Alguns autores citados na tabela III.3 utilizaram como base a publicação do TWI, de 1984, que na época era um dos poucos e o mais interessante trabalho encontrado na literatura sobre terminologia de microestruturas da ZTA.

TABELA III.3 – Nomenclatura utilizada por diferentes pesquisadores para os constituintes da ZTA⁽¹⁸⁾

The Welding Institute	Martensita		Ferrita com MAC		Ferrita de Widmanstatten Intragranular	Ferrita Pró-Eutetóide	Perlita	Agregado Ferrita Carbeto	
			Alinhado	Não Alinhado					
Davey	Martensita		Ferrita com MAC		Ferrita de Widmanstatten Intragranular	Ferrita Pró-Eutetóide	Agregado Ferrita Carbeto		
			Alinhado	Não Alinhado					
Gittos e Dolby	Martensita		Placas de Ferrita			Ferrita Pró-Eutetóide	Ferrita com Carbeto Interfásicos		
			Laterais	de Widmanstatten Intragranular					
Dolby	Martensita		Bainita Superior		Ferrita de Widmanstatten Intragranular	Ferrita Pró-Eutetóide	Agregado Ferrita Carbeto	Bainita Inferior (b)	
Thaulow e outros	Martensita	Bainita Inferior (a)	Bainita Superior			Ferrita Poligonal	Perlita		
			Placas Laterais de Ferrita		Placas de Ferrita acicular Intragranular				
Grong e Akselsen	Martensita e Bainita Inferior		Placas Laterais de Ferrita		Ferrita Acicular	Ferrita Pró-Eutetóide	Perlita		
			Ferrita de Widmanstatten e Bainita Superior						
(a) A bainita inferior não é relacionada na classificação proposta pelos autores, porém é mencionada ao longo do trabalho									
(b) As descrições fornecidas pelo autor foram insuficientes para agrupar estes constituintes com relação a classificação da referência.									

A terminologia empregada por Alé, Jorge e Rebello⁽¹⁸⁾, ilustrada nas figuras de 3.17(a) até 3.17(f), é descrita abaixo:

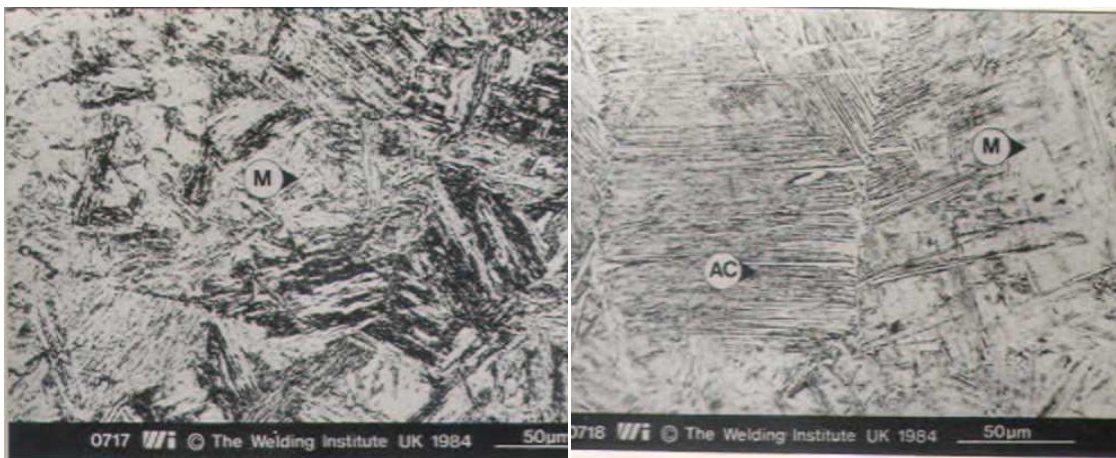
- i) **Martensita (M)** (figuras 3. 17(a) e (b)) - constituinte que se forma em baixas temperaturas de transformação e sob altas taxas de resfriamento. É promovido pelo aumento do teor de elementos de liga, embora possa ser encontrado em aços C-Mn comuns soldados com baixo aporte de calor.
- ii) **Ferrita com segunda fase (AC)** (figuras 3. 17(b), (c) (d) e (e)) - geralmente é o constituinte mais observado em aços C-Mn, ocorrendo numa ampla faixa de aportes de calor. A segunda fase, que pode ser martensita, austenita, carboneto e/ou ferrita e carboneto, se apresenta alinhada ou não alinhada. Contudo, a presença ou não do alinhamento provavelmente está relacionada à seção de corte.
- iii) **Ferrita de Widmanstatten intragranular (FN)** (figura 3. 17(c) e (e)) – constituinte formado a temperaturas de transformação mais elevadas e favorecido pela utilização de taxas de resfriamento mais baixas. As ripas da ferrita de

Widmanstätten apresentam uma menor razão de aspecto que as da ferrita com MAC.

- iv) **Ferrita proeutetóide (FP)** (figuras 3. 17(e) e (f)) - constituinte freqüentemente formado nos contornos de grãos austeníticos, especialmente em soldagens com alto aporte de calor. É o primeiro produto de transformação a se formar na ZTA, podendo ser suprimido com a adição de elementos de liga que baixam a temperatura de decomposição da austenita.
- v) **Perlita (P)** (figura 3. 17(f)) - constituinte geralmente encontrado em associação com a ferrita proeutetóide, formado quando da utilização de aportes de calor muito elevados.
- vi) **Agregado ferrita-carboneto (FC)** (figura 3. 17(f)) - constituinte formado fora dos contornos de grãos austeníticos. Apresenta uma estrutura interna cuja resolução fica abaixo da obtida por microscopia ótica. A maiores aumentos aparece como uma dispersão de carbonetos na ferrita.

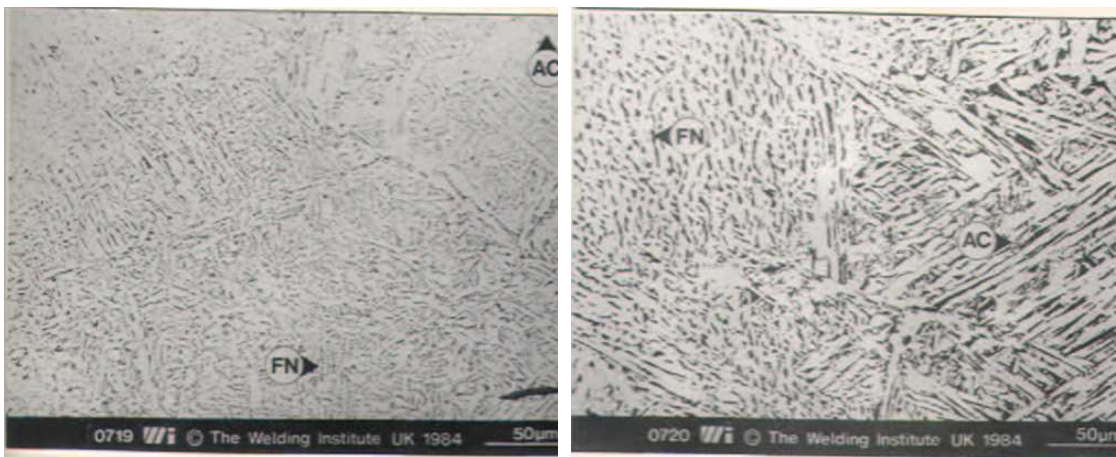
Comparando a terminologia proposta pelo TWI com aquela normalmente adotada pelos pesquisadores da área de transformação de fase, verifica-se que, a primeira, ao se basear na morfologia e utilizar somente a microscopia ótica, não faz muitas vezes distinção de constituintes formados a diferentes temperaturas de transformação.

Na tabela III.3, nota-se que o TWI não utiliza o termo bainita inferior. Entretanto, considerando que na ZTA de aços baixo carbono a martensita é, geralmente, auto revenida e esta é parecida com a bainita inferior, pode-se considerar ambos os constituintes como martensita.



(a)

(b)



(c)

(d)



(e)

(f)

FIGURA 3.17 – Microestruturas típicas de ZTA de uma aço baixo carbono e microligado⁽¹³⁾.

3.3.4 Regiões da ZTA em soldagem de múltiplos passes

Na soldagem de múltiplos passes, realizada principalmente em aços de grande espessura, as diferentes regiões da junta são submetidas a ciclos térmicos múltiplos, como visto na figura 3.18. Desta forma, a estrutura resultante será de maior complexidade devido à influência de cada passe sobre as zonas fundidas e sobre as ZTA's oriundas dos passes anteriores. Uma representação esquemática de zonas afetadas pelo calor para um passe de soldagem e vários passes em aços de baixo carbono pode ser vista na figura 3.19. Já a figura 3.20 mostra uma seção transversal de uma solda de múltiplos passes⁽⁷⁾. Nesta seção, apenas os efeitos na ZTA serão discutidos, uma vez que os efeitos de múltiplos passes na zona fundida não são foco deste estudo.

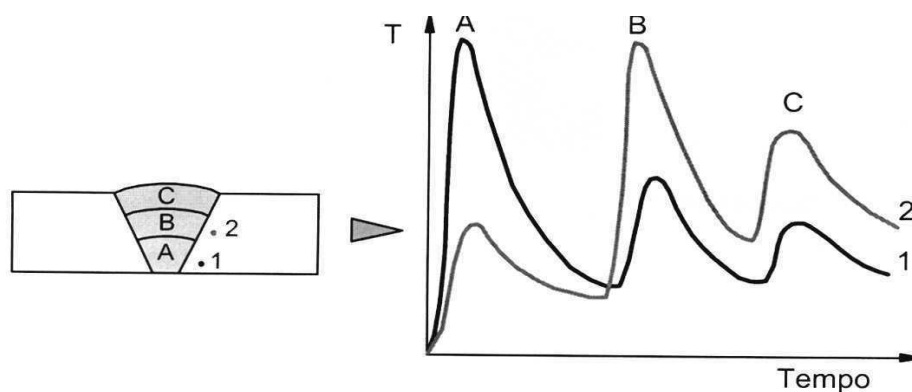


FIGURA 3.18 – Representação esquemática dos ciclos térmicos em dois pontos genéricos (1 e 2) da ZTA de uma solda de vários passes. A, B, C são, respectivamente, o primeiro, segundo e terceiro passes realizados⁽⁷⁾.

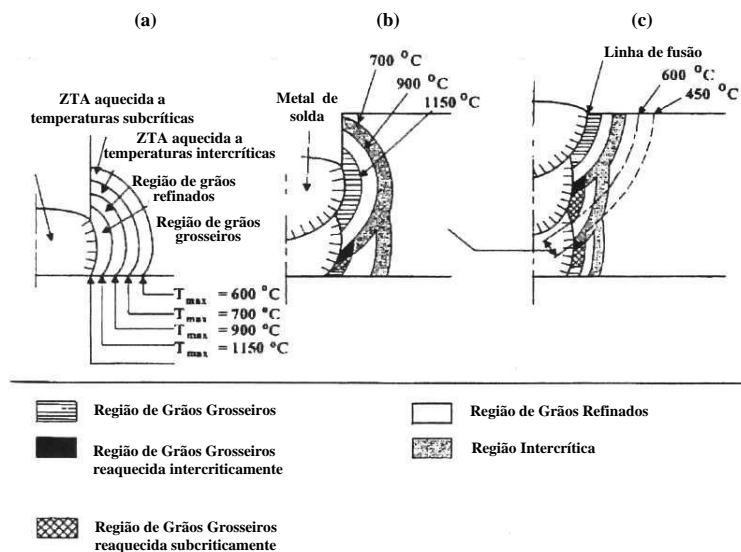


FIGURA 3.19 – Representação esquemática de junta obtida na soldagem com um passe e com vários passe. (a) um passe (b) dois passes (c) três passes⁽¹⁹⁾.

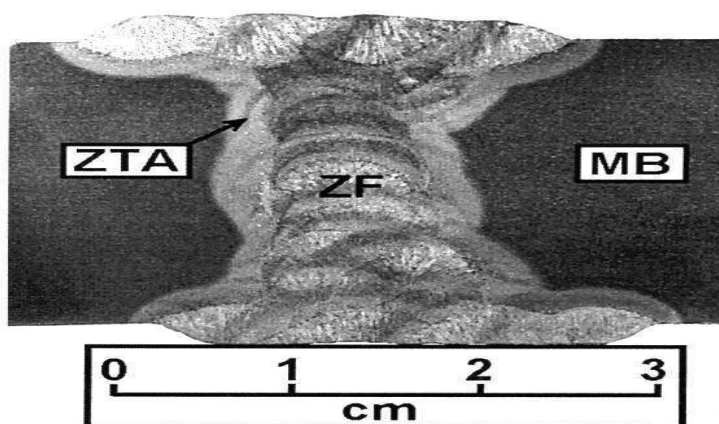


FIGURA 3.20 – Seção transversal (macrografia) de uma solda real de vários passes⁽⁷⁾.

Easterling⁽⁹⁾ afirma que é possível se obter refino microestrutural, melhora na tenacidade e redução nas tensões residuais em soldagens de múltiplos passes, comparativamente a soldagens realizadas com passe único. As seguintes razões são apontadas pelo autor:

1. Cada ciclo térmico de solda subsequente refina efetivamente os grãos ou normaliza parte do metal de solda prévio;
2. A energia de soldagem por cordão de solda é diminuída de tal modo que o total do crescimento de grão é, conseqüentemente, reduzido;

3. O cordão de solda prévio pode promover um pré-aquecimento que tende a aumentar o tempo de resfriamento da ZTA;
4. Cordões de solda subsequentes tendem a gerar um alívio de tensões no passe prévio e na ZTA.

De modo geral, o principal efeito do reaquecimento da ZTA é o refino da microestrutura do passe prévio e, conseqüentemente, isto é benéfico para a tenacidade da junta. Este fenômeno ocorre em um grande volume da ZTA reaquecida, e se dá em regiões que não atingem temperaturas de pico (no primeiro e/ou no segundo ciclo térmico) que propiciem o crescimento do grão austenítico. Entretanto, uma pequena parte da ZTA é submetida a mais altas temperaturas de pico durante algum dos ciclos térmicos, o que faz com que estas regiões possam apresentar queda da tenacidade, devido à formação de zonas frágeis localizadas (ZFL's), que será visto em seções posteriores.

A seguir é mostrada uma explicação sucinta da formação de quatro possíveis sub-regiões oriundas de regiões da ZTA submetidas primeiramente a um ciclo térmico com altas temperaturas de pico (suficientes para o crescimento grão austenítico). Estas regiões são, em conjunto com as regiões da ZTA em soldagem de um único passe, as mais importantes em termos de tenacidade e, portanto, serão foco deste estudo.

A figura 3.21 mostra uma representação esquemática da microestrutura da ZTA durante uma soldagem de múltiplos passes como função da temperatura máxima de ciclos de soldagem sucessivos⁽¹⁹⁾.

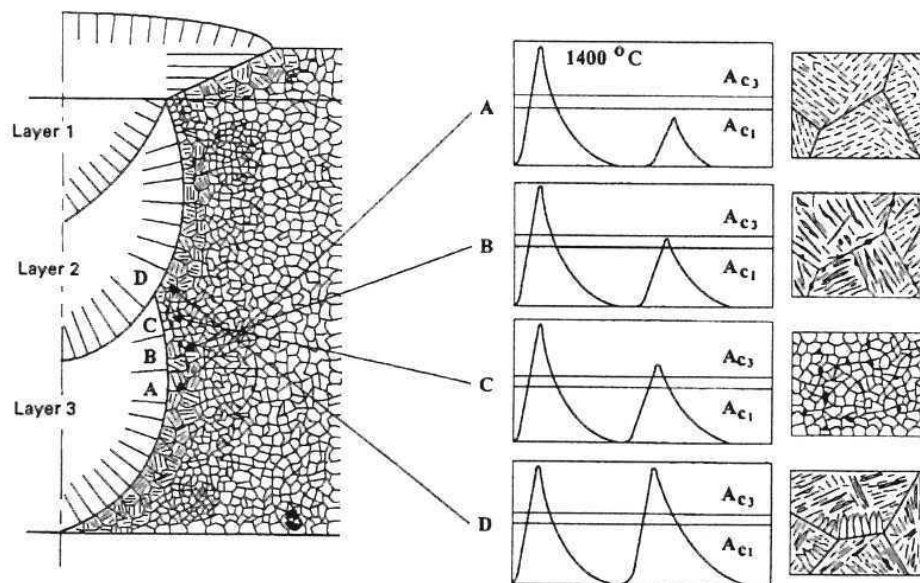


FIGURA 3.21 – Representação esquemática da microestrutura da ZTA durante uma soldagem de múltiplos passes como função da temperatura máxima de ciclos de soldagem sucessivos⁽¹⁹⁾.

Região de Grãos Grosseiros Reaquecida Subcriticamente (SCGGZTA)

É a região da ZTA em uma soldagem de múltiplos passes que foi submetida a dois ciclos térmicos de soldagem, consistindo de um aquecimento inicial acima da temperatura necessária para o crescimento de grão austenítico, seguido por um reaquecimento a temperaturas abaixo de A_{c1} (por exemplo um aquecimento acima de 1200°C e um segundo ciclo abaixo de 720°C), figura 3. 21-A. No primeiro ciclo térmico, devido às altas temperaturas atingidas, e conseqüentemente aos grandes tamanhos de grãos austeníticos, que por sua vez aumentam a temperabilidade desta região, os produtos típicos de transformação da austenita formados nesta região são a martensita, bainita superior e inferior ou ferrita de Widmanstätten. Estas microestruturas são, então, no segundo ciclo térmico, revenidas, sendo a extensão deste revenimento dependente da temperatura de pico do segundo ciclo térmico, da natureza dos produtos de transformação e da cinética de precipitação dos carbonetos.

Região de Grãos Grosseiros Reaquecida Intercriticamente (ICGGZTA)

É a região da ZTA em uma soldagem de múltiplos passes que foi submetida a um aquecimento inicial acima da temperatura necessária para o crescimento de grão austenítico, seguido por um subsequente reaquecimento a temperaturas entre A_{c1} e A_{c3} (por exemplo um aquecimento acima de 1200°C e um segundo ciclo entre 720°C e

910°C), figura 3. 21-B. Os produtos da transformação austenítica no primeiro ciclo térmico são os mesmos obtidos na região de grãos grosseiros reauecida subcriticamente. Durante o segundo ciclo térmico de soldagem, formação parcial de austenita ocorre durante o aquecimento, sendo a extensão desta transformação dependente da temperatura de pico do segundo ciclo térmico. Durante o resfriamento, a fração de material transformado e os tipos de produto de transformação formados dependerão da composição química do aço e do ciclo térmico de soldagem.

Região de Grãos Grosseiros Reaquecida na Região de Grãos Refinados (GRGGZTA)

Durante a soldagem de múltiplos passes, é a região da ZTA que foi aquecida inicialmente acima da temperatura necessária para o crescimento de grão austenítico, e sofreu um posterior reauecimento a temperaturas um pouco acima de A_{c3} (por exemplo, um aquecimento acima de 1200°C e um segundo ciclo de 980°C) figura 3.21-C. Isto resulta numa austenitização secundária e total da área em questão. Porém, a temperatura de pico do segundo ciclo térmico é muito baixa para proporcionar o crescimento de grão austenítico. Desta forma, esta região apresenta, geralmente, uma estrutura ferrítica-perlítica de grãos finos, que não propícia a formação de ZFL's⁽¹⁹⁾.

Região de Grãos Grosseiros Reaquecida na Região de Grãos Grosseiros (GGGGZTA)

Esta região é a área da ZTA, que durante a soldagem de múltiplos passes, é aquecida inicialmente acima da temperatura necessária para o crescimento de grão austenítico, e sofre um ciclo térmico de soldagem sucessivo no qual a temperatura de pico é a mesma ou próxima à do primeiro ciclo térmico (por exemplo, um aquecimento de 1300°C e um segundo ciclo de 1300°C), figura 3.21-D. Nesta região, geralmente, a microestrutura resultante do primeiro passe é austenitizada completamente durante o aquecimento pelo segundo passe de soldagem. Como a temperatura de pico é muito alta, ocorre o crescimento de grão, que proporcionará microestruturas similares às obtidas com o primeiro ciclo térmico de soldagem.

3.4 Tenacidade da ZTA

Um dos efeitos do ciclo térmico de soldagem é produzir na ZTA vários fenômenos microestruturais, que afetam significativamente as propriedades mecânicas dos materiais. De acordo com Radaj, citado por Lomozik⁽¹⁹⁾, estes fenômenos incluem a austenitização, a solubilização dos carbonetos e o crescimento de grão da austenita durante aquecimento. Já no resfriamento, os principais fenômenos são a precipitação de carbonetos e o seu crescimento e a decomposição da austenita em diferentes produtos, incluindo a martensita. A figura 3.22 mostra um diagrama ilustrando estas mudanças estruturais, e seu efeito nas propriedades mecânicas e na formação de descontinuidades da ZTA de aços baixa liga.

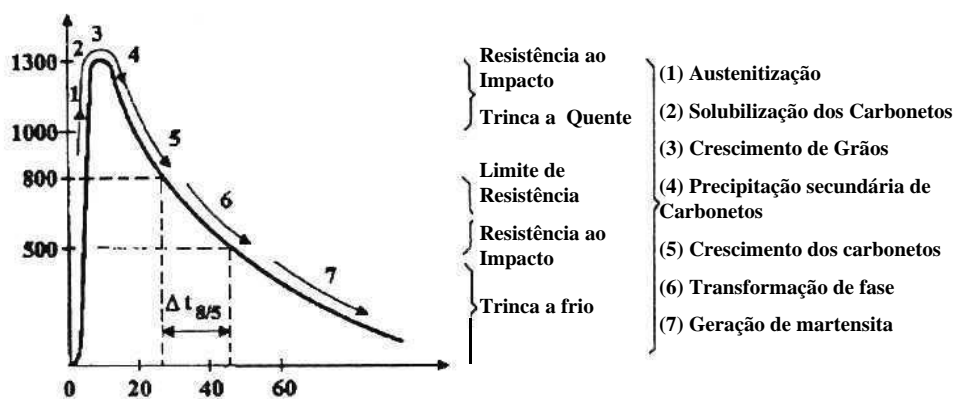


FIGURA 3.22 – Diagrama das mudanças estruturais durante um ciclo térmico de soldagem e seus efeitos nas propriedades da ZTA⁽¹⁹⁾.

Percebe-se nesta figura que as propriedades mecânicas da ZTA, incluindo a resistência ao impacto, dependem principalmente do crescimento de grão austenítico e da precipitação e crescimento dos carbonetos na soldagem com um único passe. Esta figura mostra também as causas para ocorrência de trincas durante o ciclo térmico de soldagem, o que não é o foco deste estudo.

Alguns pesquisadores denominam toda a área próxima à linha de fusão (GGZTA) de zona de fragilização localizada (ZFL), traduzida do inglês *local brittle zone* (LBZ). Entretanto, a maioria dos autores considera que a ZFL é toda a região da ZTA submetida a dois ciclos térmicos de soldagem, sendo que o primeiro tenha atingido

temperaturas de pico elevadas o suficiente para provocar elevado crescimento de grãos. François⁽²⁰⁾, em artigo sobre o estado da arte da ZFL, definiu esta como áreas discretas de microestrutura na ZTA que exibem menor resistência à fratura localizada do que as áreas vizinhas. A microestrutura típica desta região é composta pelo constituinte M-A e por grãos grosseiros de ferrita. Além disso, esta região seria mais propícia de ocorrer em soldagens com múltiplos passes e estaria presente em aços fabricados por diferentes processos termomecânicos. Porém, este autor ressalta que ainda não foram verificados casos de falhas em serviço devido à presença de ZFL.

Em aços microligados, com exceção da GRZTA e da SCZTA, todas as regiões da ZTA citadas nas seções anteriores têm potencial para iniciar fratura frágil em baixa temperatura. Dentre GGZTA, ICGGZTA e SCGGZTA, a segunda é a mais comumente associada com a presença de ZFL's⁽¹¹⁾.

De acordo com Lomozic⁽¹⁹⁾, um bom exemplo de uma ZFL é a região B da figura 3.21. Durante a deposição de sucessivos cordões, esta região é reaquecida a temperaturas na faixa intercrítica e, como resultado, sofre uma parcial reaustenitização. Conseqüentemente, constituintes ou misturas ou agregados martensíticos-austeníticos frágeis podem se formar, e são conhecidas como constituinte M-A. É amplamente conhecido que a presença deste microconstituinte reduz significativamente a tenacidade ao impacto de ZTA's e contribui para sua susceptibilidade ao trincamento. Esta sub-região da ZTA é conhecida, como visto anteriormente, por ICGG. A porcentagem de constituinte M-A aumenta, geralmente, com o aumento de $\Delta_{t8/5}$.

Harrison e Hart⁽¹¹⁾ confirmam o exposto por Lomozic, uma vez que relacionam a baixa tenacidade da região ICGGZTA, principalmente, à formação de constituintes M-A nos contornos de grão da austenita transformada no segundo ciclo térmico. De acordo com estes autores, o principal fator que influencia o desenvolvimento deste constituinte durante o resfriamento do segundo ciclo térmico é a estabilidade da austenita. Isto é influenciado pela composição química do aço, pela taxa de resfriamento e pela temperatura de pico dentro da região intercrítica. A mais severa fragilização, geralmente, ocorre a temperaturas um pouco acima de A_{c1} , onde a fração volumétrica de austenita retransformada é baixa. Sendo assim, a austenita formada apresenta alto teor

de carbono, e o constituinte a se formar no resfriamento dependerá da composição química desta austenita e da taxa de resfriamento.

Harrison e Hart⁽¹¹⁾ citam, também, que aços sujeitos ao mesmo ciclo térmico de soldagem (ICGGZTA), porém, com diferentes teores de elementos de liga apresentam diferentes microestruturas oriundas da austenita retransformada no segundo ciclo térmico. Aços com baixos teores de elementos de liga, como Mn e Si, apresentaram perlita oriunda da austenita com alto teor de carbono, enquanto aços com altos teores de Mn e Si formaram M-A. A figura 3.23 mostra o efeito altamente prejudicial da presença do constituinte M-A na tenacidade à fratura, em ensaio CTOD, comparado com a presença de perlita. Neste trabalho, o mais baixo teor de Mn foi o responsável pela formação de perlita no aço que apresentou melhor comportamento em ensaio CTOD, enquanto o aço com maior teor de Mn apresentou baixa tenacidade, justamente devido à formação de M-A.

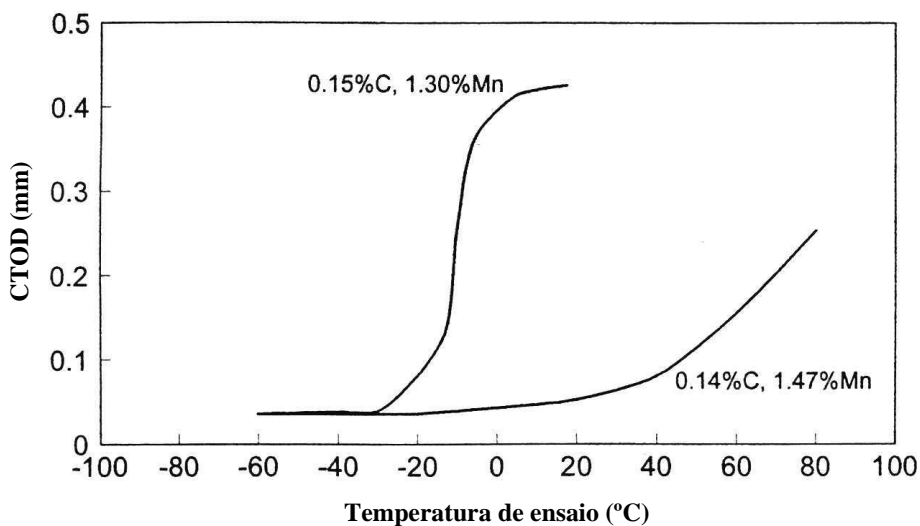


FIGURA 3.23 – Efeito da formação de perlita (0,15C-1,3Mn) versus a formação de M-A (0,14C-1,47Mn) na tenacidade à fratura na ICGGZTA⁽¹¹⁾.

Outras características que contribuem para definir a extensão da fragilização intercrítica são o tipo de microestrutura formada no primeiro ciclo térmico em GGZTA e sua conseqüente resposta no ciclo intercrítico em termos de revenimento e de precipitação

3.5 Relação entre Microestrutura e Tenacidade

A relação entre a microestrutura e tenacidade, incluindo os constituintes presentes normalmente na ZTA, foi estudada amplamente nas décadas de 70 e 80. Alé⁽¹³⁾ em seu estudo fez uma revisão bibliográfica abrangente sobre esta relação. De acordo com este autor, de modo geral, as melhores tenacidades são obtidas para a martensita autorevenida e para a bainita inferior, enquanto que os piores resultados estão associados à bainita superior, martensita não revenida e às estruturas grosseiras de ferrita e carbonetos. A seguir seguem as principais informações coletadas por este autor:

- A martensita é tradicionalmente conhecida como um constituinte de elevada dureza e, conseqüentemente, frágil. Seu efeito deletério na ZTA pode ser atribuído ao fato de nuclear trincas de clivagem em regiões adjacentes mais macias, onde a deformação tende a se concentrar. Entretanto, a utilização de aços estruturais modernos, com baixos teores de carbono, propicia a presença na ZTA de uma martensita de boa tenacidade, devido ao autorevenimento causado pela elevação da temperatura M_s .
- De modo geral, a bainita inferior apresenta características semelhantes à martensita autorevenida, com boa tenacidade para aços baixo carbono. Embora a alta dureza determine que nestes constituintes possam nuclear facilmente trincas de clivagem, a alta densidade de carbonetos finos e dispersos dificulta a propagação destas trincas.
- A presença de bainita superior na ZTA provoca queda de sua tenacidade. Isto estaria relacionado com a facilidade que esta bainita apresenta em fraturar por clivagem, pois os contornos de baixo ângulo, entre as ripas de ferrita, não determinam uma obstrução importante à propagação da trinca.
- Na bainita superior, dependendo do aporte de calor e do teor de elementos de liga, os carbonetos podem ser substituídos pelo constituinte M-A. O aumento da fração deste constituinte pode resultar em queda na tenacidade da bainita superior.
- O constituinte placas laterais de ferrita também é considerado frágil. Porém, poucos são os trabalhos que estabelecem uma comparação entre a tenacidade destes constituintes. Uma possível explicação está no fato de que, em geral, um único

termo é utilizado para designar ambos os constituintes (placas laterais de ferrita e bainita superior).

- A tenacidade da ferrita de Widmanstätten intragranular, normalmente conhecida como ferrita acicular ou placas de ferrita intragranular é geralmente alta. Sendo assim, é o constituinte visado em soldagens de alto aporte de calor de aço C-Mn e microligados, já que nestas condições não se obtém bainita inferior e/ou martensita autorevenida. Esta característica da ferrita acicular pode ser associada principalmente ao grau de refino, normalmente elevado, deste constituinte e à presença de contornos de alto ângulo, quando a ferrita acicular é nucleada a partir de inclusões.
- A ferrita proeutetóide e a perlita são constituintes indicados, de uma maneira geral, como deletérios à tenacidade da ZAC, principalmente por estarem associados a uma estrutura grosseira decorrente das baixas taxas de resfriamento, necessárias à formação destes constituintes.
- A bainita granular é considerada deletéria à tenacidade da ZTA, devido à elevada quantidade de constituinte M-A. Já o agregado ferrita-carboneto pode proporcionar um aumento da resistência à clivagem, quando em substituição à martensita (provavelmente não autorevenida).

Sato, citado por Harrison e Hart⁽¹¹⁾, desenvolveu um diagrama que demonstra que as mais baixas temperaturas de transição na ZTA, em soldagem de único passe, ocorrem em aços baixo carbono com a presença de bainita inferior, enquanto as mais altas temperaturas de transição foram verificadas em aços alto carbono com a presença de bainita superior como constituinte majoritário. Já Inaki, também citado por Harrison e Hart⁽¹¹⁾, demonstrou que baixas temperaturas de transição estavam associadas com martensita de baixo carbono e bainita inferior, enquanto altas temperaturas de transição estavam associadas com bainita superior. Esse pesquisador demonstrou, também, que a taxa de resfriamento ótima na qual uma microestrutura martensítica e bainítica inferior ocorrem, varia devido aos maiores teores de elementos de liga dos aços de alta resistência, como visto na figura 3.24.

As figuras 3.24 e 3.25 mostram que, de acordo com Inaki, aços de mais baixo C_{eq} tendem a ter a maior tenacidade na ZTA a altos e baixos aportes térmicos, mas podem ter tenacidades mais baixas com aportes térmicos intermediários. Este fenômeno estaria ligado à maior formação de bainita superior em aços com baixo C_{eq} em uma ampla faixa de taxas de resfriamento. Muitos pesquisadores recomendam o uso de Ti na fabricação do aço como forma de se aumentar a tenacidade da ZTA de juntas soldadas. Assim, é possível se obter TiN e reduzir o crescimento de grão durante o ciclo térmico de soldagem e TiB ou TiO que funcionam como sítios nucleantes de ferrita acicular intragranular, impedindo a formação de bainita superior.

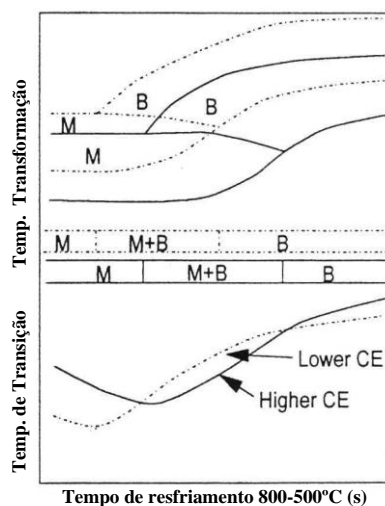


FIGURA 3.24 – Diagrama semi-esquemático da relação entre a tenacidade Charpy e os produtos de transformação da austenita com diferentes composições (valores de CE) em uma ZTA⁽¹¹⁾.

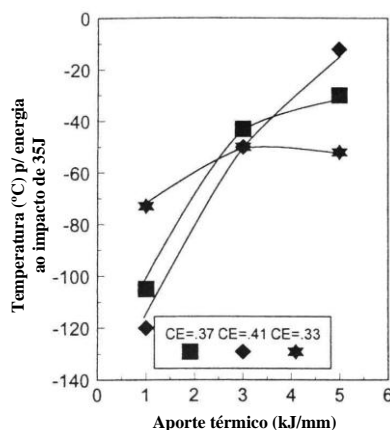


FIGURA 3.25 – Relação entre a temperatura de ensaio de impacto Charpy que propicia um valor de 35J com o aporte térmico e com o carbono equivalente⁽¹¹⁾.

3.6 Simulação Térmica da ZTA

As zonas termicamente afetadas de aços microligados apresentam uma grande heterogeneidade de microestruturas. Durante a soldagem, os gradientes de temperatura nesta região são muito altos e, conseqüentemente, diferentes microestruturas podem ser formadas dentro de regiões muito pequenas. Desta forma, a presença de pequena quantidade de um determinado constituinte que apresenta baixa tenacidade se torna difícil de ser detectada e, assim, a previsão de onde a solda terá uma maior probabilidade de falhar durante serviço será dificultada.

No ensaio de impacto Charpy de juntas soldadas, o entalhe, geralmente, por mais agudo que seja, é grande o suficiente para atingir diferentes regiões e microestruturas da ZTA. Isso também ocorre no ensaio de CTOD. Já com processos de simulação física, é possível produzir uma microestrutura homogênea em um largo volume de material, possibilitando analisar separadamente a tenacidade das diferentes regiões da ZTA para diferentes aportes térmicos.

Simuladores computacionais são muito conhecidos pela sua capacidade de modelar fenômenos físicos. Todavia, simuladores físicos usam simulações apenas para o processamento e a aquisição de dados. Estes simuladores, incluindo a Gleeble, usam amostras pequenas do metal a ser avaliado, que podem ser cilíndricas ou retangulares, neste caso para sua avaliação sob ensaio de impacto Charpy, que será o ensaio realizado neste estudo. As amostras podem ser aquecidas por efeito Joule com taxas de até 10000°C/s dependendo das dimensões do corpo-de-prova, e, geralmente, são utilizadas para simular ZTA's obtidas em processos de soldagem a arco. Neste equipamento, carregamento estático trativo ou compressivo e taxas de deformação podem ser empregados em amostras sujeitas a ciclos térmicos de soldagem, de forma a simular condições reais de produção e de serviço.

Desta forma, o simulador termomecânico Gleeble pode ser uma boa ferramenta para a previsão de microestruturas de soldagem. Porém, na ausência de metodologias corretas podem ocorrer erros na simulação e, conseqüentemente, conclusões equivocadas podem ser obtidas.

Juntas soldadas reais introduzem muitas fontes de erro devido a diferenças de habilidade do operador, mudanças na eficiência da transferência de calor entre processos de soldagem, e muitas outras variáveis relacionadas à operação. Por outro lado, a Gleeble é baseada em um controlador computacional que seguramente envia e ajusta sinais de controle e adquire até 2000 dados por segundo. Normalmente, este simulador opera com grande precisão e repetibilidade⁽²¹⁾.

Para a validação de uma simulação física são necessários: i) os parâmetros de soldagem reais devem ser adequadamente reconhecidos e reproduzíveis; ii) a microestrutura simulada deve ser similar e representativa da microestrutura da junta soldada real.

Embora os resultados simulados não reproduzam exatamente uma junta real, a técnica de simulação térmica se tornou uma importante ferramenta no campo da metalurgia física.

Precisão e reprodutividade na simulação de processos físicos, a necessidade de pequena quantidade de amostras, homogeneidade da microestrutura simulada, possibilidade de separação dos efeitos térmicos dos mecânicos durante o ensaio e do uso de ampla variedade de carregamentos mecânicos e térmicos a altas taxas de deformação são algumas das vantagens da utilização de um simulador termomecânico, como a Gleeble. Por outro lado, algumas desvantagens do uso de simuladores são que as amostras devem possuir considerável condutibilidade elétrica, os parâmetros de soldagem simulados devem ser bem conhecidos, a extrapolação de resultados da Gleeble para aplicações reais pode ser um processo complicado. Além disso, a compra e a manutenção do equipamento podem ser caras, a simulação de altas taxas de resfriamento pode ser difícil e o tamanho de grão da amostra simulada é, geralmente, maior do que o obtido numa condição real⁽²¹⁾.

Quando todas as vantagens e desvantagens são bem entendidas e uma metodologia própria é estabelecida, a Gleeble se apresenta como uma excelente ferramenta para a caracterização de ZTA's.

3.6.1 Exemplos de Aplicação da Gleeble em Simulações de Ciclos Térmicos de Soldagem

Inúmeros estudos utilizando o simulador termomecânico Gleeble para avaliar diferentes aspectos de regiões da ZTA simuladas de diversos tipos de aços já foram realizados no exterior.

Tian *et alii*⁽²³⁾, por exemplo, usaram o simulador para avaliar a relação entre a microestrutura da bainita granular e sua tenacidade em relação a propagação de trinca por clivagem na GGZTA de um aço de 790 MPa.

Shi e Han⁽²²⁾ avaliaram a relação da microestrutura com a tenacidade (através da determinação da integral J) para um aço de 800 MPa de limite de resistência submetido a diferentes ciclos térmicos (aportes de calor e temperaturas de pico). Em sua metodologia, amostras padrão de ensaio Charpy (10x10x55mm) foram utilizadas para o cálculo da integral J. Eles verificaram que a tenacidade à fratura teve um valor máximo para o tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ de 18 s, ocorrendo sua deterioração após 45 s, considerando a mesma temperatura de pico para todos os casos analisados, figura 3.26. Esse resultado foi associado ao aumento do tamanho de grão austenítico prévio, da fração do que os autores definiram como ferrita bainítica e do volume de constituinte M-A com o aumento do tempo de resfriamento. Eles observaram, também, que a tenacidade da GGZTA, simulada com temperatura de pico de 1300°C, foi maior do que a obtida na RGGZTA, com temperatura de pico em torno de 1000°C. Esse comportamento foi relacionado com os menores tempos de resfriamento que esta região foi submetida, o que não é benéfico para o autorevenimento e a decomposição dos constituintes M-A. Já para a GGZTA, o maior tempo de resfriamento deve ter promovido a decomposição dos constituintes M-A, não permitindo a deterioração da tenacidade desta região. A tenacidade a fratura da ICGZTA, temperatura de pico de 800°C, foi drasticamente deteriorada, devido, provavelmente, à formação de uma microestrutura mista, no qual o constituinte M-A se apresenta distribuído nos contornos de grão prévios.

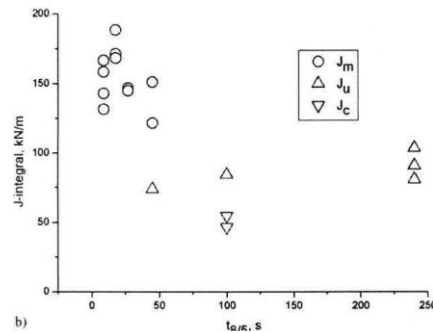


FIGURA 3.26 – Efeito do tempo de resfriamento na tenacidade à fratura (integral J)⁽²¹⁾.

Bayraktar e Kaplan⁽²⁴⁾ avaliaram a influência da composição química dos aços e de diferentes ciclos térmicos de soldagem, através de simulação térmica de uma soldagem de passe único e de multipasses (particularmente na região ICGGZTA), na formação de constituintes M-A. Para um ciclo térmico apenas, foi verificado, para os 15 aços avaliados, que a microestrutura era formada principalmente por martensita de baixo carbono, bainita (principalmente superior) e constituinte M-A alongado e em alguns casos massivos. Estes constituintes M-A eram formados dentro de zonas segregadas devido a alta temperabilidade destas regiões. Na ICGGZTA, constituintes M-A apresentaram-se em maior quantidade, dependendo da composição química do aço e da temperatura de pico do segundo ciclo.

A figura 3.27 mostra a variação da fração de área de constituintes M-A com a temperatura de pico do segundo ciclo. A fração começa com um baixo valor, que foi formado na região de grãos grosseiros do primeiro ciclo térmico, e aumenta até um valor máximo e então diminui a um mínimo a altas temperaturas. Esta formação máxima de M-A ocorrida em temperatura em torno de $A_{c1} + (15 \text{ até } 50^\circ\text{C})$ corresponde a uma situação em que apenas 10% da microestrutura foi transformada em austenita. A fração de austenita transformada aumenta com a temperatura de pico do segundo ciclo e, então, parte desta austenita pode se transformar em M-A durante o resfriamento. Para temperaturas de pico mais altas, maior é o volume de austenita e, conseqüentemente menor é o teor de carbono na austenita, comparativamente à quando submetido à menores temperaturas. Sendo assim, a temperabilidade desta austenita diminui e a susceptibilidade à formação de constituinte M-A decresce. A formação preferencial de M-A a temperaturas pouco acima de A_{c1} se deve à dificuldade de ocorrência de difusão

nestas temperaturas mais baixas, o que resulta em uma austenita enriquecida de carbono. Estas regiões, então se tornam propícias à formação de constituintes M-A.

Percebe-se, também, na figura 3.27 que o perfil da dureza é muito similar ao da fração de constituinte M-A. Isto indica que a medida da variação de dureza pode ser utilizada como um indicador da presença de constituinte M-A na ICGGZTA e desta forma, as propriedades de tenacidade de juntas soldadas podem ser inferidas.

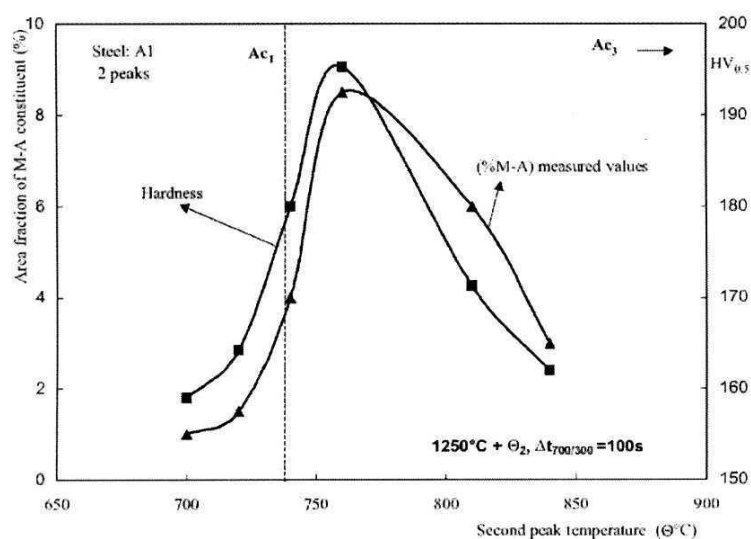


FIGURA 3.27 – Efeito do segundo ciclo térmico na dureza e na fração de constituinte M-A⁽²⁴⁾.

Resultados semelhantes foram verificados por Matsuda *et alii*⁽²⁵⁾. Estes autores, analisando um aço para vaso de pressão de 200 mm de espessura verificaram que a tenacidade ao impacto Charpy da GGZTA simulada termicamente diminuiu consideravelmente com o aporte de calor (aumento do tempo de resfriamento), figura 3.28. Este comportamento foi relacionado à formação do constituinte M-A. Já a tenacidade da ICGGZTA se mostrou fortemente influenciada pela temperatura de pico e pelo tempo de resfriamento do segundo ciclo térmico. A deterioração da tenacidade para temperaturas um pouco acima de A_{c1} foi atribuída à formação de constituintes M-A e de bainita superior na área de reaustenitização durante o segundo ciclo térmico de soldagem. Estes autores também avaliaram a eficiência de passe de revenimento na decomposição do constituinte M-A.

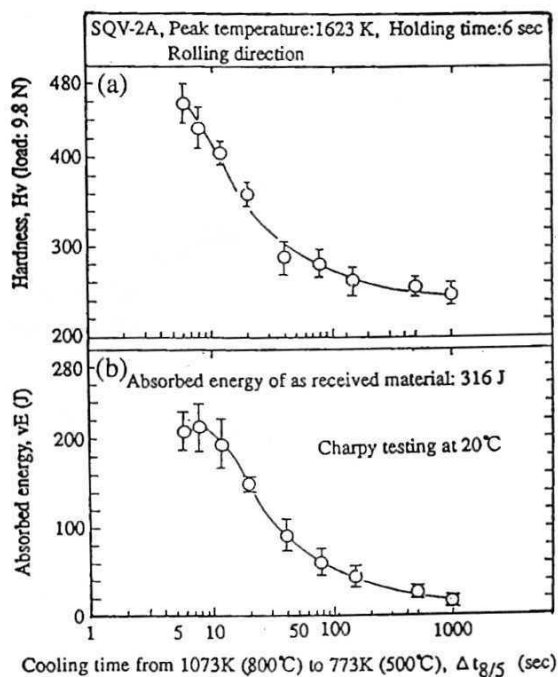


FIGURA 3.28 – Energia absorvida e dureza das GGZTA⁽²⁵⁾.

Pan e Lee⁽²⁶⁾ através de simulação térmica na Gleeble avaliaram a influência do silício, do alumínio e do oxigênio na microestrutura e na tenacidade da GGZTA de três aços acalmados ao titânio. Eles notaram que adições de alumínio e silício diminuíram a solubilidade do oxigênio no aço fundido. Isto reduziu a possibilidade do titânio de combinar com o oxigênio, formando TiO e possibilitou sua combinação com o nitrogênio gerando predominantemente TiN. Conseqüentemente, a fração volumétrica de ferrita intergranular (acicular) foi reduzida e houve aumento da temperatura de transição dúctil-frágil em ensaio Charpy, figura 3.29. Ou seja, estes autores confirmaram, através de simulação térmica na Gleeble, a informação de outros autores de que o aumento da quantidade de inclusões de TiO propicia mais facilmente a formação de uma estrutura de ferrita acicular e, conseqüentemente, o aumento da tenacidade à fratura da região de grãos grosseiros da ZTA.

Estes são apenas alguns exemplos, dentre muitos, encontrados na literatura.

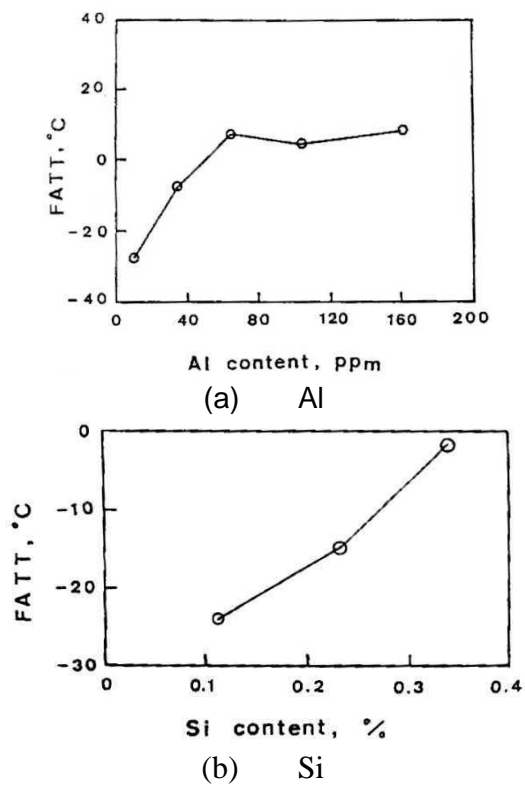


FIGURA 3.29 – Efeito dos elementos de liga na tenacidade ao impacto da ZTA.

4 – METODOLOGIA

Este capítulo apresenta a metodologia empregada para a fabricação em escala piloto dos aços analisados, a caracterização destes, os procedimentos adotados na etapa de simulação de ciclos térmicos de soldagem na Gleeble e no dilatômetro e a realização dos ensaios mecânicos e metalográficos para avaliação das regiões simuladas.

4.1– Materiais utilizados

Para realização deste estudo dois lingotes foram fabricados em escala piloto em forno de fusão a vácuo, e posteriormente laminados para chapas grossas em escala piloto. As chapas foram produzidas por diferentes rotas de laminação:

- Por laminação a quente convencional com posterior tratamento de normalização (aço LN).
- Por laminação controlada e resfriamento acelerado (aço LC).

Os aços visados são da classe de 355MPa de limite de escoamento. Esta classe de aço foi escolhida devido à sua elevada aplicação na fabricação de plataformas *offshore*.

4.2 – Fabricação e Laminação dos Lingotes

Produziu-se, em forno de fusão a vácuo, lingotes com as dimensões de 135x135x350 mm e com a composição química que será mostrada no capítulo 5. A figura 4.1 mostra uma visão geral deste equipamento.



FIGURA 4.1 – Forno de fusão à vácuo utilizado para a fabricação dos lingotes.

Após sua fabricação, os lingotes foram reaquecidos em torno de 1200°C por 180 minutos. O lingote LN foi processado por laminação convencional e a chapa obtida esteve posteriormente submetida a tratamento térmico de normalização em forno de atmosfera controlada, a uma temperatura de 900°C com tempo de encharque de 1 hora. Por sua vez, o lingote LC foi processado por laminação controlada e resfriamento acelerado. Ambos foram processados em laminador piloto, que pode ser visto na figura 4.2. Para a laminação controlada, as temperatura T_{nr} e A_{r3} são de suma importância para a definição das temperaturas em que são realizados o desbaste e o acabamento. Desta forma, foram utilizadas as equações 4.1 e 4.2⁽²⁷⁾ para a estimativa destas temperaturas. Os valores obtidos por estas equações, para o valor médio da faixa de composição química visada, tabela IV.1, podem ser vistos na tabela IV.2.

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6445Nb - 644(Nb)^{0.5}) + (732V - 230(V)^{0.5}) + 890Ti + 363Al - 357Si \dots (4.1)$$

$$A_{r3} = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35(h-8) \dots (4.2)$$

h = espessura da chapa (mm).

TABELA IV.1 – Faixa de composição química visada para os aços produzidos (%p/p).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	Ni	Ti
LN	0,11 a 0,13	1,45 a 1,55	0,35 a 0,45	<0,025	<0,004	0,030 a 0,040	0,30 a 0,40	0,010 a 0,016
LC	0,07 a 0,09	1,20 a 1,30	0,35 a 0,45	<0,025	<0,004	0,030 a 0,040	0,30 a 0,40	0,010 a 0,016

TABELA V.1 – Continuação.

Aço	Cu	Nb	Ca	N
LN	0,15 a 0,25	0,015 a 0,025	0,0010 a 0,0020	<0,008
LC	X	0,035 a 0,045	0,0010 a 0,0020	<0,008

TABELA IV.2 – Valores aproximados das temperaturas T_{nr} e A_{r3} estimadas através da composição química obtida.

LN		LC	
$T_{nr}(^{\circ}\text{C})$	$A_{r3}(^{\circ}\text{C})$	$T_{nr}(^{\circ}\text{C})$	$A_{r3}(^{\circ}\text{C})$
876	737	929	784



FIGURA 4.2 – Laminador Piloto utilizado na laminação dos lingotes.

A espessura inicial dos lingotes foi de 135 mm e a temperatura de aplicação do primeiro passe, para ambos os aços, era aquela logo após a retirada do lingote do forno de reaquecimento de placas, ou seja, em torno de 1200°C. A espessura final de ambas as chapas foi de 15 mm, e o último passe de laminação para o aço LC (produzido por laminação controlada) foi aplicado em uma temperatura ligeiramente acima de A_{r3} , em torno de 800°C. As temperaturas da chapa, medidas via pirômetro óptico, quando começou e acabou o resfriamento acelerado foram 792 e 356°C, respectivamente. A

seqüência de passes de laminação, a espessura da chapa em cada etapa e a redução por passe para os dois aços podem ser vistos na tabela IV.2. Já para o aço LN a laminação foi integralmente realizada acima de T_{nr} , ou seja, o último passe de laminação foi realizado a 975°C.

TABELA IV.3 – Sequência de passes de laminação em escala piloto empregada no processamento dos aços a LN e LC.

LN				LC		
Passe	Espessura (mm)	Redução por passe (%)		Passe	Espessura (mm)	Redução por passe (%)
1	130	3,7	D E S B A S T E	1	130	3,7
2	120	7,7		2	120	7,7
3	105	12,5		3	105	12,5
4	90	14,3		4	88	16,2
5	75	16,7		5	70	20,5
6	60	20,0		6	56	20,0
7	48	20,0		7	45	19,6
8	38	20,8	A C A B A M E N T O	8	41	8,9
9	30	21,1		9	32	22,0
10	24	20,0		10	24	25,0
11	19	20,8		11	19	20,8
12	17	10,5		12	17	10,5
13	15	11,8		13	15	11,8

4.3– Caracterização dos materiais

4.3.1 – Análise Química de Verificação

Análises químicas de verificação foram realizadas nas amostras após fabricação dos lingotes de ambos os aços (LN e LC). Foram determinados os teores dos seguintes elementos químicos: C; Mn; Si; Al; P; S; Nb; V; Ti; Ni; Cu; Ca, N e O.

4.3.2 – Caracterização Microestrutural

Análises metalográficas, em seção ao longo da espessura e longitudinal ao sentido de laminação, via microscopia ótica, foram realizadas em amostras extraídas no centro da largura de ambos os aços. As análises foram realizadas, para ambos os aços, no centro da espessura, próximo às superfícies e a $\frac{1}{4}$ da espessura.

As amostras foram cortadas, lixadas em diferentes granulometrias e, posteriormente, polidas com pasta de diamante de 3 e 1 μm . Para cada material analisado, as seguintes análises foram realizadas:

(a) Análise de Inclusões

Foram determinados os tipos, a classificação e a distribuição das inclusões presentes nos aços, de acordo com a carta padrão I da norma ASTM E45⁽²⁸⁾. Esta verificação foi feita sem ataque metalográfico.

(b) Análise microestrutural

Para a identificação dos constituintes presentes foi realizado ataque químico com reagente nital 4%. Aumentos de até 1000X foram utilizados.

(c) Tamanho de grão ferrítico

A análise do tamanho de grão ferrítico foi conduzida de acordo com a norma ASTM E112⁽²⁹⁾, para o aço LN. Esta análise não foi possível de ser realizada para o aço LC, uma vez que ocorreu grande variação microestrutural ao longo de sua espessura.

4.3.3 – Ensaios Mecânicos

Os seguintes ensaios mecânicos foram realizados: (a) ensaio em tração; (b) ensaio de dureza Vickers e (c) ensaio de impacto Charpy.

(a) ensaio em tração

O ensaio em tração foi realizado numa máquina INSTRON com capacidade de 10 toneladas, modelo 5882. A foto deste equipamento pode ser vista na figura 4.3.



FIGURA 4.3 – Máquina de ensaio de tração Instron, modelo 5882.

As seguintes propriedades mecânicas foram determinadas: i) limite de escoamento; ii) limite de resistência e iii) alongamento percentual. Foi utilizado corpo-de-prova cilíndrico, com base de medida de 50,8 mm, baseado na norma ASTM A370⁽³⁰⁾. Ensaíram-se, para cada material, três corpos-de-prova na direção transversal ao sentido de laminação (tipo sub-size).

(b) ensaio de dureza Vickers

O ensaio foi realizado utilizando-se microdurômetro FH9000. Impressões com carga de 5kgf foram aplicadas para a determinação da dureza. Foi levantado o perfil de dureza dos aços na direção da espessura, com espaçamentos entre medidas de 2 mm. A amostra utilizada para a determinação deste perfil foi a mesma confeccionada para análise metalográfica.

(c) ensaio de impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy foi realizado em corpos-de-prova com entalhe em V, orientados transversalmente à direção de laminação. Este ensaio foi realizado sob cinco temperaturas (-60, -40, -20, 0 e 25°C), visando obter-se as curvas de transição dúctil-frágil dos materiais. Para cada uma destas temperaturas foram ensaiados três corpos-de-prova.

O ensaio e a confecção dos corpos-de-prova foram especificados pela norma ASTM A370⁽²⁹⁾, sendo as dimensões dos corpos-de-prova de 10x10x55 mm.

4.3.4 – Ensaio no Dilatômetro

Foi utilizado um dilatômetro da marca BÄHR modelo DIL805 para a determinação das temperaturas A_{c1} e A_{c3} e da curva CCT de ambos os aços. O conhecimento destas temperaturas foi necessário para a definição da temperatura de pico (T_{pico}) do segundo ciclo térmico de soldagem (na região intercrítica) durante as simulações na Gleeble. O corpo-de-prova utilizado foi cilíndrico com 4 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento.

Durante a determinação das temperaturas A_{c1} e A_{c3} , a curva de aquecimento apresentou ressaltos, que serão vistos posteriormente, nunca antes observados no Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas. A presença destes ressaltos foi associada à alta taxa de aquecimento utilizada (em torno de 350°C/s). Estes ressaltos causaram erro de determinação destas temperaturas, e conseqüentemente, na definição das temperaturas de pico utilizadas na simulação do segundo ciclo térmico de soldagem, na Gleeble. Desta forma, os resultados de duplo ciclo de soldagem (metalografia e impacto) obtidos a partir das amostras simuladas na Gleeble foram desconsiderados neste estudo.

Entretanto, após o aferimento de alguns parâmetros de ajuste de ruído do *software* de aquisição de dados do dilatômetro, foi possível diminuir consideravelmente o nível dos ressaltos. Desta forma, foi possível determinar, de forma um pouco mais acurada, os valores de A_{c1} e A_{c3} . Porém, vale ressaltar que este ajuste só foi realizado após a realização dos ensaios de simulação de ciclos térmicos de soldagem na Gleeble. Assim, de forma a se avaliar a influência da soldagem multipasses na microestrutura e tenacidade resultante, que era o foco inicial do estudo, foi realizada simulação de ciclos térmicos de soldagem multipasses no dilatômetro, com as temperaturas de pico do segundo ciclo definidas a partir das novas temperaturas A_{c1} e A_{c3} determinadas.

4.4 – Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem na Gleeble

Amostras de ambos os aços com as dimensões de 11 x 11 x 55 e 10 x 10 x 55 mm e sem entalhe, foram retiradas em direção transversal à de laminação e no centro da espessura da chapa de 15 mm fabricada após laminação em escala piloto. O aspecto de um corpo-de-prova típico para este ensaio (após usinagem do entalhe) pode ser visto na figura 4.4. Estas amostras foram utilizadas para a simulação de ciclos térmicos de soldagem em simulador termomecânico Gleeble 3500, que pode ser visto na figura 4.5.



FIGURA 4.4 – Amostra utilizada para simular ciclos térmicos de soldagem na Gleeble.



FIGURA 4.5 – Simulador termomecânico Gleeble 3500.

Durante a simulação de ciclos térmicos de soldagem utilizaram-se garras de cobre para fornecer e retirar calor do corpo-de-prova, figura 4.6. O aquecimento das amostras ocorre através de efeito Joule. Para se obter altas taxas de aquecimento, foi necessário o ajuste do TAP do equipamento para a condição mais alta (nível 8). A distância entre as garras utilizadas (*free span*), que influencia a distribuição de calor na amostra, foi de

10 mm. No centro do *free span* era fixado um termopar tipo S (diâmetro de 0,25 mm), para o controle de temperatura nesta região, também conhecida como *work zone* ou zona de trabalho, figura 4.7. O termopar tipo S foi utilizado em detrimento ao tipo K por causa das altas temperaturas utilizadas durante o ensaio.

Seis diferentes curvas de simulação de ciclos térmicos de soldagem, disponíveis no *software* HAZ da Gleeble, baseadas em distintos modelos matemáticos foram avaliadas, de forma a se definir se alguma destas curvas poderia ser de valia para este estudo ou ao menos, verificar a possibilidade de uso destas curvas em estudos futuros.

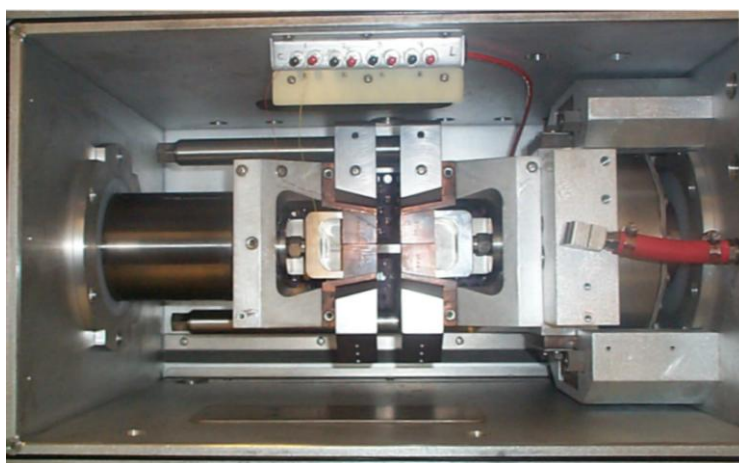


FIGURA 4.6 – Garras de cobre utilizadas na Gleeble para fornecer e retirar calor do corpo-de-prova.

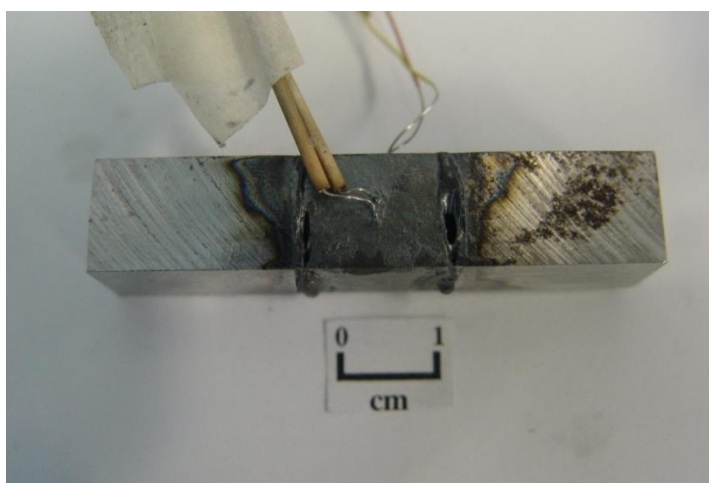


FIGURA 4.7 – Corpo-de-prova com o termopar fixado no centro da zona de trabalho.

Para todas as etapas de simulação, os tempos de resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta_{t8/5}$) simulados corresponderam aos que são geralmente verificadas para aços com espessura de 25 mm, soldados com distintos valores de aporte térmico e sem pré-aquecimento. Esta espessura de chapa foi definida por ser um valor típico utilizado na construção de navios e plataformas *offshore*. Ressalta-se que apesar de a espessura das amostras simuladas na Gleeble serem de 10 ou 11 mm, é possível simular o ciclo térmico para diferentes espessuras de chapas (incluindo a utilizada neste estudo que foi de 25 mm). Isto ocorre, uma vez que o fluxo de calor é controlado pelo simulador através de introdução ou interrupção de potência. Este comportamento do simulador elimina qualquer influência do fluxo de calor através do material que está sendo ensaiado. Os valores de T_{pico} na região de grãos grosseiros (GGZTA) e, principalmente, os $\Delta_{t8/5}$ foram determinados a partir de valores medidos em situações reais de soldagem por Marra *et alli*⁽³¹⁾ no Centro de Tecnologia Usiminas.

Estes autores obtiveram para situações reais de soldagem, através de um sistema de aquisição de temperaturas de alta velocidade de registro, os ciclos térmicos de soldagem em diferentes posições da ZTA próximas à linha de fusão. Foram usadas diversas espessuras de aços (15, 25, 38 e 50 mm), temperaturas de pré-aquecimento (ambiente, 70, 100 e 150°C) e aportes térmicos (6, 10, 25, 35 e 50 kJ/cm). O foco deste trabalho foi determinar, para estas diversas condições de soldagem, a T_{pico} mais próxima possível à linha de fusão e o $\Delta_{t8/5}$, que é a faixa de temperatura onde ocorrem a maioria das transformações microestruturais. Para os $\Delta_{t8/5}$, os autores mostraram uma boa correlação dos resultados experimentais com resultados teóricos obtidos pela Nippon Steel Corporation (NSC), como observado na figura 4.8. Desta forma, é possível utilizar estes valores na definição dos ciclos térmicos de soldagem a serem utilizados, tanto para a GGZTA, como para outras regiões da ZTA, uma vez que este valor varia muito pouco com a distância à linha de fusão⁽³¹⁾.

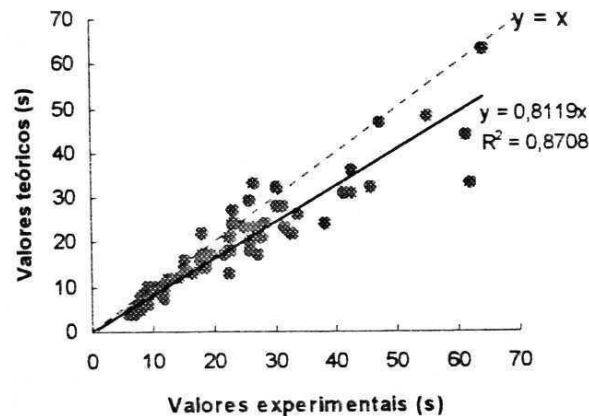


FIGURA 4.8 – Correlação do $\Delta_{t8/5}$ obtidos por Marra *et alii* e os resultados teóricos-NSC⁽³¹⁾.

4.4.1 – Simulação da GGZTA com Diferentes Aportes Térmicos

Nesta primeira etapa de simulação de ciclos térmicos de soldagem, foi simulada, para ambos os aços, a GGZTA para cinco diferentes aportes térmicos (6, 10, 20, 35 e 50 kJ/cm).

Foi necessária, para a determinação do ciclo térmico de soldagem a ser programado na Gleeble, a definição dos seguintes parâmetros, baseados em conhecimentos da literatura e/ou através de equações pré-definidas:

1. Tempo necessário para atingir a temperatura de pico;
2. Temperatura de pico;
3. Tempo de permanência na temperatura de pico;
4. Tempo de resfriamento entre a temperatura de pico e 800°C, 800°C e 500°C e 500°C e a temperatura ambiente.

Temperatura de Pico (T_{pico}):

Utilizou-se a T_{pico} de 1350°C para todas as condições de aporte térmico simuladas, para ambos os aços. A definição desta temperatura está ligada ao fato desta ser compatível com outros trabalhos publicados⁽¹⁹⁻²⁴⁾ em que foram simuladas GGZTA para diferentes aportes térmicos.

Tempo Necessário Para Atingir a Temperatura de Pico (t_a):

Não existe uma fórmula na literatura para determinar este parâmetro. Valores variados desta taxa podem ser verificados na literatura, principalmente em estudos que utilizaram a Gleeble como simulador⁽¹⁹⁻²⁴⁾. Com base na literatura e respeitando os limites do equipamento, utilizou-se 3 segundos para o aquecimento até a temperatura de 1350°C, o que gerou uma taxa de 450°C/s. Vale ressaltar que para todos os aportes utilizados (6, 10, 20, 35 e 50kJ/cm), este parâmetro foi similar.

Tempo de Permanência na Temperatura de Pico (t_p)

Da mesma forma que para t_a , não existe uma fórmula na literatura para determinar este parâmetro. Sabendo-se que em soldagem este tempo é muito curto e que, conseqüentemente, quanto menor for seu valor maior será a similaridade com uma situação real, optou-se por utilizar o tempo de 0,3s.

Tempo de resfriamento**(a) $\Delta_{t_{8/5}}$**

O tempo de resfriamento entre 800 e 500°C é fundamental, pois é nesta faixa de temperatura que ocorrem a maioria das transformações microestruturais. Para as condições simuladas de 6, 10, 20 e 35 kJ/cm de aporte térmico, foram utilizado os valores obtidos por Marra *et alii*⁽³¹⁾, devido à boa correlação dos resultados obtidos por estes pesquisadores com resultados teóricos. Para a condição simulada de 50 kJ/cm, que não foi analisada por Marra *et alii*, utilizou-se para definição deste parâmetro um programa computacional de simulação de ciclos térmicos baseado nas equações de Rosenthal. A figura 4.9 mostra ciclos térmicos gerados por este programa. A tabela IV.3 mostra os valores de $\Delta_{t_{8/5}}$ utilizados para cada aporte térmico.

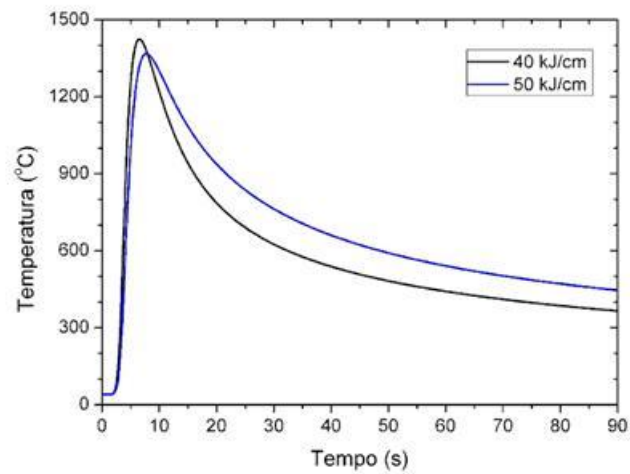


FIGURA 4.9 – Ciclo térmico obtido em programa computacional para a definição de alguns parâmetros a serem simulados na Gleeble, para a condição de 50kJ/cm de HI.

TABELA IV.4 – $\Delta_{t8/5}$ utilizado, em função do aporte térmico simulado⁽³⁰⁾.

Aporte (kJ/cm)	$\Delta_{t8/5}$ (s)
6	6,30
10	7,80
20	12,55
35	32,6
50	46

(b) $\Delta_{tpico/8}$ e $\Delta_{t5/ambiente}$

O $\Delta_{tpico/8}$ é uma variável com relativa importância, pois, junto com o t_p determinará a quantidade de crescimento de grão da austenita. De forma a seguir uma metodologia, optou-se pela utilização da seguinte razão entre $\Delta_{tpico/8}$ e $\Delta_{t8/5}$:

$$\Delta_{tpico/8} = 1/3\Delta_{t8/5} \dots \dots \dots (4.3)$$

Os valores calculados deste parâmetro podem ser vistos na tabela IV.4:

TABELA IV.5 – $\Delta t_{\text{pico}/8}$ utilizado em função do aporte térmico simulado⁽³¹⁾.

Aporte (kJ/cm)	$\Delta t_{8/5}$ (s)
6	2,10
10	2,60
20	4,2
35	10,8
50	15,3

Já para a definição de $\Delta t_{5/\text{ambiente}}$, que não possui grande influência nas propriedades mecânicas da ZTA, optou-se por definir valores que aproximassem a curva do ciclo térmico de uma curva exponencial. A tabela IV.5 e a figura 4.10 mostram de forma mais detalhada os ciclos térmicos utilizados.

TABELA IV.6 – Ciclos térmicos de soldagem a serem simulados na Gleeble, simulando a GGZTA .

Aporte	t_a	T_p	t_p	$\Delta t_{\text{pico}/8}$	$\Delta t_{8/5}$	$\Delta t_{5/\text{ambiente}}$
(kJ/cm)	(s)	(°C)	(s)	(s)	(s)	(s)
6	3	1350	0,3	2,10	6,30	Aproximado a uma exponencial
10				2,60	7,80	
25				4,2	19	
35				10,8	32,60	
50				15,3	46	

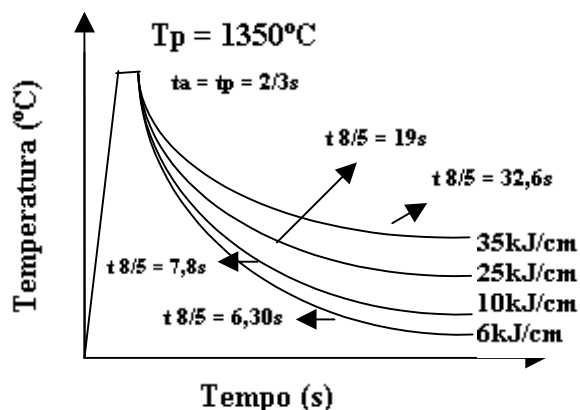


FIGURA 4.10 – Representação esquemática dos ciclos térmicos de soldagem a serem utilizados nesta etapa, com as mais importantes variáveis pré-definidas.

4.5– Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem no Dilatômetro

O dilatômetro se mostrou, também, uma ferramenta de grande valia para a simulação de ciclos térmicos de soldagem, quando o intuito é se verificar apenas as transformações microestruturais que ocorrem na ZTA durante a soldagem. Desta forma este equipamento foi utilizado para avaliar aspectos metalográficos e de dureza de forma a suportar os resultados obtidos na simulação de ciclo térmico de soldagem na Gleeble. Além disso, devido ao problema verificado e comentado anteriormente na determinação de A_{c1} e A_{c3} , o dilatômetro foi utilizado para a simulação de soldagem multipasses.

4.5.1 – Simulação de diferentes T_{pico}

Sabe-se que o aço produzido por laminação controlada seguido de resfriamento acelerado, quando soldado sob alto aporte térmico, pode apresentar uma região da ZTA com dureza inferior à do metal base, o que não é verificado para o aço normalizado. Para avaliar este problema no aço LC e verificar também a microestrutura formada nas diferentes regiões da ZTA, para ambos os aços, foram simulados ciclos térmicos com diferentes T_{pico} (650, 800, 900, 1100 e 1230°C). Isto foi feito com o intuito de gerar regiões típicas das diferentes zonas da ZTA (GGZTA (1230°C), GRZTA (1100°C), ICZTA (900 e 800°C) e SCZTA (650°C)). Esta simulação foi realizada apenas para o ciclo térmico de 50 kJ/cm de aporte térmico, pois esta é a condição que têm maior potencial para causar a redução da dureza da ZTA. O ciclo simulado no dilatômetro foi o mesmo simulado na Gleeble e visto na tabela IV.4.

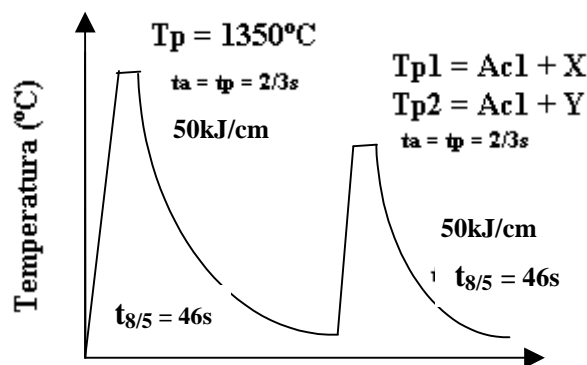
4.5.2 – Simulação de Ciclos Interrompidos na Região Intercrítica

Para se avaliar a progressão da formação dos diferentes constituintes presentes, foram realizadas simulações de ciclo de soldagem da condição correspondente a 50 kJ/cm no dilatômetro. O ciclo simulado no dilatômetro foi o mesmo simulado na Gleeble e detalhado na tabela IV.4 e figura 4.7. Entretanto, o ciclo de resfriamento foi interrompido, sistematicamente, a diferentes temperaturas, para ambos os aços. Estas temperaturas foram 470, 490 e 510°C para o aço LN e 550, 570, 590 e 610°C para o aço LC.

4.5.3 – Simulação de Ciclos Térmicos de soldagem Multipasses

Foi simulada no dilatômetro, para ambos os aços, a ICGGZTA, com o objetivo de se verificar a formação de ZFL (zonas de fragilização localizadas). Como visto na revisão bibliográfica, esta é uma região com alta susceptibilidade à formação de ZFL e, conseqüentemente, à diminuição da tenacidade à fratura de juntas soldadas.

Foi utilizado o aporte térmico de 50 kJ/cm que é, dentre os utilizados, o mais degradante à tenacidade da ZTA. Para o primeiro ciclo de soldagem foram utilizados os mesmos parâmetros (t_a , T_{pico} , t_p , e $\Delta_{t8/5}$) utilizados na simulação na Gleeble. Já para o segundo ciclo térmico, t_a , t_p , e $\Delta_{t8/5}$ também foram os mesmos simulados na Gleeble, uma vez que, como comentado na revisão bibliográfica, quando o aporte térmico é o mesmo, estas variáveis variam muito pouco para diferentes regiões da ZTA. Já a T_{pico} simulada para o segundo ciclo térmico de soldagem foi definida em função do resultado das temperaturas A_{c1} e A_{c3} definidas no dilatômetro. Foram utilizadas duas diferentes temperaturas dentro desta faixa (entre A_{c1} e A_{c3}) para cada aço, sendo uma bem próxima a A_{c1} (795°C para o aço LN e 800°C para o aço LC) e outra um pouco maior (815°C para o aço LN e 820°C para o aço LC). A representação esquemática destes ciclos térmicos pode ser vista na figura 4.11.



FIGUA 4.11 – Representação esquemática dos ciclos térmicos de soldagem a serem utilizados nesta etapa, com as mais importantes variáveis pré-definidas.

4.6 – Ensaios Mecânicos e Metalográficos das ZTA's Simuladas

4.6.1 – Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy foi realizado em corpos-de-prova em que foram simulados ciclos térmicos de soldagem na Gleeble. Após simulação, os corpos-de-prova foram usinados para a dimensão de 10 x 10 x 55 mm e entalhados em V na região central, sob a marca do termopar. Este ensaio foi realizado, para cada condição simulada, nas temperaturas de -60, -40, -20, 0 e 25°C, com o intuito de se obter a curva de transição para cada aporte térmico simulado. Para cada uma destas condições foram ensaiados três corpos-de-prova, de acordo com a norma ASTM A370⁽³⁰⁾.

4.6.2 – Ensaio de Dureza

Assim como para a caracterização dos materiais base, o ensaio de dureza foi realizado utilizando-se equipamento Future-Tech modelo FM-ARS9000. Impressões com carga de 5kgf foram realizadas para a determinação da dureza. Foram realizadas impressões de dureza para condições simuladas na Gleeble e no dilatômetro.

4.6.3 – Ensaios Metalográficos

Análises metalográficas, via microscopia ótica, em seção ao longo da espessura, foram realizadas em corpos-de-prova de impacto Charpy não ensaiados simulados na Gleeble e em corpos-de-prova cilíndricos obtidos em simulação no dilatômetro. Estas análises foram realizadas em todas as condições simuladas.

A posição de amostragem nas amostras simuladas na Gleeble foi correspondente a região de entalhe, ou seja, no centro de comprimento do corpo-de-prova, no plano da

espessura, como mostrado esquematicamente na figura 4.12. Cabe ressaltar que a posição do entalhe foi a região em que o termopar foi fixado para o controle da temperatura durante aplicação do ciclo térmico. Esta região representa, mais fielmente, as condições de simulação impostas.

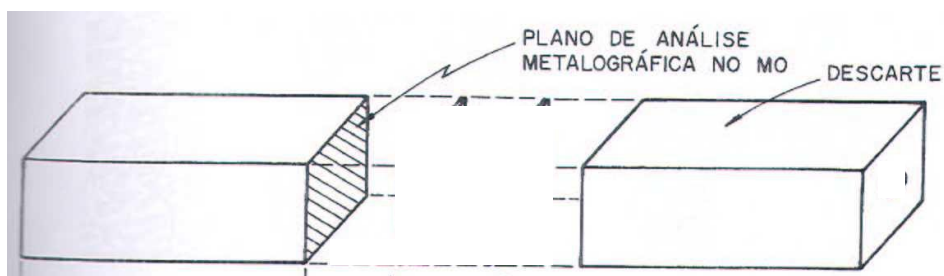


FIGURA 4.12 – Região analisada via microscopia ótica .

Assim como na caracterização dos materiais base, as amostras foram cortadas, lixadas em diferentes granulometrias e, posteriormente, polidas com pasta de diamante de 3 e 1 μm . As seguintes análises foram realizadas:

(a) Análise microestrutural

Para a identificação dos constituintes presentes, tanto nas amostras simuladas na Gleeble como nas simuladas no dilatômetro, foi realizado ataque químico com reagente nital 4%.

(c) Análise de microfases

Foi utilizado ataque eletrolítico, proposto por Alé⁽¹³⁾, após o ataque Le Pera, para todas as condições simuladas na Gleeble e nas amostras em que simulou-se duplo ciclo de soldagem no dilatômetro.

Notou-se, assim como comentado por Alé, que após o ataque eletrolítico, os carbonetos foram preferencialmente atacados formando depressões na matriz e, portanto, ficaram escuros, enquanto que a microfase M-A e outros constituintes como austenita retida, que são menos atacadas que a fase ferrita, apareceram em mais alto relevo e, portanto, continuou branca. O procedimento para realização do ataque é descrito abaixo:

(a) 1ª etapa - ataque com Le Pera, que é formado por uma mistura de solução de 1 g de metabissulfito de sódio em 100 ml de água destilada com 4 g de ácido pícrico em 100 ml de etanol na proporção de 1:1.

(ii) 2ª etapa - ataque eletrolítico em uma solução contendo 5 g de ácido pícrico, 25 g de hidróxido de sódio e 100 ml de água destilada. A tensão utilizada foi em torno de 5 V e o tempo de ataque variou de 100 a 160 s. O ataque foi interrompido utilizando-se água corrente, seguido de rinsagem com álcool e secagem com ar quente.

(d) Medição de tamanho de grão austenítico

Para a medição do tamanho de grão austenítico da ZTA simulada na Gleeble, foi utilizado ataque desenvolvido no Centro de Pesquisa da Usiminas denominado pipal 4%. Este ataque é composto pelos seguintes reagentes: i) ácido pícrico saturado em água e ii) cloreto férrico.

É importante informar que para esta medição o ciclo térmico das amostras simuladas na Gleeble foi interrompido a 1000°C seguido de resfriamento rápido. Isto foi realizado, pois sabe-se que, geralmente, o tempo acima de 1000°C é o tempo mais efetivo para crescimento do grão austenítico.

As medições do tamanho de grão foram feitas pelo método dos interceptos lineares⁽¹³⁾. O diâmetro médio do grão (D) é dado pela seguinte expressão:

$$D(\mu m) = \frac{1}{A} \sum_{i=0}^n \frac{L_i}{P_i} \dots\dots\dots(4.4)$$

Em que:

L_i = comprimento da linha de teste (μm).

P_i = número de interseções com contornos de grão.

n = número de campos.

A = aumento.

5 – RESULTADOS

5.1 – Caracterização dos Materiais

5.1.1 – Análise Química

A composição química das amostras analisadas é mostrada na tabelas V.1. O carbono equivalente (C_{eq}) foi determinado segundo a equação (5.1), utilizada pelo IIW⁽³²⁾.

TABELA V.1 – Composição química para os aços produzidos para o estudo (%p/p).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	Ni	Ti
LN	0,12	1,51	0,40	0,018	0,0022	0,035	0,35	0,011
LC	0,074	1,23	0,40	0,018	0,0025	0,030	0,35	0,011

TABELA V.1 – Continuação.

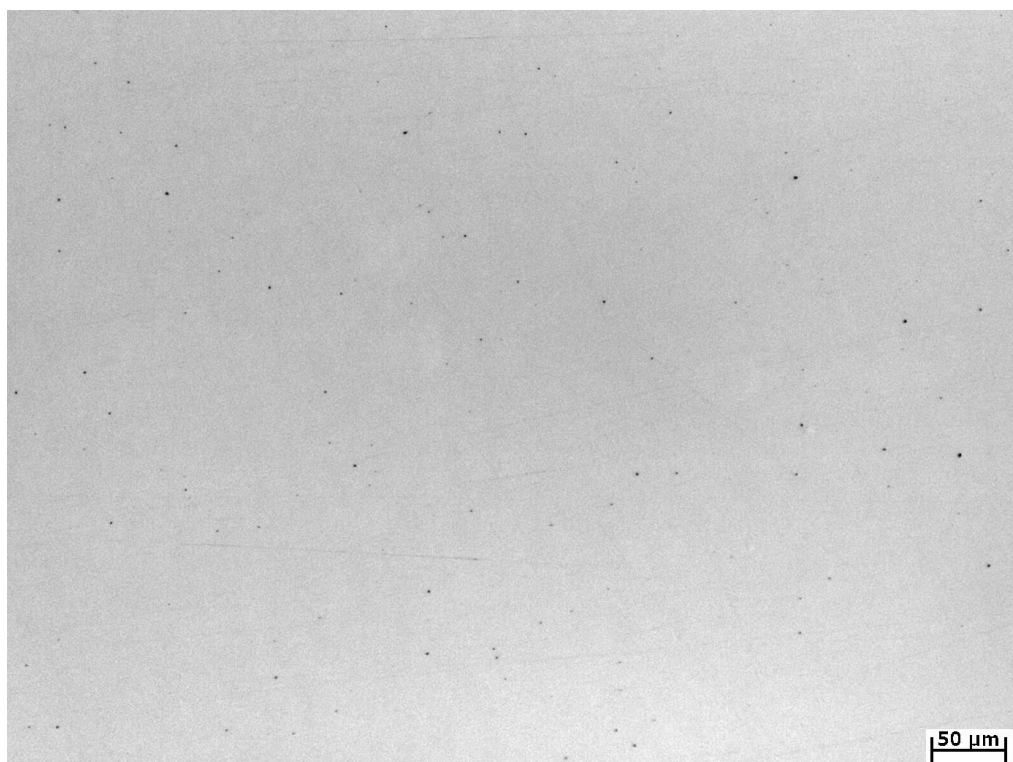
Aço	Cu	Nb	Ca	O	N	Ceq*	Pcm**
LN	0,19	0,019	0,0016	0,0013	0,0054	0,41	0,22
LC	X	0,038	0,0013	0,0017	0,0069	0,30	0,15

$$C_{eq} = \text{segundo IIW}^{(31)} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \dots \dots \dots (5.1)$$

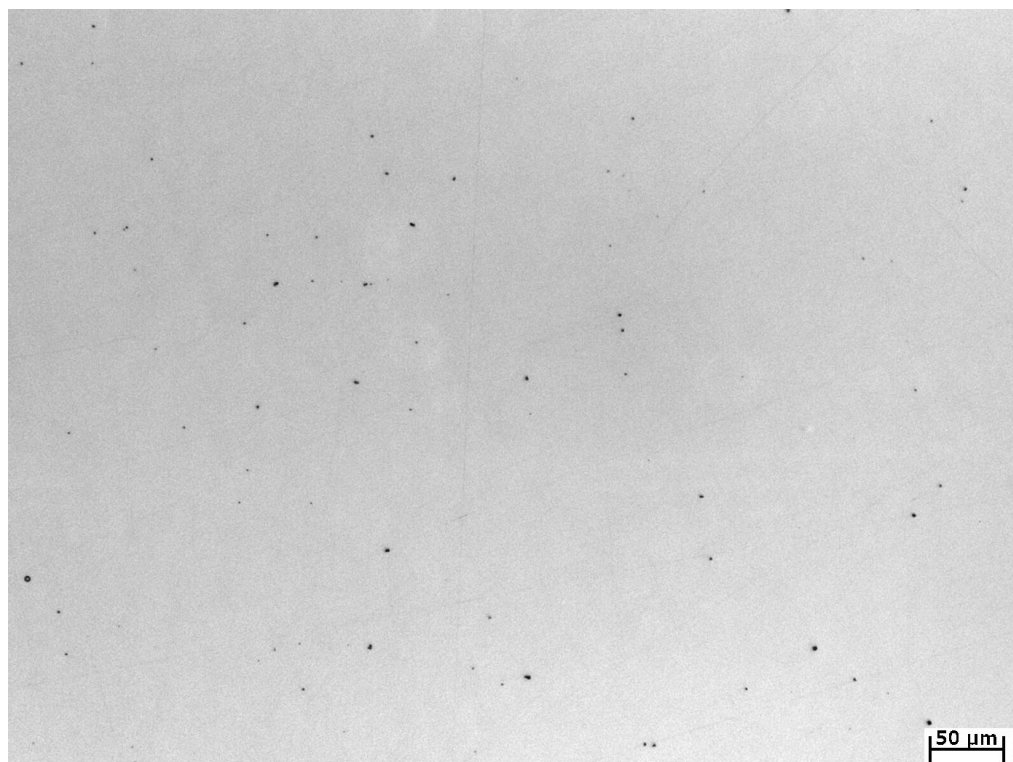
$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \dots \dots \dots (5.2)$$

5.1.2 – Caracterização Metalográfica

A figura 5.1 mostra o aspecto típico das inclusões verificadas no centro da espessura das amostras analisadas. O resultado da classificação das inclusões observadas nas amostras está mostrado na tabela V.2. Foram observadas inclusões de óxidos globulares em ambas as amostras. Além disso, o aço LC apresentou inclusões de sulfeto, carbonitreto de titânio e alumina. Todos os tipos de inclusões estavam distribuídos aleatoriamente.



(a) LN (Normalizado)



(b) LC (Resfriamento acelerado)

FIGURA 5.1 – Aspecto típico das inclusões verificadas nas amostras analisadas.

TABELA V.2 – Resultado da classificação das inclusões.

Aço	Inclusões		
	Sulfetos	Alumina	Óxidos globulares
LN	X	X	2,0 F
LC	1F-	0,5F	2,0 F

X = não foi verificado

As microestruturas dos aços LN e LC, em plano ao longo da espessura e longitudinal ao sentido de laminação, obtidas via microscopia ótica, após ataque com nital 4%, podem ser verificadas nas figura 5.2 e 5.3, respectivamente. Foi observado que o aço LN possuía microestrutura homogênea ao longo da espessura e que ferrita (clara) e perlita (escura) eram seus principais constituintes. Por outro lado, o aço LC apresentou estrutura heterogênea ao longo da espessura. Entretanto, para efeito de ilustração, na figura 5.3 é mostrada apenas a microestrutura no centro da espessura, que é a região que simula melhor a microestrutura obtida em linha industrial. O tamanho de grão ferrítico médio do aço LN foi de 11,2 μm , que corresponde ao tamanho 10,5 ASTM.

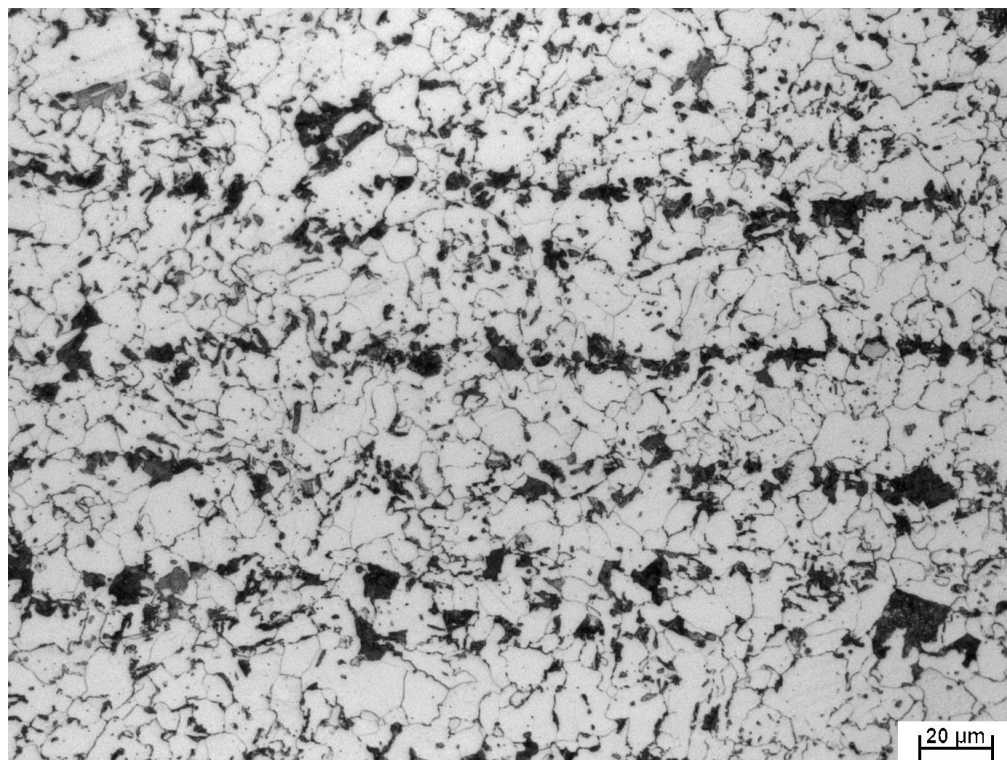


FIGURA 5.2 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN, no centro e a $\frac{1}{4}$ da espessura. Ataque: Nital: 4%. Aumento: 500X

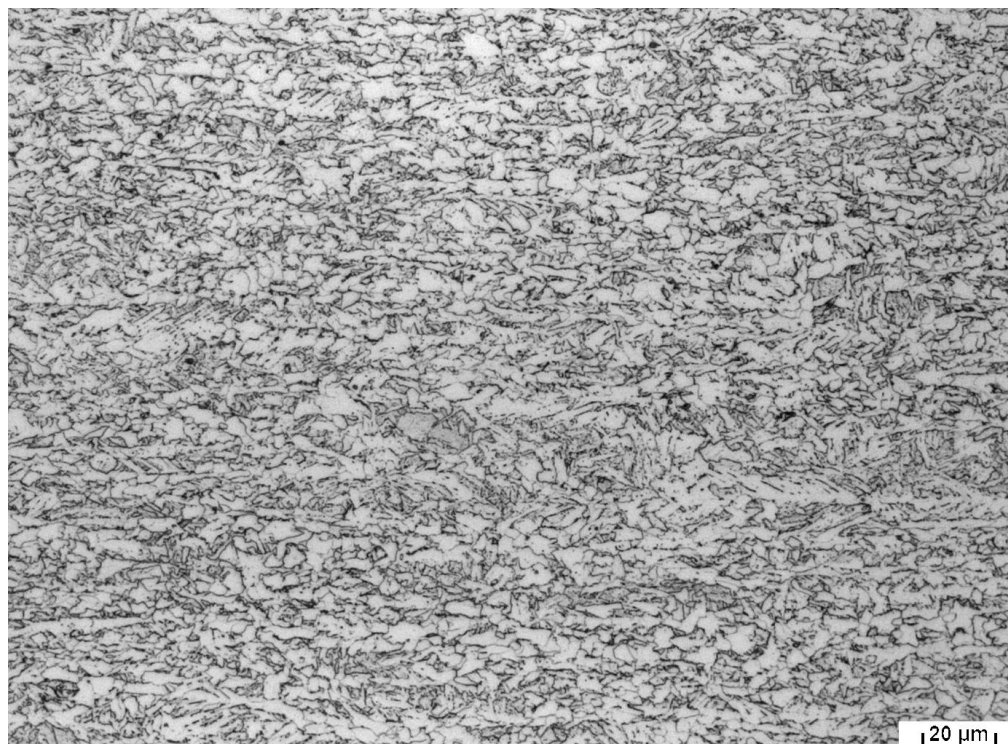


FIGURA 5.3 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC, no centro da espessura.
Ataque: Nital: 4%

5.1.3 - Propriedades Mecânicas

O resultado do ensaio mecânico em tração (limite de resistência, limite de escoamento e alongamento) das amostras analisadas é mostrado na tabela V.3. A tabela V.4 mostra a dureza dos materiais no centro da espessura.

TABELA V.3 - Valores de propriedades mecânicas em tração.

Aço	LE (MPa)			LR (MPa)			Al (%)		
	<i>Indiv.</i>	<i>Média</i>	<i>Desvio</i>	<i>Indiv.</i>	<i>Média</i>	<i>Desvio</i>	<i>Indiv.</i>	<i>Média</i>	<i>Desvio</i>
LN	401	397	6,1	546	544	2,9	38,2	37,1	2,1
	400			541			38,4		
	390			546			34,7		
LC	507	512	5,7	643	646	3,1	25,7	25,5	0,5
	510			645			24,9		
	518			649			25,8		

TABELA V.4 - Valores de dureza no centro da espessura.

Aço	Dureza (HV)
LN	175
LC	195

Os valores individuais e os resultados médios obtidos em ensaio de impacto Charpy de corpos-de-prova retirados dos materiais base, em diferentes temperaturas, podem ser vistos na tabela V.5. A figura 5.4 mostra as curvas de energia absorvida em função da temperatura de ensaio (curva de transição dúctil-frágil). Percebe-se que o aço LC apresentou melhor comportamento em ensaio de impacto.

TABELA V.5 – Resultados de ensaios em impacto Charpy.

Aço	LN (Aço Normalizado)					LC (Aço obtido por resfriamento acelerado)				
	25	0	-20	-40	-60	25	0	-20	-40	-60
Energia 1 (kJ)	304	302	273	225	210	317	329	331	291	241
Energia 2 (kJ)	293	300	275	242	192	336	326	311	316	247
Energia 3 (kJ)	297	316	269	240	223	301	321	293	125	229
Média	298	306	272	236	208	318	325	312	304	239

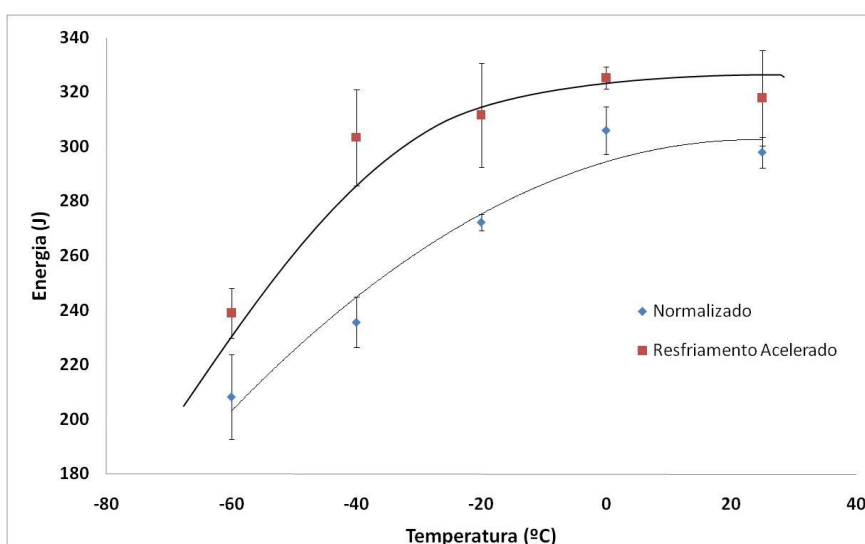


FIGURA 5.4 – Energia absorvida em impacto Charpy em função da temperatura de ensaio.

5.1.4- Ensaios Dilatométricos

As figuras 5.5 e 5.6 mostram, respectivamente, as curvas CCT dos aços LN (normalizado) e LC (resfriamento acelerado). No Anexo I é mostrado o resultado completo das curvas CCT, com a microestrutura para as diferentes taxas de resfriamento dos aços avaliados.

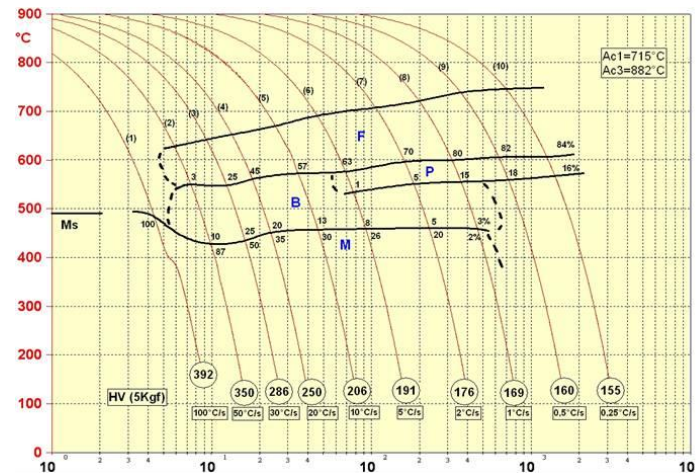


FIGURA 5.5 – Curva CCT do aço LN.

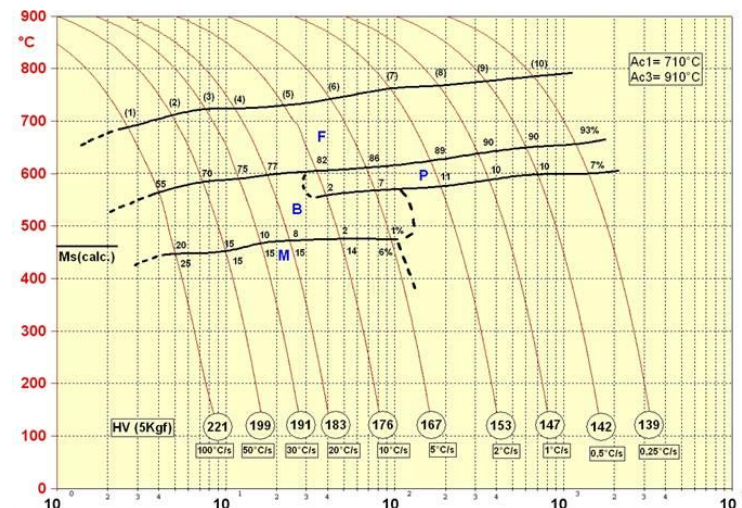


FIGURA 5.6 – Curva CCT do aço LC.

A figura 5.7 mostra os gráficos típicos obtidos no dilatômetro, durante determinação de A_{c1} e A_{c3} , antes do aferimento dos parâmetros de ajuste de ruído do Software de aquisição de dados. Nota-se, como comentado na seção de metodologia, a presença de ressaltos, que provocaram a definição inadequada destas temperaturas. A tabela V.6 mostra os valores de A_{c1} e A_{c3} definidos, de forma inadequada, a partir destes gráficos.

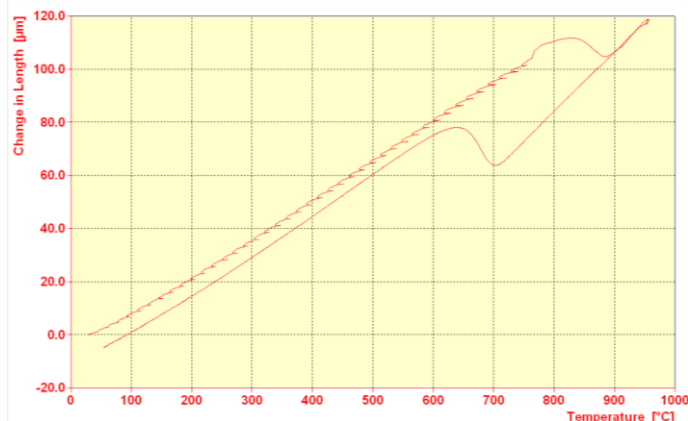


FIGURA 5.7 – Gráfico típico obtidos no dilatômetro, antes do aferimento dos parâmetros de ajuste de ruído do Software de aquisição de dados.

TABELA V.6 – Valores de A_{c1} e A_{c3} definidos a partir dos gráficos dilatométricos que apresentavam ressaltos.

Aço	A_{c1}	A_{c3}
LN	814	912
LC	826	910

A figura 5.8 mostra os típicos gráficos obtidos no dilatômetro, durante determinação de A_{c1} e A_{c3} após aferimento dos parâmetros de ajuste de ruído do Software de aquisição de dados. Nota-se, como comentado na seção de metodologia, que a presença de ressaltos foi reprimida. Desta forma, foi possível a determinação de A_{c1} e A_{c3} de forma um pouco mais confiável. Entretanto, nota-se nestes gráficos a presença de um ressaltado próximo a região em que ocorre a transformação de fase (próximo a A_{c1}). A tabela V.7 mostra os valores de A_{c1} e A_{c3} definidos a partir destes gráficos.



FIGURA 5.8 – Gráfico típico obtidos no dilatômetro após aferimento dos parâmetros de ajuste de ruído do Software de aquisição de dados.

TABELA V.7 – Valores de A_{c1} e A_{c3} definidos a partir dos gráficos que não apresentaram ressaltos.

Aço	A_{c1}	A_{c3}
LN	774	933
LC	782	936

5.2– Operacionalidade da Gleeble

5.2.1 – Definição da Curva de Simulação de Ciclo Térmico

Como comentado na seção de metodologia, seis diferentes curvas de simulação de ciclos térmicos de soldagem, baseadas em distintos modelos matemáticos foram avaliadas. Estas curvas estão disponíveis no *software* HAZ do equipamento de simulação utilizado (Gleeble). Além disso, foi usada a curva gerada pelo programa de simulação de ciclos de recozimento contínuo. A seguir seguem algumas informações sobre as curvas avaliadas, incluindo suas limitações, suas planilhas de programação e as curvas típicas obtidas.

5.2.1.1 – Curva FS(table)

A figura 5.9 apresenta a planilha inicial do programa HAZ e a planilha de programação e o típico ciclo térmico obtido quando utilizado a curva FS(table) do *software* HAZ. Esta curva é baseada na interpolação de dados a partir de uma tabela de valores obtidos anteriormente em soldagem em escala real. A curva é estabelecida em função do tipo de material e pela definição da T_{pico} , do aporte térmico e da temperatura de pré-aquecimento. A distância a partir da linha central da solda é calculada pelo *software*, e usada para gerar dados, e conseqüentemente, a curva. Com este modelo matemático, é possível se obter curvas de ciclos térmicos confiáveis. Porém, este modelo apresenta grandes limitações, tal como um número limitado de curvas padrão.

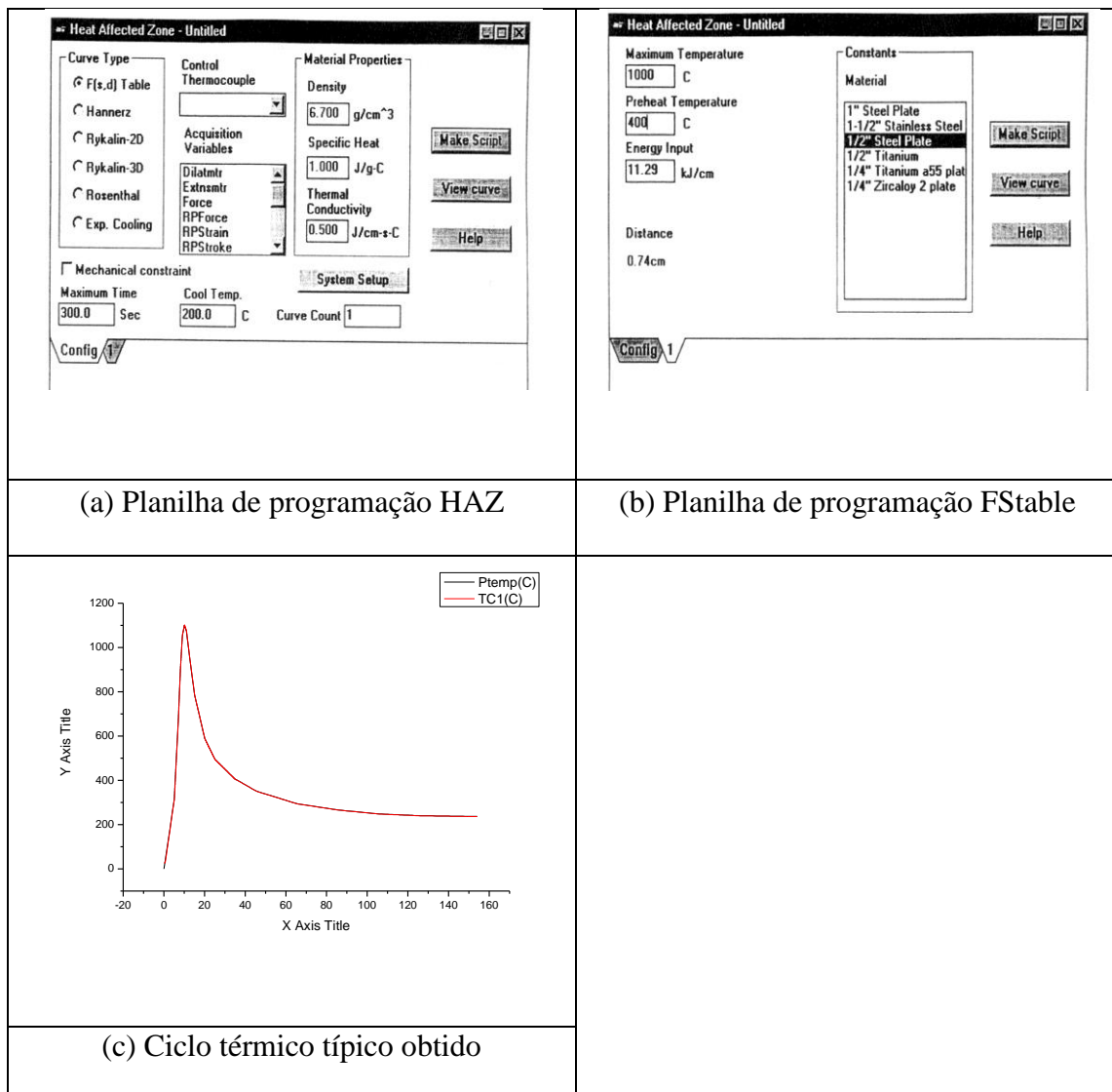


FIGURA 5.9 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizado a curva FS(table).

Algumas informações interessantes a respeito desta curva são:

- A temperatura de pré-aquecimento mínima é de 100°C , assim como quando utilizada a curva Hannerz;
- Só é possível de selecionar uma lista de materiais padrões definidos pelo *software* (ver campo Material na figura 5.8.(a)). Ou seja, não é possível simular de forma acurada ciclos térmicos de soldagem em materiais de composição ou espessura diferentes das propostas pelo *software*;

- A curva obtida foi muito similar à definida no programa. O mesmo resultado foi observado nas demais tipos de curva avaliadas;
- Observou-se, assim como quando utilizado todos os outros tipos de curvas, uma pequena diferença (em torno de 15°C) entre a T_{pico} programada e a obtida,

5.2.1.2 – Curva Hannerz

A figura 5.10 apresenta a planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Hannerz. O modelo matemático utilizado para a confecção desta curva é baseado no trabalho de N. E. Hannerz do Instituto Real de Tecnologia de Estolcomo - Suécia⁽³³⁾. A curva é estabelecida em função da T_{pico} , do $\Delta_{t8/5}$ e da temperatura de pré-aquecimento.

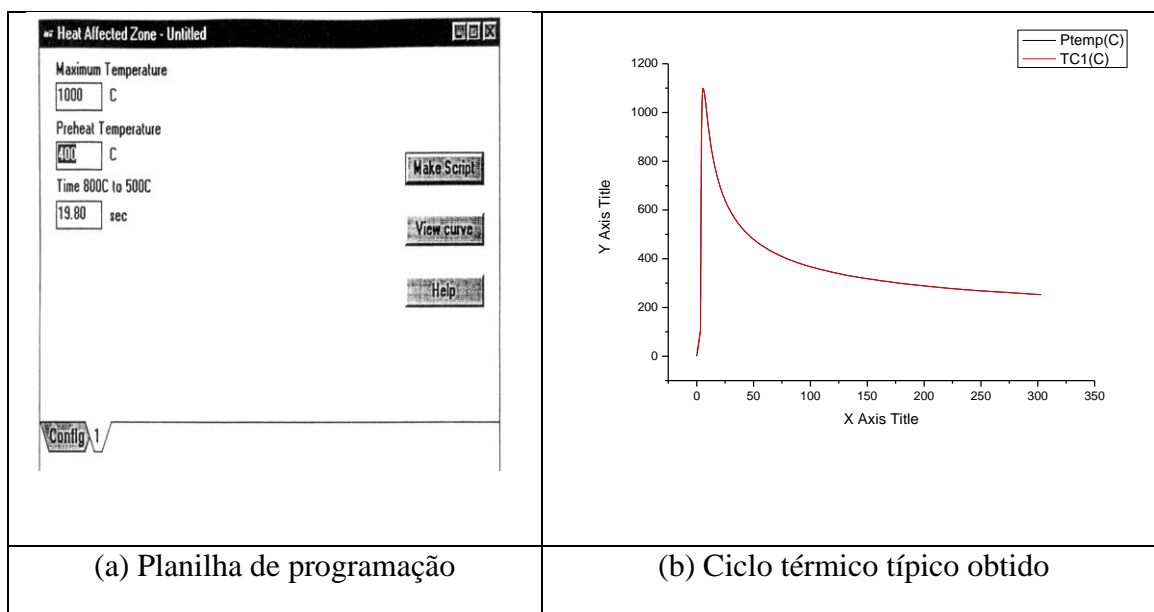


FIGURA 5.10 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Hannerz.

Algumas informações relevantes a respeito deste modelo matemático são:

- Este modelo não leva em consideração a espessura da chapa. Provavelmente, o fluxo de calor é considerado tridimensional, fato este que torna este programa ideal para simulação de chapas mais espessas;
- Esta curva é utilizada apenas para aço ao carbono.

5.2.1.3 – Curva Rykalin-2D

A figura 5.11 apresenta a planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizado a curva Rykalin-2D. O modelo matemático desta curva é baseado no trabalho de N. N Rykalin⁽³⁴⁾. A curva é estabelecida em função da T_{pico} , do $\Delta_{t8/5}$ ou do aporte térmico, da temperatura de pré-aquecimento, da taxa de aquecimento, do t_p e da espessura da chapa. Além disso, deve-se ajustar no programa as propriedades do material que está sendo ensaiado, tais como calor específico, densidade e condutividade térmica.

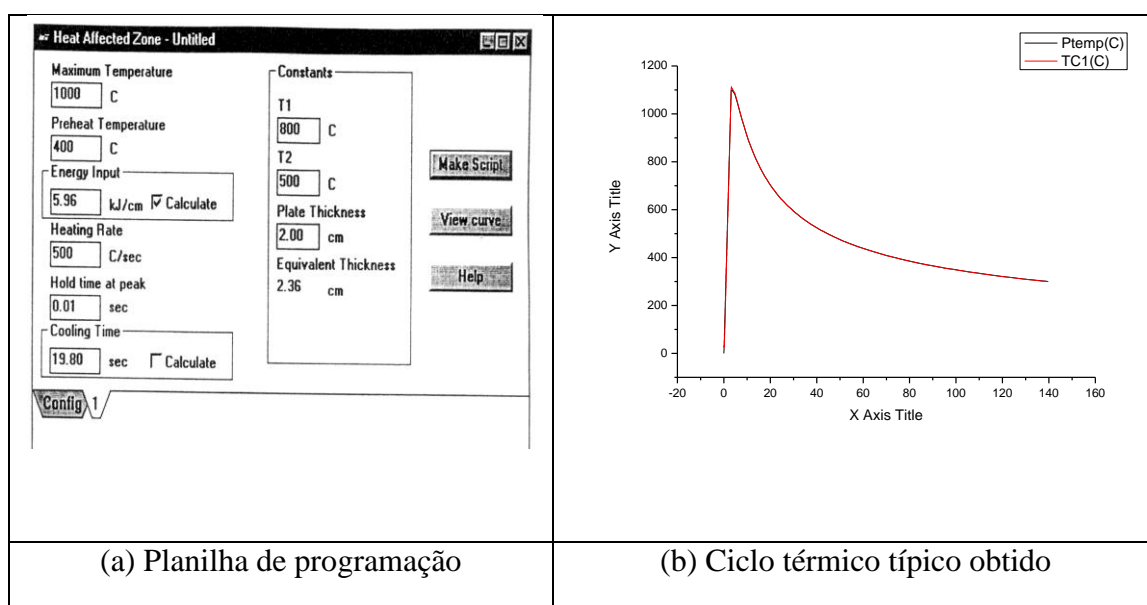


FIGURA 5.11 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Rykalin-2D.

Algumas informações relevantes a respeito deste modelo matemático são:

- Não há uma temperatura de pré-aquecimento mínima, assim como quando utilizadas as curvas Rykalin-3D e Roshental. Logo, foi possível ajustar esta variável com a temperatura ambiente;
- Utilizou-se 0,481 J/g, 7,85 g/cm³ e 0,32 W/cm.s⁻¹ para o calor específico, a densidade e a condutividade térmica do aço, respectivamente. Estes valores também foram utilizados quando do uso das curvas Rykalin-3D e Roshental;

- Tanto neste modelo como no Rykalin-3D, quando definido o aporte térmico, automaticamente é calculado o $\Delta t_{8/5}$ e vice-versa;
- A partir dos valores definidos no programa, é calculada a espessura equivalente da chapa, uma vez que o fluxo de calor considerado é bidimensional;

5.2.1.4 – Curva Rykalin-3D

A figura 5.12 apresenta a planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Rykalin-3D. O modelo matemático desta curva é baseado, também, no trabalho de N. N Rykalin⁽³⁵⁾, porém considera um fluxo de calor tridimensional, diferentemente da curva Rykalin-2D, que considera um fluxo de calor bidimensional. A curva é estabelecida em função dos mesmos parâmetros utilizados para a curva Rykalin-2D.

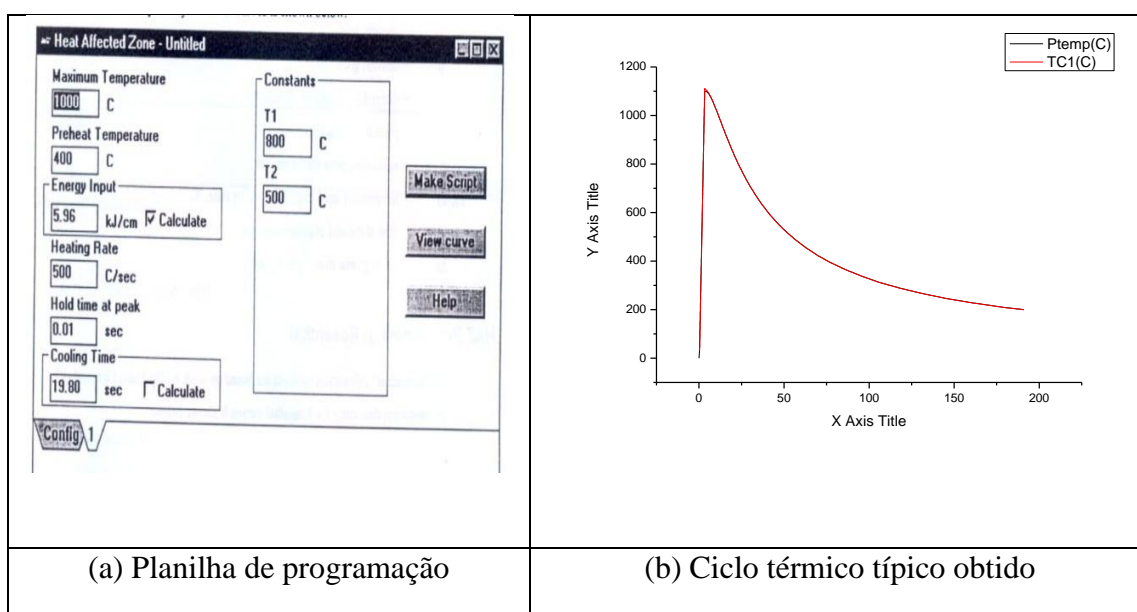


FIGURA 5.12 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Rykalin-3D.

Algumas informações relevantes a respeito deste modelo matemático são:

- Não há a necessidade de informar ao programa a espessura da chapa, uma vez que o fluxo de calor considerado é tridimensional;
- Comparativamente, foi observado que, quando utilizado com o programa Rykalin-3D os mesmos parâmetros do programa Rykalin-2D, o aporte térmico

calculado era o dobro. Por exemplo, com o uso de 20 segundos para $\Delta_{t8/5}$, foi calculado pelo modelo 2D um aporte térmico de 32 kJ/cm, enquanto com o mesmo tempo foi calculado pelo modelo 3D um aporte de 64 kJ/cm;

5.2.1.5 – Curva Rosenthal

A figura 5.13 apresenta a planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Rosenthal. O modelo matemático desta curva é baseado no trabalho do Dr. Daniel Rosenthal⁽³⁵⁾. A curva é estabelecida em função do aporte térmico, da temperatura de pré-aquecimento, da velocidade de soldagem, da distância do ponto da ZTA que está sendo simulado até o centro do cordão e da eficiência do arco. Além disso, deve-se informar ao programa as propriedades do material que está sendo ensaiado, tais como calor específico, densidade e condutividade térmica.

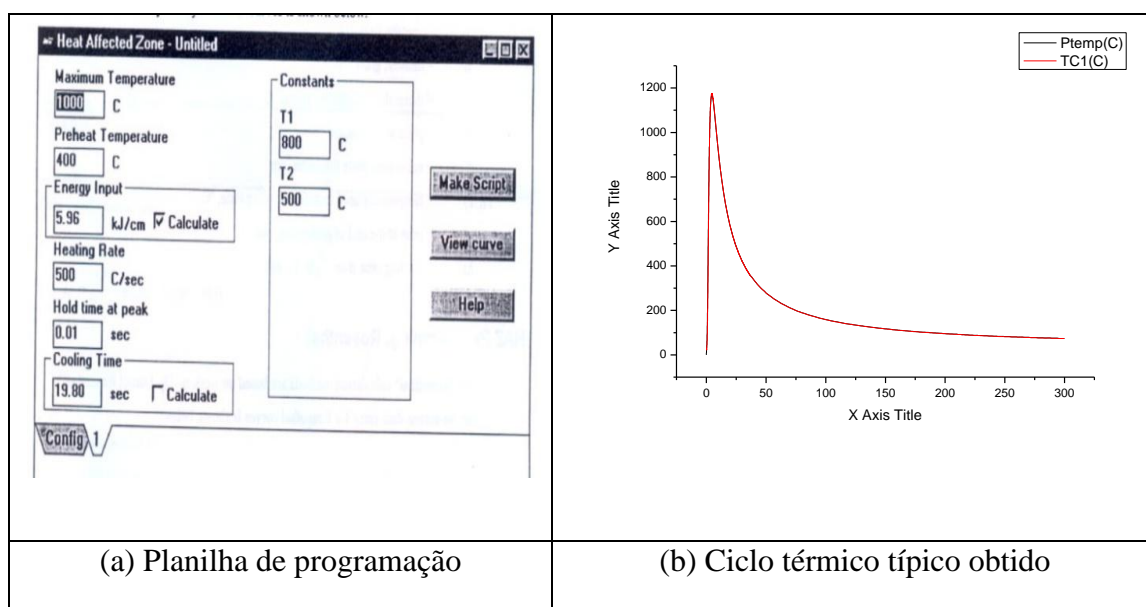


FIGURA 5.13 – Planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizado a curva Rosenthal.

Algumas informações relevantes a respeito deste modelo matemático são:

- Notou-se que, com o uso deste modelo matemático, a taxa de aquecimento do ciclo foi mais lenta e a taxa de resfriamento abaixo de 500⁰C mais rápida do que com o uso dos demais modelos;

- Não há a necessidade de informar ao programa a espessura da chapa, assim como quando utilizada a curva Exponencial Cooling;

5.2.1.6 – Curva Exponencial Cooling (Resfriamento Exponencial)

A figura 5.14 apresenta a planilha de programação e o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Exponencial Cooling. O modelo matemático desta curva gera o aquecimento do corpo-de-prova até a temperatura de pico sob uma taxa determinada. Então, o corpo-de-prova é resfriado exponencialmente baseando-se no $\Delta_{t8/5}$. A curva é estabelecida em função da T_{pico} , da taxa de aquecimento e do $\Delta_{t8/5}$.

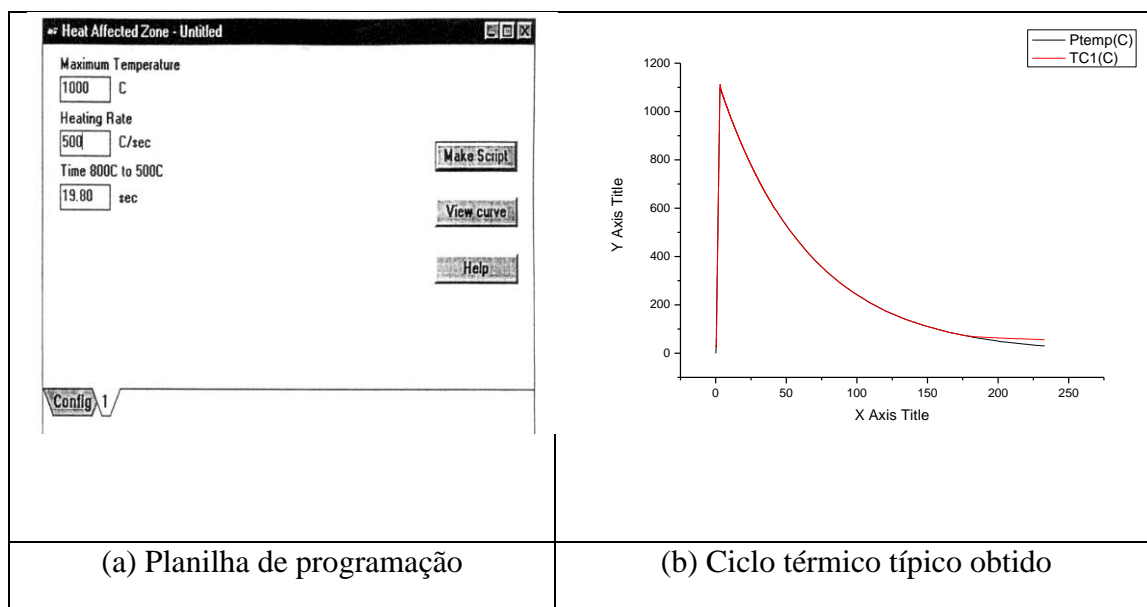


FIGURA 5.14 – Planilha de programação e o típico ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva Exponencial Cooling.

Uma informação relevante a respeito deste modelo matemático é:

- Notou-se que, com o uso deste modelo matemático, o resfriamento abaixo de 500⁰C foi mais lento do que com o uso dos demais modelos;

5.2.1.7 – Curva de Simulações de Reozimento

A figura 5.15 apresenta o ciclo térmico típico obtido quando utilizada a curva geralmente usada para simulações do processo de recozimento no Centro de Tecnologia Usiminas. O uso deste tipo de curva permitiu simular todo o ciclo térmico (tempo e

temperatura) baseado em valores reais obtidos por Marra *et alii*⁽³¹⁾, como comentado na metodologia. Vale ressaltar que, neste caso, não foi utilizado o *software* de simulação de ciclo térmico de soldagem da Gleeble.

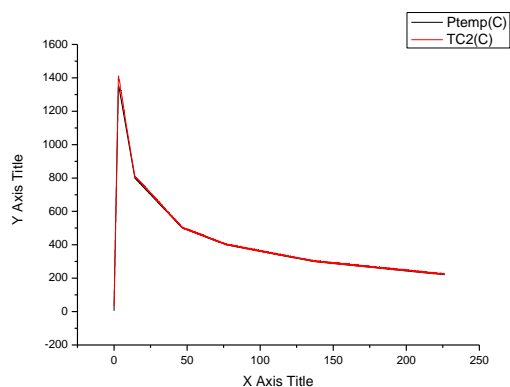


FIGURA 5.15 – Ciclo térmico típico obtido quando utilizado a curva geralmente usada para simulações do processo de recozimento.

5.2.2– Problemas Verificados e Possíveis Soluções

5.2.2.1 – Entalhe e/ou Fusão na Região de Contato Corpo-de-prova/Garra

Foi verificada, durante os ensaios preliminares, a formação de entalhe na região de contato corpo-de-prova/garra, como visto na figura 4.7. Em alguns casos, foi verificada, também, a fusão da área do corpo-de-prova que foi aquecida por efeito Joule (região entre garras ou *work zone*), figura 5.16.

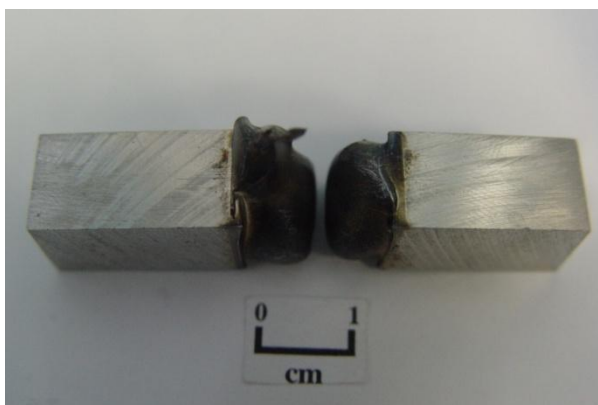


FIGURA 5.16 – Aspecto de corpo-de-prova em que ocorreu a fusão da área central útil.

De forma a evitar a incidência destes defeitos, foi definida a seguinte metodologia:

- Os cantos vivos das amostras foram esmerilhados em uma esmerilhadeira antes da realização do ensaio. Esta operação foi realizada tanto para corpos-de-prova na dimensão 10x10x55 mm, como na dimensão 11x11x55 mm.
- Durante o posicionamento das garras, foi garantido um bom contato garra/corpo-de-prova, ou seja, a garra foi bem apertada durante seu posicionamento na Gleeble.

5.2.2.2 – Variação do $TG\gamma$ e da Microestrutura na Seção do Corpo-de-Prova

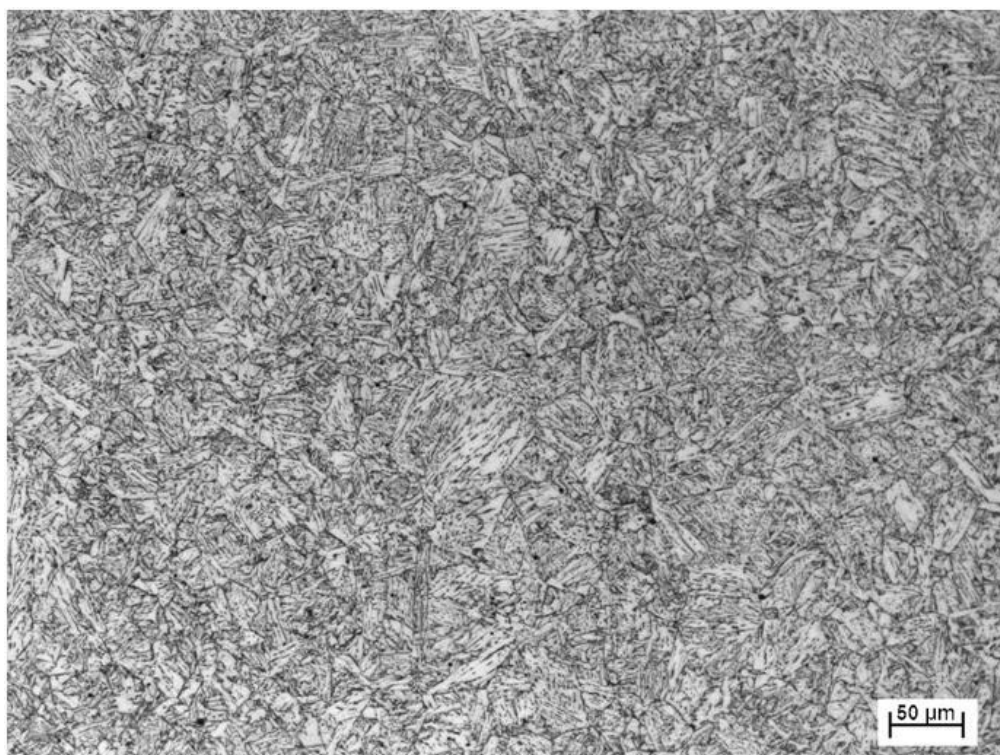
Foi notado durante análises metalográficas preliminares que o tamanho de grão austenítico ($TG\gamma$) e, conseqüentemente, a microestrutura das amostras simuladas na Gleeble variaram ao longo da espessura, principalmente quando comparando-se as extremidades oposta da seção. Esta variação microestrutural foi verificada para todos os aportes térmicos e ambos os aços avaliados, tabela V.8. Nas figuras 5.17 e 5.18 são mostrados alguns exemplos da variação microestrutural e de $TG\gamma$, respectivamente. Nestas figuras são mostradas regiões próximas ao termopar e na extremidade oposta da seção.

TABELA V.8 – Tamanho de grão austenítico medido próximo a borda em que foi soldado o termopar e na borda oposta.

Aço	Aporte Térmico (kJ/cm)	$TG\gamma$ (μm)	
		Próximo ao termopar	Extremidade oposta ao termopar
LN	6	64,4	47,0
	10	59,2	47,2
	20	64,4	59,6
	35	62,6	54,2
	50	78,2	68,4
LC	6	34,3	34,6
	10	33,4	29,0
	20	37,8	32,0
	35	39,1	30,1
	50	48,8	38,9

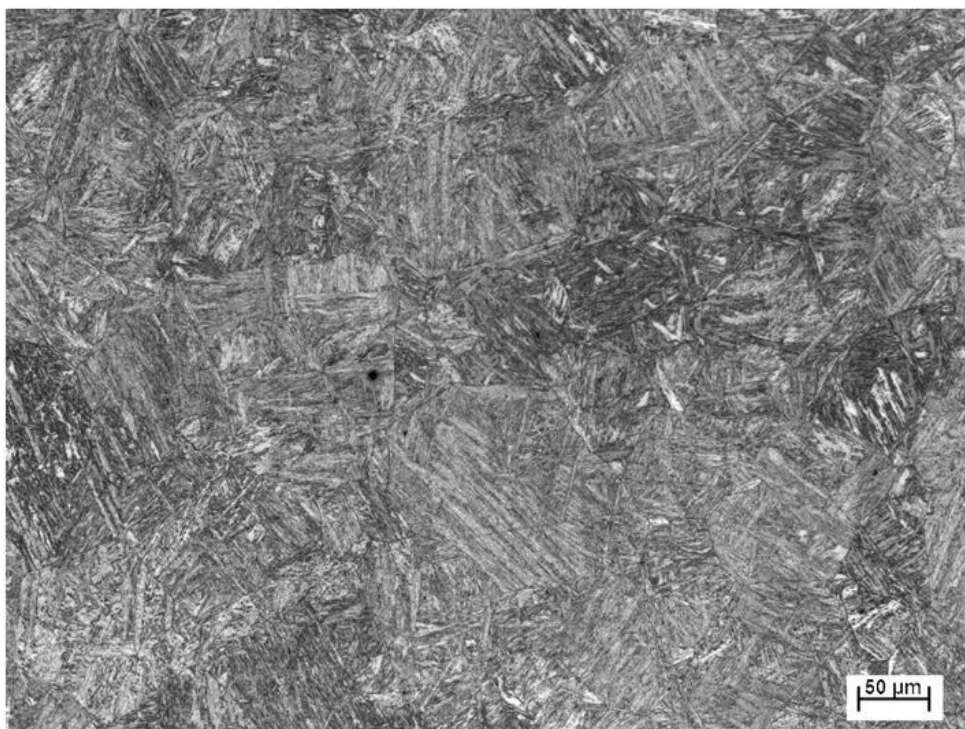


(a) Aço LN – Aporte térmico de 35 kJ/cm – Próximo ao termopar

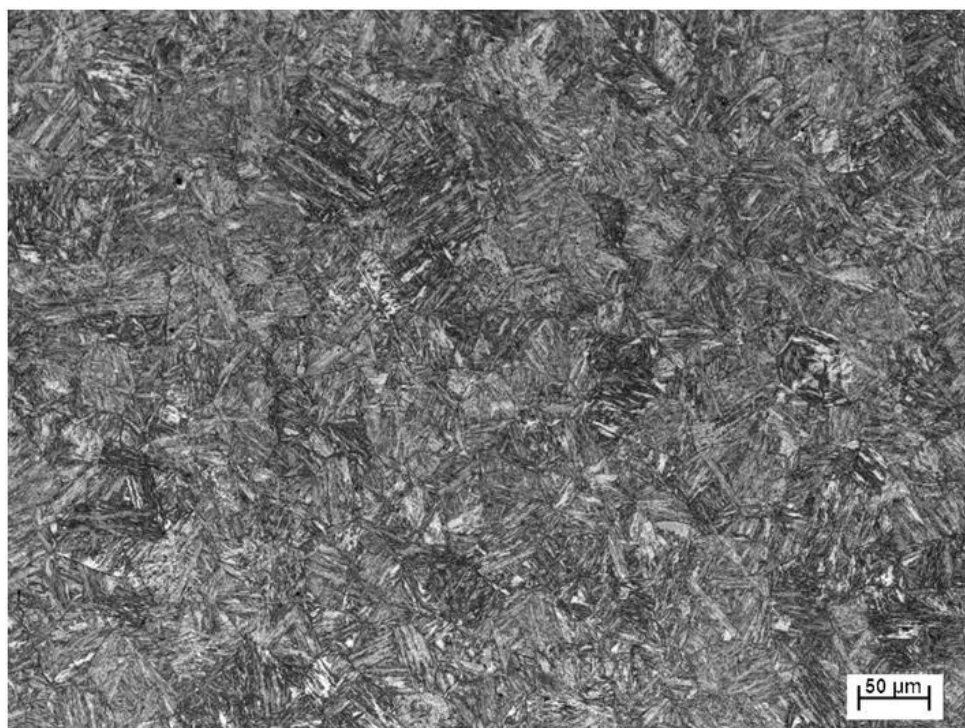


(b) Aço LN – Aporte térmico de 35 kJ/cm – Extremidade oposta ao termopar

FIGURA 5.17 – Variação microestrutural típica ocorrida ao longo da espessura de amostras simuladas na Gleeble.

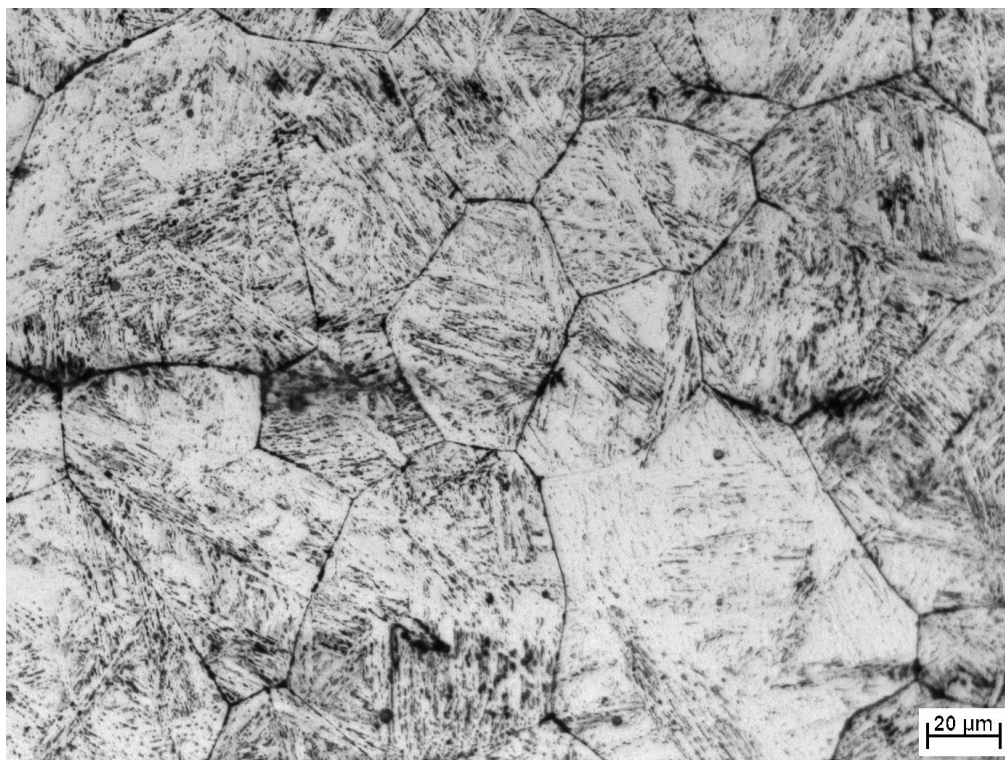


(c) Aço LC – Aporte térmico de 6 kJ/cm – Próximo ao termopar

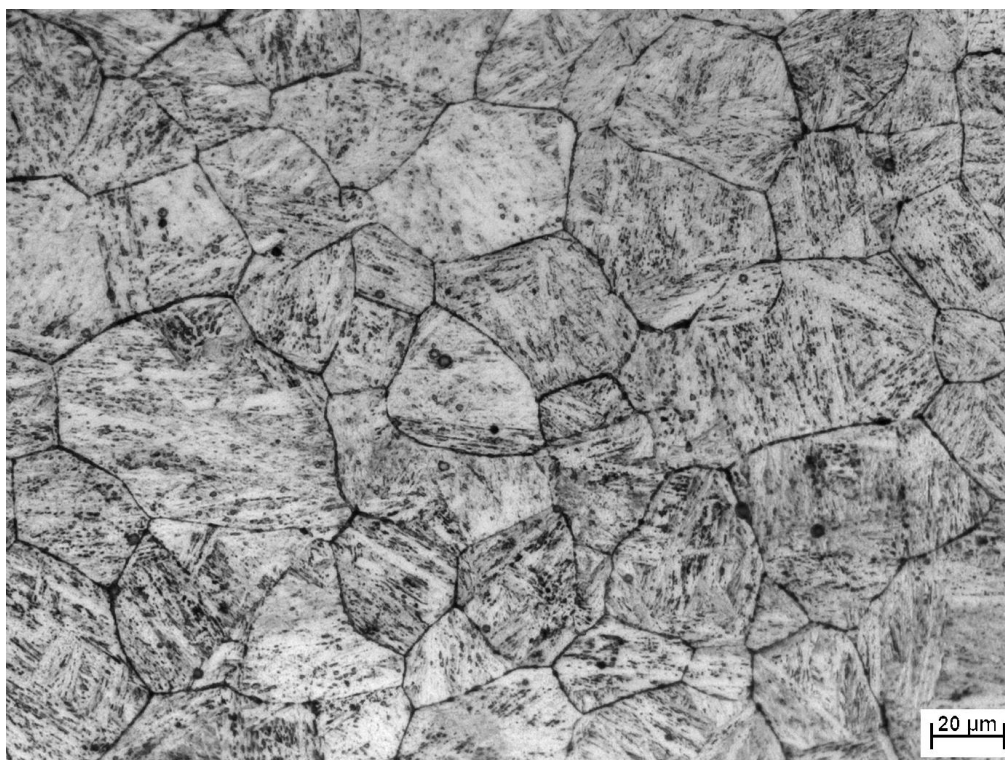


(d) Aço LC – Aporte térmico de 6 kJ/cm – Extremidade oposta ao termopar

FIGURA 5.17 – Continuação.

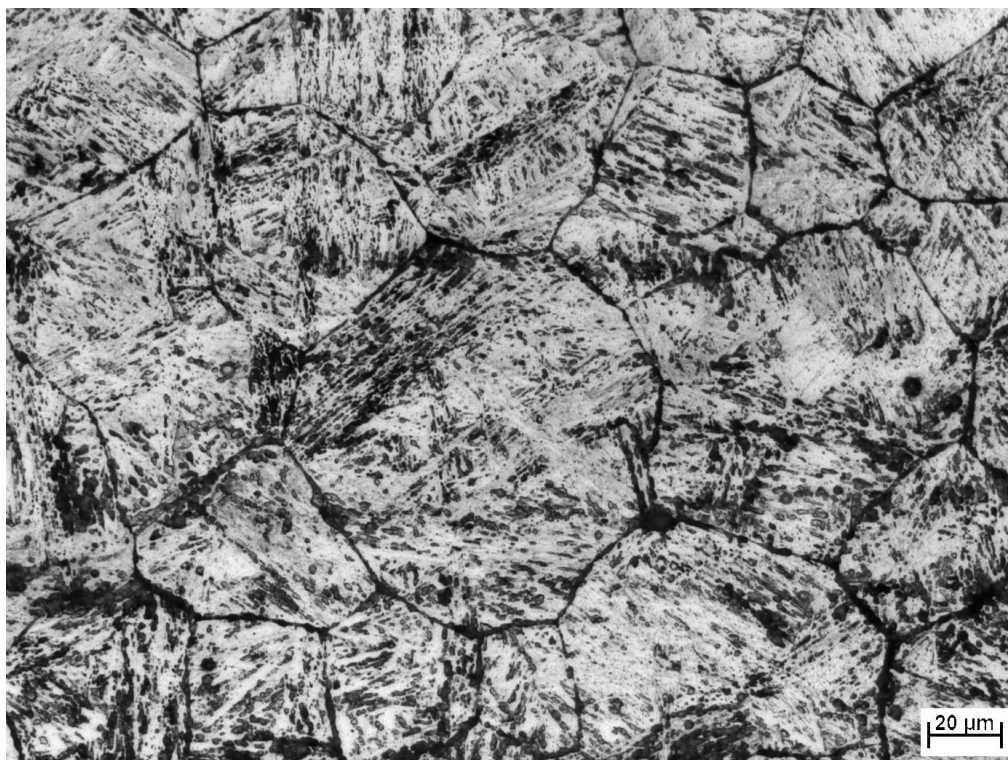


(a) Aço LC – Aporte térmico de 6 kJ/cm – Próximo ao termopar

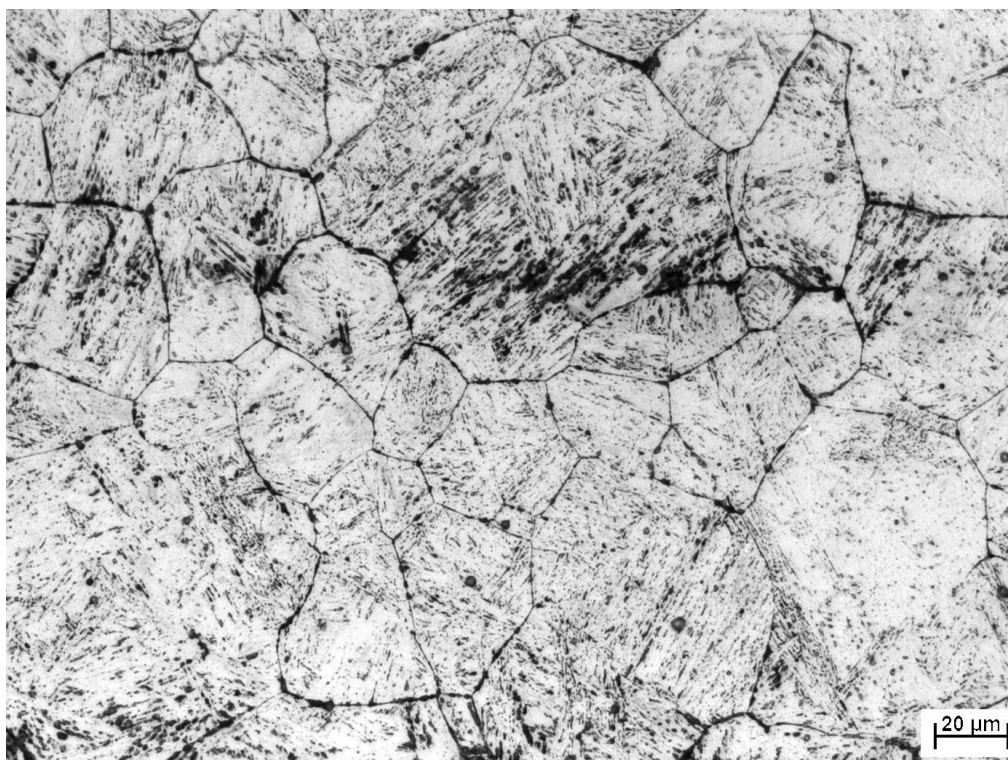


(b) Aço LC – Aporte térmico de 6 kJ/cm – Extremidade oposta ao termopar

FIGURA 5.18 – Variação do $T_{G\gamma}$ típica ocorrida ao longo da espessura de amostras simuladas na Gleeble.



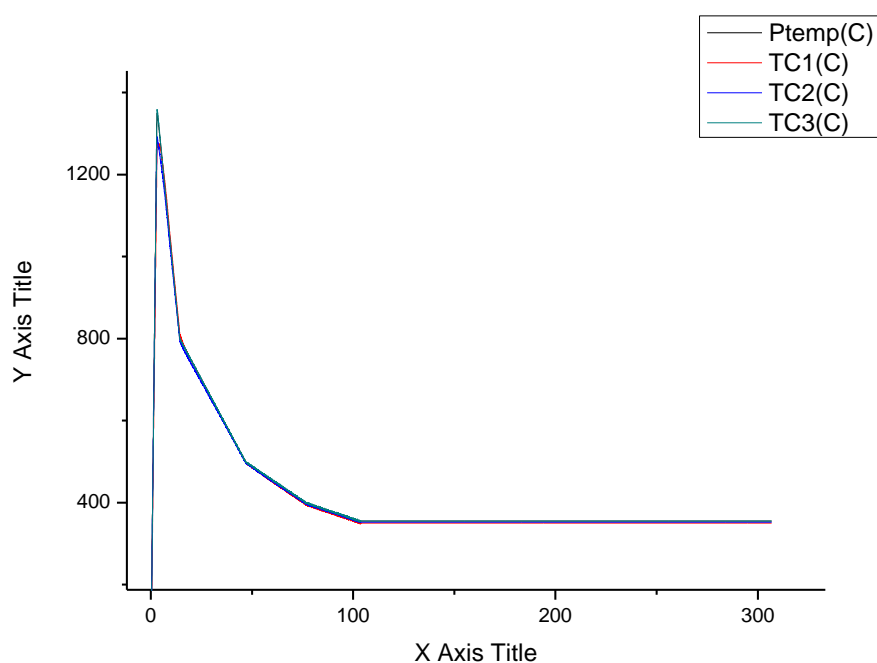
(c) Aço LC – Aporte térmico de 10 kJ/cm – Próximo ao termopar



(d) Aço LC – Aporte térmico de 10 kJ/cm – Extremidade oposta ao termopar

FIGURA 5.18 – Continuação.

Após a verificação destas variações microestruturais, um termopar foi soldado na face oposta à que o termopar de controle era soldado. Isto foi realizado com o intuito de se verificar se as temperaturas nas extremidades opostas do corpo-de-prova eram heterogêneas. Foi certificado que este segundo termopar era soldado no centro do corpo-de-prova. A figura 5.19 mostra um gráfico típico do ciclo térmico medido pelos dois termopares. Notou-se que a temperatura na face oposta à em que era soldado o termopar de controle, foi inferior à programada. Esta diferença, em alguns casos chegava até a 160°C .



(a) Gráfico completo

FIGURA 5.19 – Ciclos térmicos típicos obtidos pelos termopares de controle e soldados em outras faces, quando utilizadas diferentes tentativas de homogeneização da temperatura na seção.

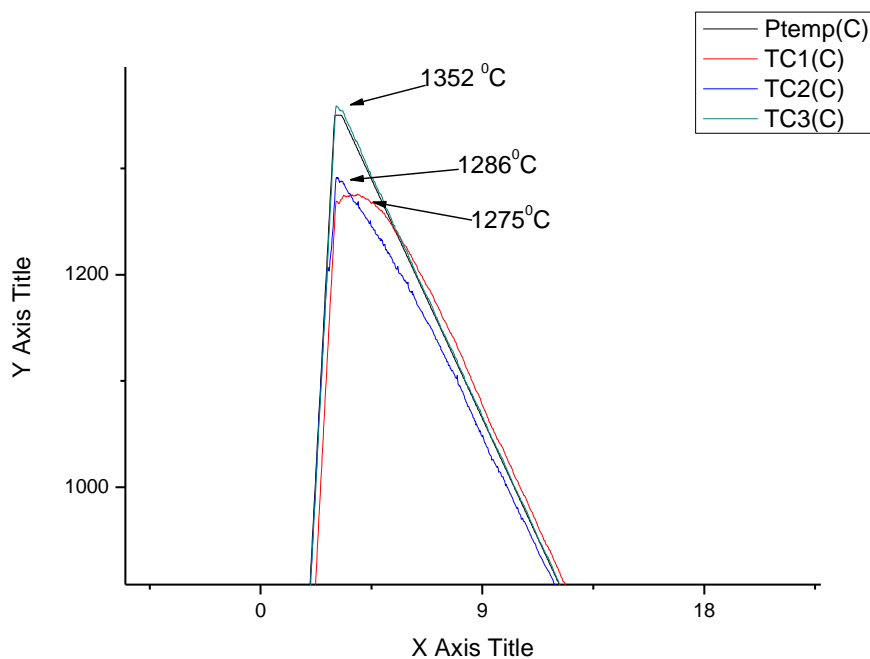
(b) Detalhe da T_{pico}

FIGURA 5.19 – Continuação.

Para eliminar a variação de temperatura ao longo da espessura dos corpos-de-prova, diversas tentativas foram realizadas, tais como: i) usinagem dos corpos-de-prova; ii) utilização de proteção como: a) vácuo ou b) nitrogênio; iii) calibração do controle de temperatura da Gleeble; iv) mudança da posição e usinagem das garras. A tabela V.9 mostra todas as tentativas utilizadas. Não foi obtido sucesso em nenhuma destas tentativas.

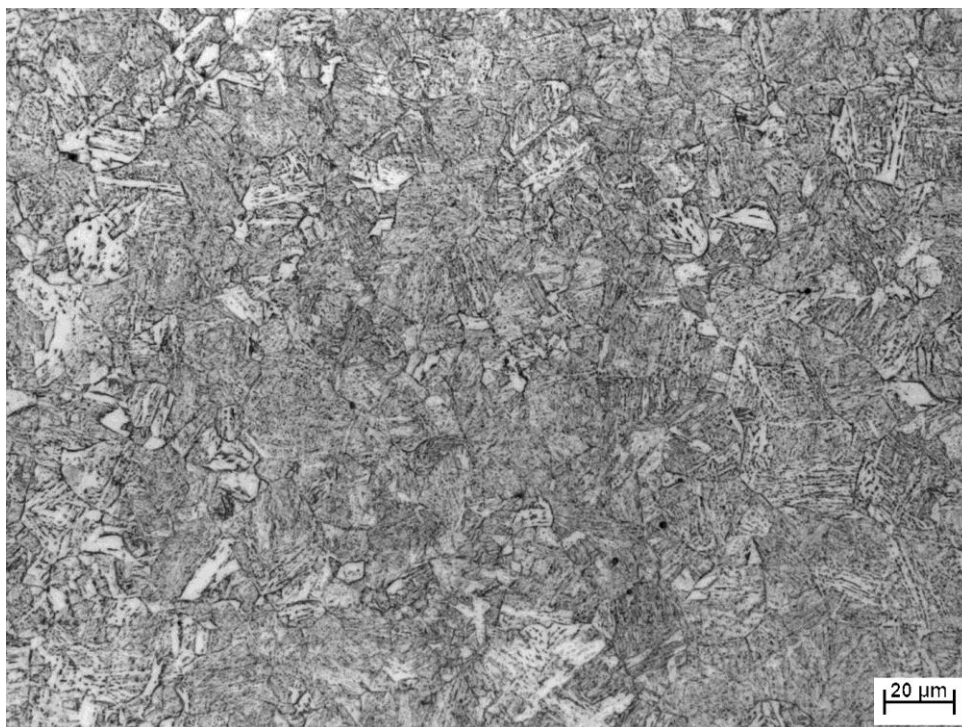
TABELA V.9 – Lista das tentativas utilizadas para homogeneizar a temperatura ao longo da seção do corpo-de-prova.

Tentativa	Dimensão (mm)	Usinado	Proteção	Dif. Temper. Termopares (°C)	Garra utilizada (mm)	Calibração do termopar	Troca das garras
1	11x11x55	Não	Nitrogênio	142	11	Não	Não
2	11x11x55	Não	Vácuo	145	11	Não	Não
3	11x11x55	Sim	Não	78	10	Não	Não
4	11x11x55	Sim	Não	70	10	Sim	Não
5	11x11x55	Sim	Não	72	10	Sim	Sim
6/7	Idem a tentativa 5, porém com o controle de temperatura ocorrendo nos termopares em outras faces (Tc1 e Tc3)						
8	11x11x55	Sim	Vácuo	90	11	Sim	Não
9	10x10x55	Sim	Vácuo	90	10	Sim	Não
10	Idem a tentativa 8, porém com a marcação do centro da amostra para conexão do termopar.						

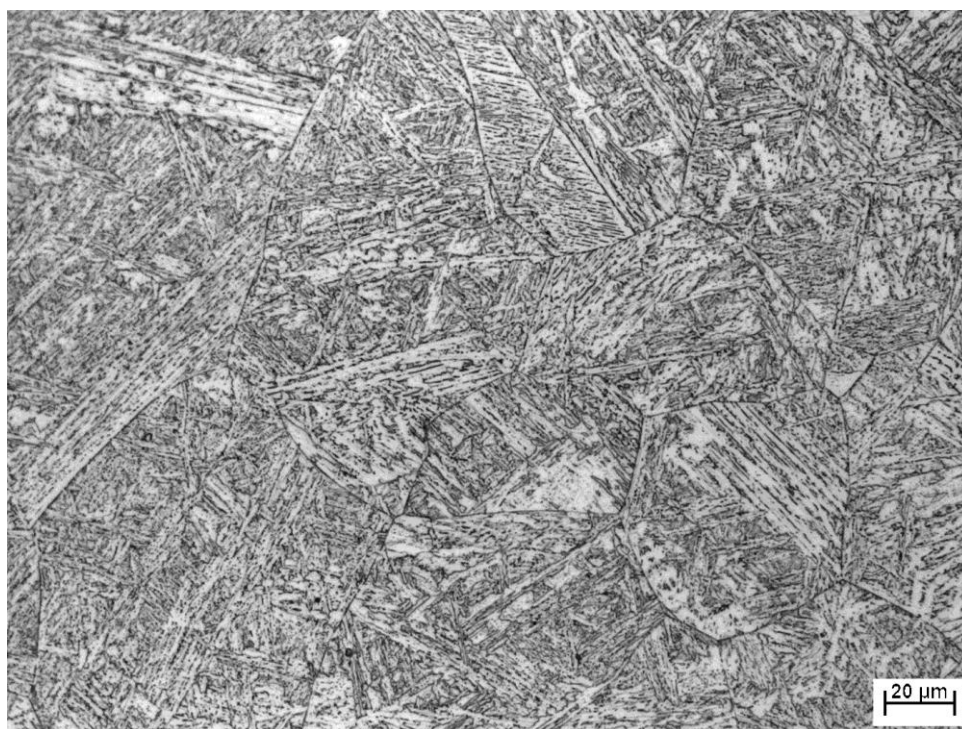
5.2.2.3 - Alta Dispersão no Ensaio de Resistência ao Impacto

Após a simulação dos ciclos térmicos de soldagem na Gleeble, os corpos-de-prova foram entalhados e ensaiados sob impacto Charpy, como comentado na seção de metodologia. Durante este ensaio notou-se grande variação dos resultados para uma mesma condição simulada. Dentre as três amostras ensaiadas para um mesmo aporte térmico obteve-se, por exemplo, fratura 100% frágil em uma amostra e 100% dúctil em outra. Esta variação nos valores de energia de impacto pode ser vista no Anexo II.

Na figura 5.20 são comparadas as microestruturas em região próxima ao entalhe de amostras que sofreram fratura dúctil e fratura frágil, em ensaio de resistência ao impacto Charpy. As comparações foram feitas para corpos-de-prova de um mesmo aço e simulados com o mesmo aporte térmico. Nota-se, de modo geral, que as amostras comparadas não apresentaram microestrutura similar.

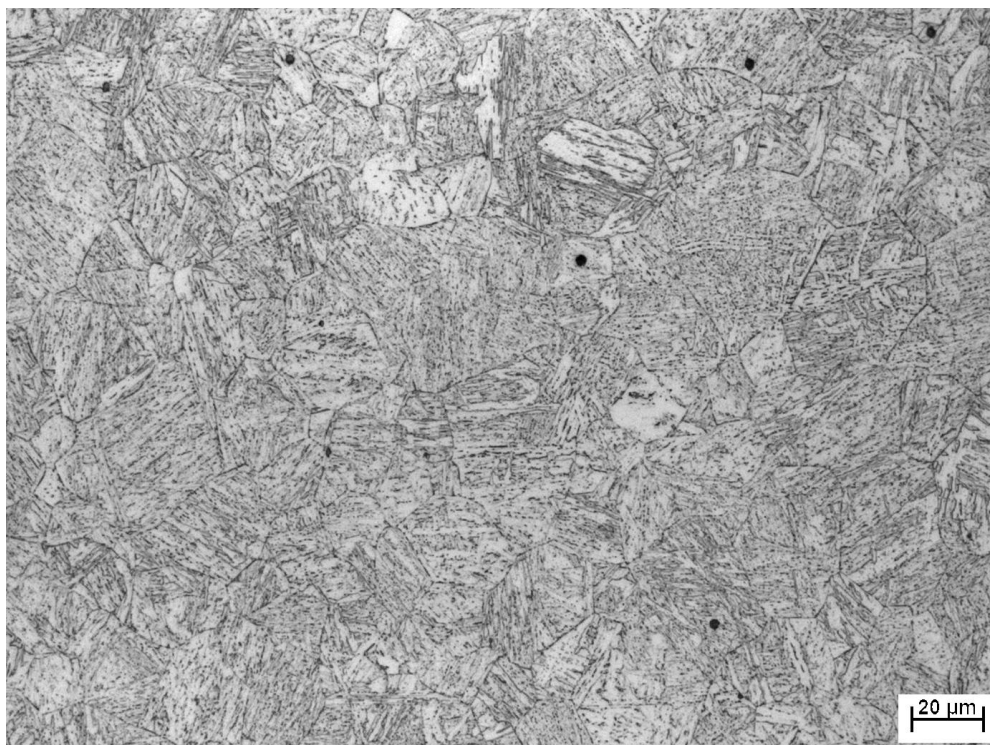


(a) Aço LN – Aporte térmico de 20 kJ/cm – fratura dúctil



(b) Aço LN – Aporte térmico de 20 kJ/cm – fratura frágil

FIGURA 5.20 – Exemplos de comparação realizada entre a microestrutura de corpos-de-prova de um mesmo aço e simulados para um mesmo aporte térmico na Gleeble, que fraturaram de forma frágil e dúctil.



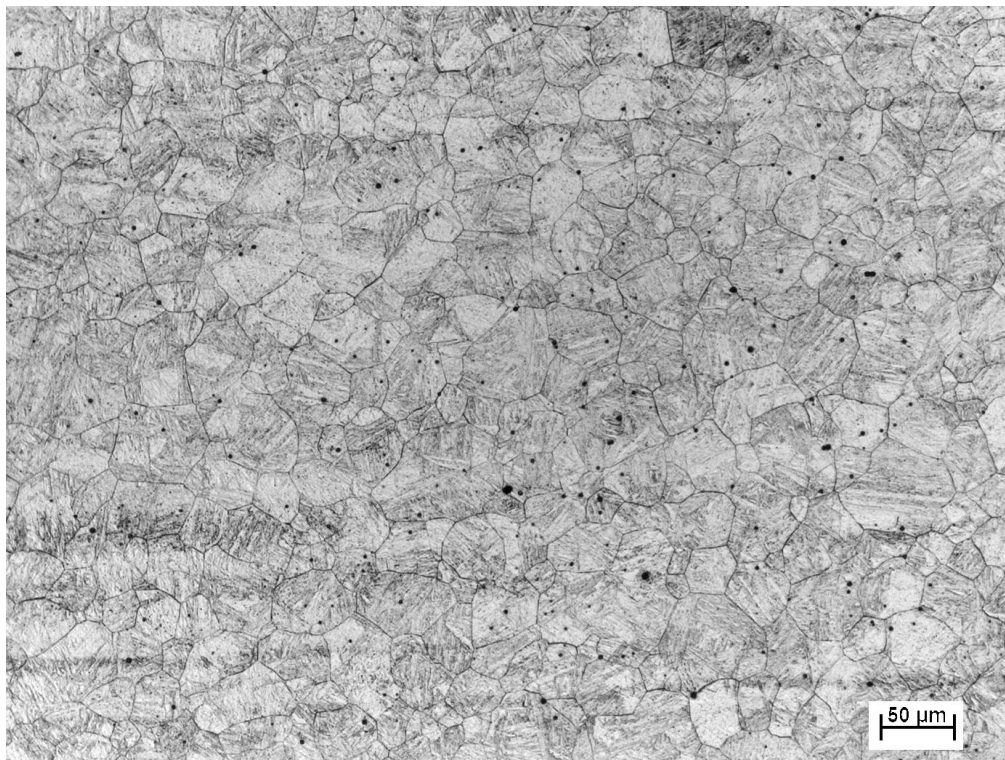
(c) Aço LC – Aporte térmico de 10 kJ/cm – fratura dúctil



(d) Aço LC – Aporte térmico de 10 kJ/cm – fratura frágil

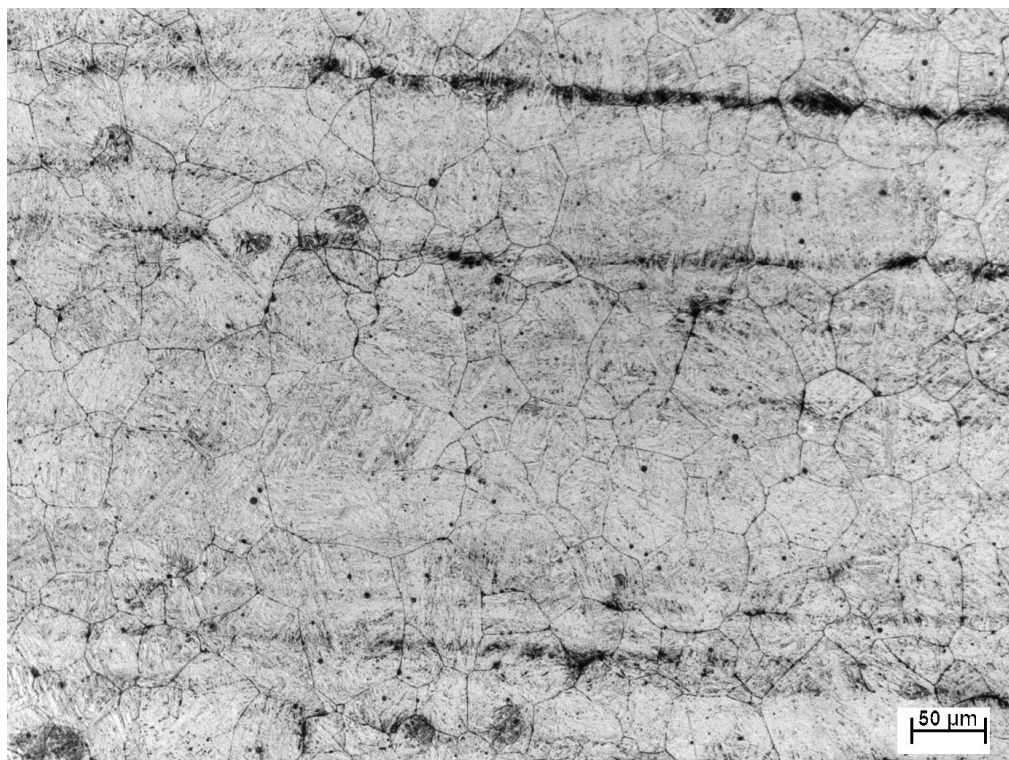
FIGURA 5.20 – Continuação.

A figura 5.21 compara, para o mesmo aço e aporte térmico, o TG γ em região próxima ao entalhe de amostras que sofreram fraturas dúctil e frágil, em ensaio de resistência ao impacto Charpy. Notou-se, de modo geral, diferenças no tamanho de grão.



(a) Aço LC – Aporte térmico de 10 kJ/cm – fratura dúctil

FIGURA 5.21 – Exemplo de comparação realizada entre o TG γ de corpos-de-prova de um mesmo aço e simulados para um mesmo aporte térmico na Gleeble, que fraturaram de forma frágil e dúctil.

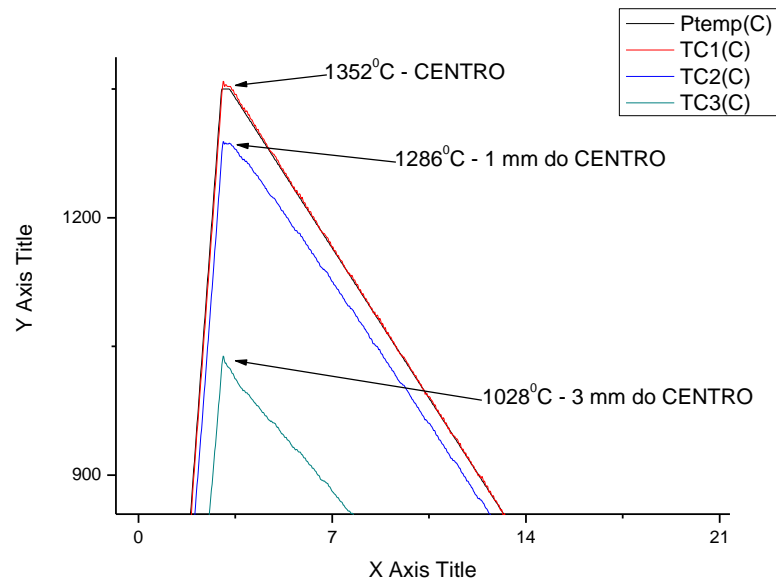


(b) Aço LC – Aporte térmico de 10 kJ/cm – fratura frágil

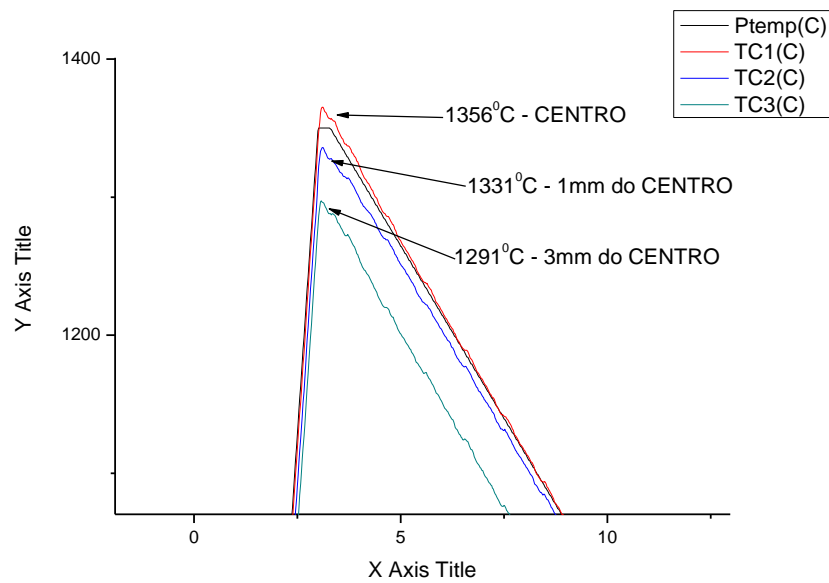
FIGURA 5.21 – Continuação.

5.2.2.4 - Influência da Distância entre Garras na Distribuição de Temperatura ao Longo do Corpo-de-Prova

De forma a se verificar as possíveis causas da ocorrência dos problemas citados anteriormente (variação do $T_{G\gamma}$ e, conseqüentemente, da variação da microestrutura ao longo da espessura e alta dispersão dos resultados no ensaio de resistência ao impacto Charpy), foi variada a distância entre garras (10 e 20 mm) e verificada a temperatura máxima atingida no centro, a 1 e a 3 mm de distância do centro do corpo-de-prova. Estas temperaturas podem ser vistas nos gráficos da figura 5.22. Nota-se que quando aumentada a distância entre garras, a diferença entre a temperatura máxima atingida no centro e nas demais posições medidas diminuiu consideravelmente.



(a) Distância entre as garras de 10 mm.



(b) Distância entre garras de 20 mm.

FIGURA 5.22 – T_{pico} obtida em diferentes posições do corpo-de-prova (centro, 1 mm e 3 mm de distância do centro).

5.3 – Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem

5.3.1 – Influência do Aporte Térmico e do C_{eq} na Soldagem de Passe Único

As microestruturas típicas da GGZTA simulada dos aços LN (normalizado) e LC (resfriamento acelerado), atacadas com nital 4%, para diferentes aportes térmicos podem ser vistas nas figuras 5.23 a 5.26. Pode-se verificar, em menor escala, as micrografias com aumento de 200 e 1000X, figuras 5.23 e 5.25, e, em maior escala, as micrografias com aumento de 500X, figuras 5.24 e 5.26.

A partir da observação das amostras atacadas com nital 4% notou-se para o aço LN, figura 5.23 e 5.24:

- O uso do menor aporte (6 kJ/cm) e, conseqüentemente, do menor $\Delta t_{8/5}$ (6,3 s) originou uma microestrutura de baixa temperatura de transformação, que a princípio acreditou-se ser constituída basicamente de martensita (M).
- O aumento do aporte (10 kJ/cm) e, conseqüentemente, de $\Delta t_{8/5}$ (7,8 s) resultou no aparecimento de estruturas ferríticas de segunda fase (FSA e FSF) refinadas não verificadas com o uso de menor aporte.
- Posterior aumento de aporte (20 kJ/cm) e, conseqüentemente, de $\Delta t_{8/5}$ (19 s) suprimiu a incidência de martensita e propiciou a formação de estruturas ferríticas de segunda fase (FSA, FSF) mais grosseiras, comparativamente à obtida com o aporte de 10 kJ/cm.
- O aumento do aporte a níveis ainda maiores (35 e 50 kJ/cm) e, conseqüentemente, de $\Delta t_{8/5}$ (32,6 e 46 s), além de suprimir a formação de martensita, aumentou a incidência de microestruturas típicas de mais altas temperaturas de transformação, como ferrita de contorno de grão (FCG) e ferrita acicular (FA). Além disso, notou-se que o aumento do aporte causou a formação de estruturas FSA e FSF ainda mais grosseiras.

A partir da observação das amostras atacadas com nital 4% notou-se para o aço LC, figura 5.25 e 5.26:

- Diferentemente do aço LN, quando usado os menores aportes térmicos (6 e 10 kJ/cm) e, conseqüentemente, os menores $\Delta t_{8/5}$ (6,3 e 7,8 s) obteve-se uma

quantidade considerável de ferrita de segunda fase (FSA, FSF) muito refinada, ou seja, com pequena distância entre ripas.

- O uso dos aportes de 20 ou 35 kJ/cm, com $\Delta t_{8/5}$ de 19 ou 36,2 s, resultou no aparecimento de constituintes de mais alta temperatura de transformação, como FA e ferrita poligonal (FP). Além disso, não foi verificada a presença de martensita. Ressalta-se, também, que o aumento do aporte causou a formação de constituintes FSA e FSF mais grosseiro.
- Já o aporte mais alto utilizado (50 kJ/cm) provocou a maior incidência de FA e FP. Além disso, resultou na formação de constituintes ainda mais grosseiros.

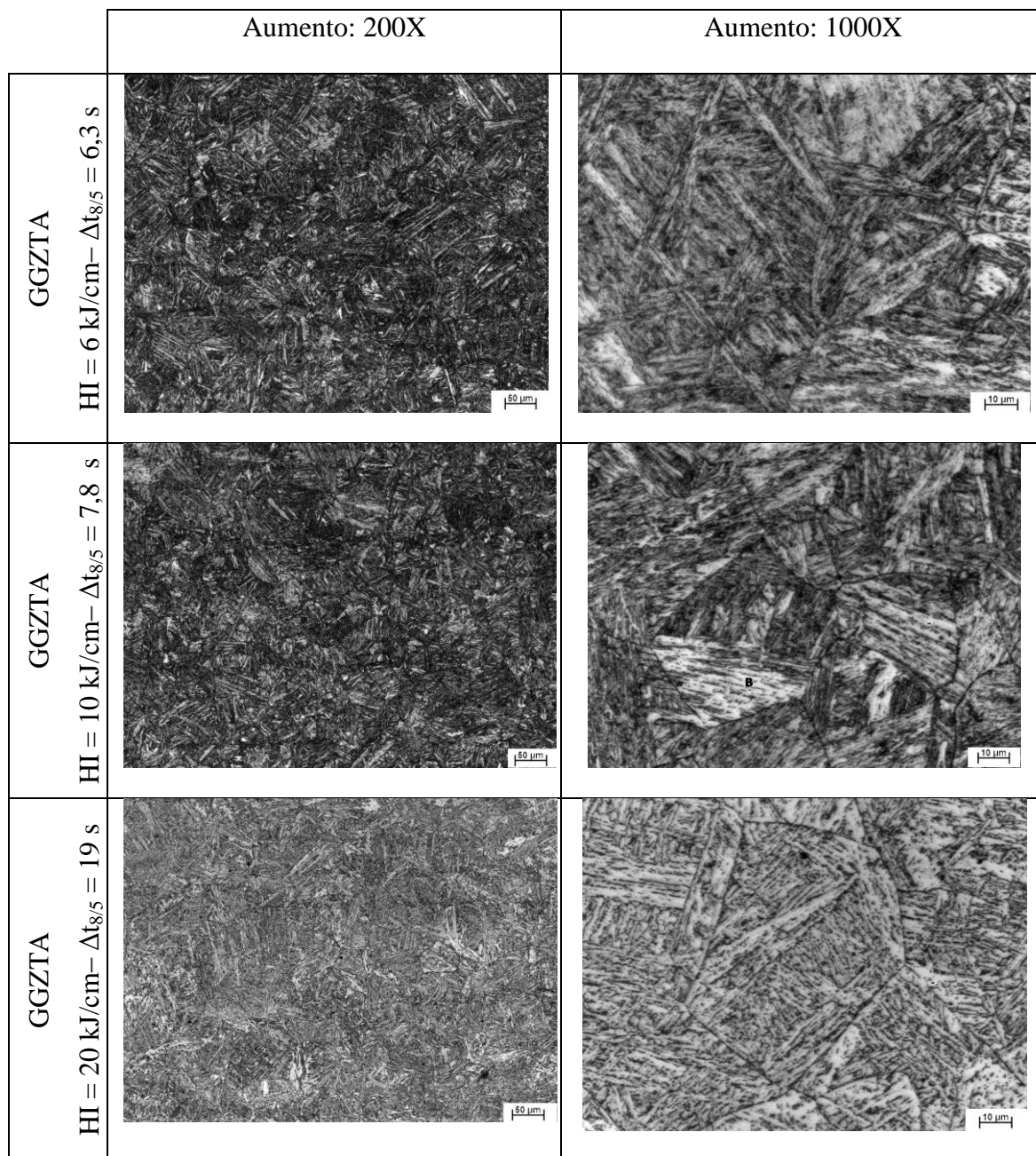


FIGURA 5.23 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. Ataque: Nital 4%. Aumentos: 200X e 1000X.

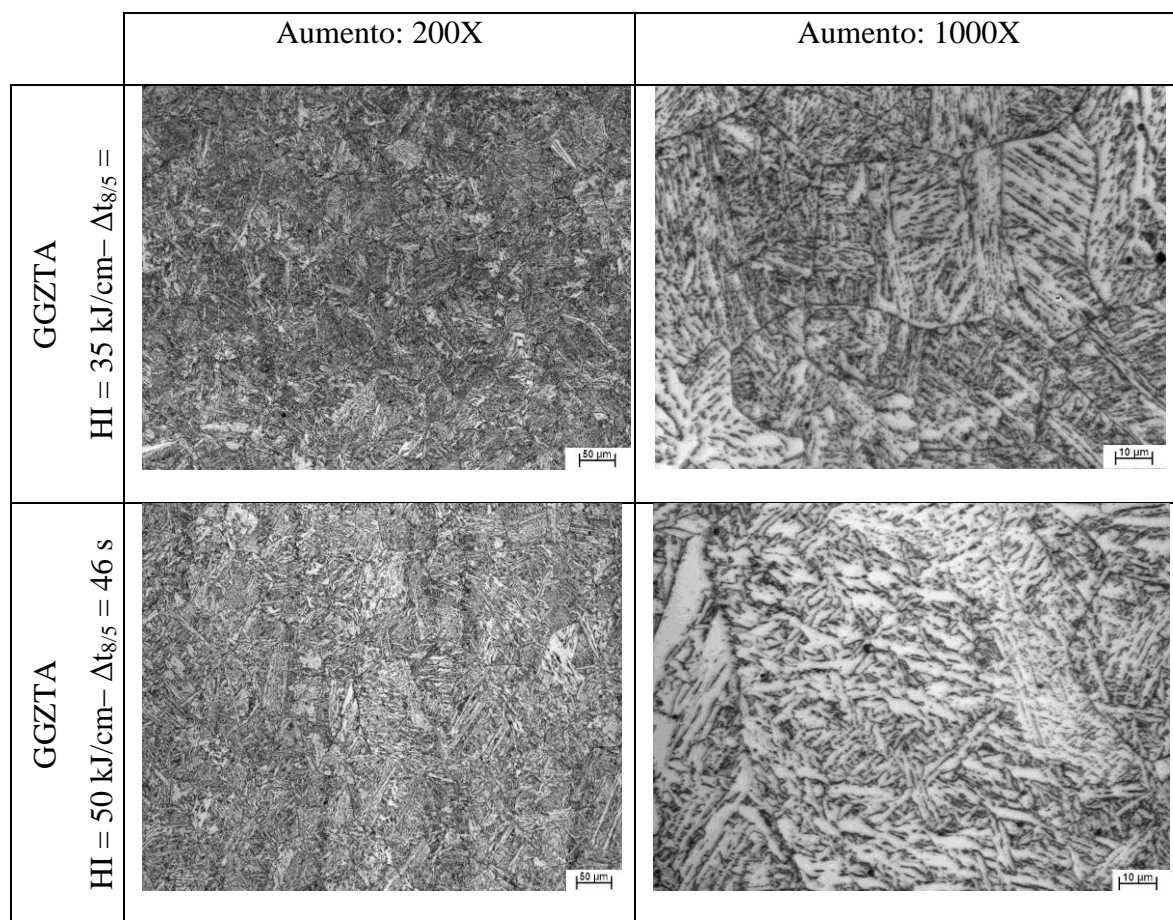


FIGURA 5.23 – Continuação.

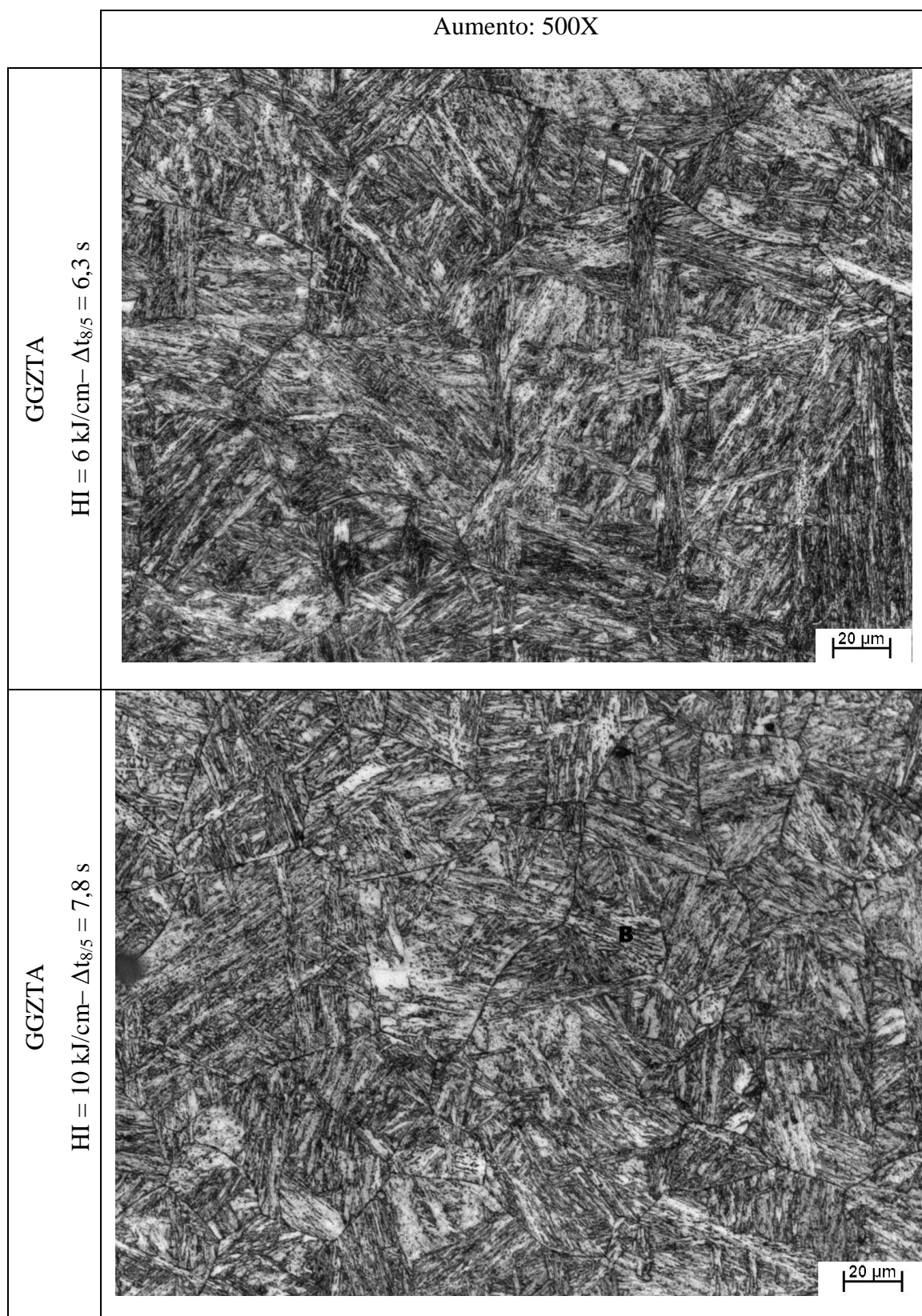


FIGURA 5.24 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. Ataque: Nital 4%. Aumentos: 500X.

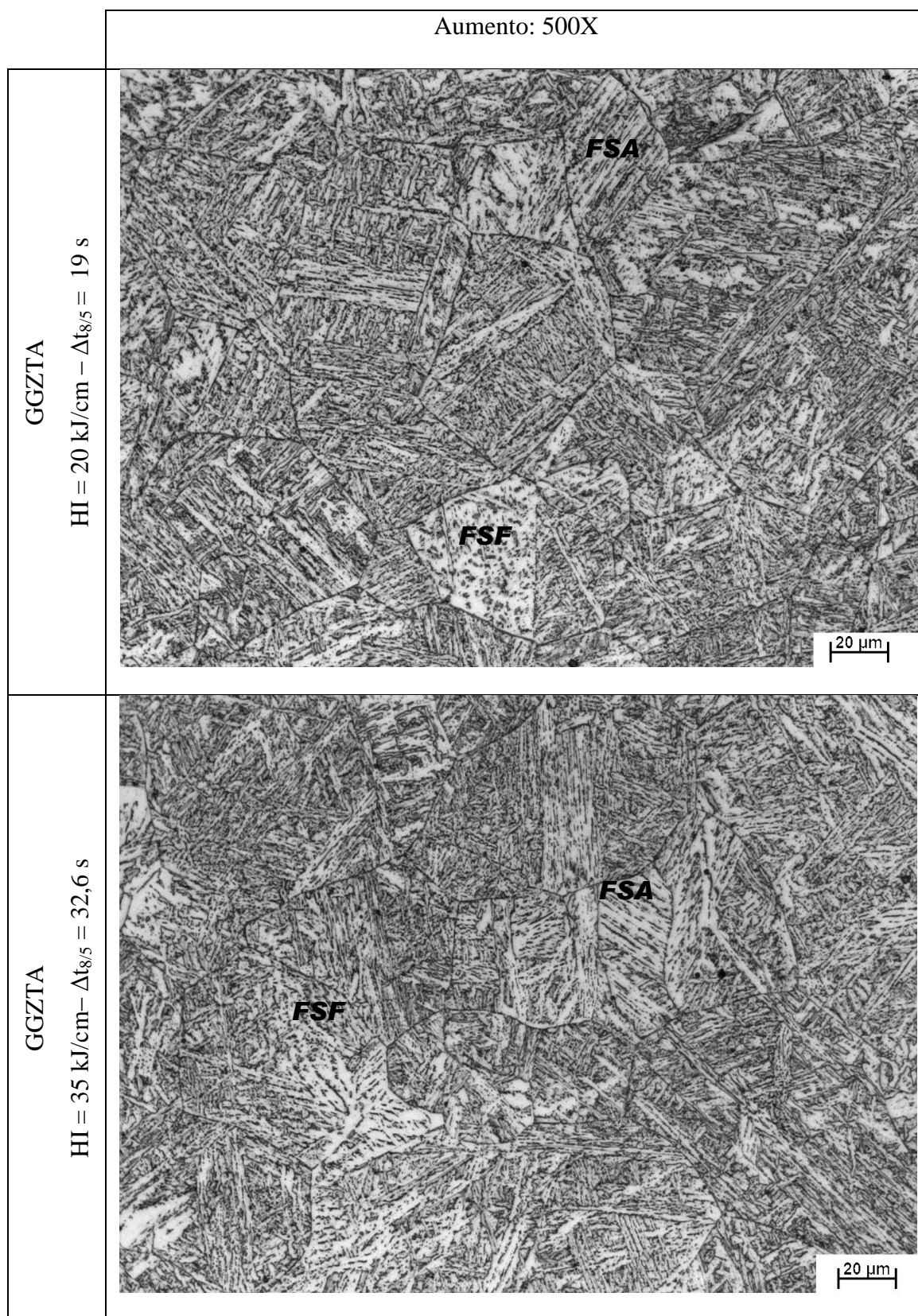


FIGURA 5.24– Continuação.

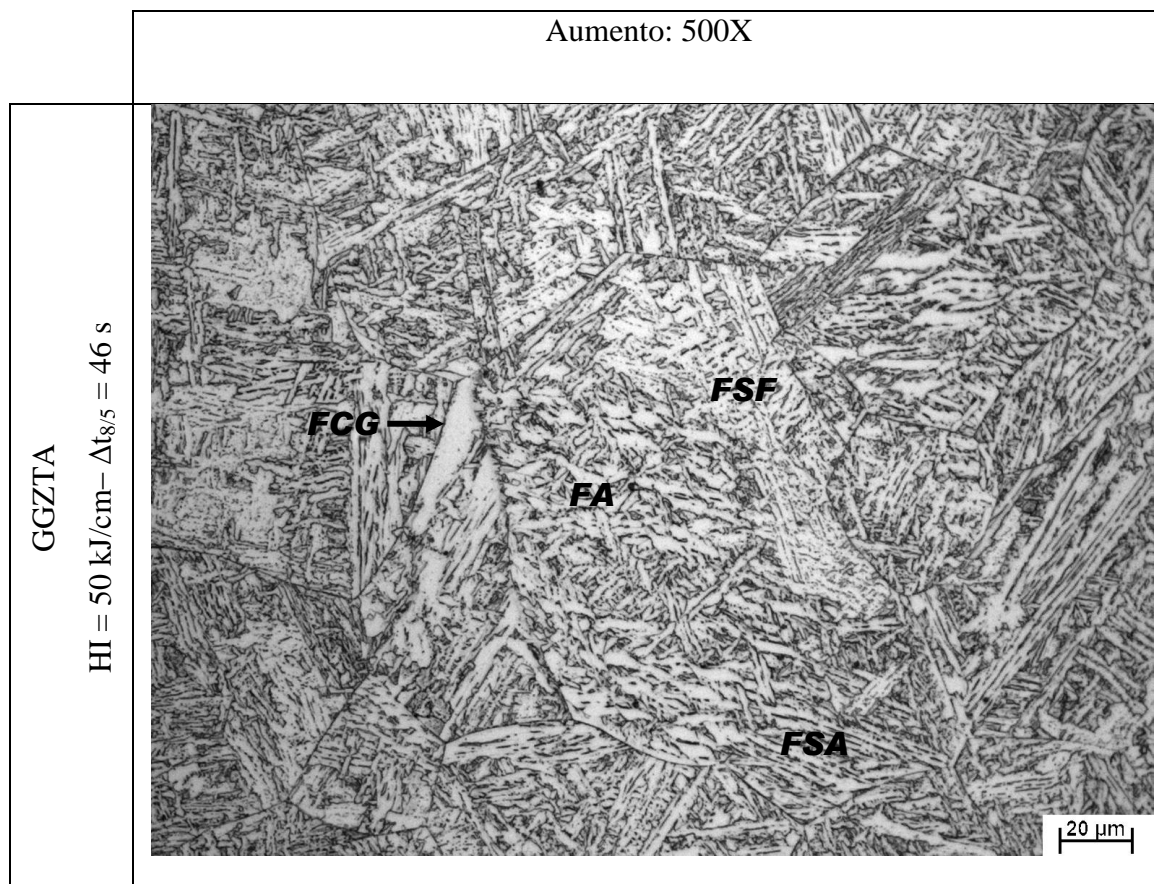


FIGURA 5.24 – Continuação.

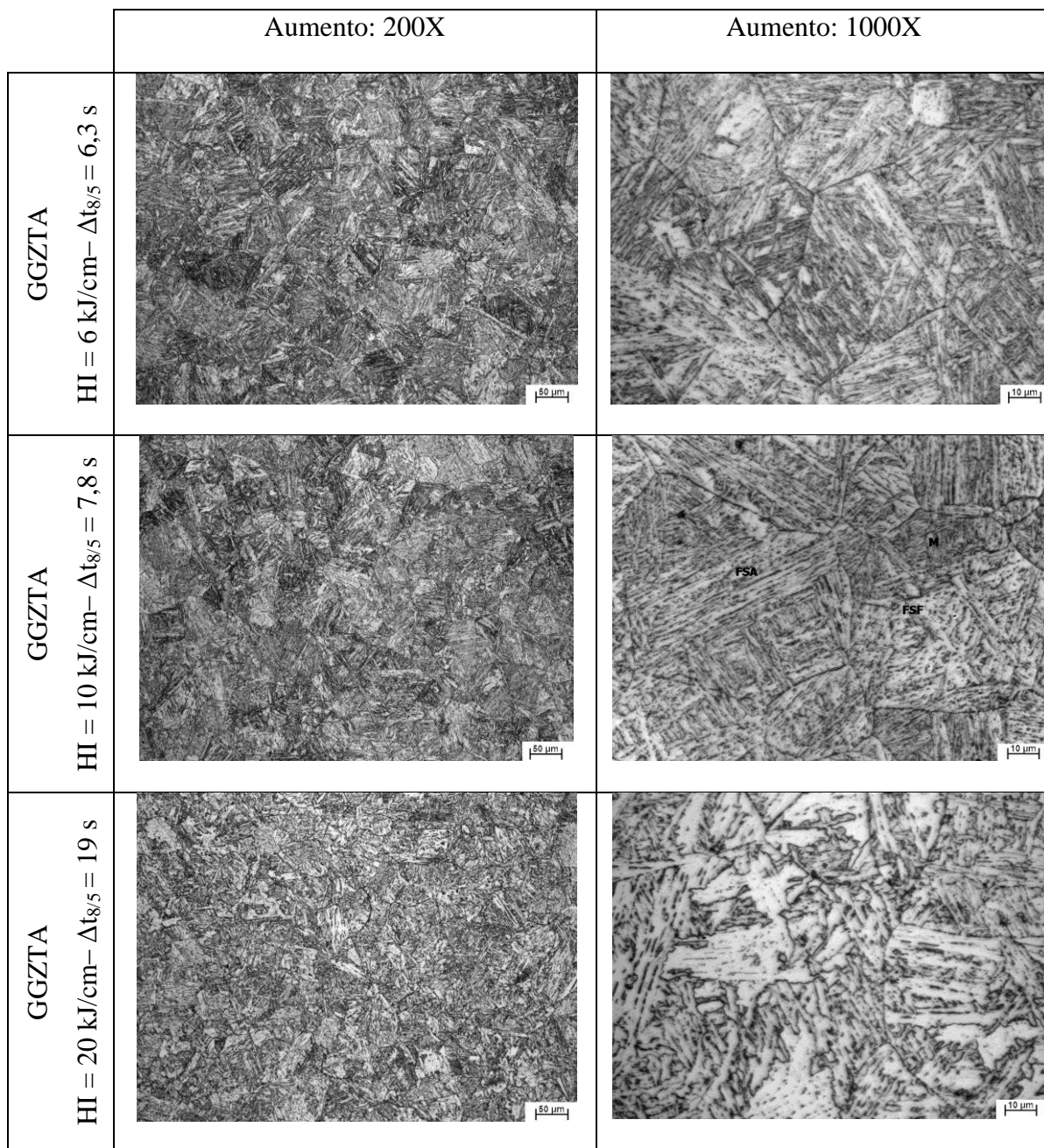


FIGURA 5.25 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. Ataque: Nital 4%. Aumentos: 200X e 1000X.

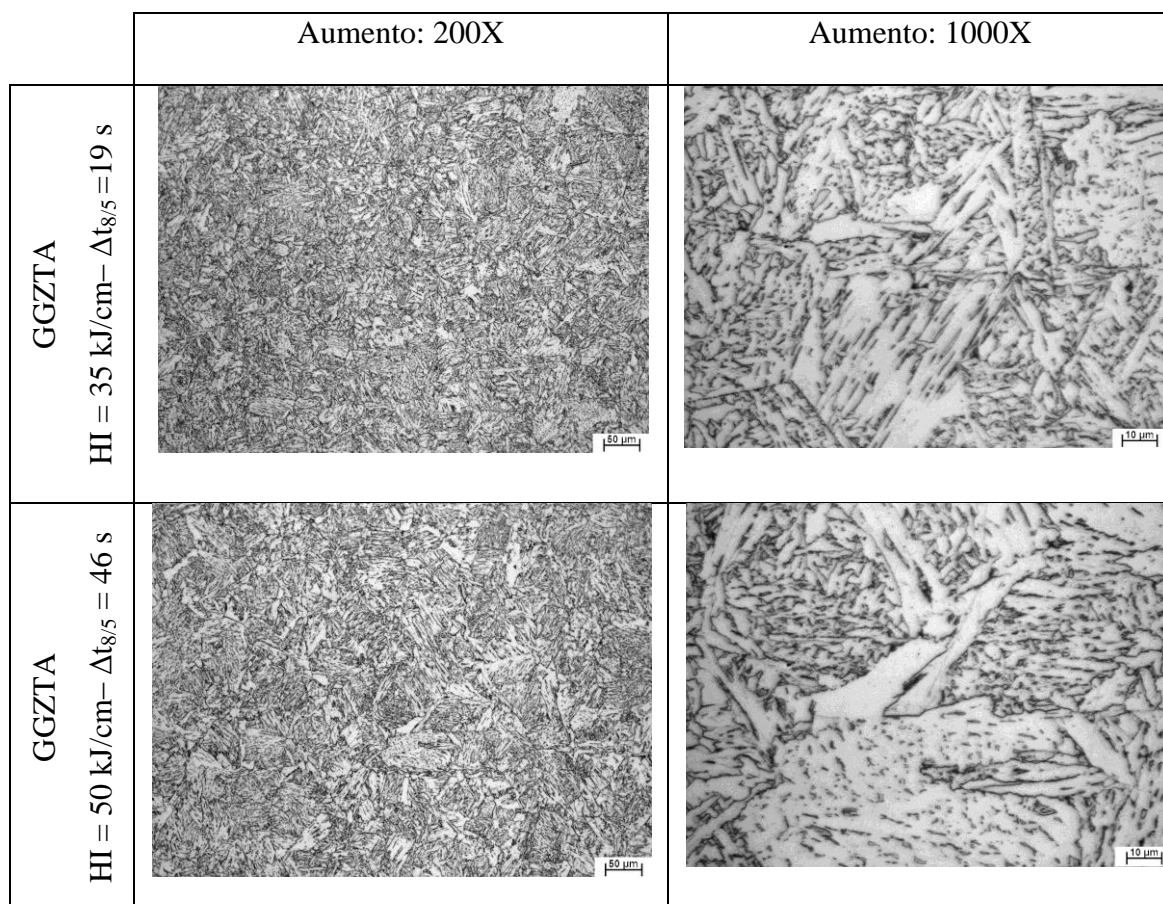


FIGURA 5.25 – Continuação.

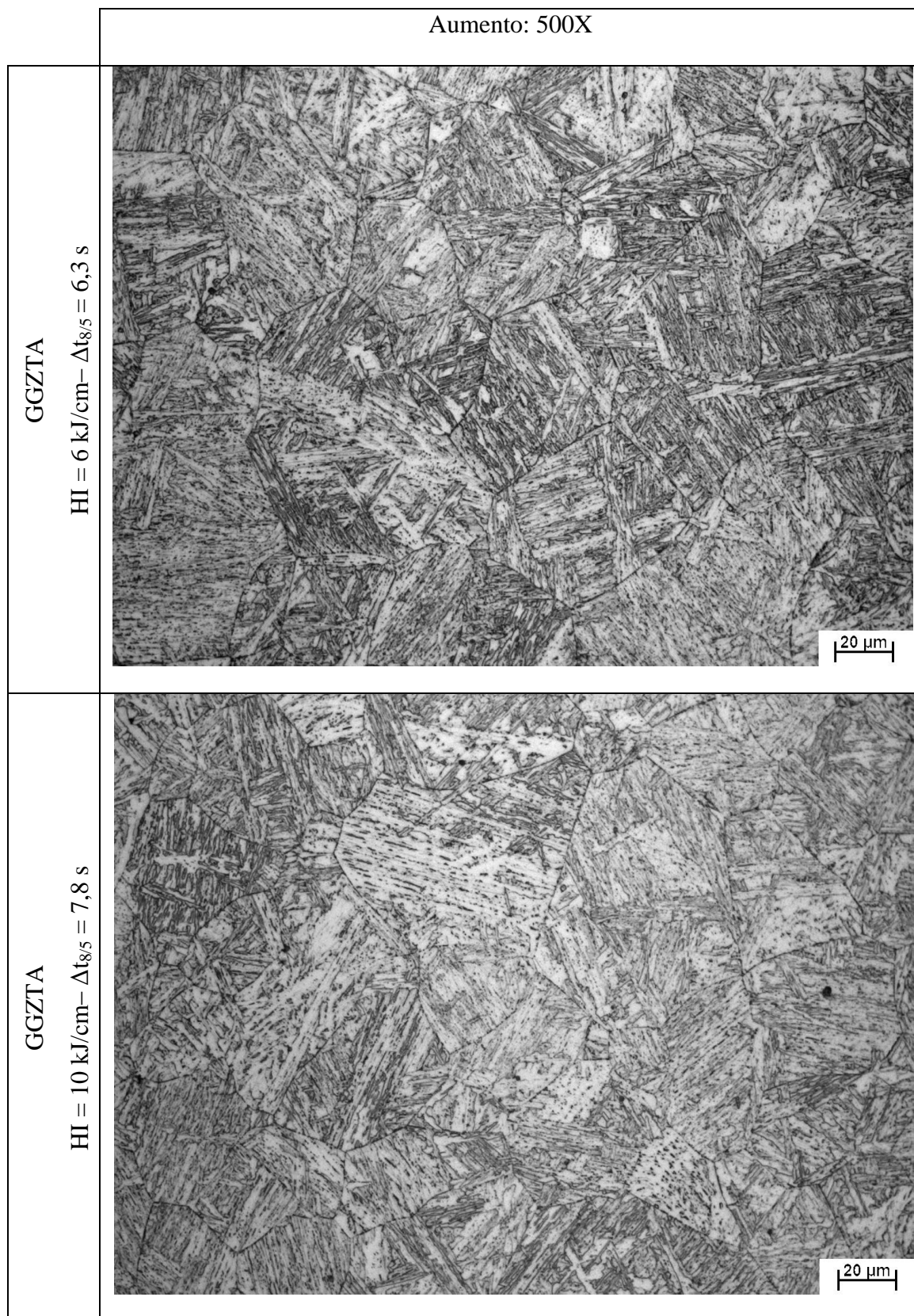


FIGURA 5.26 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. Ataque: Nital 4%. Aumentos: 500X.

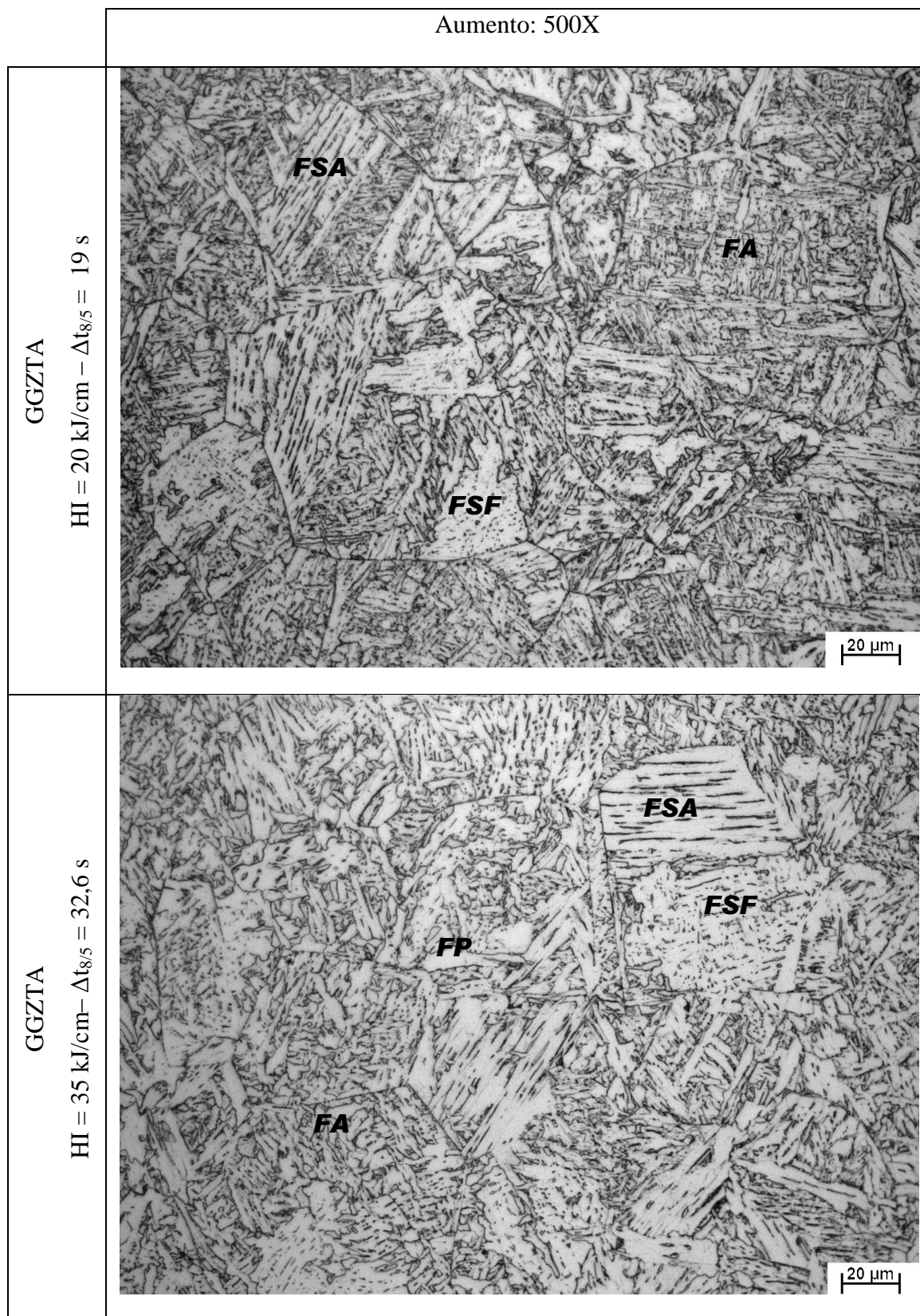


FIGURA 5.26 – Continuação.

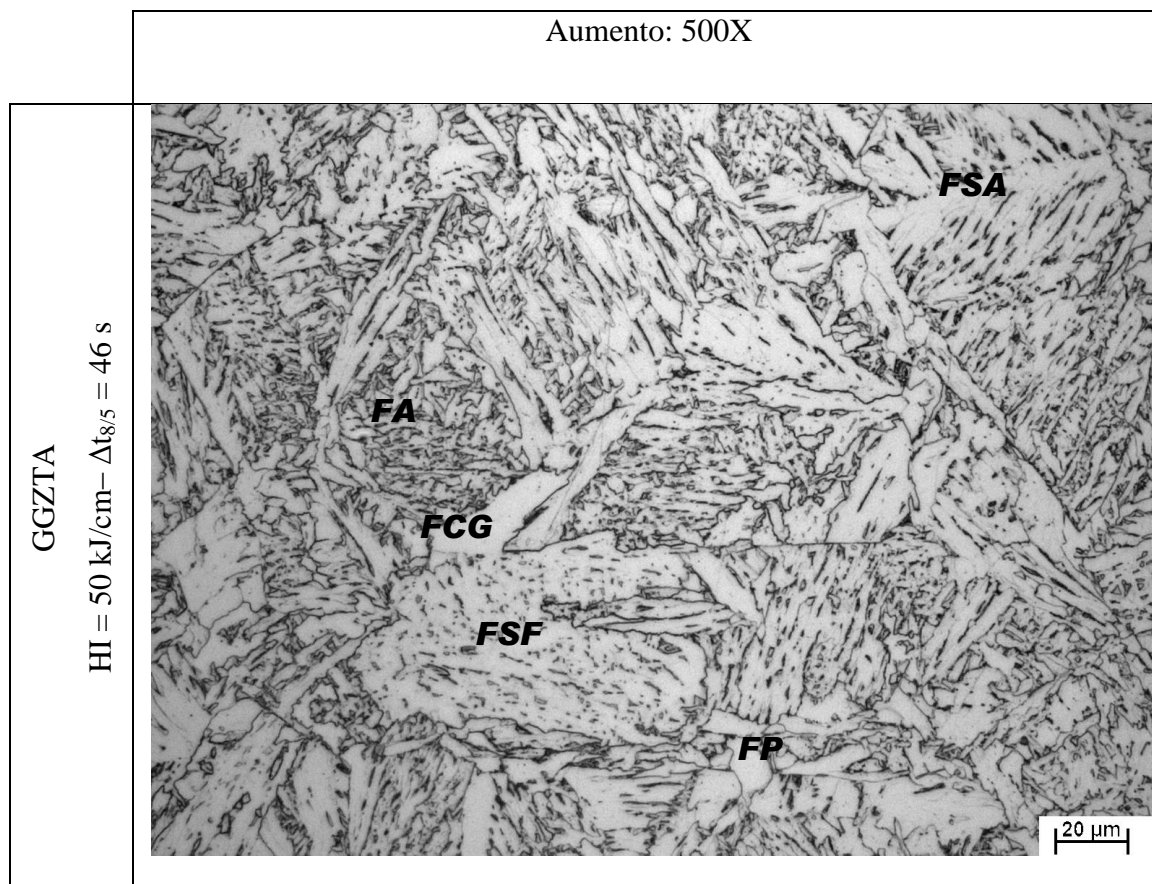


FIGURA 5.26 – Continuação.

As figuras 5.27 a 5.36 mostram as microestruturas típicas e microfases obtidas na GGZTA dos aços LN (normalizado) e LC, para diferentes aportes térmicos simulados na Gleeble, atacadas com reativo Le Pera, seguido por ataque eletrolítico. Cada figura mostra duas imagens da mesma região com o mesmo aumento (500X), uma apenas com o ataque Le Pera e a outra após o ataque eletrolítico.

Nestas figuras, quando do primeiro ataque (Le Pera), a ferrita fica escura e os demais constituintes ficam claros. Para identificar o constituinte M-A foi realizado o segundo ataque (eletrolítico), que torna a ferrita em diferentes tons de cinza, escurece os agregados ferrita-carboneto e mantém a coloração clara do constituinte M-A. Vale ressaltar que apenas com este ataque não é possível separar os constituintes martensita, austenita retida e ambos, pois todos aparecem claros no microscópio ótico. Desta forma, o termo constituinte M-A utilizado neste estudo, compreende aos três constituintes citados na frase anterior, uma vez que esta distinção só poderia ser feita a partir de

análise via microscopia eletrônica de transmissão (MET), que não foi utilizada neste estudo.

Baseado nas micrografias apresentadas da figura 5.27 a 5.36 obsevou-se:

- Para ambos os aços, o uso dos mais baixos aportes empregados (6, 10 e 20 kJ/cm) e, conseqüentemente, menores $\Delta t_{8/5}$ (6,3; 7,8 e 12,6 s) não causou a formação de quantidade considerável de constituinte M-A;
- A partir de 20 kJ/cm, o aumento do aporte térmico provocou o aumento da quantidade de constituinte M-A para ambos os aços;
- Comparativamente, foi notado que, de modo geral, quando utilizado o mesmo aporte térmico, os aços apresentaram quantidade, relativamente, similar de constituinte M-A, principalmente para o aporte de 50 kJ/cm;
- Para o aço LN percebe-se que constituinte M-A foi verificado preferencialmente no contorno de grão austenítico. Já para o aço LC foi notada a presença destes constituintes, geralmente, no interior dos grãos. Além disso, foi observado que a morfologia massiva foi preponderante, tanto no aço LN como no aço LC;

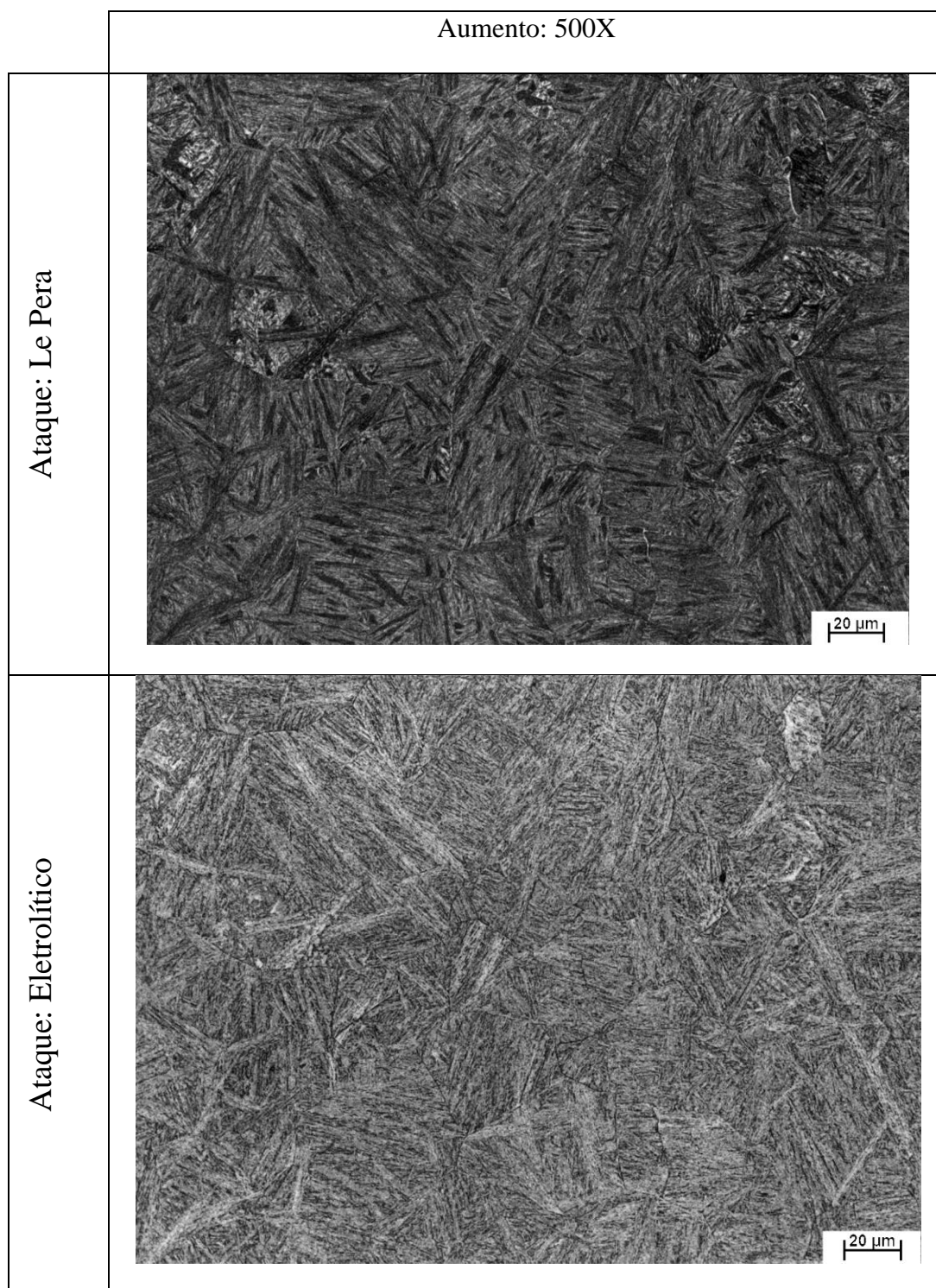


FIGURA 5.27 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN. HI = 6 kJ/cm;

$$\Delta t_{8/5} = 6,3 \text{ s.}$$

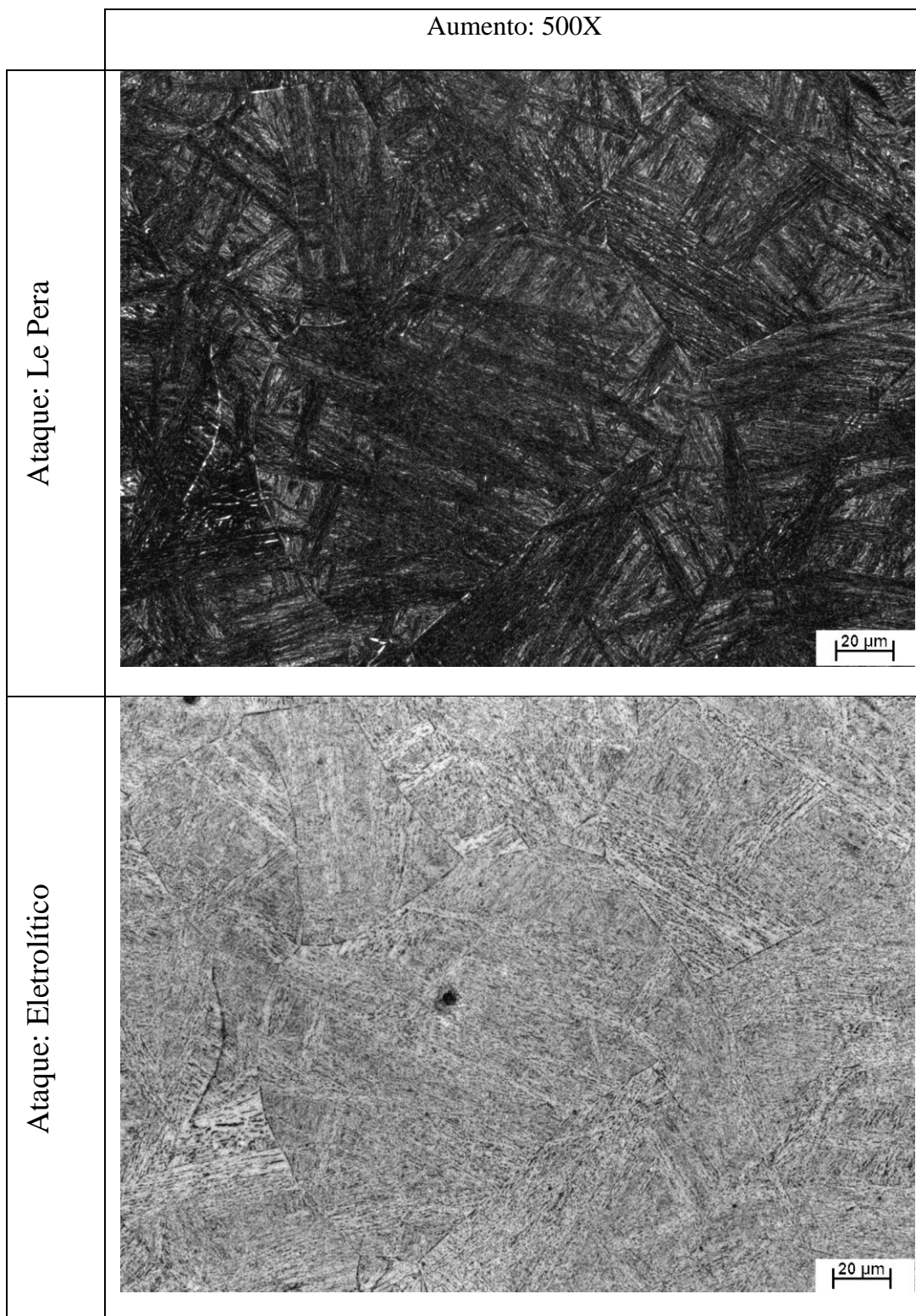


FIGURA 5.28 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN.

HI = 10 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 7,8$ s.

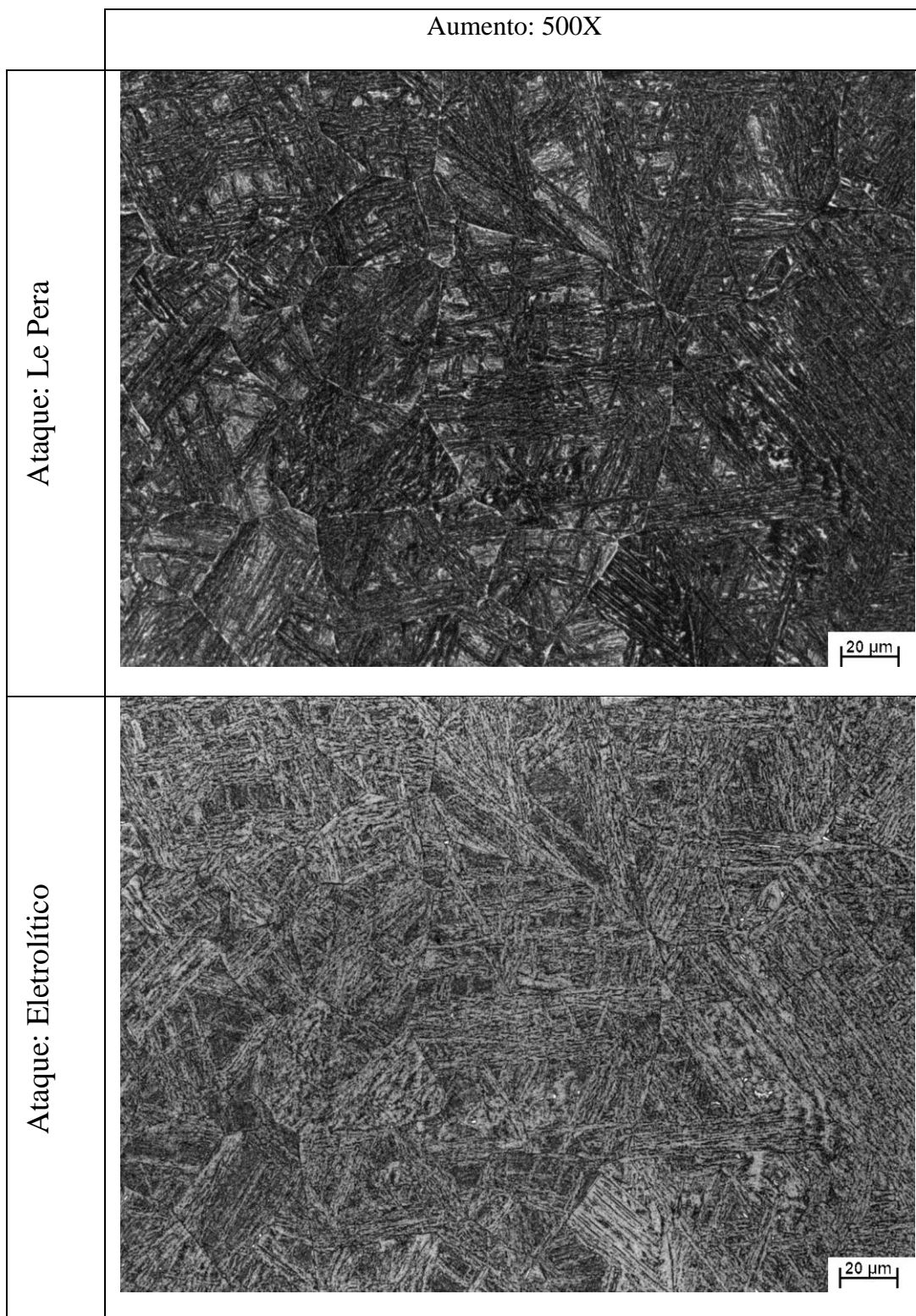


FIGURA 5.29 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN.

HI = 20 kJ/cm; $\Delta t_{800/500} = 12,5$ s.

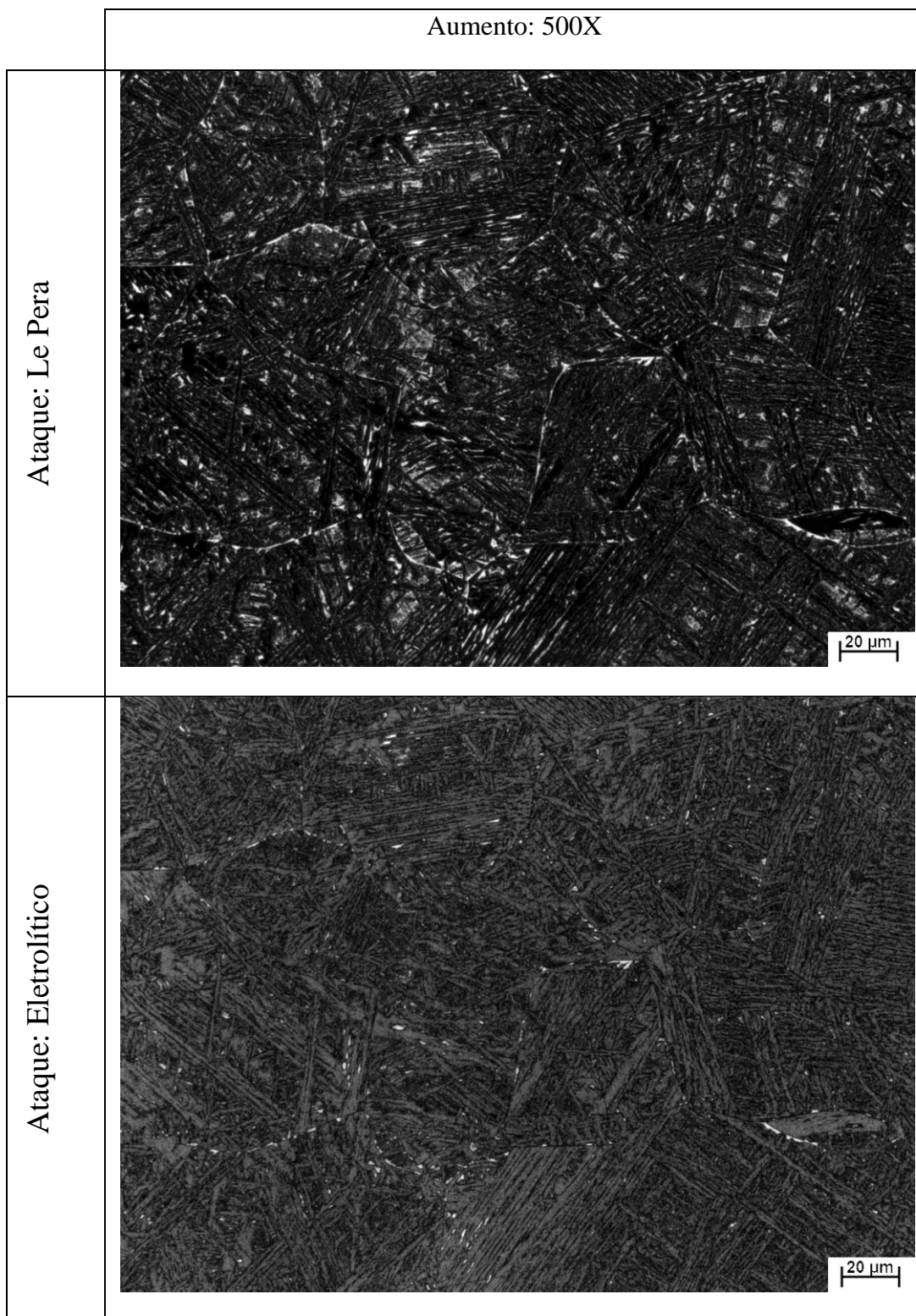


FIGURA 5.30 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN.

HI = 35 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 32,6$ s.

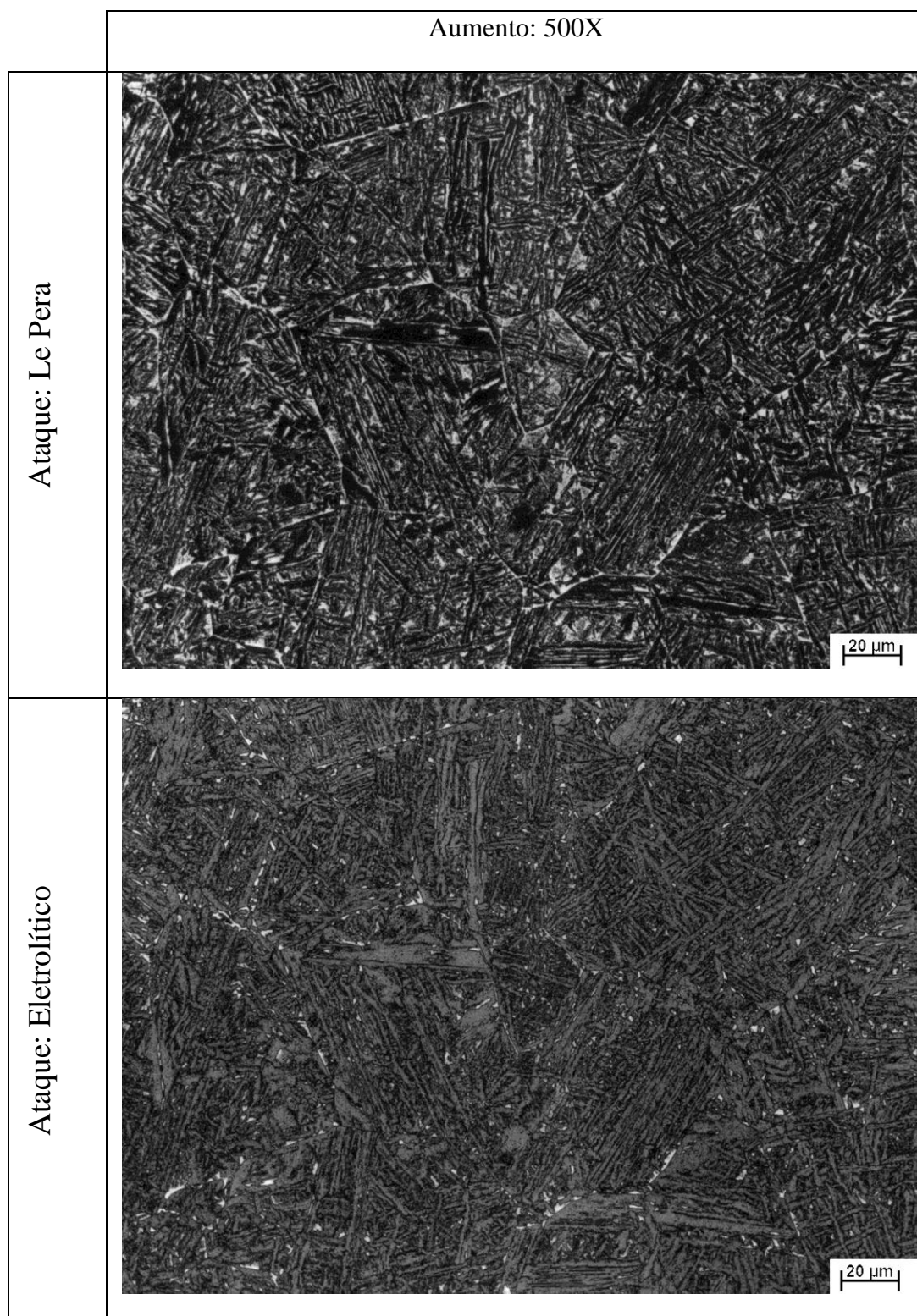


FIGURA 5.31 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LN.

HI = 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s.

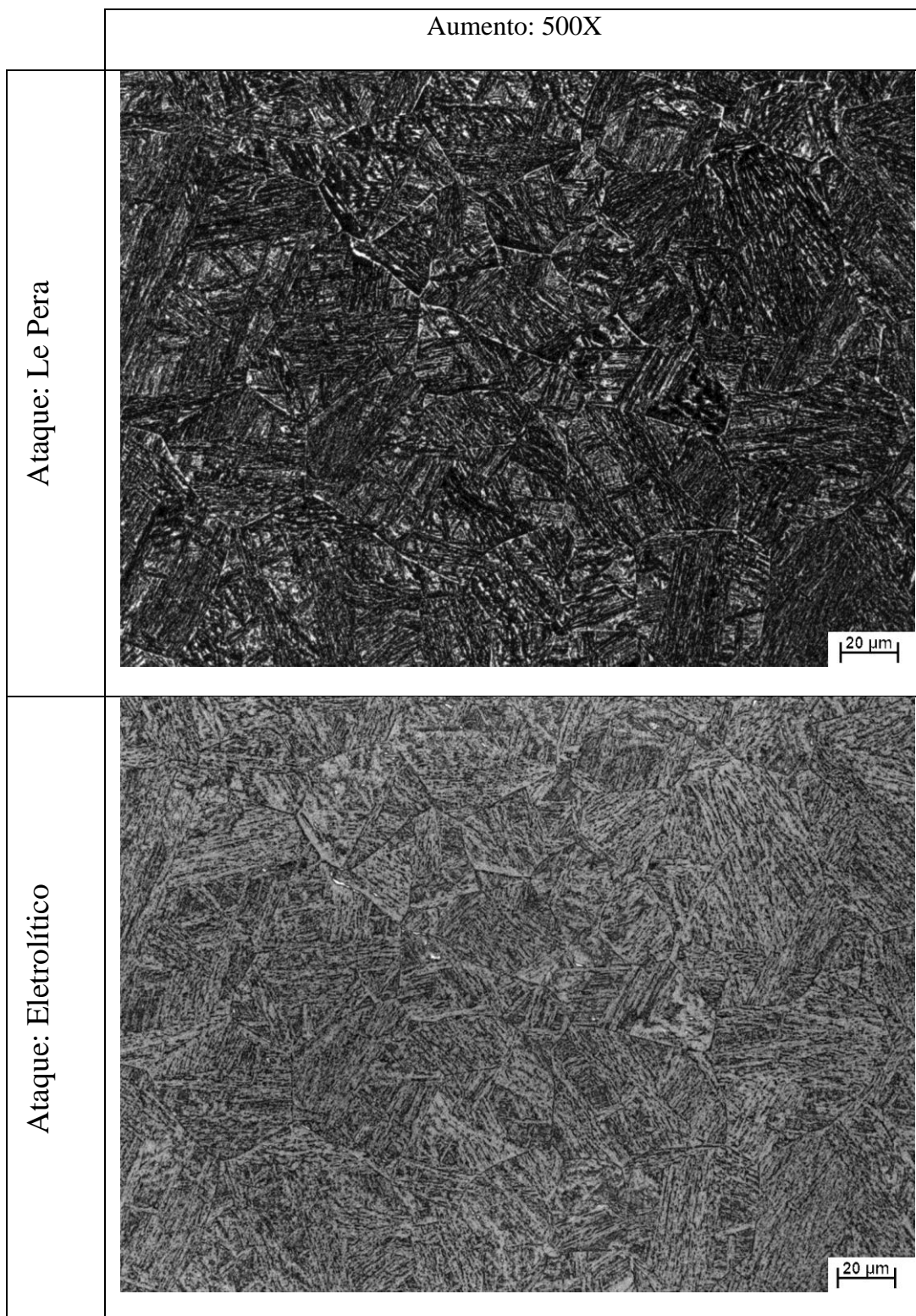


FIGURA 5.32 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC. HI = 6 kJ/cm;

$$\Delta t_{8/5} = 6,3 \text{ s.}$$

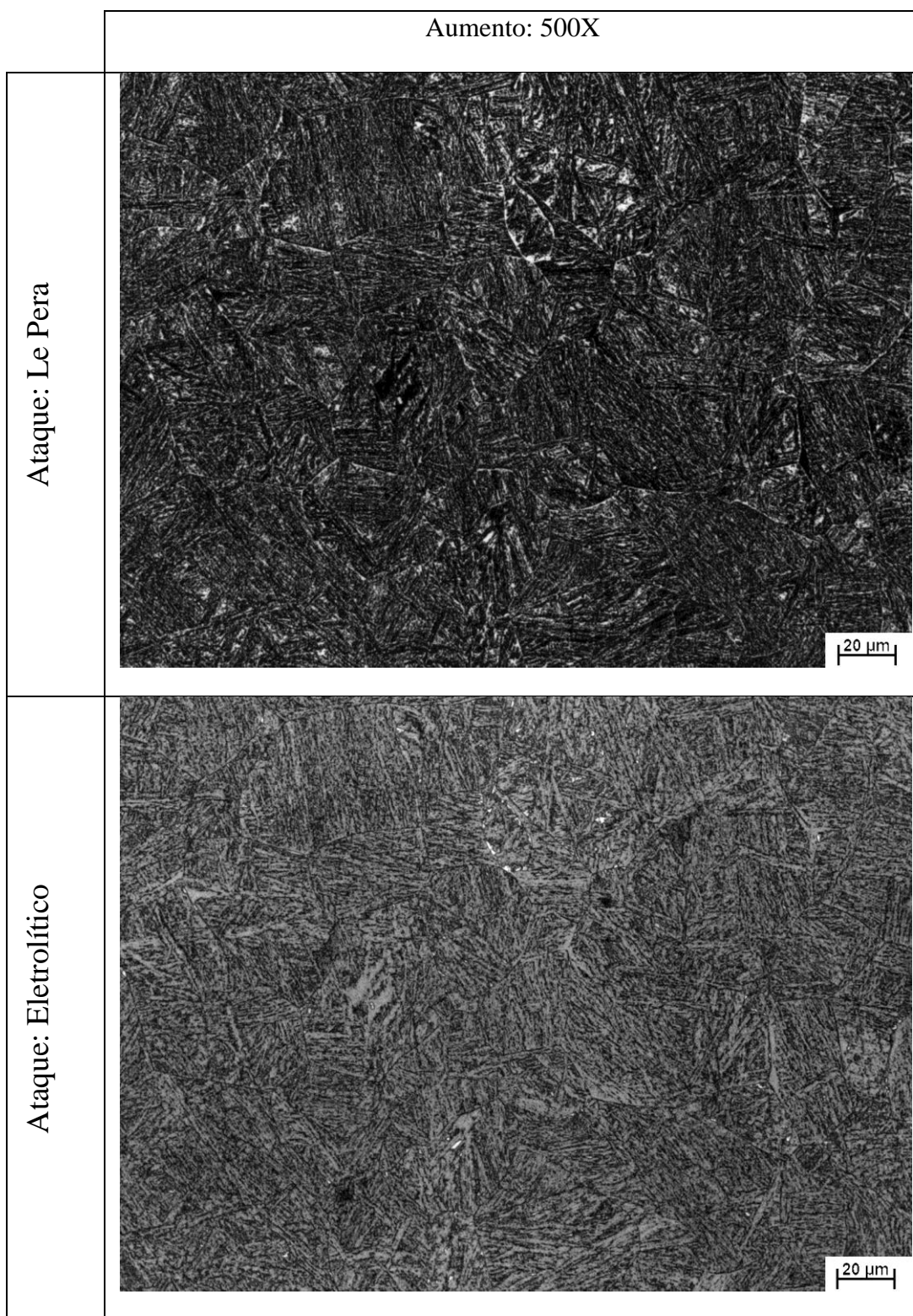


FIGURA 5.33 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC.

HI = 10 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 7,8$ s.

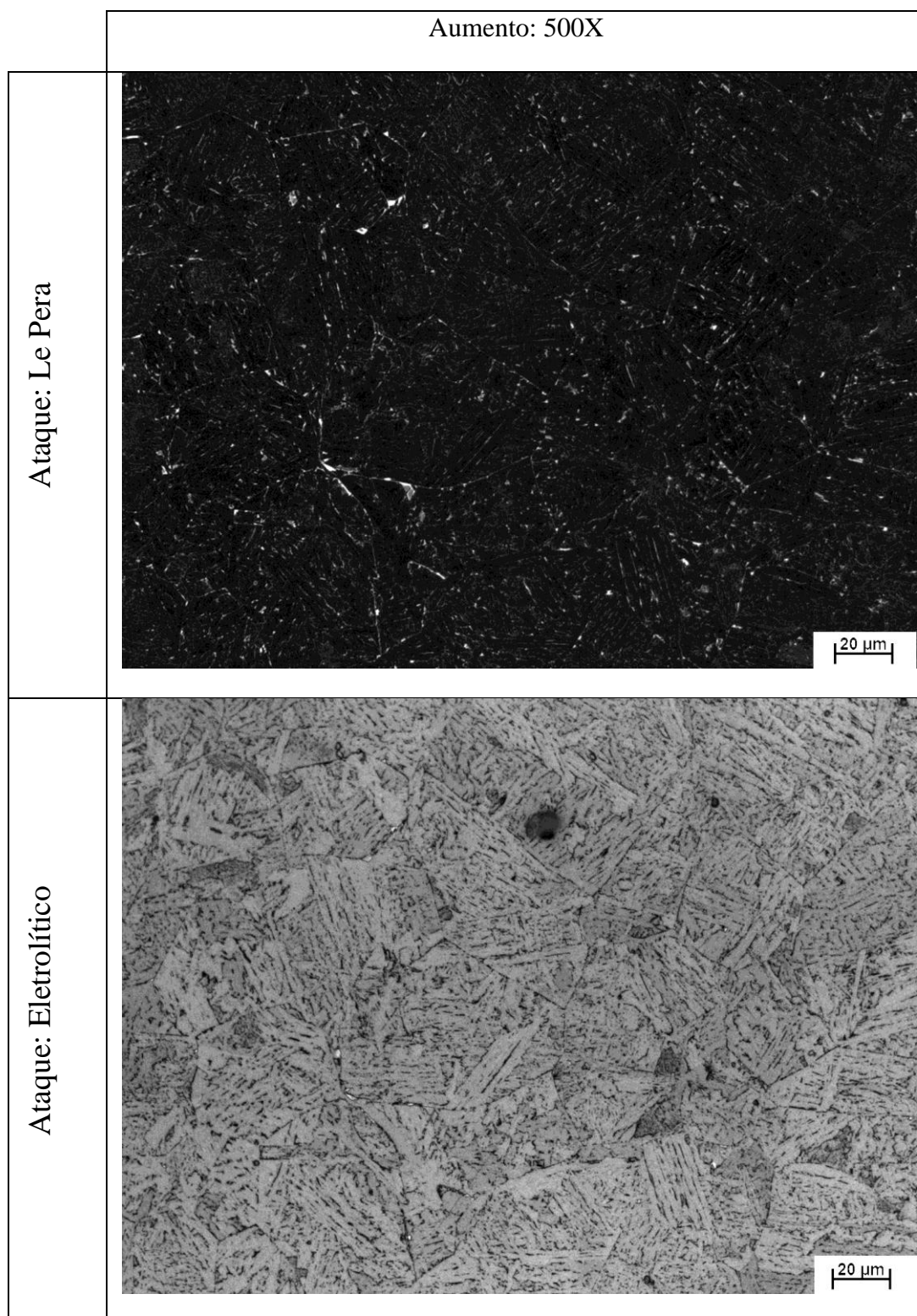


FIGURA 5.34 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC.

HI = 20 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 12,5$ s.

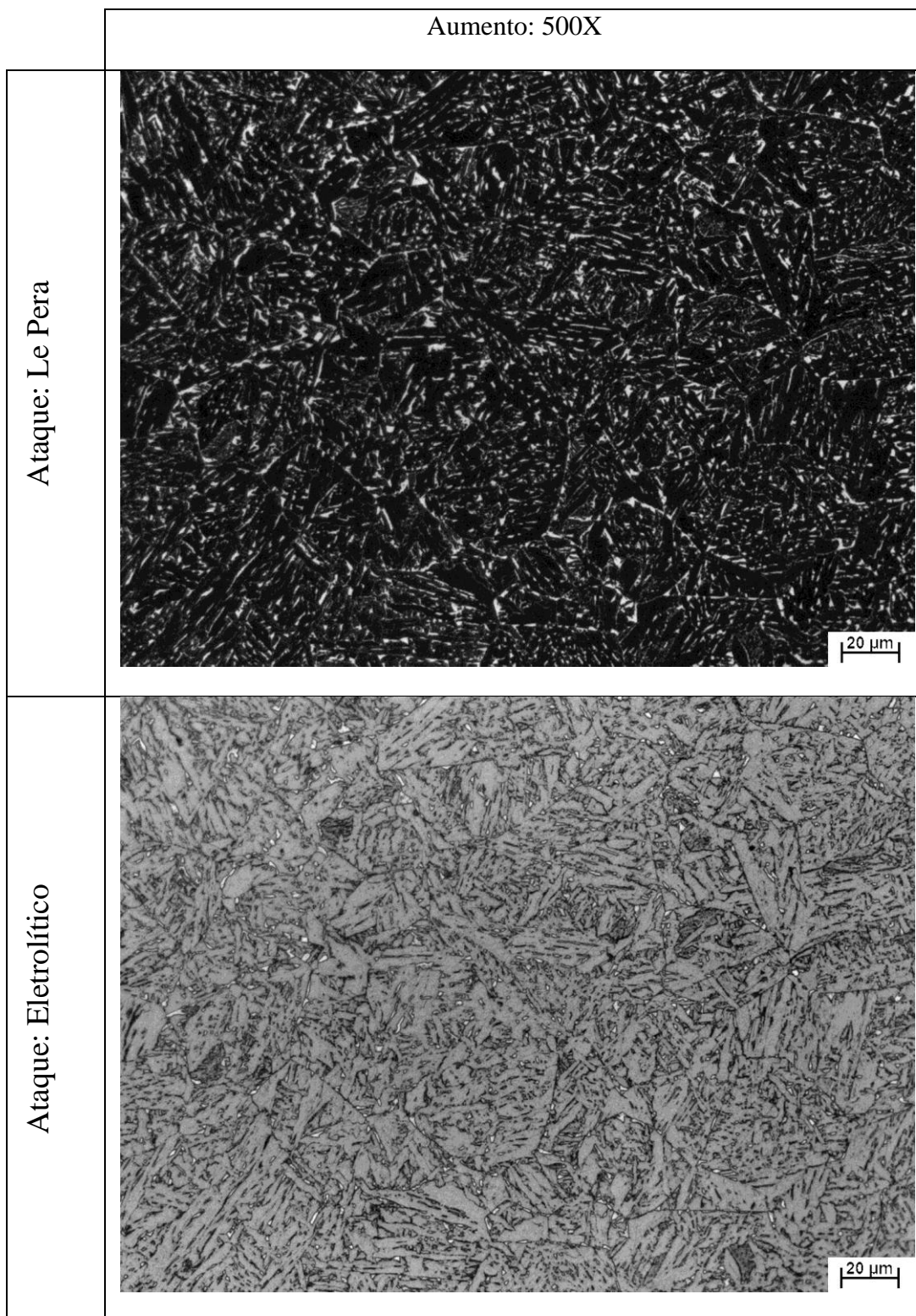


FIGURA 5.35 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC.

HI = 35 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 32,6$ s.

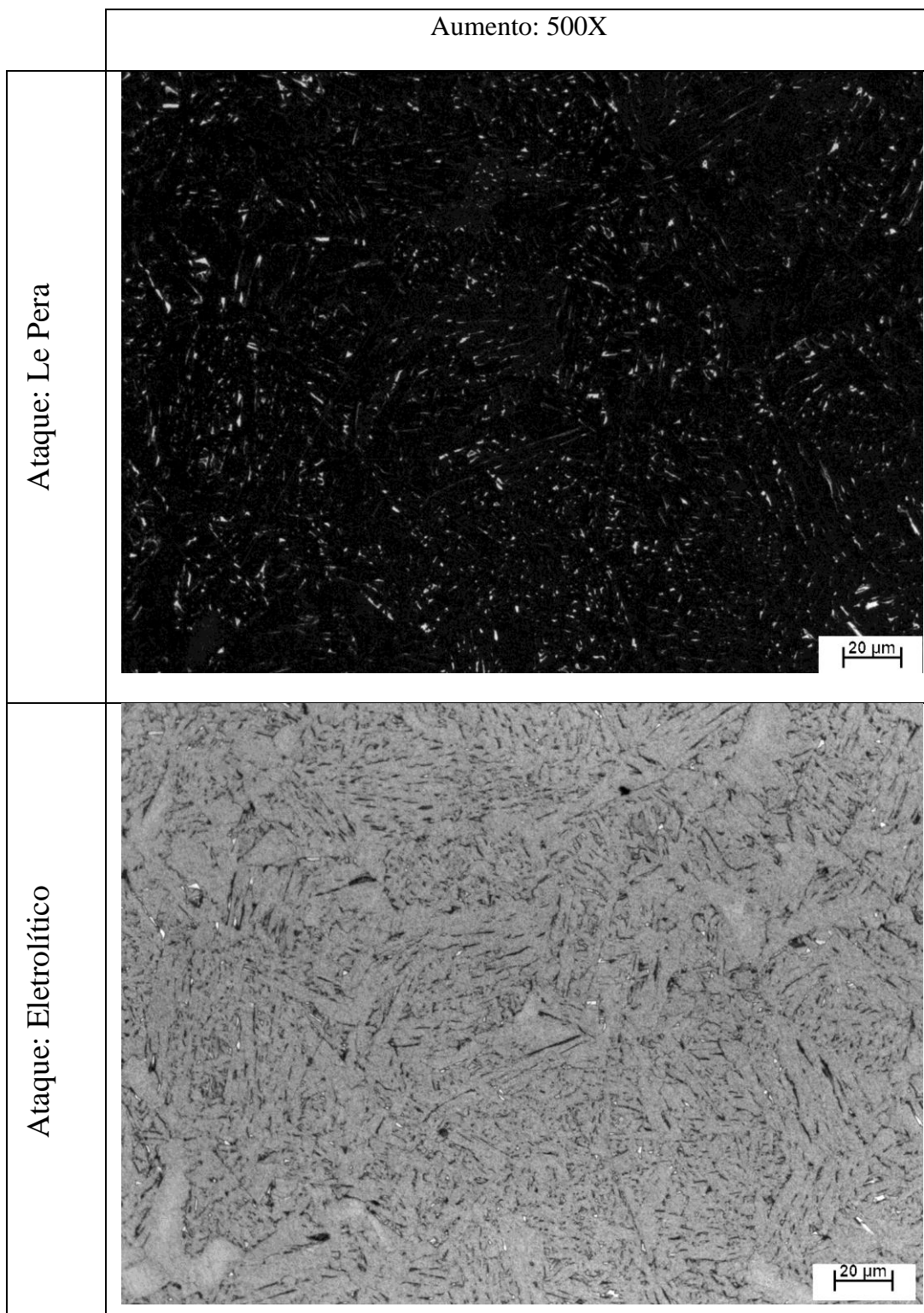


FIGURA 5.36 – Aspecto típico da microestrutura da GGZTA do aço LC.

HI = 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s.

Na tabela V.10 e na figura 5.37 verifica-se para os aços LN e LC a variação do $TG\gamma$ da GGZTA com o aumento do aporte térmico e, conseqüentemente, do tempo de permanência acima de 1000°C . Nota-se que, para ambos os aços, o aumento do tamanho de grão austenítico só foi considerável quando utilizado o aporte de 50 kJ/cm . Observa-se, também, que o $TG\gamma$ do aço LC foi consideravelmente menor do que o do aço LN, quando utilizado o mesmo aporte térmico.

TABELA V.10 – $TG\gamma$ na GGZTA dos aços avaliados

Aço	LN					LC				
Aporte (kJ/cm)	6	10	20	35	50	6	10	25	35	50
$t > 1000^{\circ}\text{C}$ (s)	1,7	2	4,3	7,3	10	1,7	2	4,3	7,3	10
$TG\gamma$ (μm)	66	64	68	66	83	36	34	38	40	50

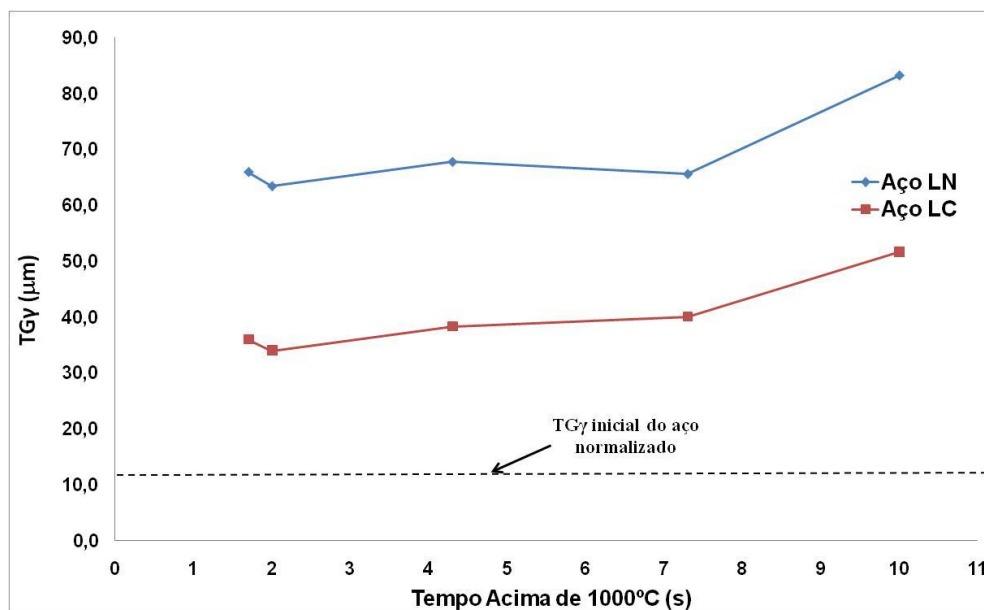


FIGURA 5.37 – Variação do $TG\gamma$ com o tempo de permanência acima de 1000°C . O tamanho de grão inicial do aço LC não pode ser medida, porém é inferior ao do aço LN.

Na tabela V.11 e na figura 5.38 verifica-se para os aços LN e LC a influência do aporte térmico e do $\Delta t_{8/5}$ na dureza da GGZTA. Nota-se que, para ambos os aços, o aumento do aporte causou a queda da dureza da GGZTA. Além disso, verifica-se que para o mesmo aporte, o aço LN sempre apresentou maior dureza na GGZTA do que o aço LC.

TABELA V.11 – Dureza da GGZTA dos aços avaliados

Aço	LN					LC				
	6	10	20	35	50	6	10	25	35	50
Aporte (kJ/cm)	6	10	20	35	50	6	10	25	35	50
$\Delta t_{800-500}$ (s)	6,3	7,8	12,5	32,6	46,0	6,30	7,80	12,5	32,6	46,0
Dureza (HV)	381	340	286	284	258	303	298	253	233	222

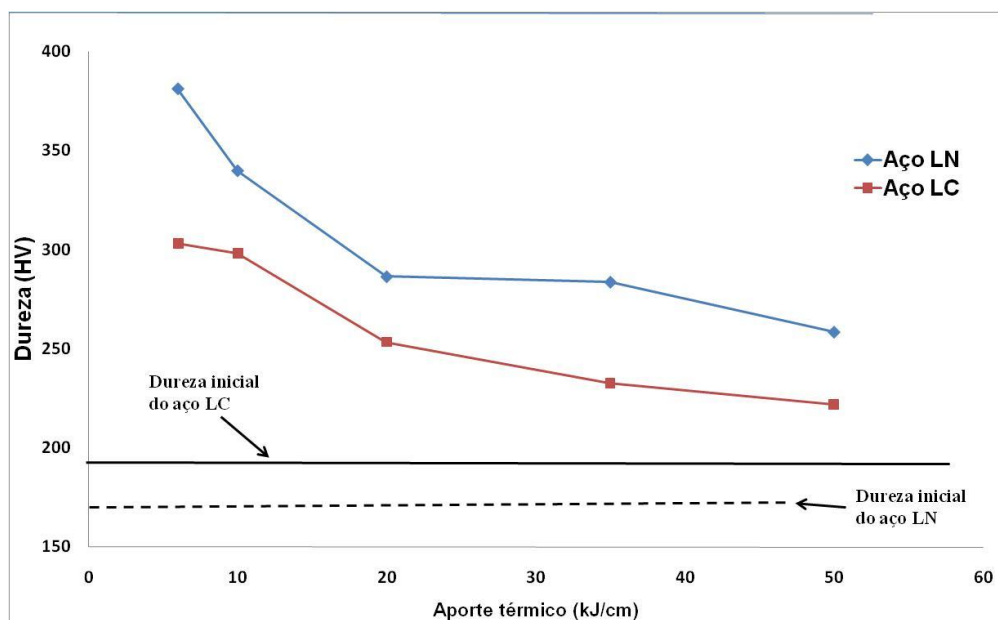


FIGURA 5.38 – Variação da dureza da GGZTA com o aporte térmico.

5.3.2 – Influência da T_{pico} na microestrutura e dureza da ZTA

As microestruturas típicas dos aços LN (normalizado) e LC (resfriamento acelerado), quando variada a T_{pico} , para o aporte térmico de 50 kJ/cm, podem ser vistas nas figuras 5.39 e 5.40, respectivamente. Estas microestruturas foram obtidas durante simulação de ciclos térmicos de soldagem no dilatômetro.

Nota-se na figura 5.39, que para o aço LN, quando utilizado 650°C como T_{pico} , a microestrutura obtida foi ferrita e perlita bandeada. O aumento da T_{pico} para 800°C

causou a formação de outros constituintes refinados, de difícil identificação apenas via microscópio ótico, onde previamente existia perlita. Para 900°C de T_{pico} observou-se uma microestrutura composta de ferrita de pequeno tamanho de grão, perlita e outros constituintes de difícil resolução via microscópio ótico. O aumento da temperatura para 1100, 1230 e 1350°C provocou o aparecimento de microestruturas ferríticas com características de temperatura de transformação mais baixas (FSF, FSA). Para 1350°C foi observado, também, a presença de FCG e FA, que são estruturas ferríticas típicas de mais alta temperatura de transformação. Percebeu-se, também, aumento expressivo do $TG\gamma$ com o aumento da temperatura de 1100 para 1350°C.

Já na figura 5.40, para o aço LC, percebe-se que quando utilizado 650°C como T_{pico} , a microestrutura obtida foi predominantemente ferrita e bainita. O aumento da T_{pico} para 800°C provocou mudança microestrutural como o aumento da quantidade de ferrita e o aparecimento de perlita. Além disso, foi possível notara presença de bainita. Para T_{pico} de 900°C observou-se uma microestrutura composta de ferrita de menor tamanho de grão, perlita e poucos constituintes de difícil resolução via microscopia ótica. O aumento da temperatura para 1100 e 1230°C causou o aparecimento de microestruturas ferríticas com características de temperatura de transformação mais baixas (FSF, FSA). Para 1350°C foi observado também FCG, FP e FA, que são estruturas típicas de mais alta temperatura de transformação. Percebeu-se, também, aumento expressivo do $TG\gamma$ com o aumento da temperatura de 1100 para 1350°C.

O gráfico da figura 5.41 mostra a influência da T_{pico} na dureza das diferentes regiões da ZTA, quando utilizado o aporte térmico de 50 kJ/cm, para ambos os aços avaliados. Percebe-se que o aço produzido por resfriamento acelerado (LC) apresentou queda de dureza quando submetido a temperaturas até 900°C, enquanto que para o aço LN a dureza só foi diminuída quando utilizado T_{pico} de 650°C. Além disso, percebe-se nesta figura, que a dureza do aço LC era maior para o metal base e que esta se manteve superior até a região intercrítica. O aumento da T_{pico} para temperaturas acima da região intercrítica ocasionou em maiores durezas para o aço normalizado (LN). Nessas temperaturas, embora o aço LC não tenha endurecido tanto quanto o aço LN, a dureza da ZTA se manteve acima da do metal base.

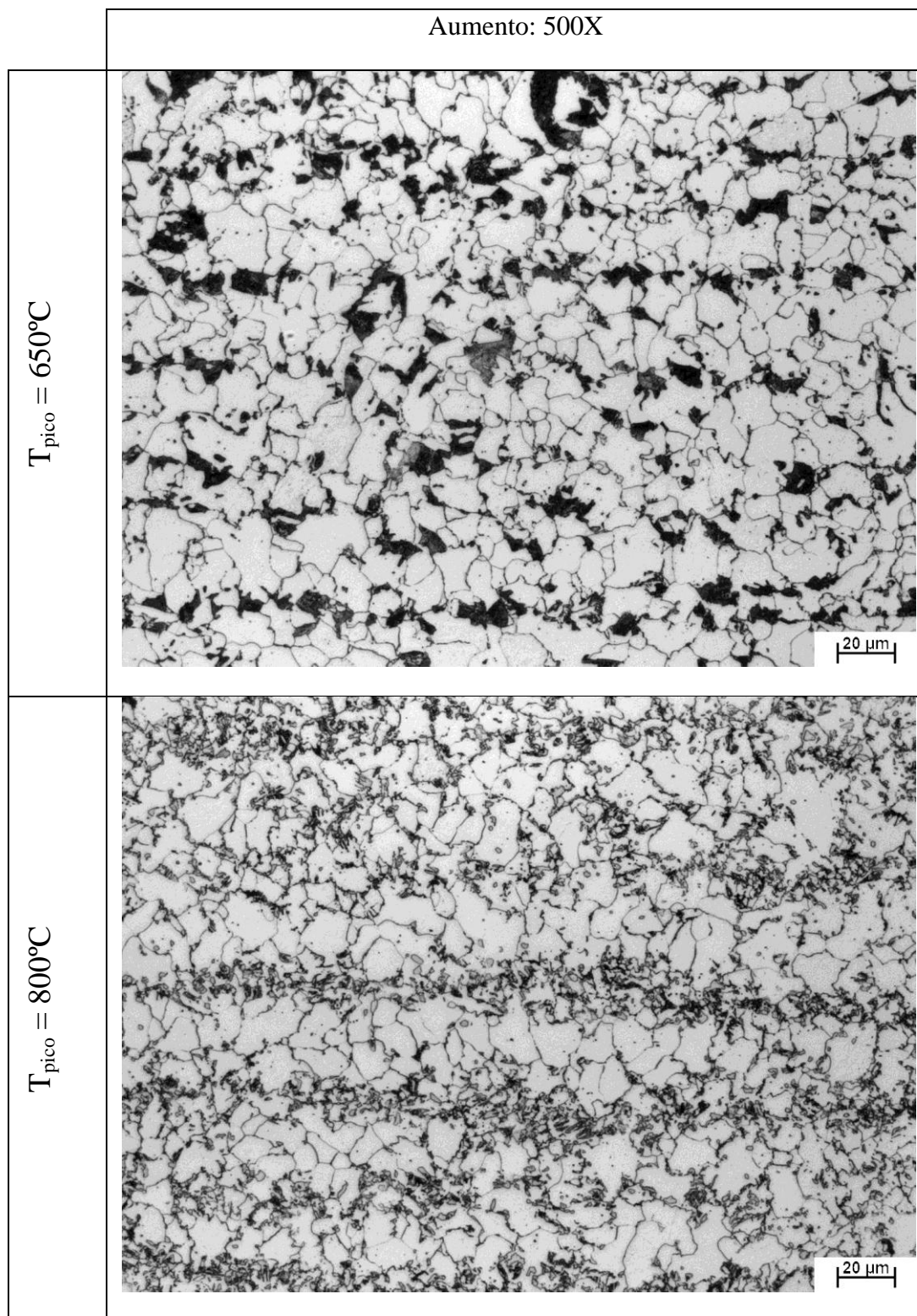


FIGURA 5.39 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN para diferentes T_{pico} .

HI = 50 kJ/cm. $\Delta t_{8/5} = 46$ s.

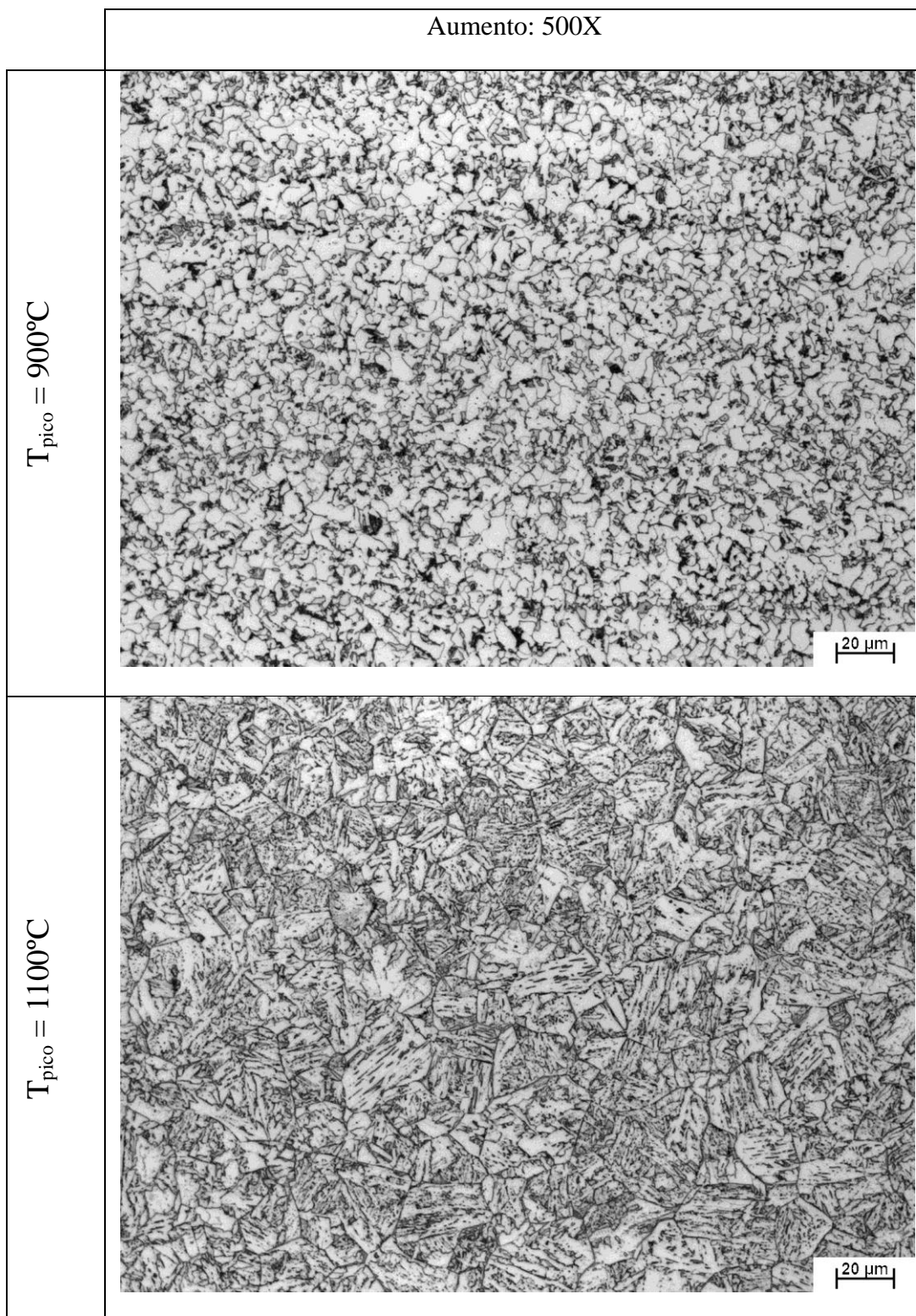


FIGURA 5.39 – Continuação.

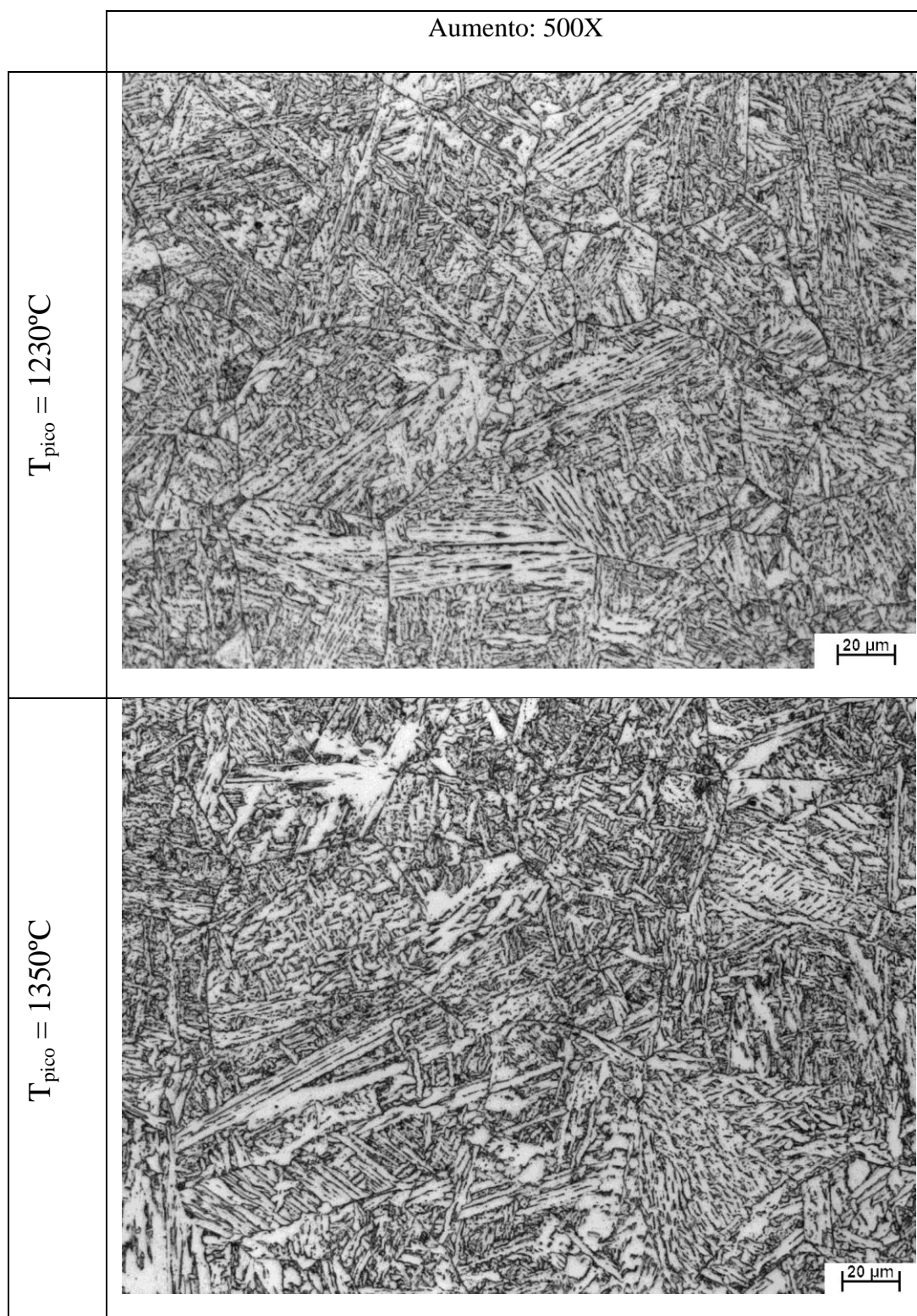


FIGURA 5.39 – Continuação.

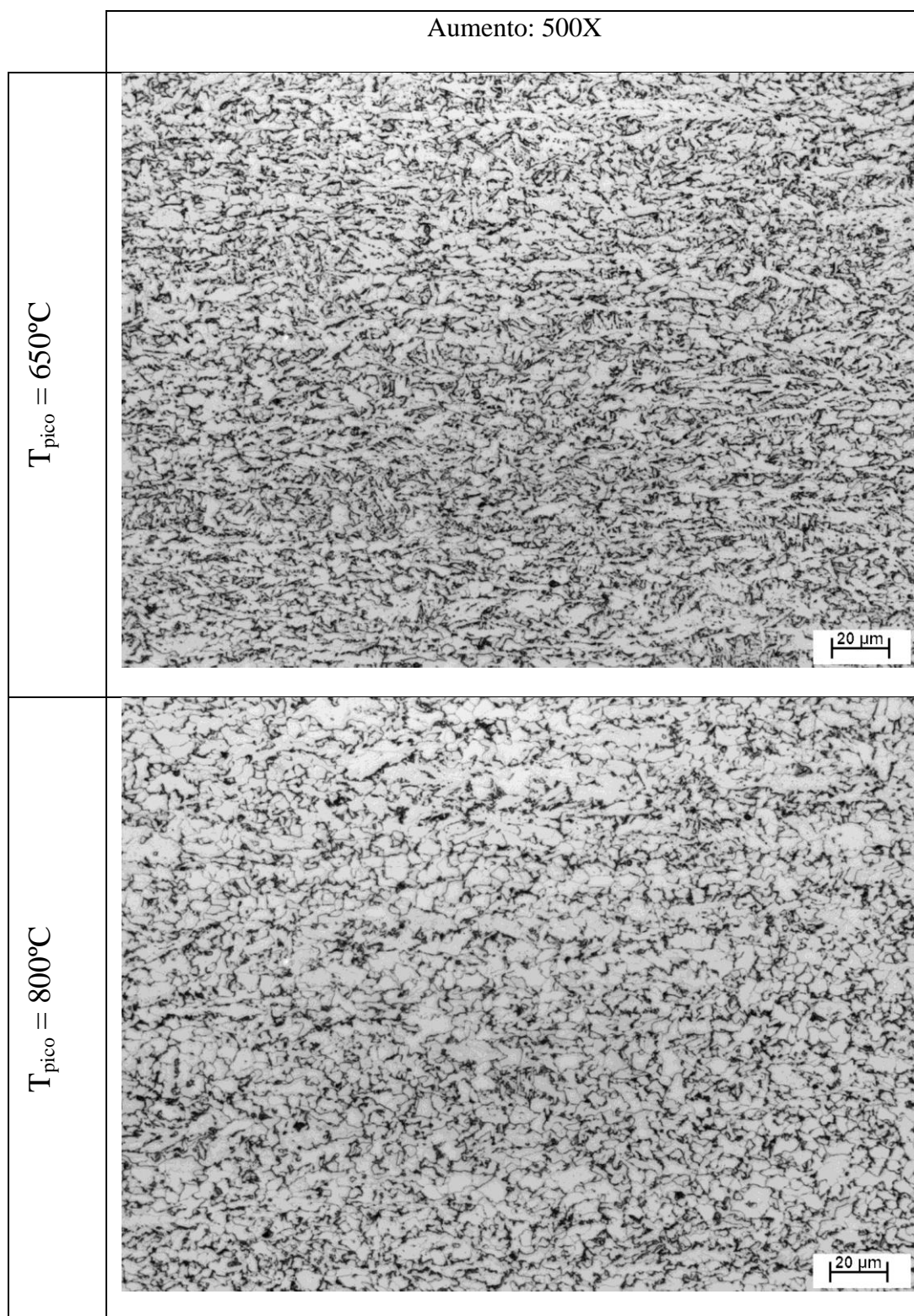


FIGURA 5.40 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC para diferentes T_{pico} .
HI = 50 kJ/cm. $\Delta t_{8/5} = 46$ s.

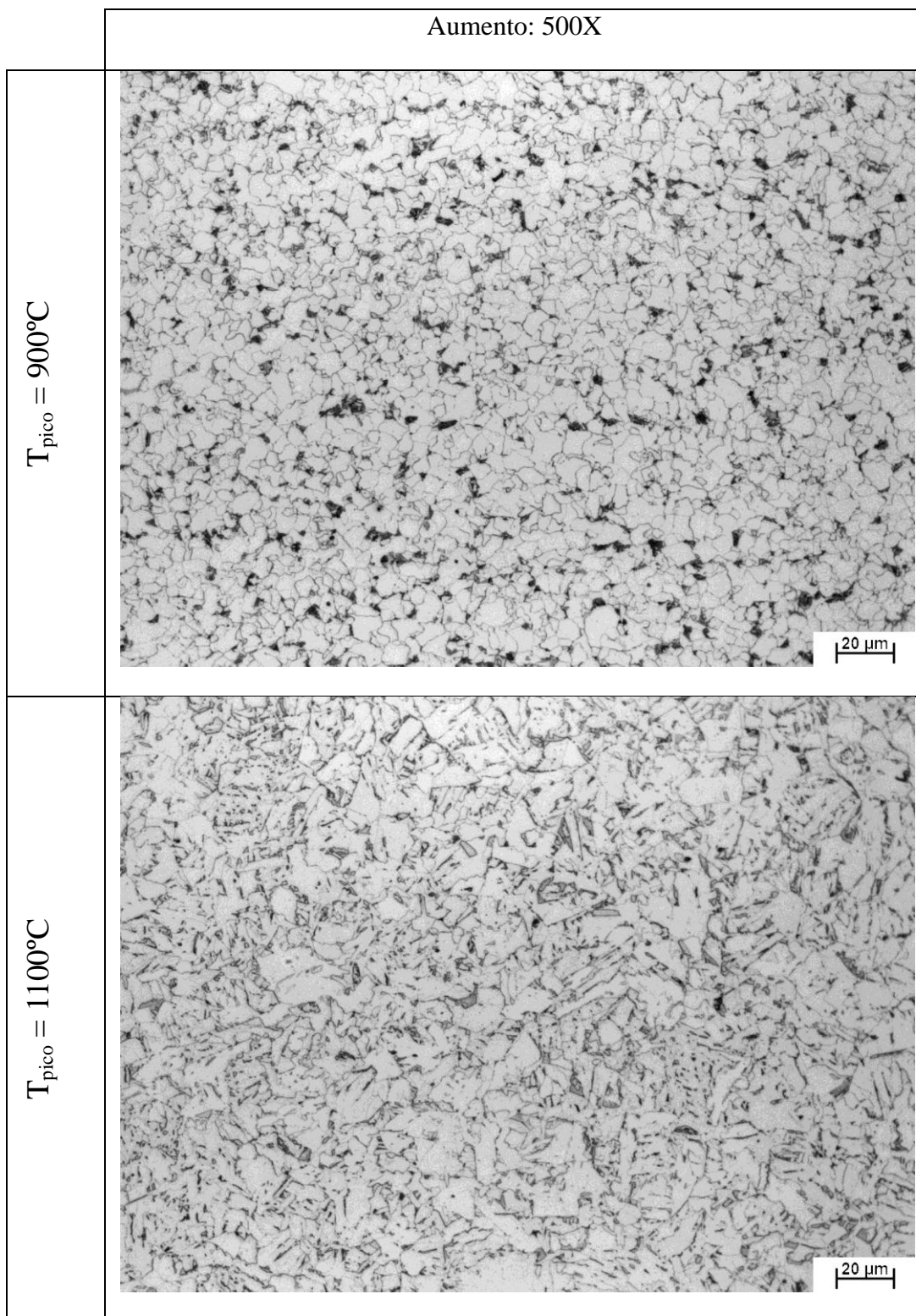


FIGURA 5.40 – Continuação.

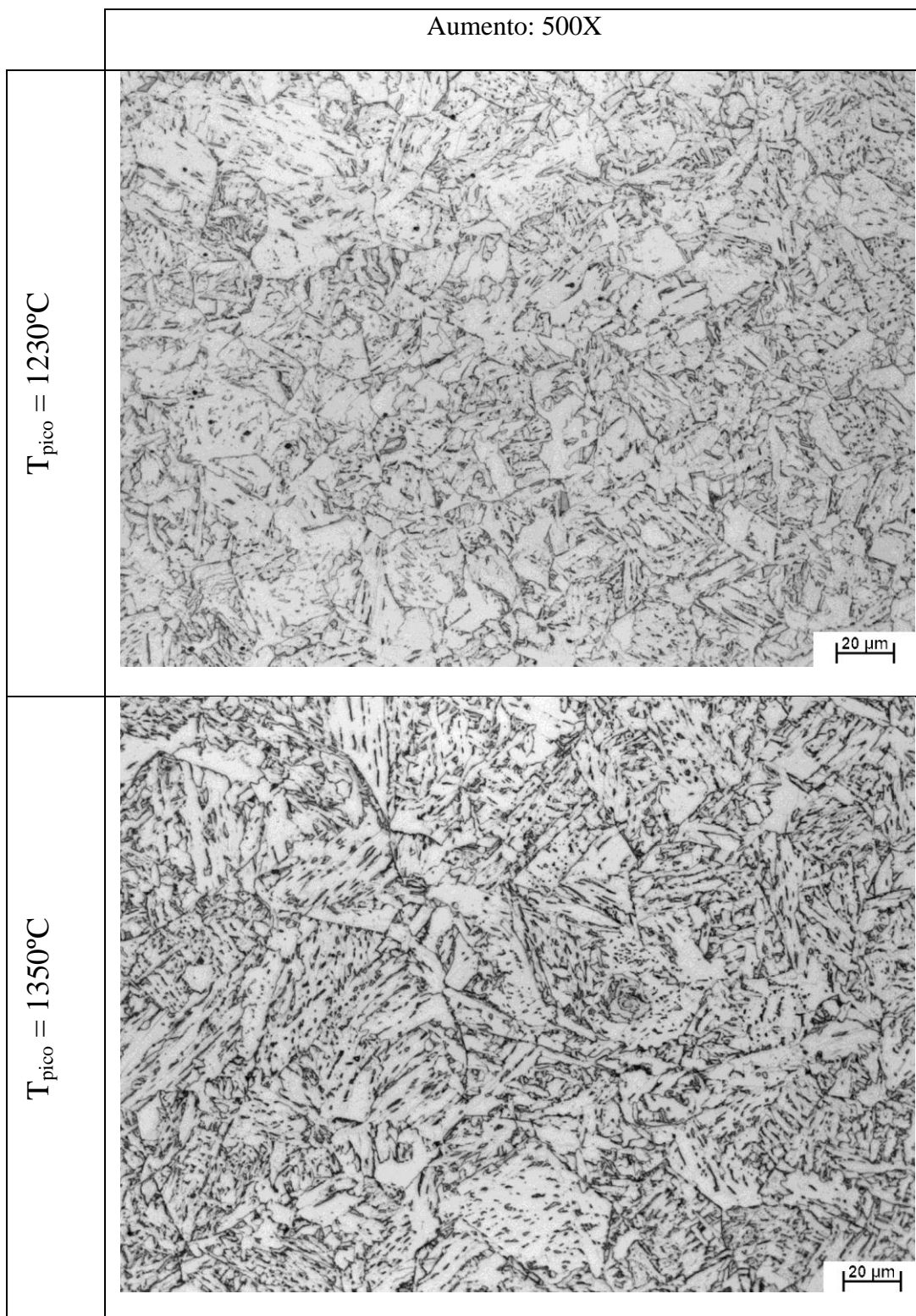


FIGURA 5.40 – Continuação.

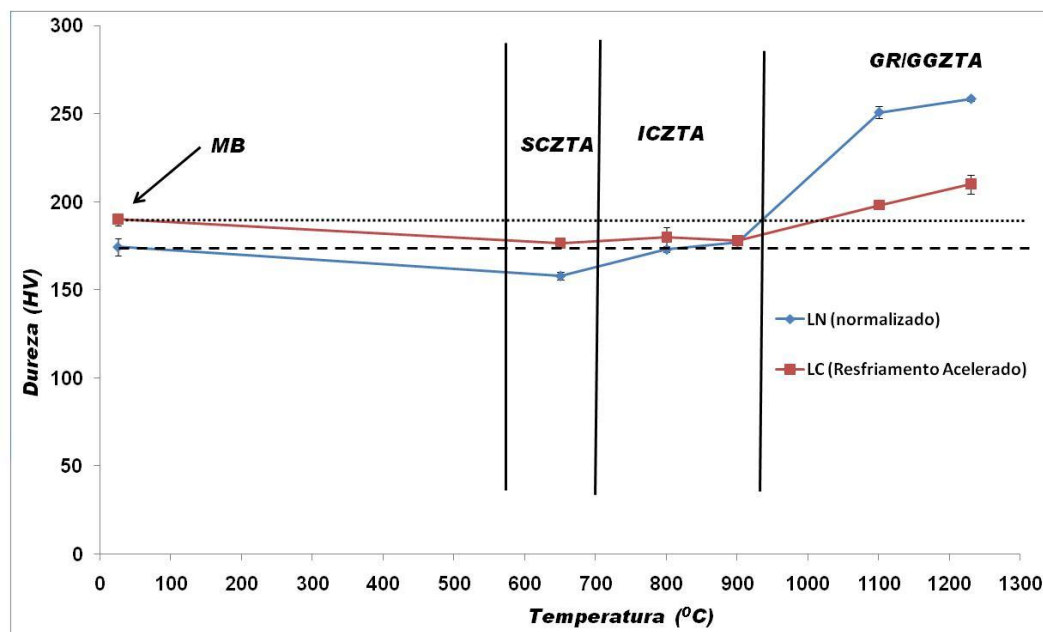


FIGURA 5.41 – Influência da temperatura de pico na dureza das diferentes regiões da ZTA de ambos os aços avaliados.

5.3.3 – Formação microestrutural durante resfriamento

Como comentado na seção metodologia, foram realizadas simulações no dilatômetro de ciclos térmicos de soldagem interrompidos, correspondentes a 50 kJ/cm de aporte térmico. Estas simulações foram realizadas para avaliar a progressão da formação dos diferentes constituintes presentes na microestrutura da GGZTA dos aços LN e LC. As microestruturas típicas dos aços LN (normalizado) e LC (resfriamento acelerado), quando variada a temperatura de início de tempera (entre A_{r1} e A_{r3}) podem ser vistas nas figuras 5.42 a 5.44 e 5.45 a 5.48, respectivamente. As figuras 5.49 e 5.50 mostram as curvas obtidas no dilatômetro com o uso das diferentes temperaturas de tempera utilizadas, para os aços LN e LC, respectivamente.

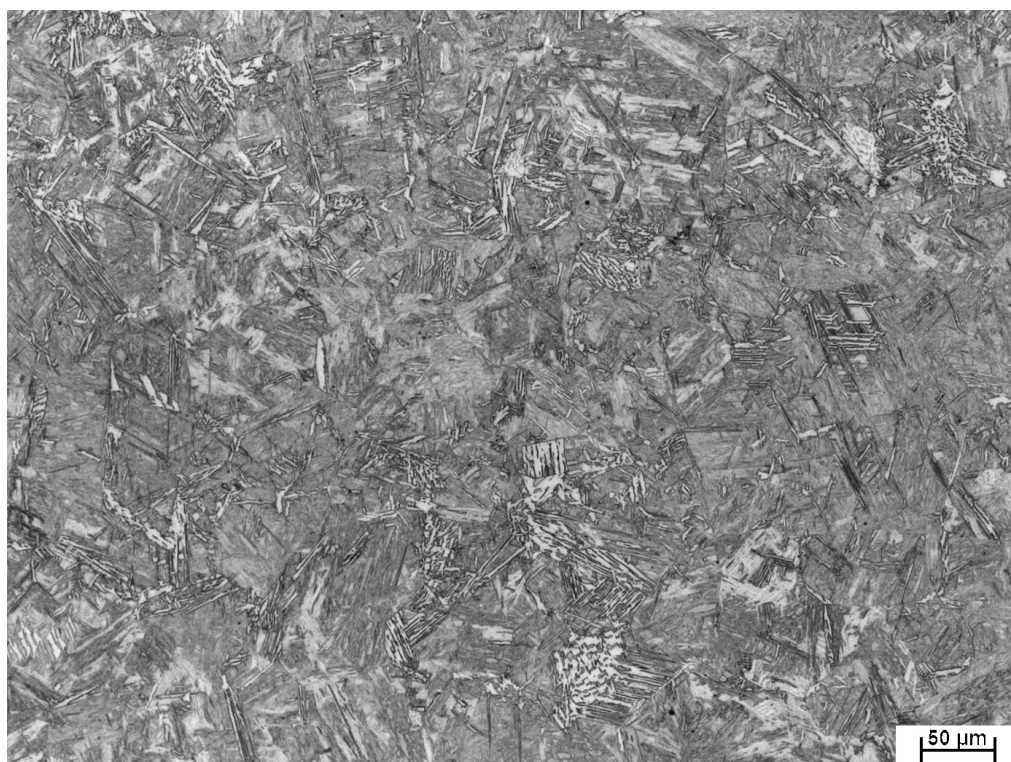
A partir das figuras 5.42 a 5.44 observa-se que para o aço LN:

- Quando no resfriamento é atingido 510⁰C, começa a ocorrer a formação de ripas de ferrita, conhecidas como ferrita de Widmanstätten (FW).
- A diminuição da temperatura de transformação (490⁰C) provocou a formação de FSF e FSA, a partir da FW prévia. Não foi observada a formação de FCG.

- A partir de 470°C praticamente toda microestrutura já foi transformada, com a presença de FSF, FSA e FA.

A partir das figuras 5.45 a 5.48 observa-se que para o aço LC:

- Quando no resfriamento é atingido 610°C , há a formação de FCG;
- Para 590°C , pode-se observar o início da formação de FW e o aumento da quantidade e do tamanho da FCG;
- Com o abaixamento da temperatura (570 e 550°C), FSF e FSA já se apresentam de forma mais grosseira, ou seja, o tempo a partir do início da transformação foi suficiente para resultar no crescimento quase completo da microestrutura.



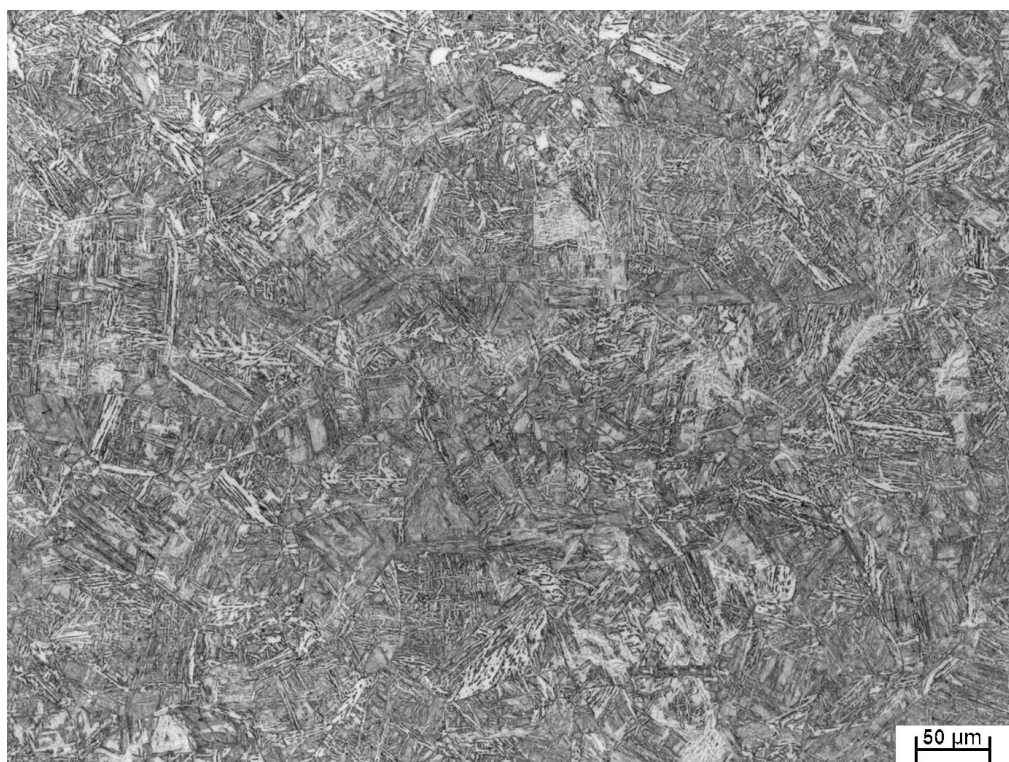
(a) 200X



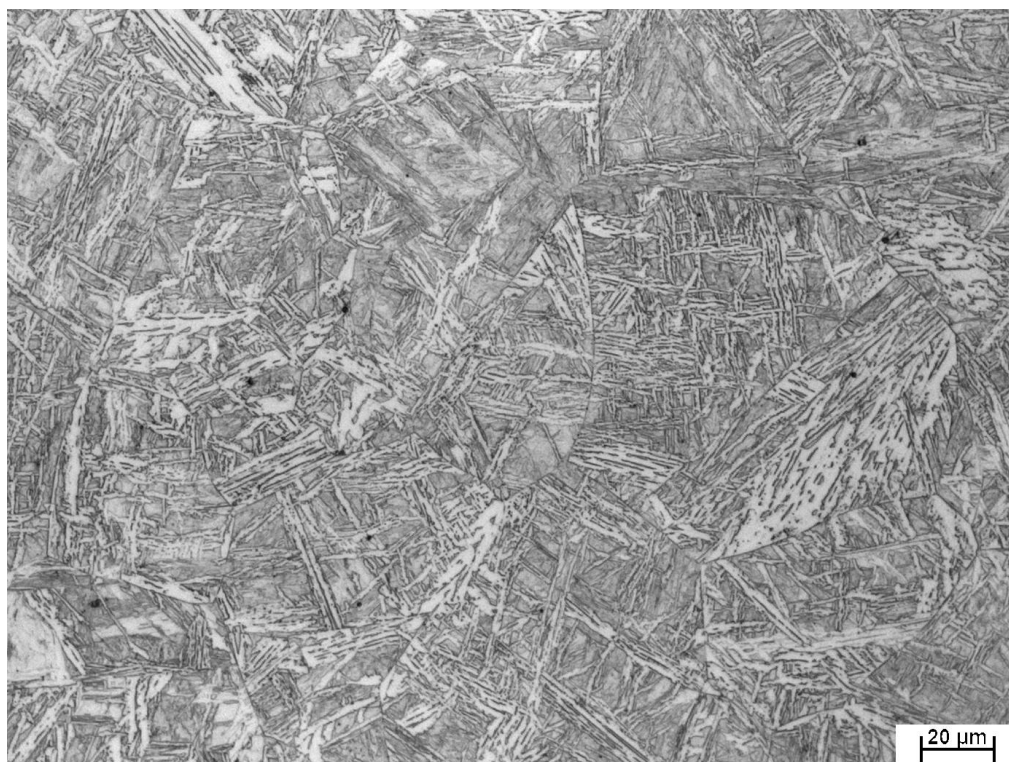
(b) 500X

FIGURA 5.42 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN temperado a 510°C.

HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s.



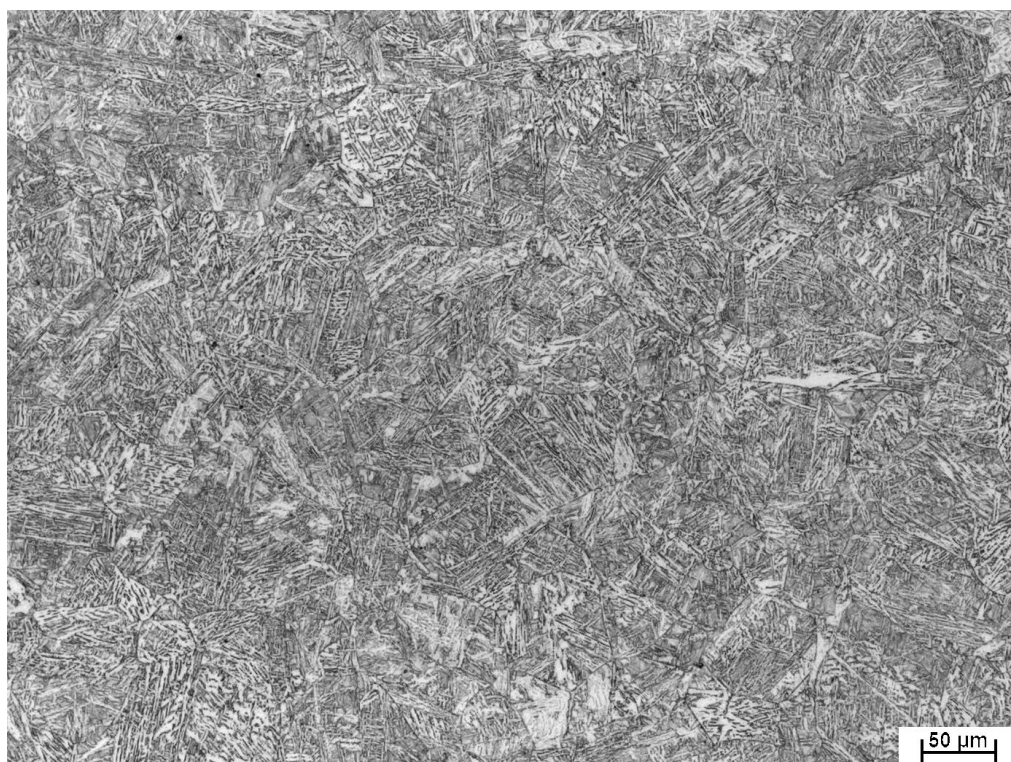
(a) 200X



(b) 500X

FIGURA 5.43 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN temperado a 490°C.

HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s.

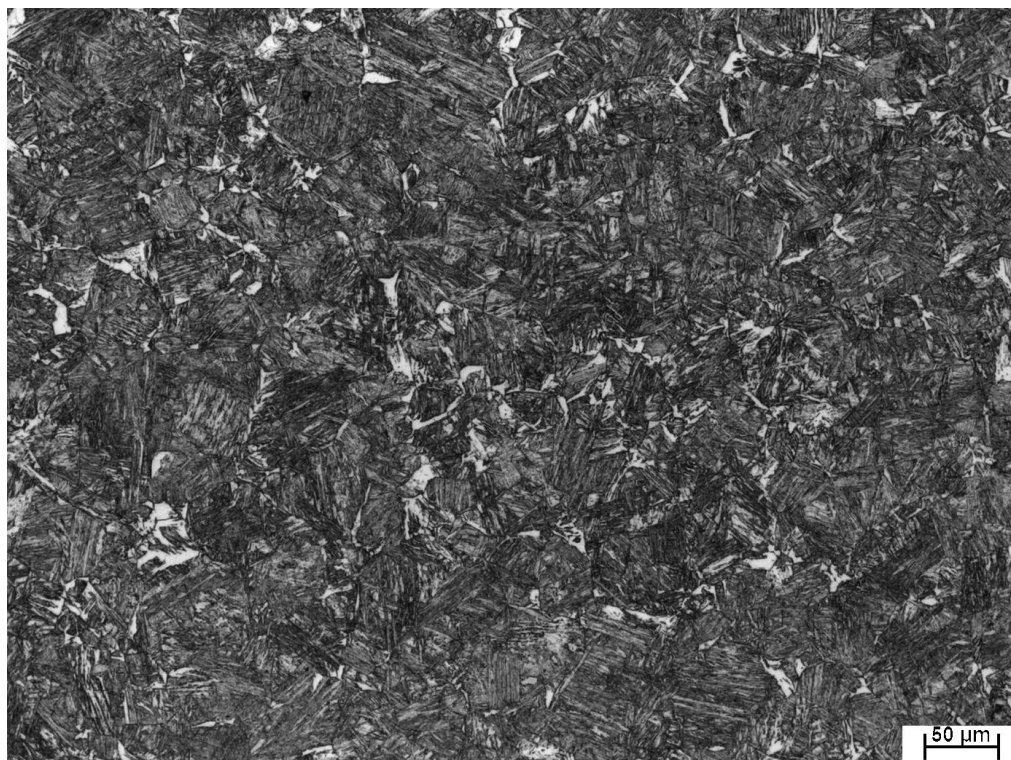


(a) 200X



(b) 500X

FIGURA 5.44 – Aspecto típico da microestrutura do aço LN temperado a 470°C.
HI: 50kJ/cm; $\Delta t_{800/500} = 46s$.



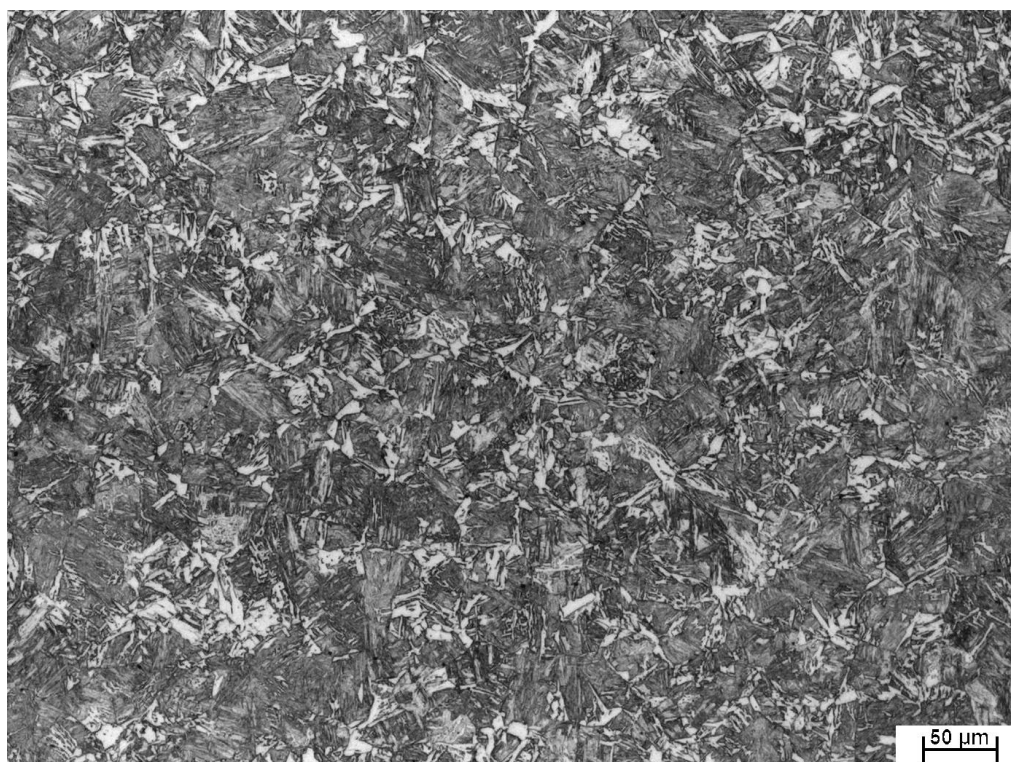
(a) 200X



(b) 500X

FIGURA 5.45 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC temperado a 610°C.

HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46s$.



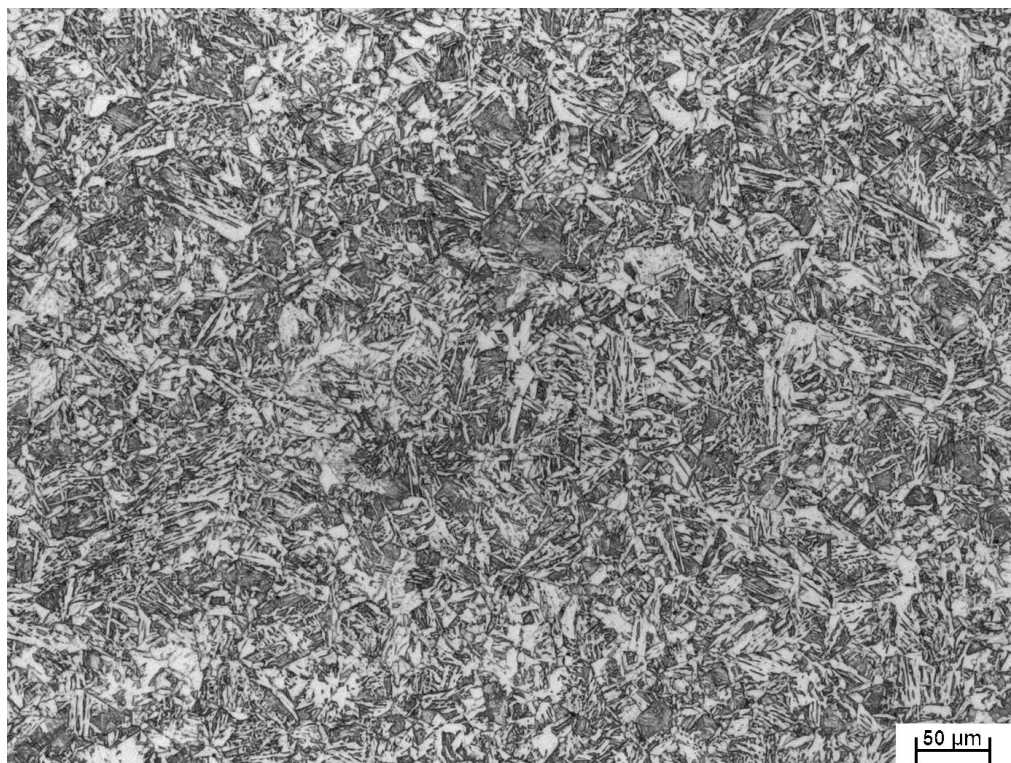
(a) 200X



(b) 500X

FIGURA 5.46 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC temperado a 590°C.

HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s.



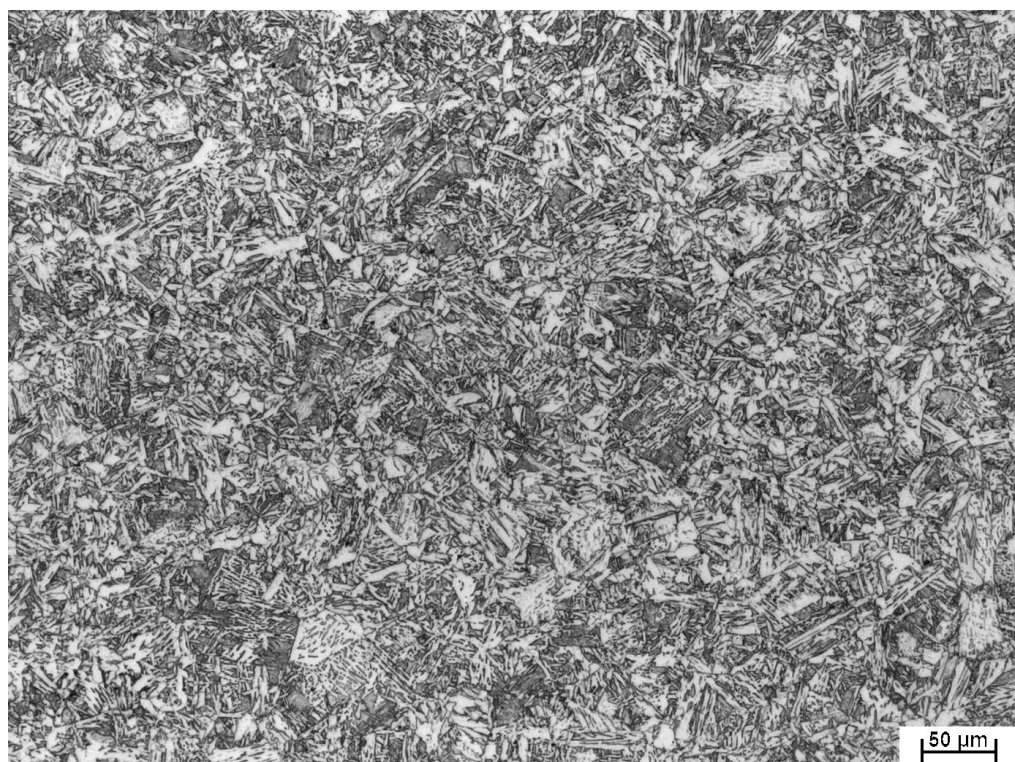
(a) 200X



(b) 500X

FIGURA 5.47 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC temperado a 570°C.

HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s.



(a) 200X



(b) 500X

FIGURA 5.48 – Aspecto típico da microestrutura do aço LC temperado a 550°C.

HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s.

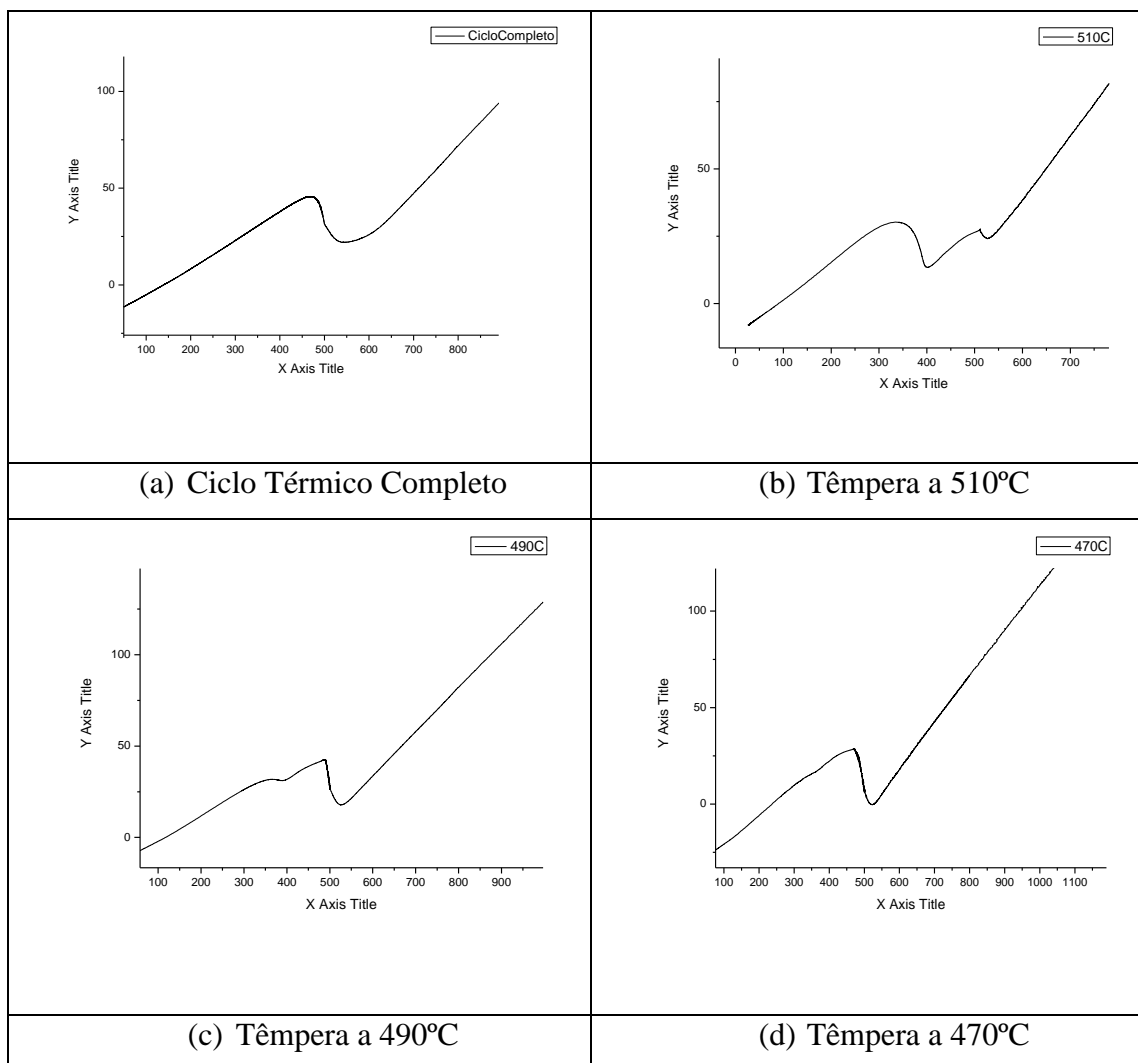


FIGURA 5.49 – Curvas de dilatação obtidas com o uso de diferentes temperaturas de têmpera, para o aço LN. Eixos X e Y correspondem a Temperatura ($^{\circ}\text{C}$) e dilatação, respectivamente.

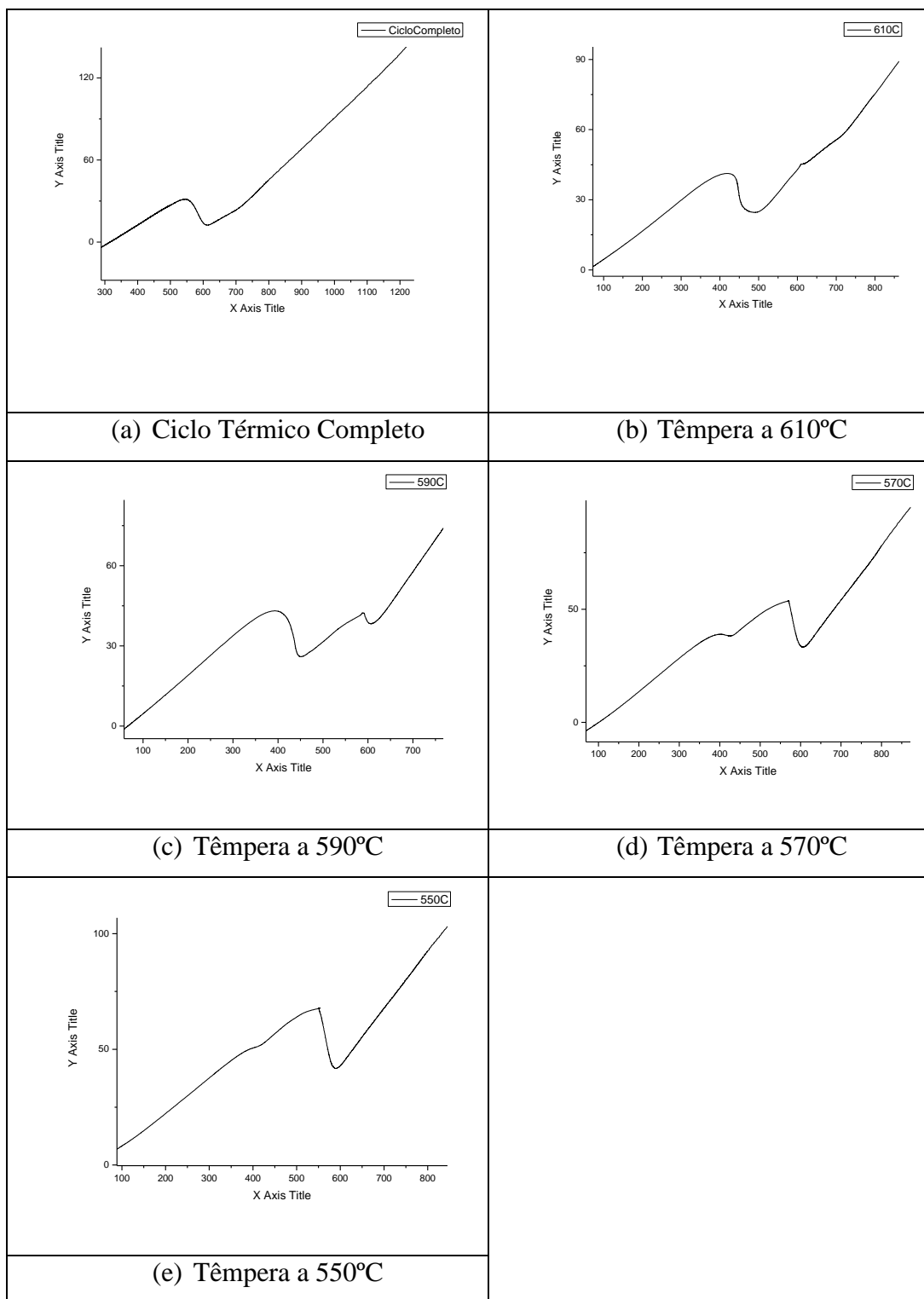


FIGURA 5.50 – Curvas de dilatação obtidas com o uso de diferentes temperaturas de têmpera, para o aço LC. Eixos X e Y correspondem a Temperatura ($^{\circ}\text{C}$) e dilatação, respectivamente.

5.3.4 – Simulação de Duplo Ciclo de Soldagem

As microestruturas típicas dos aços LN (normalizado) e LC (resfriamento acelerado), quando submetidos a duplo ciclo de soldagem no dilatômetro, tendo o primeiro e o segundo ciclo atingido a GGZTA e a ICGGZTA, respectivamente, podem ser vistas das figuras 5.51 a 5.58. A condição simulada foi a de aporte térmico de 50 kJ/cm. Nestas figuras, o ataque utilizado foi o nital 4% ou o Le Pera seguido por ataque eletrolítico. As microestruturas atacadas com este último ataque mostram sempre a mesma região para cada condição simulada. De modo geral, o constituinte M-A observado, foi em sua grande maioria do tipo massivo entre as ripas de ferrita, para todas as condições e aços avaliados.

A quantidade de constituinte M-A, medida por microscopia ótica em analisador de imagens, pode ser vista na tabela V.11. Observa-se também nesta tabela, a quantidade de constituinte M-A quando se usou apenas um ciclo térmico de soldagem. Nota-se o aumento da porcentagem deste constituinte quando utilizado duplo ciclo de soldagem. Além disso, percebe-se que o aumento da T_{pico} intercrítica tendeu a diminuir a quantidade de constituinte M-A, para ambos os aços. Outra observação importante é que não houve diferença significativa na quantidade de constituinte M-A, entre os aços, quando utilizado apenas um ciclo térmico de soldagem. Já quando do uso de duplo ciclo, a quantidade de constituinte M-A foi consideravelmente maior para o aço LN.

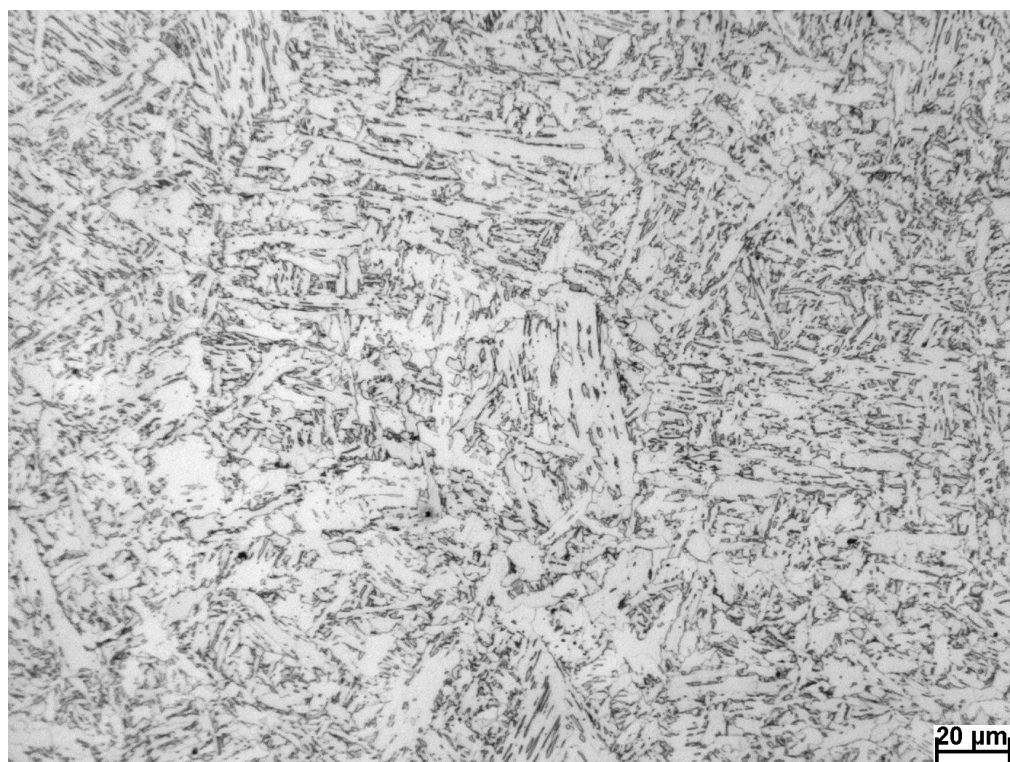
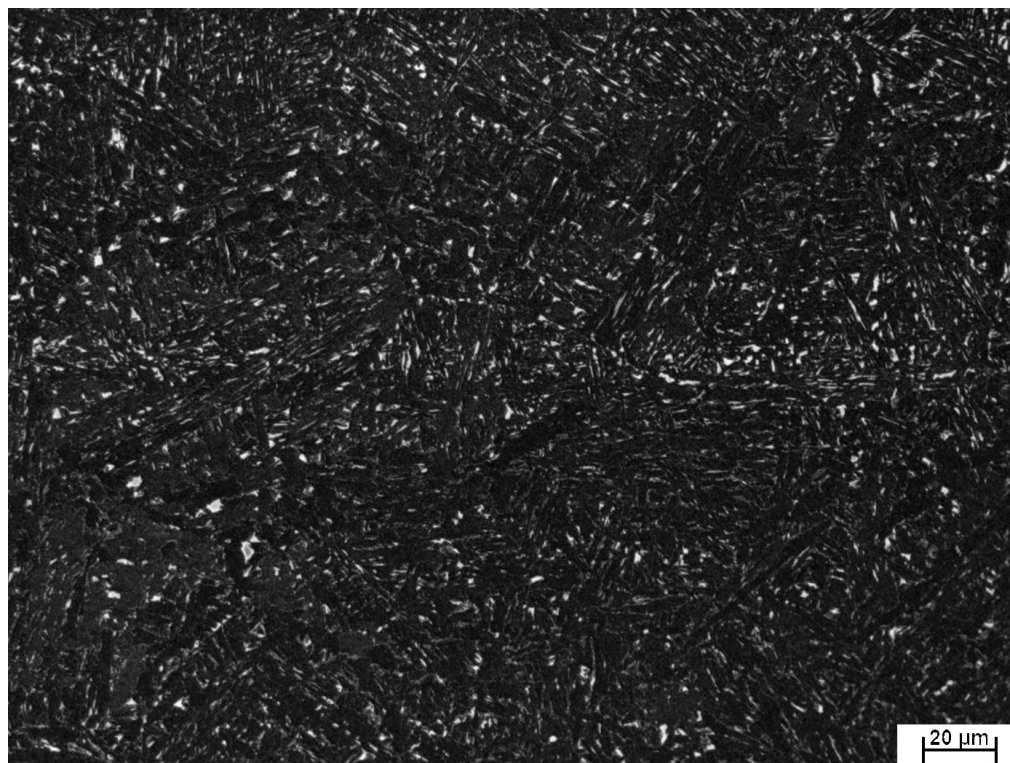
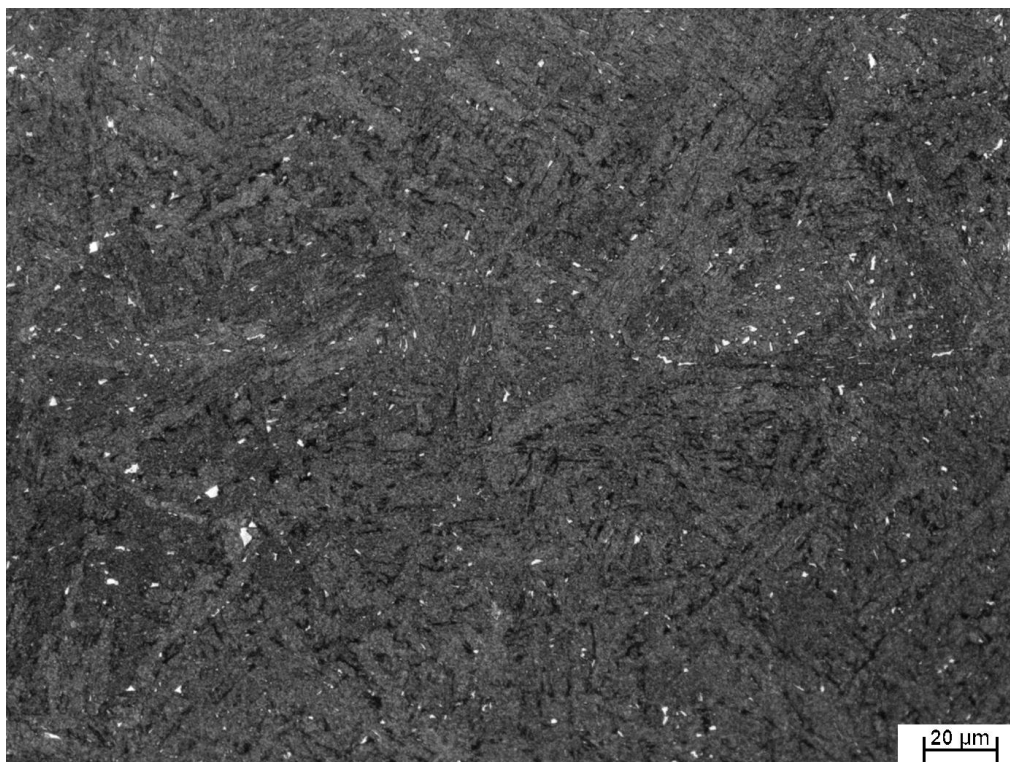


FIGURA 5.51 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LN. HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s; T_{pic02} : 795°C. Aumento: 500X. Ataque: nital 4%.



(a) Ataque: Le Pera



(b) Ataque: Eletrolítico

FIGURA 5.52 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LN.

HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s; $T_{\text{pico2}}: 795^{\circ}\text{C}$. Aumento: 500X.

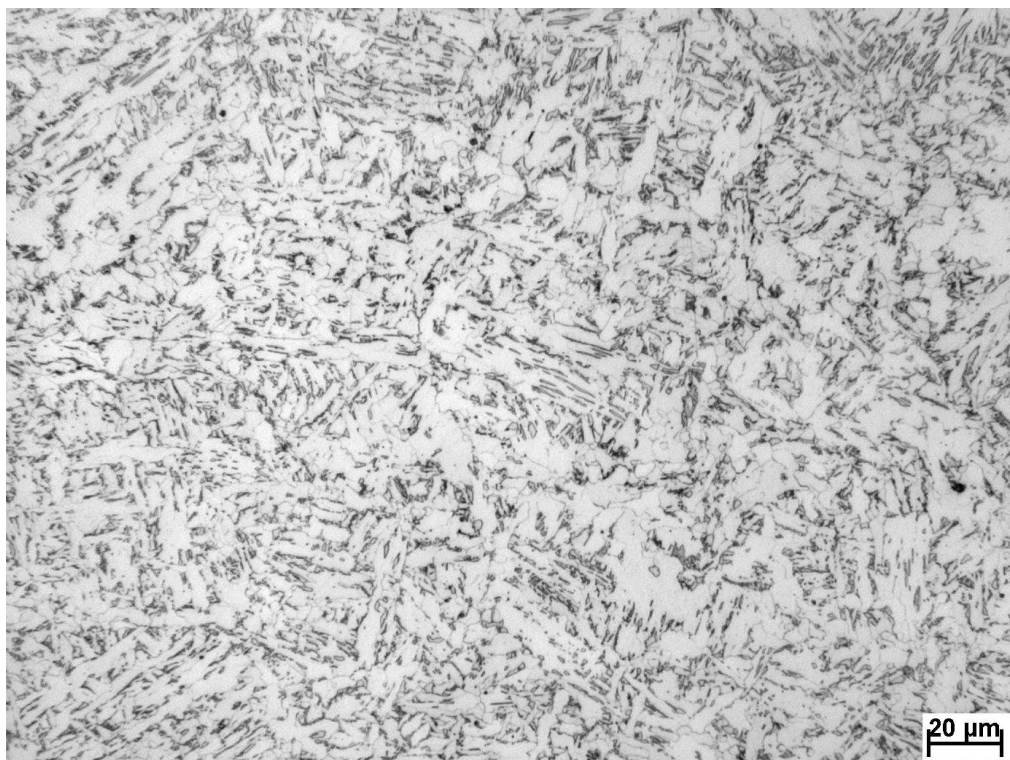
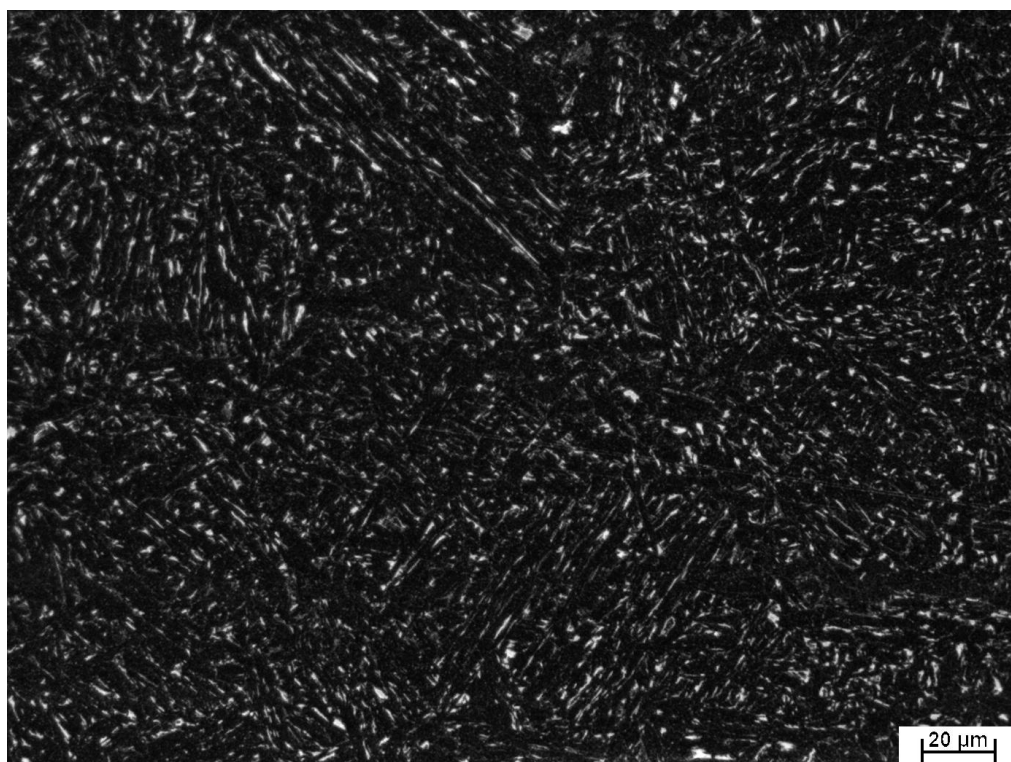
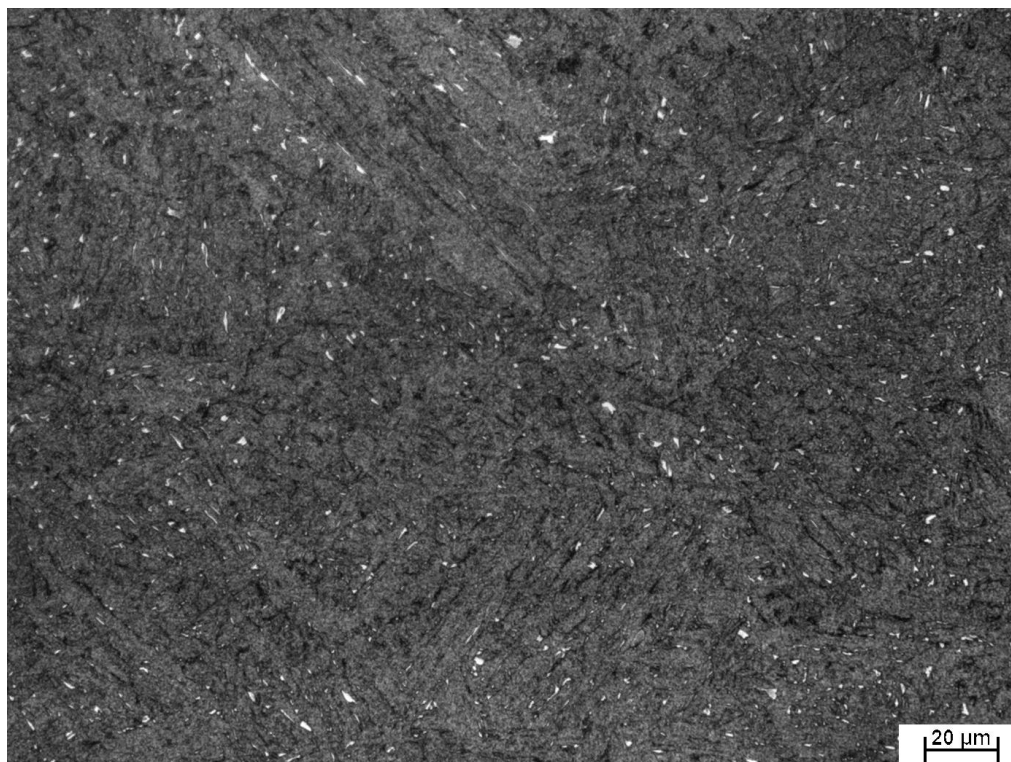


FIGURA 5.53 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LN. HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46s$; $T_{\text{pico2}}: 815^{\circ}\text{C}$. Aumento: 500X. Ataque: nital 4%.



(a) Ataque: Le Pera



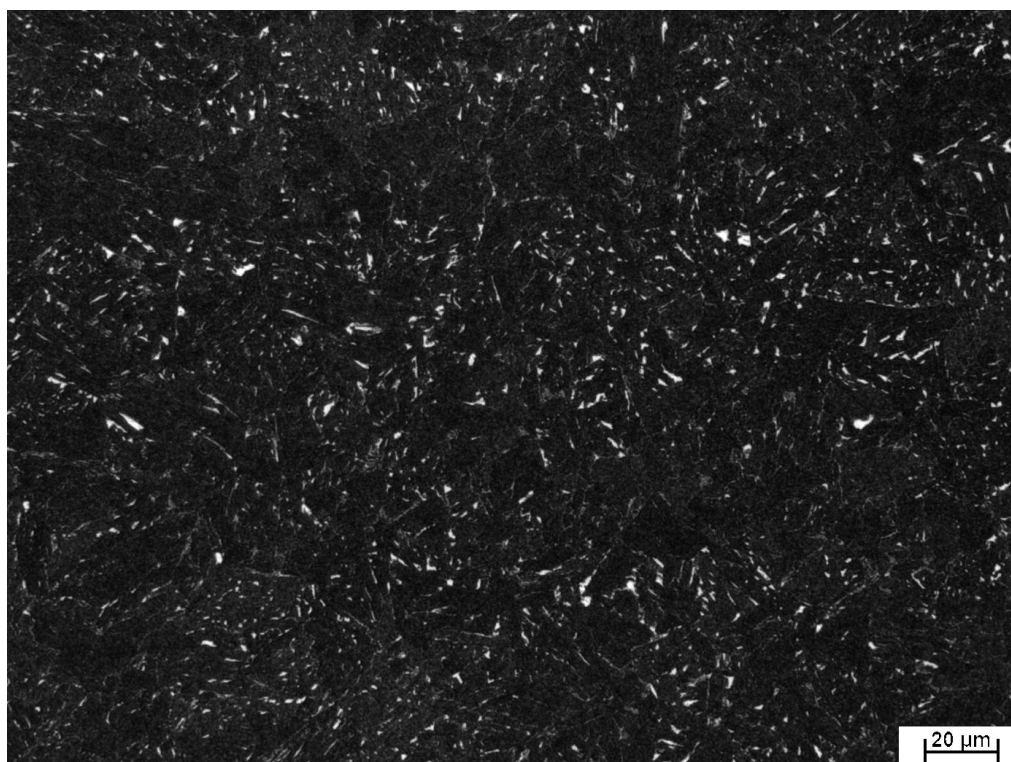
(b) Ataque: Eletrolítico

FIGURA 5.54 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LN.

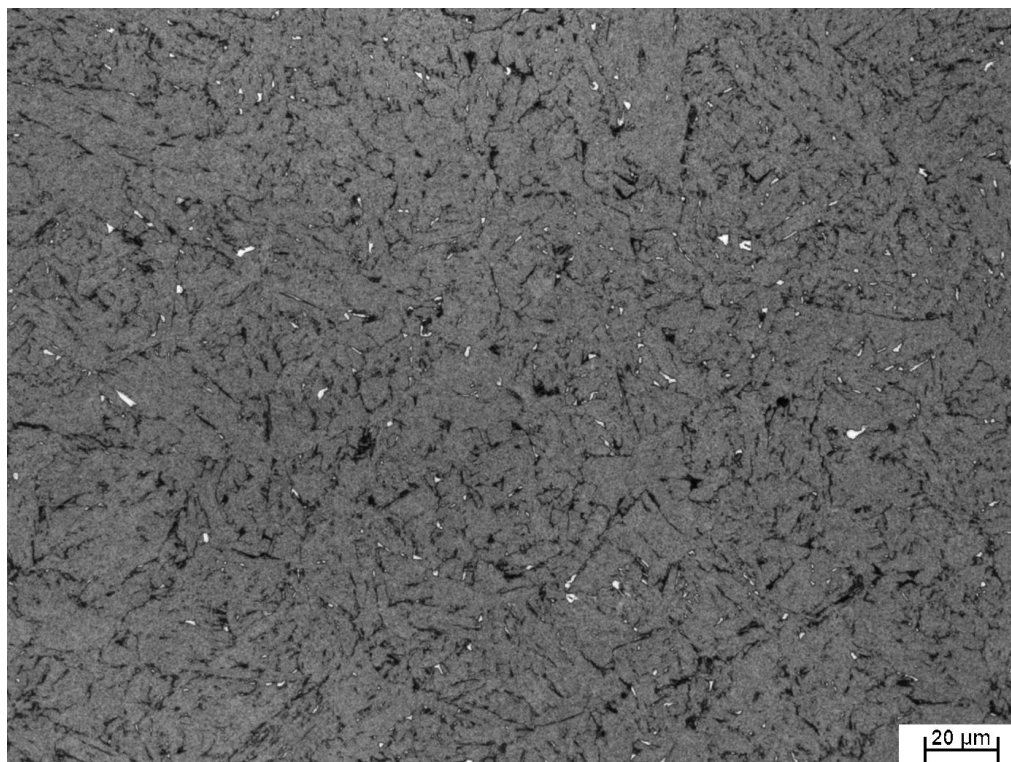
HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s; $T_{\text{pico2}}: 815^{\circ}\text{C}$. Aumento: 500X.



FIGURA 5.55 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LC. HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s; $T_{\text{pico2}}: 800^{\circ}\text{C}$. Aumento: 500X. Ataque: nital 4%.



(a) Ataque: Le Pera



(b) Ataque: Eletrolítico

FIGURA 5.56 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LC.

HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46$ s; $T_{\text{pico2}}: 800^{\circ}\text{C}$. Aumento: 500X.

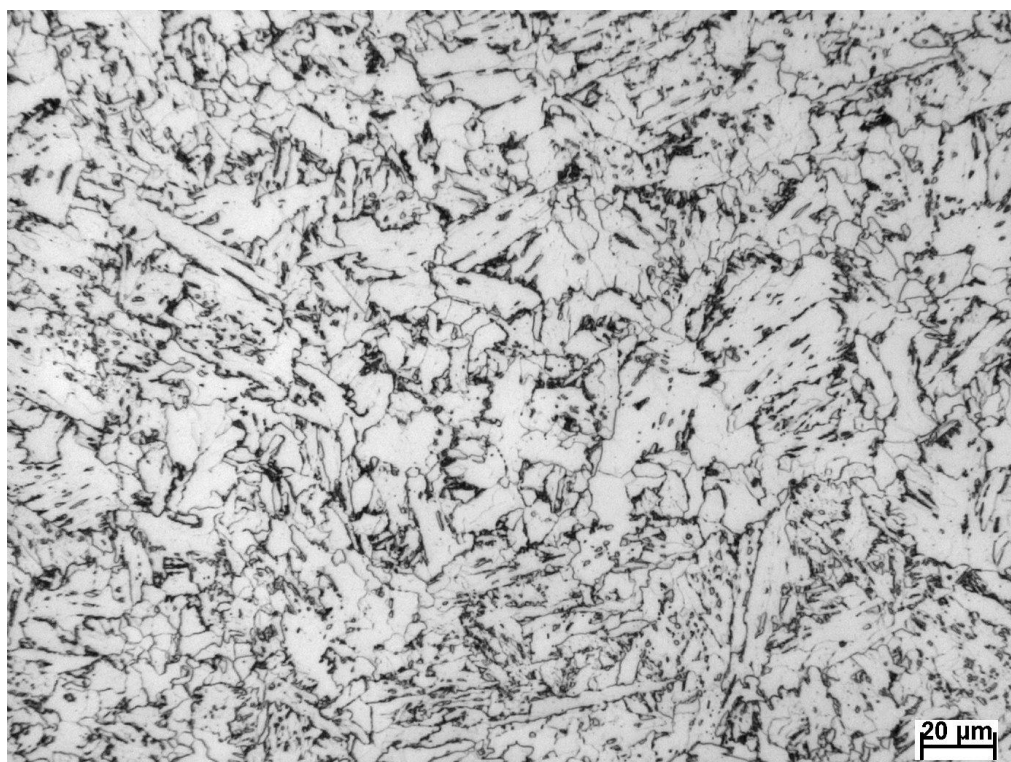
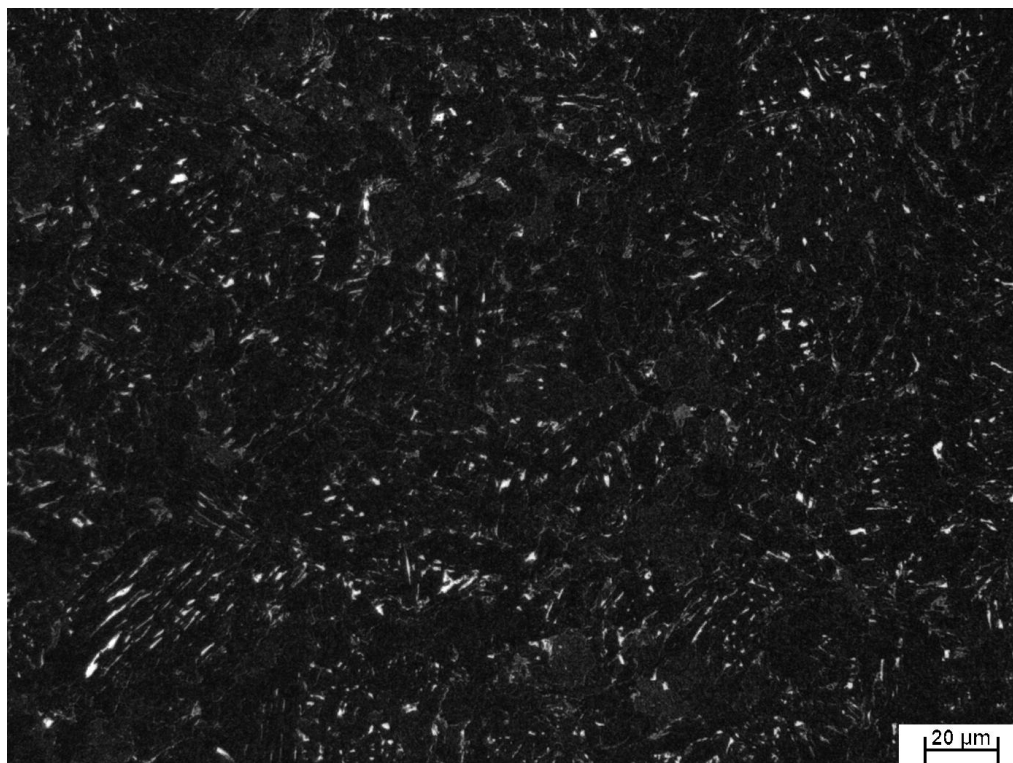
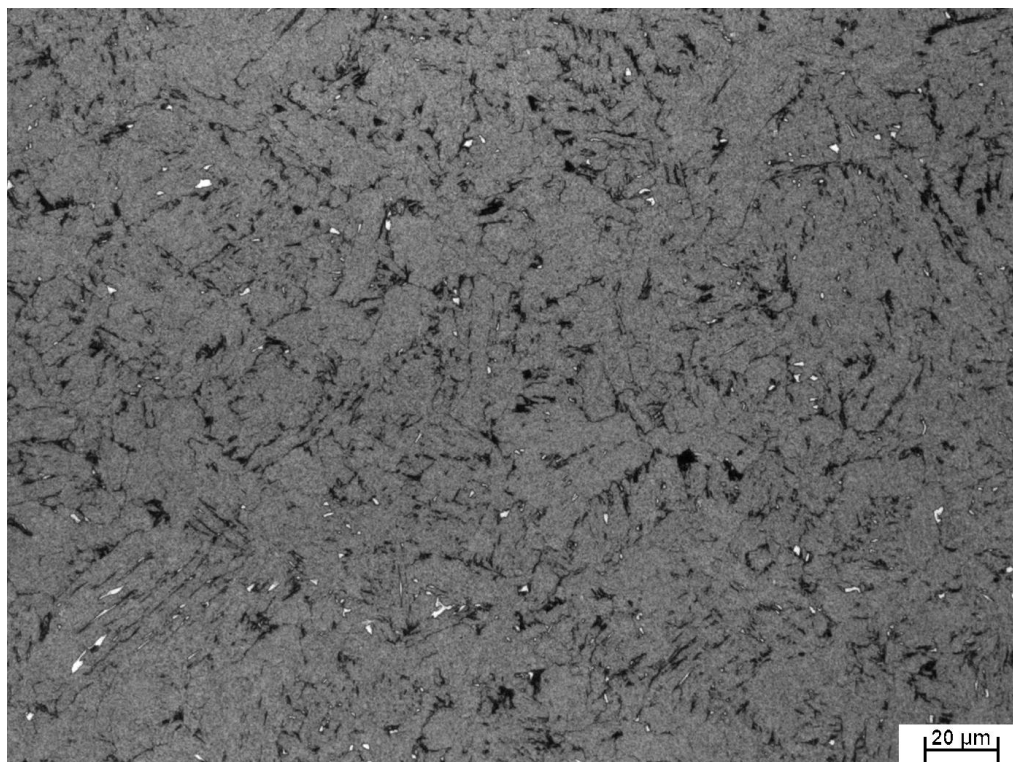


FIGURA 5.57 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LC. HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46s$; $T_{\text{pico2}}: 820^{\circ}\text{C}$. Aumento: 500X. Ataque: nital 4%.



(a) Ataque: Le Pera



(b) Ataque: Eletrolítico

FIGURA 5.58 – Aspecto típico da microestrutura da ICGGZTA do aço LC.

HI: 50 kJ/cm; $\Delta t_{8/5} = 46s$; Tpico2: 820°C. Aumento: 500X

TABELA V.11 – Quantidade (%) de constituinte MA, medido via microscopia ótica, em amostras simuladas no dilatômetro. Aporte térmico: 50 kJ/cm. Na coluna T_{pico} , o primeiro e o segundo valor correspondem ao primeiro e ao segundo pico, respectivamente.

Aço	Região	$T_{\text{pico}} (^{\circ}\text{C})$	% M-A total
LN	GGZTA	1350	2,48
	ICGGZTA	1350/795	5,70
		1350/815	3,10
LC	GGZTA	1350	2,98
	ICGGZTA	1350/800	3,88
		1350/820	2,83

6 – DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

6.1 – Caracterização dos Materiais

Ambos os aços avaliados apresentaram composição química de acordo com a visada e nível de inclusões aceitáveis, tabelas V.1 e V.2 e figura 5.1. O aço LN apresentou microestrutura homogênea ao longo da espessura, uma vez que a amostra foi submetida a tratamento térmico de normalização e resfriada homogeneamente. Já o aço LC apresentou heterogeneidade microestrutural ao longo da espessura, devido ao gradiente de temperatura durante o resfriamento da amostra após laminação em escala piloto. Este gradiente ocorreu, pois, diferentemente ao que ocorre em escala industrial na produção de aços produzidos por laminação controlada e resfriamento acelerado, o fluxo de água nas partes superior e inferior da chapa laminada não foram similares. Entretanto, para este estudo este não foi um fator impactante, uma vez que as amostras foram retiradas da região central da chapa laminada, cujo a microestrutura era homogênea. Além disso, como para todas as condições de simulação utilizadas, a temperatura atingida foi superior à de austenitização, a heterogeneidade microestrutural do aço LC foi desconsiderada na discussão dos resultados.

Considerando apenas a região central das amostras, o aço LN apresentou uma microestrutura constituída de ferrita e perlita, figura 5.2, enquanto o aço LC apresentou ferrita e bainita como seus constituintes, figura 5.3. Além disso, nota-se que a microestrutura do aço LC é consideravelmente mais refinada que a do aço LN, o que era esperado devido ao processo de laminação controlada que o aço LC foi submetido.

A respeito da propriedade mecânica dos aços, percebe-se que mesmo possuindo C_{eq} consideravelmente menor, o aço LC obteve maiores valores de LE, LR e dureza, tabelas V.3 e V.4. Este comportamento se deve ao refino de grão e às transformações microestruturais proporcionados pela laminação controlada e resfriamento acelerado utilizada para produção do aço LC. A resistência ao impacto Charpy, tabela V.5 e figura 5.4, do aço LC também foi superior à do aço LN para todas as temperaturas avaliadas. Este comportamento também está associado ao refino de grão do aço LC.

6.2 – Operacionalidade da Gleeble

6.2.1 – Definição da Curva de Simulação de Ciclo Térmico

Para todas as opções de definição de ciclo térmico, a curva obtida foi muito similar à programada. Todas as curvas de simulação avaliadas⁽³⁶⁾ se mostraram com características que as tornam úteis para diferentes aplicações. Entretanto, vale ressaltar que para parâmetros similares, as curvas obtidas foram consideravelmente diferentes quando utilizados diferentes modelos do programa HAZ (Exponencial Cooling, Hannerz, Rykalin, etc.). Isso ocorreu pois, cada curva possui um modelo matemático diferente que governa o aquecimento e o resfriamento da amostra. Para todas as curvas, a T_{pico} obtida foi sempre superior a programada em torno de 15⁰C. Este fato não foi suficiente para impactar os resultados de forma considerável, uma vez que o erro sistemático foi igual para todas as curvas. Além disso, caso se deseje garantir um determinado valor para T_{pico} , verificou-se que basta diminuir a T_{pico} programada.

A curva FS(table) se mostrou útil caso se esteja simulando um dos materiais com curva padrão definida pelo modelo matemático. Entretanto, como no caso deste estudo, a espessura a ser simulada não estava dentro das curvas padrão, esta curva se mostrou inadequada.

A curva de Hannerz considera fluxo de calor tridimensional, e que o $\Delta_{t8/5}$ é independente da distância até a linha central da solda e deve ser utilizada apenas para aços ao carbono. Sendo assim, esta deve ser usada para simular soldagem em chapas de aço de espessura mais grossa.

As curvas de Rykalin, tanto a 2D como a 3D, são as mais completas dentre todas as disponíveis no programa HAZ, uma vez que possuem amplo número de variáveis (tanto do material como do processo de soldagem) que podem ser ajustados. A grande diferença entre estas duas curvas é que a curva 2D considera fluxo de calor bidimensional e a curva 3D considera o fluxo de calor tridimensional. Sendo assim, antes de se definir qual a curva de Rykalin é a mais apropriada, deve-se definir o tipo de fluxo que deseja-se simular. Entretanto, vale ressaltar que a definição de tipo de fluxo de calor em função da espessura não é simples e, susceptível erro, principalmente dentro da faixa de espessura avaliada neste estudo (25 mm).

A curva de Rosenthal, baseada em uma das distribuições de calor mais utilizadas em soldagem, usa como parâmetros de *setup* dados do processo de soldagem, tais como eficiência do arco e velocidade de soldagem, além da distância do ponto da ZTA que está sendo simulado até o centro do cordão. Isso limitou a utilização desta curva para o estudo, uma vez que estes são valores que não foram considerados durante a realização do planejamento experimental.

Por último, foi avaliada a curva Exponencial Cooling, em que o seu modelo matemático gera o aquecimento do corpo-de-prova até a T_{pico} sob uma taxa determinada e, então, o corpo-de-prova é resfriado exponencialmente baseando-se no $\Delta_{t8/5}$. Esta curva também se mostrou confiável e passível de utilização.

Após avaliar todas as curvas disponíveis no *software* de simulação de ciclos térmicos de soldagem, concordou-se que para este estudo seria mais interessante a utilização da metodologia de confecção de curvas de recozimento utilizadas no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas. A definição desta metodologia em detrimento às curvas do *software* de simulação, se deu pelo fato de, como comentado na seção de metodologia, terem sido utilizados os valores medidos por Marra *et alii*⁽³¹⁾ para determinação das curvas.

Desta forma, pode-se concluir que a utilização da metodologia de confecção de curvas de recozimento utilizadas no Centro de Tecnologia Usiminas se deu ao fato de já se possuir os valores que se desejava simular. Assim, era possível definir de forma manual todos os valores a simular (T_{pico} , $\Delta_{t8/5}$, t_a , t_p , $\Delta_{t\text{pico}/8}$ e $\Delta_{t5/\text{ambiente}}$). Ao contrário, caso se utilizasse qualquer das outras curvas avaliadas, a partir de algum(ns) valor(es), as outras variáveis eram definidas automaticamente, o que impedia a simulação de acordo com os valores definidos por Marra *et alii*⁽³¹⁾.

Conclui-se, então, que quando utilizado como partida ciclos térmicos medidos em escala real, não há a necessidade direta de se usar os modelos matemáticos disponíveis no *software* HZA. Isto é, quando se possui previamente os valores de T_{pico} e $\Delta_{t8/5}$, dentre outros parâmetros que se pretende simular, recomenda-se a utilização da metodologia de confecção de curvas de recozimento utilizadas no Centro de Tecnologia Usiminas. Em geral, as curvas do *software* HAZ⁽³⁶⁾ do equipamento de simulação utilizado (Gleeble),

discutidas acima, têm como principal objetivo a construção dos ciclos térmicos de soldagem, a partir de dados do procedimento de soldagem. Isto é, sua utilização se justifica em situações em que se sabe como o material foi ou será soldado, porém o ciclo térmico não foi medido. Nesta situação, o ciclo é gerado por modelagem matemática. Entretanto, vale ressaltar que cada curva possui vantagens e limitações que devem ser consideradas durante a definição de qual curva será utilizada.

6.2.2– Problemas Verificados e Possíveis Soluções

6.2.2.1 – Entalhe e/ou Fusão na Região de Contato Corpo-de-prova/Garra

O aquecimento da amostra na Gleeble ocorre por efeito Joule e o ciclo térmico é controlado pelo calor gerado pela corrente que passa pela amostra (I), pelo tempo em que a corrente flui (t), pela resistência da amostra à passagem de corrente (R) e pelo escoamento deste calor para as garras de fixação ou para o meio ambiente. O calor gerado pela corrente pode ser representado pela equação 6.1:

$$J = I^2 * R * t \dots\dots\dots (6.1)$$

Durante este aquecimento, foi verificado, em ensaios preliminares, o aparecimento de depressões como mordedura e/ou a fusão na região de contato corpo-de-prova/garra, figuras 5.16. Percebeu-se que estes problemas estavam associados a um inadequado contato entre as garras e o corpo-de-prova. Isto provocava o aumento da densidade de corrente em alguns pontos de contato, o que causava a formação do entalhe por fusão localizada ou, até mesmo em poucos casos, fusão nestas regiões.

De forma a evitar a incidência destes defeitos, foram esmerilhados os cantos vivos das amostras e as garras passaram a ser bem apertadas durante o posicionamento do corpo-de-prova na Gleeble. Estas duas ações serviram justamente para evitar a formação de pontos localizados de contato, resultando assim numa região de contato mais homogênea, evitando, desta forma, a concentração de corrente e, conseqüentemente, de aquecimento em pontos específicos do contato garra/corpo-de-prova.

6.2.2.2 – Variação do TG γ e da Microestrutura na Seção do Corpo-de-Prova

Durante ensaios preliminares, foi notada a variação do TG γ e, conseqüentemente, da microestrutura na seção ao longo da espessura das amostras, de ambos os aços e para todos os aportes térmicos simulados na Gleeble, figuras 5.17 e 5.18. Foi verificado, então, como visto na figura 5.19, que a temperatura na região oposta à que era soldado o termopar de controle era sempre consideravelmente mais baixa (até 160⁰C). Esta diferença de temperatura explicava a diferença de TG γ e, conseqüentemente, microestrutural.

De forma a se tentar diminuir ou, preferencialmente, eliminar este gradiente de temperatura e, por sua vez, a heterogeneidade microestrutural, diversas tentativas, mostradas na tabela V.9, foram realizadas. A seguir segue a explicação do porque foram utilizadas tais tentativas:

1. Proteção com nitrogênio ou vácuo: Suspeitou-se inicialmente que pudesse haver algum fluxo de ar no interior da câmara de ensaio, desta forma o uso do nitrogênio e/ou vácuo poderia evitar que a temperatura no corpo-de-prova variasse ao longo da espessura.
2. Usinagem do corpo-de-prova: Suspeitou-se que, assim como quando ocorria o entalhe na região de contato garra/corpo-de-prova poderia existir um caminho preferencial da corrente no corpo de prova, mesmo tendo sido realizado o esmerilhamento dos cantos vivos. É importante salientar que com a usinagem, era possível garantir uma maior uniformidade de dimensões do corpo-de-prova. Desta forma, a usinagem (em retifica) do corpo-de-prova poderia ser uma solução.
3. Mudança da dimensão da garra: Com a usinagem (em retifica) das amostras com dimensões originais de 11x11x55 mm, estas sofriam reduções e passavam a medir algo em torno de 10,55x10,55x55 mm. Desta forma tentou-se utilizar as garras de 10 mm, para que as garras superior e inferior não se tocassem e, conseqüentemente, prejudicassem o contato entre garras e o corpo-de-prova. Porém, foi verificado que desta forma, havia uma folga excessiva entre as garras, ou seja, uma pequena parte do corpo-de-prova não possuía contato com a

garra. Isto poderia influenciar negativamente o fluxo de calor durante aquecimento e resfriamento. Assim, chegou-se a conclusão que, independente da dimensão utilizada (11x11x55 ou 10x10x55 mm) deve-se utilizar a garra correspondente à dimensão (garra de 10 mm para dimensão 10x10 mm e garra de 11 mm para dimensão 11x11 mm). Além disso, o corpo-de-prova deve ser usinado completamente (fresa e retífica) antes da etapa de simulação.

4. Calibração do termopar: Suspeitou-se, também, que o problema poderia ser devido a algum problema na aquisição e processamento da temperatura medida pelo equipamento. Desta forma, a temperatura na região em que o termopar de controle era soldado poderia estar atingindo temperaturas superiores à ajustada no programa. Entretanto, verificou-se que não havia problema no funcionamento para os três pontos de entrada dos sensores de temperatura (termopares) utilizados.
5. Usinagem e troca das garras: Ainda suspeitando que houvesse mau contato entre garra e corpo-de-prova, foi realizada a usinagem das garras, de forma a se diminuir a probabilidade de que pontos de contato localizados causassem a heterogeneidade de temperatura. Além disso, foram trocadas as configurações da garra com o mesmo intuito. Contudo, estes procedimentos, também se mostraram ineficazes.
6. Mudança da dimensão do corpo-de-prova: A utilização de corpos-de-prova usinados na dimensão 10x10x55 mm, e de garras de 10 mm, também apresentou variação de temperatura na seção.

De modo geral, todas estas tentativas se mostraram úteis para minimizar a probabilidade de erros durante a realização de ensaios de simulação de ciclos térmicos de soldagem na Gleeble. Porém, não se mostraram úteis para o principal objetivo que era o de eliminar a variação de temperatura, e conseqüentemente, microestrutural ao longo da seção dos corpos-de-prova. Todavia, como a região em que o TG γ era menor (região oposta à de fixação do termopar) se restringia a uma pequena faixa da seção e ficava distante da região de confecção do entalhe, optou-se por dar prosseguimento ao estudo. Vale ressaltar que o entalhe era usinado sobre o ponto de conexão do termopar de controle e

o seu raio de curvatura ficava, assim, 2 mm abaixo deste ponto. O estudo foi continuado, pois foi inferido que a região que mais influencia o resultado do ensaio de impacto é a região em que a trinca se inicia (no e/ou próximo ao entalhe) e não a região final de propagação (abaixo e distante do entalhe, onde a microestrutura seria diferente).

6.2.2.3 - Alta Dispersão no Ensaio de Resistência ao Impacto

Amostras de um mesmo material simuladas sob uma mesma condição apresentaram valores e modo de fratura sob ensaio de resistência ao impacto Charpy significativamente diferentes. Foi notado que o $T_{G\gamma}$ e a microestrutura destas amostras eram consideravelmente diferentes, figuras 5.20 e 5.21, o que não era esperado. Possíveis causas desta elevada variabilidade seriam ou que amostras submetidas às mesmas condições de simulação experimentaram ciclos térmicos substancialmente diferentes na região controlada pelo equipamento, isto é, junto da ponta do termopar ou que o entalhe tinha sido realizado em regiões submetidas a diferentes ciclos térmicos, ou seja, não coincidentes com a da ponta do termopar. Inicialmente, não se acredita que o problema seja na programação do equipamento uma vez que, em diversas situações, envolvendo simulações das mais diversas, este tipo de problema não foi observado. Para avaliar se esta segunda causa podia ser a origem deste problema, foi avaliada a influência da distância entre garras na distribuição de temperatura ao longo do corpo-de-prova, como pode ser verificado na seção seguinte. Além disso, outro fator que pode ter influenciado a ocorrência deste problema já foi discutida na seção anterior.

6.2.3 - Influência da Distância entre Garras na Distribuição de Temperatura ao Longo do Corpo-de-Prova

Durante simulação de ciclos térmicos de soldagem na Gleeble, o aquecimento e o resfriamento das amostras ocorre por efeito Joule e por condução, respectivamente. No aquecimento, idealmente, toda corrente flui axialmente através da amostra gerando planos isotérmicos em toda região entre garras⁽³⁷⁾. A temperatura máxima ocorre no centro da amostra, mesmo o aquecimento sendo uniforme em toda região entre garras. Isto ocorre, pois o resfriamento por condução remove o calor através, principalmente, das garras. Desta forma, quanto mais próximo a estas estiver uma região, maior será a sua perda de calor e, conseqüentemente, menor será a T_{pico} atingida nesta região. Este

comportamento causa a formação de um perfil térmico na região entre garras com formato de uma meia senoide, como visto na figura 6.1. Como as garras são resfriadas por água em seu interior e são produzidas de materiais com boa condutividade térmica e elétrica (geralmente ligas de cobre), a temperatura na região de contato garra/corpo-de-prova permanece próxima a temperatura ambiente.

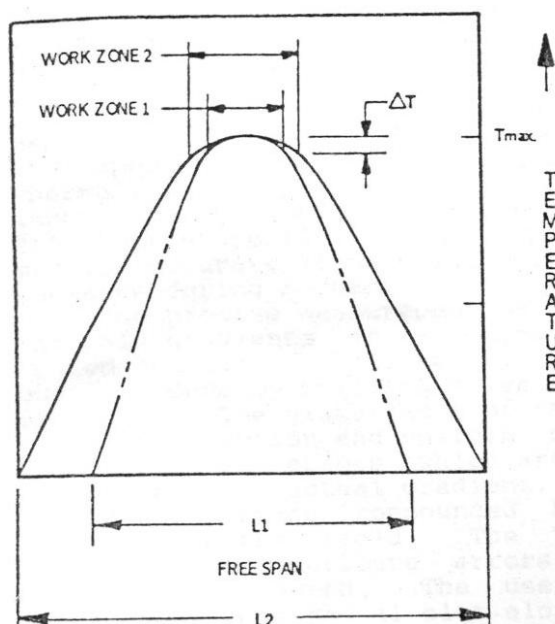


FIGURA 6.1 – Gradiente térmico ao longo do comprimento da amostra demonstrando as *Work Zone* para dois *Free Span* distintos⁽³⁷⁾.

A diminuição da T_{pico} com o distanciamento do centro do corpo-de-prova pode ser comprovado a partir da figura 5.23. Nesta figura comprova-se também, que o aumento do *free span* (distância entre garras) diminuiu a diferença entre a temperatura máxima (gradiente térmico) atingida no centro e a 1 e a 3 mm de distância do centro do corpo-de-prova. A diminuição do gradiente térmico no centro do corpo-de-prova causa, assim, o aumento da *work zone* (zona de trabalho). A figura 6.2 mostra de forma esquemática como estas regiões (*free span* e *work zone*) se apresentam no corpo-de-prova utilizado para simulação de ciclo térmico de soldagem na Gleeble.

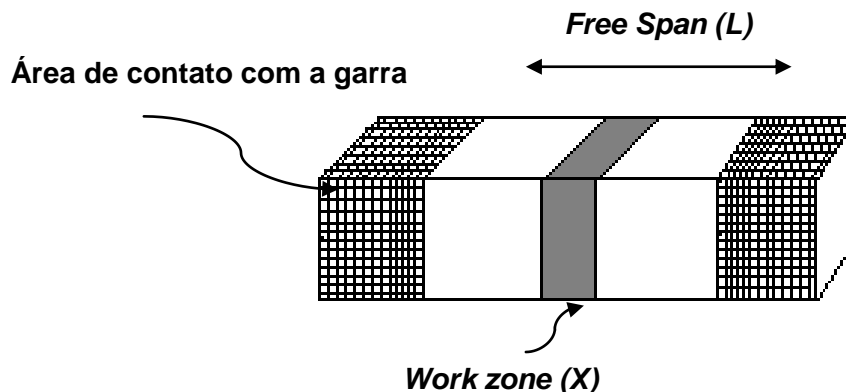


FIGURA 6.2 – Representação esquemática de corpo-de-prova usado em simulação de ciclo térmico de soldagem na Gleeble, mostrando a *Work Zone* e o *Free Span*.

A zona de trabalho (*Work zone*) é, geralmente, toda a região em que a temperatura de pico atingiu até 10°C a menos que a T_{pico} do centro da amostra. Este valor é um parâmetro importante para a definição da extensão da *Work Zone* e é usualmente conhecido como $\Delta T^{(37)}$. Esta região é de suma importância, uma vez que a microestrutura dentro de toda esta região pode ser considerada como similar. Sendo assim, quanto maior esta região, maior será a garantia que a análise metalográfica e/ou a confecção do entalhe está sendo realizada, realmente, na região em que se pretendia avaliar. A equação 6.2 permite o cálculo do comprimento desta zona de trabalho, quando o *free span* (L) e a máxima variação de temperatura aceitável (ΔT) são definidas. O comprimento de L , geralmente, varia de 10 a 40 mm. Ao lado de cada extremidade da zona de trabalho existem duas regiões termicamente afetadas, que são as vistas na figura 6.1 ao lado das zonas de trabalho. Uma explicação completa da equação 6.2 pode ser verificada em estudo de Widgery, citado por Ferguson⁽³⁷⁾.

$$X = L \sqrt{\frac{\Delta T}{T_{\text{máx}} - T_o}} \dots\dots\dots(6.2)$$

X = *Work Zone* (Zona de trabalho);

L = *Free Span* (distancia entre garras);

$T_{\text{máx}}$ = Temperatura no centro do corpo-de-prova;

T_o = Temperatura na interface garra/corpo-de-prova;

Com o intuito de se verificar a(s) causa(s) da alta dispersão no ensaio de resistência ao impacto foram utilizados dois valores de *free span* (L), 10 e 20 mm. A tabela VI.1

mostra os valores da zona de trabalho teórica, baseado na equação 6.2, quando utilizado 1350⁰C e 35⁰C para T_{máx} e T_o, respectivamente. Como X corresponde ao comprimento total da zona de trabalho, como visto na figura 6.2, deve-se dividir este valor por dois para se definir a máxima distância ao centro do corpo-de-prova em que a microestrutura pode ser considerada uniforme ou homogênea. Desta forma, percebe-se que, utilizando o *free span* de 10 mm das demais etapas deste estudo, o entalhe pode ser confeccionado no máximo a 0,4 mm do centro do corpo-de-prova. Não se pode garantir, que neste estudo esta distância foi obedecida, uma vez que o entalhe era confeccionado em várias amostras ao mesmo tempo, ou seja, em torno de 10 amostras eram colocadas juntas na mesa de usinagem para a abertura do entalhe. Sendo assim, qualquer pequena variação na dimensão do corpo-de-prova ou na posição de fixação do termopar, pode ter provocado a confecção do entalhe em região adjacente à zona de trabalho.

TABELA VI.1 - Zona de trabalho teórica, baseado na equação 6.2, quando utilizado 1350⁰C e 35⁰C para T_{máx} e T_o, respectivamente

L (mm)	X teórico (mm)	X/2 (mm)
10	0,86	0,43
20	1,75	0,88

A representação esquemática do gradiente térmico presente ao longo da distância entre garras (*free span*) é demonstrado na figura 6.1. O formato meio senoidal das curvas de perfil térmico é representativo de corpos-de-prova de seção quadrada, que foi o utilizado neste estudo. Como se nota na figura, a mudança de L resulta na alteração do perfil térmico do *free span*.

Acredita-se, então, que a variação microestrutural e de TG γ observada para amostras de um mesmo material simuladas sob uma mesma condição pode estar associado à confecção de forma não padronizada do entalhe, ou seja, algumas vezes o entalhe era confeccionado fora da zona de trabalho (*work zone*). Sendo assim, este pode ser considerado, também, um dos fatores que provocou a alta dispersão dos resultados em ensaio de impacto Charpy. De forma a se evitar esta variação recomenda-se o uso de

maiores distancias entre as garras (*free span*), pois como verificado na figura 5.22(b), a 1 mm do centro do corpo-de-prova a T_{pico} para uma distância entre garras de 20 mm foi apenas 25^oC menor do que no centro. Além disso, recomenda-se um maior cuidado na preparação do entalhe.

Entretanto, vale ressaltar que, como verificado neste estudo e baseado em informações técnicas disponibilizadas pelo fornecedor do equipamento de simulação Gleeble⁽³⁸⁾, o aumento da distância entre as garras diminui consideravelmente as taxas máximas de aquecimento e resfriamento obtidas. De forma a exemplificar, enquanto é possível se obter uma taxa máxima de resfriamento de 70^oC/s entre 800 e 500^oC utilizando-se corpos-de-prova de 10x10 mm e distancia entre garras de 10 mm, uma taxa de resfriamento de 25^oC/s entre 800 e 500^oC, utilizando corpos-de-prova de mesma dimensão e distancia entre garras de 25 mm, só é possível caso se utilize resfriamento forçado com argônio. Além disso, as taxas máximas de resfriamento são influenciadas pela seção transversal do corpo-de-prova, pelo *free span* e pela T_{pico} utilizada. Quanto maior a seção transversal e/ou a T_{pico} , maior pode ser esta variável. Em caso de maior interesse neste assunto recomenda-se a leitura de Ferguson⁽³⁷⁾, e das informações técnicas disponibilizadas pelo fornecedor do equipamento de simulação Gleeble⁽³⁸⁾.

Desta forma, quando da realização de estudos de simulação na Gleeble, deve-se em etapas preliminares definir o melhor ajuste de distância entre garras e taxas de aquecimento e resfriamento. Isso é, deve-se determinar a maior distância entre garras passível de utilização em que as taxas de aquecimento e resfriamento requeridas possam ser obtidas. A mudança nas dimensões do corpo-de-prova, também, auxilia na modificação das máximas taxas possíveis de se obter, sendo que uma dimensão maior, por exemplo, 11x11 mm, deve ser utilizada para alcançar maiores taxas de resfriamento, e uma dimensão menor, por exemplo 10x10 mm, deve ser utilizada quando se necessita altas taxas de aquecimento. Além disso, resfriamento forçado com argônio ou água, não utilizados neste estudo, também, pode ser utilizado para se obter ainda maiores taxas de resfriamento.

Além da distância entre garras utilizada, acredita-se que foi o pequeno tempo de permanência na T_{pico} utilizada (0,3 s) pode ter sido outro fator que contribuiu para a obtenção de uma pequena zona de trabalho (*work zone*) e, conseqüente, ocorrência de

alta dispersão nos resultados de ensaio de impacto Charpy. Optou-se por utilizar esta variável com o menor valor possível, uma vez que não se tinha referências sobre seu valor ideal. Desta forma, acredita-se que o tempo utilizado possa não ter sido suficiente para a homogeneização da temperatura em toda a zona de trabalho teórica, resultando assim em uma zona de trabalho experimental menor. Assim, recomenda-se em estudos futuros a utilização de maior tempo de permanência na T_{pico} .

6.2.4 – Considerações Finais

A partir das informações supracitadas nesta seção e na seção de metodologia, sugere-se para uma boa utilização da Gleeble em simulação de ciclos térmico de soldagem:

- Utilizar garras de cobre para fornecer e retirar calor do corpo-de-prova;
- Ajuste do TAP para a condição mais alta (nível 8), para obtenção de altas taxas de aquecimento;
- Garantir a fixação no centro da distância entre garras do termopar tipo S para o controle de temperatura nesta região, também conhecida como *work zone* ou zona de trabalho;
- Caso se deseje garantir um determinado valor para T_{pico} , diminuir em torno de 15°C a T_{pico} programada.
- Quando se possui previamente os valores que se pretende simular, recomenda-se a utilização de um largo número de segmentos de linhas retas para gerar a curva desejada. Já quando não se possui tais informações e/ou pretende-se apenas análise comparativa e rápida de diferentes aportes, recomenda-se o uso de uma das curvas fornecidas pelo software HAZ do equipamento de simulação utilizado (Gleeble);
- Esmerilhamento dos cantos vivos das amostras para evitar a formação de pontos localizados de contato e evitar o aquecimento diferenciado em pontos específicos do contato garra/corpo-de-prova.
- Forte aperto das garras durante o posicionamento do corpo-de-prova na Gleeble, também, para evitar a formação de pontos de contato;

- Usinar completamente os corpos-de-prova, ou seja, garantir sua uniformidade de dimensões. Para isso, sugere-se a usinagem em fresa e posteriormente em retífica.
- Utilizar proteção, preferencialmente vácuo, quando utilizado corpo-de-prova com dimensão de 10x10 mm. Desta forma, evita-se a formação de oxidação na região em que será confeccionado o entalhe. No caso do uso da dimensão de 11x11 mm o uso da proteção passa a ser opcional, uma vez que o corpo-de-prova será usinado para a dimensão 10x10 mm antes da confecção do entalhe;
- Independente da dimensão utilizada (11x11 ou 10x10 mm) deve-se utilizar a garra correspondente à esta dimensão, ou seja, garra de 10 mm para dimensão 10x10 mm e garra de 11 mm para dimensão 11x11 mm;
- Utilizar a maior distância entre garras possível para obtenção de zona de trabalho considerável. Entretanto esta variável depende da taxa de resfriamento requerida. Isto é, deve-se avaliar em análises preliminares se é possível se utilizar grandes valores de distância entre as garras (entre 15 e 30 mm) e obter a taxa de resfriamento necessária, principalmente entre 800 e 500⁰C, para o ciclo térmico de soldagem simulado;
- Devem-se utilizar corpos-de-prova na dimensão 10x10 mm caso se deseje altas taxas de aquecimento. Já corpos-de-prova na dimensão 11x11 mm devem ser utilizados caso o interesse maior seja altas taxas de resfriamento. A vantagem em se utilizar o corpo-de-prova na dimensão 10x10 é que posteriormente à simulação, não é necessário uma etapa de usinagem, podendo ser logo confeccionado o entalhe.
- Caso se necessite grandes taxas de resfriamento, pode-se utilizar resfriamento forçado com argônio ou água;
- Corpos-de-prova com comprimento diferente ao padrão Charpy (55 mm) podem ser utilizados, caso se necessite utilizar grandes distâncias entre garras. O corpo-de-prova deve ser cortado após a simulação do ciclo térmico de soldagem;

- Não utilizar tempo de permanência na T_{pico} muito curto, para se obter uma zona de trabalho mais confiável;

6.3 – Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem

6.3.1 – Influência do Aporte Térmico na Soldagem de Passe Único

Para o aço LN, quando utilizado o menor aporte térmico (6 kJ/cm) suspeitou-se, em análise por microscopia ótica com ataque nital 4%, que a microestrutura era formada basicamente por martensita, devido à sua morfologia em forma de ripas muito finas, figuras 5.23 (a) e 5.24 (a). Entretanto, de acordo com a figura 6.3⁽³⁸⁾, o valor de dureza esperado para a martensita de um aço com teor de carbono de 0,12% é de algo em torno de 400HV, e como a dureza obtida foi 381HV, tabela V.11, pode-se inferir que deve ter ocorrido algum autorevenimento da martensita. Outros dois fatores que corroboram com esta inferência é o alto valor de M_s (próximo a 500°C), e o resultado do ataque com reagente Le Pera seguido de ataque eletrolítico, figura 5.27 (a) e figura 5.32 (a). O alto valor de M_s , devido ao relativo baixo teor de C do aço, propicia tempo suficiente para que ocorra precipitação de carboneto na martensita durante ciclo térmico de soldagem, resultando assim no seu autorevenimento. Este fenômeno é reportado na literatura com certa frequência⁽¹¹⁻¹³⁾, quando da soldagem com baixo aporte de aço com teor de carbono similar ao do aço LN. O ataque com reagente Le Pera seguido de ataque eletrolítico tende a fazer com que a martensita fique branca. Uma vez que regiões brancas não foram verificadas na condição de mais baixo aporte para o aço LN, pode-se considerar que a microestrutura não se trata de martensita não revenida. Entretanto, vale ressaltar que, para afirmar com segurança que este constituinte se trata de martensita autorevenida, seria necessário realizar análise via MET, o que não foi feito neste estudo.

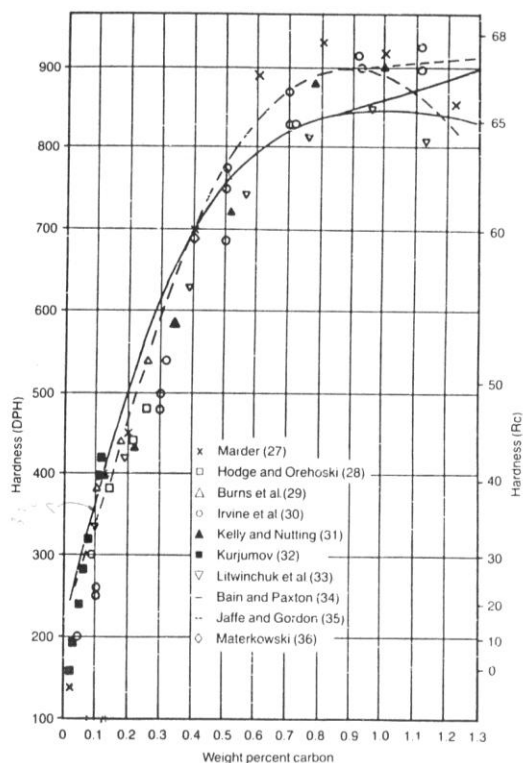


FIGURA 6.3 – Influência do teor de carbono na dureza da martensita⁽³⁹⁾.

Já em relação ao aço LC, a partir do aspecto observado via microscopia ótica verificou-se que a microestrutura não era composta essencialmente de martensita. De forma a reiterar esta observação pode-se considerar que com teor de carbono de 0,074%, o valor de dureza esperado para a martensita deste aço, de acordo com Krauss⁽³⁹⁾ era de 350HV. Como a dureza obtida quando utilizado o mais baixo aporte foi 303HV, tabela V.11, pode-se inferir que a microestrutura, apesar de ser muito acicular, não era constituída essencialmente por martensita e foi classificada neste estudo como ferrita de segunda fase muito refinada, figuras 5.25(a) e 5.26 (a). Entretanto, mais uma vez, uma definição mais conclusiva deste constituinte só poderia ser realizada através de análise via MET.

O aumento do aporte térmico e, conseqüentemente, de $\Delta_{t8/5}$, provocou, para ambos os aços, o aparecimento de microestruturas de mais altas temperaturas de transformação, tais como: FSF, FSA, FP, FCG e FA e na formação de microestruturas mais grosseiras, como visto nas figuras 5.23 (b a e) a 5.26 (b a e). Considerando que o tamanho de grão austenítico prévio foi similar para todas as condições simuladas, com exceção para a condição de mais alto aporte, tabela V.10 e figura 5.37, conclui-se que o principal fator

que influenciou na formação destas microestruturas foi o maior $\Delta_{t_{8/5}}$. Este fator, provavelmente, aumentou a temperatura de início de formação da ferrita (F_s), permitindo assim um maior crescimento dos componentes microestruturais. Este resultado também foi verificado por Bowker *et alii*⁽⁴⁰⁾ em estudo que determinou o efeito do aporte de calor na tenacidade da ZTA de aços C-Mn-V utilizados na indústria naval.

Nas figuras 5.27 a 5.31 e 5.32 a 5.36 é possível observar para os aços LN e LC, respectivamente, a influência do aporte térmico na formação do constituinte M-A (regiões brancas nas figuras após ataque eletrolítico). Nota-se, para ambos os aços, que este constituinte só foi observado de forma significativa para os maiores aportes térmicos (35 e 50 kJ/cm) e, conseqüentemente, $\Delta_{t_{8/5}}$ mais altos (32,6 e 46 s). Acredita-se que, para pequenos $\Delta_{t_{8/5}}$ (6,3, 7,8 e 12,5 s), o carbono não consegue difundir de forma suficiente para enriquecer a austenita e, por sua vez, propiciar a formação de ilhas de austenita de alto carbono que podem se transformar em constituinte M-A, com a diminuição da temperatura. Já para tempos de resfriamento maiores (32,6 e 46s), como comentado na revisão bibliográfica⁽¹⁷⁾, há tempo suficiente para a formação da ferrita bainítica e estabilização da austenita remanescente, devido ao seu enriquecimento em carbono provocado pelo crescimento da ferrita, que é inerentemente pobre em carbono. A austenita pode chegar a possuir 0,5-0,8% de carbono sob determinada temperatura, e no resfriamento relativamente rápido que ocorre durante a simulação de ciclos térmicos de soldagem, a decomposição em ferrita e carbonetos é suprimida⁽¹⁷⁾. Assim, a austenita não decomposta transforma-se em martensita em ripas ou maclada em temperaturas mais baixas, e uma pequena quantidade de austenita pode permanecer retida. Entretanto, como com o ataque eletrolítico empregado não é possível diferenciar estes constituintes (M-A, M e austenita retida), considerou-se todos estes com constituinte M-A.

Matsuda *et. alli*⁽⁴¹⁾ propuseram uma teoria que explica a coexistência de uma estrutura com constituinte M-A e bainita (ferrita bainítica). Estes autores relatam que, durante o resfriamento do ciclo térmico, quando o $\Delta_{t_{8/5}}$ é pequeno, a interface γ/α se move rapidamente e a temperatura de transformação é relativamente baixa, de modo que a difusão do carbono por longas distâncias a partir da interface para o interior da austenita é dificultada. Desta forma, a interface γ/α retém alto teor de carbono o que permite a

precipitação de carboneto, formando assim, microestruturas tais como a FSF e FSA. Entretanto, com o aumento do tempo de resfriamento, a interface γ/α avança mais lentamente e a temperatura de transformação se torna relativamente alta, de modo que a difusão do carbono por longas distâncias a partir da interface para o interior da austenita se torna mais fácil. Assim, a concentração de carbono na interface é reduzida, e a formação de carbonetos se torna mais difícil. Desta forma, as ilhas de austenita enriquecidas em carbono permanecem e podem se transformar em constituinte M-A a temperaturas mais baixas, se o tempo de resfriamento não for muito longo. Assim, nota-se que sob determinado tempo de resfriamento o constituinte M-A pode coexistir com as estruturas FSF e FSA. Com o aumento deste tempo, há a tendência da diminuição da FSF e FSA e do aumento do porcentual de constituinte M-A. A figura 6.4⁽⁴¹⁾ mostra de forma esquemática a influência da taxa de resfriamento na concentração de carbono na interface.

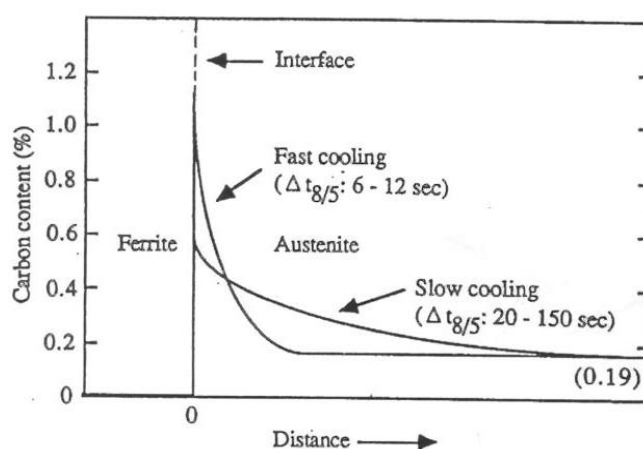


FIGURA 6.4 – Distribuição de carbono na interface austenita/ferrita⁽⁴¹⁾.

Ao contrário do verificado por Matsuda *et alii*⁽⁴¹⁾, não foi notado, para ambos os aços e independentemente do $\Delta t_{8/5}$, figuras 5.27 a 5.36, a presença majoritária de constituinte M-A alongado em detrimento ao massivo. Estes autores observaram que, para o menor tempo de resfriamento em que se verificou a presença de constituinte M-A, este era em sua maioria alongado, e que o constituinte M-A massivo passou a ser majoritário com o aumento do $\Delta t_{8/5}$. Vale ressaltar que Matsuda *et alii*⁽⁴¹⁾ citam que Okada *et alii* sugerem que, para aços baixo carbono, o constituinte M-A alongado têm pouca influência na

tenacidade da ZTA, enquanto o M-A massivo prejudica esta propriedade consideravelmente. Entretanto, em seu estudo Matsuda *et alii*⁽⁴¹⁾ verificaram que o constituinte MA alongado também afetou a tenacidade da ZTA

A figura 5.37 e a tabela V.10 mostram que, para ambos os aços, o aumento do aporte térmico de 6 até 35 kJ/cm e, conseqüentemente, do tempo de permanência acima de 1000°C durante simulação do ciclo térmico da GGZTA de 2 até 7,5s não aumentou o TG γ . Já o acréscimo do aporte térmico para 50 kJ/cm e, conseqüentemente, do tempo de permanência acima de 1000°C durante simulação do ciclo térmico da GGZTA para 10 s, causou aumento significativo do TG γ , para ambos os aços.

Mitchel *et. alli*⁽⁴²⁾ citam que Easterling *et alii* modelaram a dissolução de carbonetos e nitretos na austenita em condições em que não há equilíbrio termodinâmico, como durante ciclo térmico de soldagem, figura 6.5. Percebe-se que a grande maioria dos carbonetos e nitretos dissolvem quando submetidos a temperaturas próximas à da linha de fusão (região acima de 1350°C). A única exceção é o TiN, do qual somente uma pequena porção permanece em solução. Baseado na figura 6.5 e na composição química dos aços avaliados, tabela V.1, verifica-se que dentre os prováveis carbonetos e nitretos formados neste aço durante seu processamento termomecânico, o Nb(C, N) sob a temperatura de pico empregada (1350°C) deve ser completamente dissolvido. Enquanto isso, o TiN não se dissolve completamente e devem ter funcionado como inibidores do crescimento de grão da austenita prévia. Entretanto, quando o tempo de permanência acima de 1000°C é suficientemente alto, no caso deste estudo isto deve ter ocorrido em torno de 10 s, grande parte, senão todos, os precipitados de TiN devem ter solubilizado de modo que o seu efeito na inibição do crescimento de grão austenítico diminuiu. Kitani *et alli*⁽⁴³⁾ verificaram comportamento similar, entretanto vale considerar que os valores de aporte utilizado por estes pesquisadores foram muito superiores ao utilizado neste estudo. Estes resultados podem ser suportados, também, pelo estudo de Komizo⁽⁴⁴⁾, que cita que as partículas de TiN, que são amplamente usadas para suprimir a migração dos contornos de grão através do efeito *pinning*, são dissolvidas quando expostas por longos períodos de tempo à altas temperaturas. Este autor cita também, que uma forma de se evitar o crescimento de grão da GGZTA, quando da soldagem de aços TMCP, é introduzindo boro na ZTA através do metal de adição e/ou do metal base. Este

elemento se difunde para a GGZTA formando BN que funciona como sítio de nucleação de ferrita acicular e diminui o teor de nitrogênio em solução, aumentando assim a tenacidade desta região.

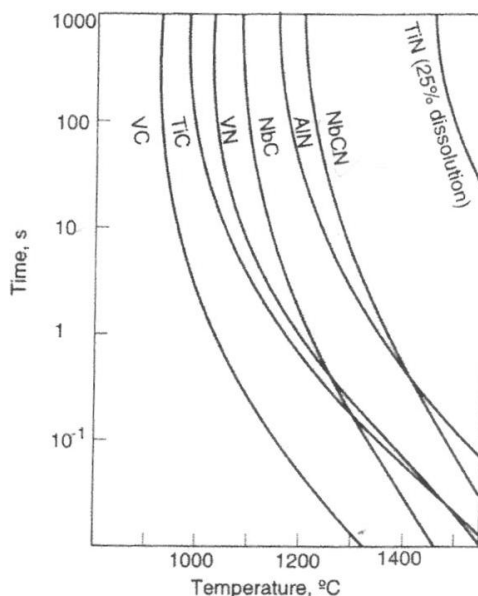


FIGURA 6.5 – Tempos para dissolução completa de vários carbonetos e nitretos na austenita em função da temperatura⁽⁴²⁾.

A figura 5.38 e a tabela V.11 mostram que o aumento do aporte e, conseqüentemente, do $\Delta_{8/5}$ diminuiu a dureza da GGZTA simulada de forma significativa para ambos os aços. Este comportamento, também verificado por diversos autores^(11-1, 40), pode ser correlacionado com a microestrutura, figuras 5.23 a 5.26. Como comentado anteriormente, quanto menor o tempo de resfriamento, mais acicular, refinada e típica de menores temperaturas de transformação foi a microestrutura resultante para ambos os aços. Do ponto de vista morfológico, estas características foram as responsáveis por proporcionar uma maior dureza em comparação com as morfologias obtidas com maiores tempos de resfriamento.

Os valores de dureza obtidos com aporte de 6 e 10 kJ/cm foram, respectivamente, de 381 e 340 HV para a GGZTA do aço LN, que está acima ou próximo do máximo permitido para evitar o risco de trincamento a frio, de acordo com o IWA, citado por Feng-Zhou⁽⁴⁵⁾. Já para o aço LC, mesmo com o aporte mais baixo (6 kJ/cm), a dureza (303HV) foi muito inferior ao máximo valor permitido pelo IWA. Vale ressaltar que o

aço LC possui maiores valores de limite de resistência e de escoamento e menor Pcm do que o aço LN. Este fato corrobora com a informação contida na revisão bibliográfica de que o aço LC possui, realmente, menor tendência ao trincamento a frio e, geralmente, não necessita do uso de pré-aquecimento, mesmo quando soldado sob alto aporte térmico.

6.3.2 – Influência da Composição Química na Soldagem de Passe Único

De forma a se avaliar a influência da composição química na microestrutura e dureza da GGZTA dos aços avaliados, foram calculados seus valores de Ceq, CEN e Pcm, como visto na tabela VI.2 abaixo. Como os aços possuem relativamente baixos teores de carbono (menor do que 0,12%), a literatura⁽⁴⁶⁾ recomenda que o Pcm seja utilizado na avaliação da soldabilidade destes aços.

TABELA VI. 2 – Valores de Ceq, CEN e Pcm dos aços avaliados.

Aço	Ceq	CEN	Pcm
LN	0,41	0,35	0,22
LC	0,30	0,21	0,15

A partir das figuras 5.23 a 5.26 e da tabela VI.3, nota-se que, quando utilizado o mesmo aporte térmico, o aço LC (resfriamento acelerado) apresentou microestruturas de maior temperatura de transformação. Este comportamento era esperado, uma vez que o aço LC possui menor carbono equivalente (Pcm), ou seja, sua temperabilidade é menor comparativamente à do aço LN. Além disso, nota-se também que a microestrutura do aço LC era mais grosseira comparativamente à do aço LN, quando utilizado o mesmo aporte térmico. Isto deve estar associado, também, à maior temperatura de início de transformação ferrítica (F_s) do aço LC, o que proporciona à ferrita mais tempo para o seu crescimento.

Em termos de tenacidade, que não foi possível avaliar de forma acurada neste estudo, como comentado anteriormente, sabe-se que um aço com estrutura mais grosseira, caso do LC, geralmente possui maior temperatura de transição. Entretanto, uma série de fatores deve ser considerada em conjunto para se obter uma conclusão a respeito do

comportamento de um aço quando submetido às solicitações de impacto. O tamanho de grão efetivo (tamanho dos pacotes), que não foi medido neste estudo, e a quantidade, tamanho, morfologia e distribuição do constituinte M-A, dentre outros fatores, também, influenciam consideravelmente a tenacidade da GGZTA. Desta forma, acredita-se que apesar das microestruturas mais grosseiras, o aço LC avaliado pode ter tenacidade superior ao aço LN, quando soldados sob o mesmo aporte térmico, mas isto ainda precisa ser investigado.

TABELA VI.3 – Microestruturas observadas para os diferentes aportes térmicos e aços avaliados.

Aço	Aporte Térmico (kJ/cm)	Microestruturas Observadas
LN	6	M
	10	FSF; FSA, M
	20	FSF, FSA
	35	FSF, FSA
	50	FSF, FSA, FCG, FA
LC	6	FSF, FSA, M
	10	FSF, FSA
	20	FSF, FSA, FA
	35	FSF, FSA, FA, FP
	50	FSF, FSA, FCG, FA, FP

Foi observado, figuras 5.27 a 5.36 e a tabela V.12, que quando simulado o mesmo aporte térmico, a quantidade de constituinte M-A presente na GGZTA era relativamente similar para ambos os aços (em torno de 3%). Isto não era esperado, uma vez que o menor teor de carbono e manganês do aço LC deveria favorecer a formação de menor quantidade do constituinte M-A. Entretanto, sabe-se que outros elementos de liga, como o Nb e N, que estavam presentes em maior quantidade no aço LC, podem provocar a formação de maior quantidade de constituinte M-A na GGZTA⁽⁴²⁾.

Outra observação a respeito do constituinte M-A foi que para o mesmo aporte térmico o aço LN apresentou, preferencialmente, constituinte M-A massivo, localizado em sua

maioria nos contornos de grãos da austenita prévia. Por outro lado, no aço LN foi possível observar o constituinte M-A, em sua maioria, massivo em menores dimensões e localizado, principalmente, no interior dos grãos, provavelmente entre as placas de ferrita. A possível explicação para esta diferença será apresentada em seção posterior.

De acordo com Bowker *et alii*⁽⁴⁰⁾ é possível que o constituinte M-A, quando presente nos contornos de alto ângulo da GGZTA, auxilie no processo de fratura quando o aço for solicitado em impacto. Já quando este constituinte está na sua maioria localizado entre os grãos de ferrita bainítica, não existem evidências que sugiram que este constituinte aja como sítio inicial de propagação de trincas. Análises com MEV, realizadas por estes autores, mostraram que o constituinte M-A e carbonetos não agem como barreira para a propagação de trincas através dos grãos paralelos de ferrita bainítica. Já MacGurk *et alii*⁽⁴⁷⁾ observaram que a presença de constituinte M-A mais grosseiro favorece uma pior tenacidade na GGZTA. A partir das informações citadas anteriormente neste parágrafo, como o aço LN possuía maiores partículas de constituinte M-A e, além disso, estas partículas estavam posicionadas nos contornos de alto ângulo, pode-se inferir que, apesar deste aço possuir microestrutura mais refinada, a tenacidade da GGZTA do aço LN pode vir a ser inferior à do aço LC. Entretanto, ressalta-se que, com os problemas verificados durante simulação do ciclo térmico de soldagem e comentados anteriormente, não foi possível avaliar de forma acurada a tenacidade da GGZTA de ambos os aços. Consequentemente, qualquer conclusão a respeito da tenacidade das GGZTA dos aços, quando submetidos ao mesmo aporte térmico, pode ser precipitada.

A partir da tabela V.10 e da figura 5.37, observa-se que, para o mesmo aporte térmico e, consequentemente, mesmo tempo de permanência acima de 1000°C, a GGZTA do aço LC apresentou tamanho de grão austenítico consideravelmente menor que a do aço LN, independentemente do aporte térmico utilizado. Como comentado na seção anterior e visto na figura 6.5, o Nb(C, N) deve se dissolver completamente quando é atingida a T_{pico} simulada para a GGZTA (1350°C). Logo, o maior teor de Nb no aço LC não deve ter contribuído para o seu menor tamanho de grão austenítico em comparação com o aço LN. Além disso, como a T_{pico} atingida (1350°C) foi muito alta, acredita-se que a microestrutura prévia, que era muito mais refinada para o aço LC, também não foi

responsável pelo menor tamanho de grão austenítico verificado neste aço. Sendo assim, acredita-se que para o mesmo aporte térmico e, conseqüentemente, mesmo tempo de permanência acima de 1000°C, o maior teor de N do aço LC tenha sido o responsável pelo seu menor tamanho de grão austenítico, uma vez que este elemento propicia a maior formação de TiN, que, como comentado na literatura^(42,48), possui grande influência na inibição do crescimento de grão austenítico da GGZTA.

A GGZTA do aço LC, independentemente do aporte térmico utilizado, apresentou menor dureza do que a GGZTA do aço LN, quando soldado sob o mesmo aporte de calor, tabela V.11 e figura 5.38. Isto era esperado devido ao menor carbono equivalente (Pcm) e, conseqüentemente, a menor temperabilidade do aço LC e das estruturas resultantes nos dois casos.

6.3.3 – Influência da T_{pico} na microestrutura e dureza da ZTA

Nesta etapa do estudo foram simuladas diferentes regiões da ZTA, através de diferentes T_{pico} , dos aços avaliados quando submetidos ao maior aporte térmico utilizado em etapas prévias. Esta análise tinha como objetivo principal identificar se os aços avaliados, principalmente o LC (resfriamento acelerado), apresentavam queda de dureza e, em caso afirmativo, determinar a extensão em que este fenômeno ocorria. Vale ressaltar que a T_{pico} obtida nos ensaios foi maior do que a nominal (650, 800, 900, 1100, 1230 e 1350°C), devido à inércia da corrente do equipamento, em função da alta taxa de aquecimento utilizada. A T_{pico} real obtida durante a simulação pode ser vista na tabela VI.4.

TABELA VI. 4 – Valores de T_{pico} nominal utilizada e sua T_{pico} real correspondente.

T_{pico} Nominal	T_{pico} Real
650	710
800	830
900	925
1100	1120
1230	1240
1350	1365

Nas figuras 5.39 e 5.40 nota-se que, para ambos os aços, quando a T_{pico} era 650°C (região subcrítica) não houve austenitização do material e, conseqüentemente, a microestrutura foi similar à do metal base. Para ambos os aços, o aumento da T_{pico} para 800°C (supostamente região intercrítica) causou austenitização e transformação parcial da microestrutura. Já com o uso de T_{pico} igual a 900°C (supostamente região intercrítica) notou-se, para ambos os aços, refino de grão em relação à microestrutura original. Pode-se considerar que, neste caso, diferente do esperado, foi atingida a região de refino de grão, aparentemente com a completa austenitização do material. Isto ocorreu, pois a T_{pico} real atingida foi em torno de 925°C . Observa-se na tabela V.7, que esta temperatura está abaixo, porém bem próxima, a A_{c3} . Como comentado anteriormente, foi verificada grande dificuldade na determinação de A_{c1} e A_{c3} , então, pode-se inferir que a temperatura atingida foi suficiente para causar a austenitização de todo ou quase todo o material com a formação de uma estrutura com uma granulação fina, uma vez que nesta faixa de temperatura há favorecimento à nucleação em detrimento ao crescimento de grãos. O uso de maiores T_{pico} (1100 , 1230 e 1350°C), foi suficiente para causar a completa austenitização da microestrutura original e posterior crescimento de grão.

Na figura 5.41, observa-se que para o aço LN houve queda de dureza apenas para a T_{pico} de 650°C , enquanto que para o aço LC esta queda se estendeu de 650°C até 900°C . A queda de dureza (amaciamento) em uma região relativamente extensa da ZTA do aço LC, quando utilizado alto aporte térmico, era esperada e ocorre porque parte da resistência mecânica dos aços produzidos por resfriamento acelerado é obtida com transformação de fases. Quando submetidos a tempos de permanência relativamente longos na T_{pico} durante ciclo térmico de soldagem, como no caso desta avaliação, as propriedades mecânicas destas regiões não são reavidas após o resfriamento, uma vez que estes aços possuem baixo carbono equivalente (P_{cm}), o que não permite a formação de microestruturas com maior resistência mecânica. Já o aço LN experimentou este amaciamento em uma faixa mais estreita de temperaturas devido ao seu maior carbono equivalente (P_{cm}) que lhe proporciona maior temperabilidade.

Entretanto, é importante ressaltar que o amaciamento observado não necessariamente compromete a resistência global de uma junta real, devido às restrições impostas pelo metal de solda e pelo metal base. Além disso, De Meester⁽⁴⁹⁾ afirma que uma forma de

se evitar problemas, quando considerado o amaciamento da ZTA, é não permitir que a largura da região que sofreu o amaciamento seja maior do que a espessura da chapa que está sendo soldada. Sendo assim, esta medida e/ou precaução, de fácil execução, pode ser realizada quando da soldagem de aços produzidos por laminação controlada e resfriamento acelerado.

Outra observação interessante que pode ser feita a partir da figura 5.41 é que, comparativamente ao aço LN, o aço LC apresentou: (a) maior dureza da ZTA para o metal base e quando utilizado T_{pico} de 650°C; (b) dureza similar para T_{pico} de 800 e 900°C e (c) menor dureza para maiores T_{pico} (1100, 1230 e 1350°C). A queda de dureza em relação à do metal base, observada para ambos os aços, quando usado T_{pico} de 650°C ocorreu devido a mudanças metalúrgicas não observadas via microscopia ótica que ocorrem entre 500°C e Ac_1 . Sendo assim, a maior dureza do aço LC quando as amostras foram submetidas a esta T_{pico} está relacionada ao fato de que a queda de dureza ocorreu, nos dois aços quase na mesma intensidade (em torno de 20 HV) e a dureza do metal base do aço LC era maior. Já a similaridade da dureza quando utilizado T_{pico} de 800 e 900°C está associado a transformações microestruturais que ocorrem quando o aço é submetido a estas temperaturas e posteriormente resfriado. Como o aço LC possui menor P_{cm} e, conseqüentemente, menor temperabilidade, microestruturas de menor dureza, comparativamente ao aço LN e ao metal de base, são formadas durante o ciclo térmico de soldagem. Nessas temperaturas (800 e 900°C), apesar de seu menor P_{cm} , observa-se que o aço LC manteve uma dureza igual ou maior que o LN, isto é, a microestrutura inicial ainda teve alguma influência no resultado. O aumento da T_{pico} para temperaturas ainda maiores (1100, 1230 e 1350°C) torna considerável a diferença de dureza da ZTA dos aços, justamente devido à menor temperabilidade do aço LC.

6.3.4 – Formação da Microestrutura Durante Resfriamento

Durante o resfriamento do aço LN, quando simulado o aporte térmico de 50 kJ/cm, logo no início da transformação γ/α (em torno de 510°C), figura 5.42, foi observada a formação de ferrita de Widmanstätten (FW), principalmente nos contornos de grãos austeníticos prévios. Para o aço LC, o constituinte verificado logo no início da transformação γ/α (em torno de 610°C) foi ferrita de contorno de grão (FCG), figura

5.45. Esta diferença entre os microconstituintes formados deve estar associada às diferentes temperaturas de início de transformação, que estão ligadas diretamente ao Pcm dos aços. Ou seja, a formação de FCG no aço LC pode ser associada ao seu menor Pcm e, conseqüentemente, menor temperabilidade.

Com a diminuição da temperatura de congelamento da transformação para 490°C e 470°C, figuras 5.43 e 5.44, foi percebida para o aço LN a formação de FSF e FSA, a partir da FW. Já para o aço LC, com a diminuição da temperatura para 590°C, figura 5.46, começou a se formar a FW, que posteriormente, ou seja, com o posterior abaixamento da temperatura para 570°C e 550°C, figuras 5.47 e 5.48, foi a responsável pela formação de uma quantidade considerável de FSF e FSA. Entretanto, nas curvas de dilatação em função da temperatura, só foi possível notar uma curva de transformação, para ambos os aços. Sendo assim, o constituinte com início de temperatura de transformação de 610 e 510°, para os aços LN e LC, respectivamente, indicados na curva de dilatação b das figuras 5.49 e 5.50 deve corresponder a FW e FCG. De acordo com Alé *et alii*⁽⁵⁰⁾, os constituintes FW, FSF e FSA estão intimamente relacionados, o que poderia explicar o fato da alteração de morfologia, normalmente associada à formação de um novo constituinte, não ter produzido mudanças nas curvas de dilatação, principalmente para o aço LN, que não apresentou quantidade significativa de FCG e/ou outros constituintes, figuras 5.49 e 5.50.

A partir das figuras 5.42 a 5.48 foi possível, também, fazer uma correlação entre o desenvolvimento da formação da microestrutura com a região em que se formou o constituinte M-A, figuras 5.27 a 5.36, para ambos os aços. Como comentado anteriormente, foi notado que para o aço LN a formação dos constituintes M-A foi preponderante nos contornos de grãos da austenita prévia, principalmente para a condição de mais alto aporte térmico utilizado. Enquanto isso, para o aço LC, a formação deste constituinte se deu, preferencialmente, entre os grãos de ferrita, ou seja, no interior dos grãos prévios de austenita. Esta diferença deve estar associada, justamente, à formação de FW e FCG nos contornos de grãos da austenita prévia no início da transformação, para os aços LN e LC, respectivamente.

Uma vez que no início da transformação durante o resfriamento (610°C), figura 5.45, foi observada a presença de FCG nos contornos de grãos da austenita prévia do aço LC,

pode-se considerar que nesta região não ficou retida uma quantidade de carbono e/ou outros elementos de liga suficiente para provocar a formação de constituinte M-A. Sendo assim, pode-se inferir que o carbono se concentra preferencialmente na região do interior do grão, ou mais especificamente, entre as placas ou ripas de ferrita e, o constituinte M-A se forma quando a temperatura é diminuída. Por outro lado, o aço LN, como possui maior P_{cm} e, conseqüentemente, maior temperabilidade, nos contornos de grãos da austenita prévia se forma a FW, que é típica de mais baixas temperaturas de transformação. Desta forma, sob altos aportes térmicos e, conseqüentemente altos tempos de resfriamento entre 800 e 500°C, a região dos contornos mantém quantidades de carbono e/ou outros elementos de liga suficientes para provocar a formação de constituinte M-A.

6.3.5 – Simulação de Duplo Ciclo de Soldagem

Para ambos os aços foi observado o aumento da quantidade de constituinte M-A na ICGGZTA quando utilizado T_{pico} um pouco acima de A_{c1} , comparativamente a quando simulado apenas um ciclo térmico (GGZTA), figuras 5.51 a 5.58 e tabela V.12. Além disso, para ambos os aços, o aumento da T_{pico} do segundo pico na ICGZTA resultou na diminuição da quantidade de constituinte M-A. Este comportamento está de acordo com comentado na revisão bibliográfica. A explicação de diversos autores para este comportamento é que um pouco acima de A_{c1} apenas pouca quantidade da microestrutura original é transformada em austenita que, por sua vez, possui alto teor de carbono. Sendo assim, esta microestrutura transformada tem alta susceptibilidade à formação de constituinte M-A. O aumento da T_{pico} do segundo pico da ICGGZTA resulta em uma maior fração de austenita transformada e, então, parte desta austenita pode se transformar em M-A durante o resfriamento. Sendo assim, quanto mais alta a T_{pico} do segundo pico, mais homogênea, em termos de composição química, é a austenita formada devido à difusão do carbono a altas temperaturas. Além disto, maiores regiões de ferrita com baixo teor de C são transformadas, reduzindo, assim, o teor médio de carbono da austenita. Logo, a temperabilidade desta austenita diminui e a susceptibilidade à formação de constituinte M-A decresce. A formação preferencial de M-A a temperaturas pouco acima de A_{c1} se deve à dificuldade de ocorrência de difusão nestas temperaturas mais baixas, o que resulta em uma austenita enriquecida de

carbono. Além disto, como mencionado acima, o material que se forma a menores temperaturas tem composição próxima da eutetóide, isto é, maior teor de carbono independentemente de ocorrer difusão ou não.

7- CONCLUSÕES

Foi desenvolvida uma metodologia confiável para utilização do equipamento Gleeble na simulação de ciclos térmicos de soldagem que permite evitar os problemas verificados neste estudo, como grande variação do resultado de ensaio de resistência ao impacto Charpy, e ocorrência, durante a simulação, de entalhe no contato garra/corpo-de-prova. Associou-se a elevada variação a problemas na localização do entalhe exatamente na região de interesse, devido à pequena espessura (*work zone* ou *zona de trabalho*) desta região em função das condições de simulação usadas e à falta de um controle suficiente rigoroso na determinação da região para confecção deste entalhe.

Observou-se que, para ambos os aços avaliados (LC e LN), o aumento do aporte térmico provocou o surgimento de microestruturas mais grosseiras e de mais altas temperaturas de transformação. Além disso, só foi observada de forma significativa, em ambos os aços, a presença de constituinte M-A para os maiores aportes térmicos (35 e 50 kJ/cm). Quando utilizado o mesmo aporte térmico, foi observado que o aço produzido por resfriamento acelerado (LC) apresentou microestruturas de maior temperatura de transformação e mais grosseira, em comparação ao aço normalizado (LN). Este comportamento pode ser associado ao menor P_{cm} do aço LC. Além disso, verificou-se que, para o mesmo aporte térmico, o aço LN apresentou constituinte M-A massivo, localizado em sua maioria nos contornos de grãos da austenita prévia, enquanto o aço LC apresentou o constituinte M-A massivo em menores dimensões e localizado, principalmente, no interior dos grãos. Para o aço LN, a formação do constituinte M-A nos contornos de grãos da austenita prévia deve estar associada à formação de FW nesta região no início da transformação γ/α . Enquanto isso, para o aço LC, a formação deste constituinte se deu no interior dos grãos em função da formação de FCG nos contornos de grãos da austenita prévia no início da transformação γ/α .

Baseado nas informações acima e de forma comparativa à GGZTA do aço LC, pode-se inferir que apesar da GGZTA do aço LN ter apresentado microestruturas menos grosseiras e de menores temperaturas de transição, a morfologia, a distribuição e o tamanho dos constituintes M-A verificados podem ter provocado a diminuição de sua tenacidade. Além disso, o menor tamanho de grão austenítico da GGZTA do aço LC

deve ter resultado em menor tamanho de grão efetivo e, conseqüentemente, maior tenacidade para a GGZTA do aço LC.

Para ambos os aços foi observado o aumento da quantidade de constituinte M-A na ICGGZTA quando utilizado T_{pico} um pouco acima de A_{c1} , comparativamente a quando simulado apenas um ciclo térmico (GGZTA). Além disso, para ambos os aços, o aumento da T_{pico} do segundo pico na ICGZTA resultou na diminuição da quantidade de constituinte M-A.

8 – RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

A partir de 2011, a Usiminas irá iniciar a comercialização de chapas grossas de alta resistência produzidas por laminação controlada e resfriamento acelerado. Sendo assim, uma importante relevância dos resultados deste estudo foi o desenvolvimento de informações que servirão como suporte à introdução e aplicação de aço produzido por resfriamento acelerado nas indústrias naval e *offshore* brasileiras. Estes resultados servem como auxílio a estas indústrias durante processo de soldagem, principalmente quando utilizado alto aporte térmico. Além disso, o estudo propiciou o desenvolvimento de uma metodologia confiável de simulação de ciclo térmico de soldagem, quando utilizado equipamentos como a Gleeble e o dilatômetro.

9 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir das observações do presente estudo pode-se recomendar alguns procedimentos e/ou trabalhos futuros, como:

- Utilização das sugestões propostas na seção de operacionalidade da Gleeble, de forma a se verificar se o uso de tais sugestões irá, realmente, eliminar os problemas verificados neste estudo e propiciar a realização de estudos que envolvam ensaios de tenacidade;
- Realizar a caracterização do constituinte M-A, avaliando sua dispersão, morfologia e tamanho, via MEV e MET;
- Avaliação, via MET, da microestrutura formada durante simulação de ciclo térmico de soldagem;
- Avaliar a superfície de fratura, medindo as facetas de clivagem e correlacionando estes resultados com a tenacidade ao impacto, de ZTA´ simuladas;
- Avaliar a influência de diferentes elementos químicos, como o Nb e o N, na tenacidade ao impacto Charpy, CTOD e na formação microestrutural de aços produzidos por resfriamento acelerado submetidos a ciclos único e múltiplos;
- Avaliar a tenacidade e a microestrutura de diferentes regiões da ZTA de aços com a mesma resistência mecânica obtidos por diferentes rotas de laminação;
- Comparar resultados obtidos por simulação de ciclos térmicos de diferentes regiões da ZTA com resultados obtidos em soldagem em escala real.

10 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. GARLAND, J. G.; KIRWOOD, P.R., CLARCK, A. Steels for Welded Offshore Structures. In: METALS TECHNOLOGY CONFERENCE OF THE AUSTRALIAN WELDING INSTITUTE AND AUSTRALIAN INSTITUTE OF METALS, agosto de 1976, Sydney, Australia.
2. HATTORI, K., TANAKA, A., OKAMOTO, K., TOMITA, Y. Steel Plate for Offshore Structures Used in Icy Seas. *Nippon Steel Technical Report*, n.24, p.35-52, december, 1984.
3. SANDMANN, F. Offshore Structures (Part I). IISI ANUAL CONFERENCE, 15, 1981, Toronto, p.74-84.
4. IKEDA, K., KUROGI, Y., OHNO, Y., OKAMURA, Y. Steel Plates Used for Offshore Structures in the North Sea. *Nippon Steel Technical Report*, nº24, p. 25-33, december, 1984.
5. BASILI, J.P. Offshore Structures; Design, Material, Fabrication. *FWP Journal*, v. 20, nº9, p 33-52, september, 1980.
6. BILLINGHAM, J. Material for Offshore Structures. *Metals and Materials*, v 1, nº8, p. 472-478, august, 1985.
7. MODENESI, P.J. *Apostila de Metalurgia da Soldagem*. UFMG.
8. Site: http://en.wikipedia.org/wiki/Liberty_Ship, acessado em 10/06/2008.
9. EASTERLING, K. *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. Londres: BMM, 1983. 231p.
10. WINTERMARK, H.S. Evaluation and selection of structural steels for welded offshore installations. In: STRUCTURAL INTEGRITY TECHNOLOGY PROCEEDINGS CONFERENCE, 1979, Washington. p.89-96.
11. HARRISON, P. L., HART P. H. M. HAZ Microstructure and its Role in the Fracture of Microalloyed Steel Weld. THE INSTITUTE OF MATERIALS 2nd GRIFFITH CONFERENCE, 1995.
12. CURSO DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM. Pós-Graduação, UFRJ, 1987.
13. ALÉ, R.M. *Efeito da Adição de Elementos de Liga (Cu e Ni) nas Propriedades Mecânicas e Microestrutura da ZAC de Aços C-Mn Microligados ao Nb*. Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica apresentada à COPPE/UFRJ, Dezembro, 1994. Vol 2.
14. TWI. Metallography of Weld Metal in Carbon-Manganese Steels. Reference C4-83. 1983.
15. HONEYCOMBE, R. W. K *Aços – Microestrutura e Propriedades*. Traduzido por M. Amaral Fortes e A. Cabral Ferro. Lisboa: Fundação Calobre Gulbenkian, 1982. p. 348

16. BADESHIA, H. K. D. H., SVENSSON, L. E., Modelling the evolution of microstructure in steel weld metal, In: H. Cerjak (editor), *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Institute of Materials, London, 1993, pp. 109–182.
17. SILVA, R. F. *Microestrutura do Metal Base e do Metal de Solda de um Tubo API-X80 Submetido a Diferentes Tratamentos Térmicos*. Dissertação de Conclusão de Curso de Graduação em Engenharia Industrial Metalúrgica apresentada na Universidade Federal Fluminense (UFF), Volta Redonda, 2003.
18. ALÉ, R.M.; JORGE, J.C.F.; REBELLO, J.M.A. Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga: parte III: Zac. *Soldagem & Materiais*, v.1, n.3, p.38-49, 1992.
19. LOMOZIK, M. Effect of the Welding Thermal Cycles on the Structural Changes in the Heat Affected Zone and on Its Properties in Joints Welded in Low-alloy Steels. *Welding International*, v 14, nº11, p. 8-13, 2000.
20. FRANÇOIS, D., BURDEKIN, F.M. State of the Art Résumé on Significance of Local Brittle Zones. *Welding in the World*, nº41, p. 138-143, 1998.
21. ADONYI, Y. Heat-Affected Zone Characterization by Physical Simulations. *Welding Journal*, p. 42-47, October, 2006,
22. SHI, Y., HAN, Z. Effect of Weld Thermal Cycle on Microstructure and Fracture Toughness of Simulated Heat-affected Zone for a 800 MPa Grade High Strength Low Alloy Steel. *J. MATER. PROCESS. TECH*, 2008.
23. TIAN, D., KARJALAINEN, P., BAINIAN, Q., CHEN, X. Correlation Between Microstructural Features of Granular Bainite, Roughness of Fracture Surface and Toughness of Simulated CGHAZ in QT Type HSLA Steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v 25, 1996 p. 87-94.
24. BAYRAKTAR, E., KAPLAN, D. Mechanical and Metallurgical Investigation of Martensite-Austenite Constituents in Simulated Welding Conditions. *Journal of Materials Processing Technology*. 153-154, 2004, p. 87-92.
25. MATSUDA, F., IKEUCHI, K., LIAO, J. Effect of Weld Thermal Cycles on the HAZ Toughness of SQV-2^A Pressure Vessel Steel. *TRENDS IN WELDING RESEARCH, PROCEEDINGS OF THE 4TH INTERNATIONAL CONFERENCE*, 5-8 June 1995, Gatlinburg, Tennessee.
26. PAN, Y.T.; LEE, J.L. Effect of alloy elements on the microstructure and toughness of simulated HAZ in Ti-killed steels. *INTERNATIONAL CONFERENCE ON TRENDS IN WELDING RESEARCH*, 3, 1992, Gatlinburg. p. 539-543.
27. BARBOSA R.A.N.M., BORATTO, F.J.M., SANTOS, D.B. *Apostila de Fundamentos da Laminação controlada*. UFMG, 1989, p. 80-81.
28. NORMA ASTM E45 - Test methods for determining the inclusion content of steel. Edição 2005; Revisão E1. Versão anterior: 1997
29. NORMA ASTM E112 - Test methods for determination average grain size. Edição 1996; Revisão E2

30. NORMA ASTM A370 - Test methods and definitions for mechanical testing of steel products. Edição 2008; Revisão A. Versão anterior: 2007
31. MARRA, K. M., ANTUNES, J. L. B., SILVA, L. C., CRUZAT, G. R., QUARESMA, S. R. Determinação de Ciclos Térmicos de Soldagem na Região da ZAC Para Várias Combinações de Aporte de Calor, Espessura de Chapa de Depósito e Temperatura de Pré-Aquecimento. Relatório Interno da Usiminas, PR0065, Setembro, 1995.
32. SUZUKI, H. Carbon Equivalent for Steel Weldability. IIW COMM, IX, May, 1982.
33. HANNERZ, N. E. Idealized Thermal Cycle for Weld Heat Affected Zone Simulation of Steel. *Perdue Thermal Physical Property Handbook*.
34. RYKALIN, N. N., *The Calculation of Thermal Resistance*. Mashgiz, 1951.
35. ROSENTHAL, D. Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting. *Welding Research Supplement*, 1941. p. 220-s a 234-s.
36. DYNAMIC SYSTEMS INC. QuikSim™ Software Heat Affected Zone Programming Manual. 1996-1997.
37. FERGUSON, H. S. Techniques and Software for Weldability Studies by Physical Simulation. Materials Weldability Symposium During Materials Week. – ASM International. Detroit, MI, October, 1990.
38. DYNAMIC SYSTEMS INC. Maximum Heating & Cooling Rates of 10 mm x 10 mm and 11 mm x 11 mm square specimens. *Gleeble Systems Application Note APN030*.
39. KRAUSS, G. *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. :Ohio – USA: ASM International, 1990. p. 147
40. BOWKER, J. T.; GLOVER, A. G., LAZOR, R. B. The Structure and Toughness of the Weld Heat Affected Zone of a C-Mn-V Steel. HSLA Steels, TECHNOLOGY AND APPLICATIONS, 3-6 Oct, 1983, Philadelphia, Pa; USA. p. 679-687.
41. MATSUDA, F., IKEUCHI, K., LIAO, J. Weld HAZ Toughness and Its Improvement of Low Alloy Steel SQV-2A for Pressure Vessel (Report 1). *Transactions of JWRI*, vol.22, nº2, 1993. p. 271-279.
42. MITCHELL, P. S., HART, P. H. M., MORRISON, W. B. The Effect of Microalloying on HAZ Toughness. MICROALLOYING 95 CONFERENCE PROCEEDINGS, 1995, Pittsburgh - USA. p 149 – 162.
43. KITANI, Y., YKEDA, R., YASUDA, K, OI, K., ICHIMYIA, K. Improvement of HAZ Toughness for High Heat Input Welding by Using Boron Difusion from Weld Metal. IIW Doc. II- 1565-05 (II-A-152-04). Site: <http://www.china-weldnet.com/English/information/II-1565-05.htm>, acessado em 04/06/2010
44. KOMIZO, Y. Status & Prospectus of Shipbulding Steels and Its Weldability. *Transaction of JWRI*, vol 36, nº1, 2007.
45. FENG, C., CAI-FU, Y., YONG-QUAN, Z., HANG, S., ZHOU, X. Coarse-grain Heat Affected Zone Microstructure and Toughness of Copper-Bearing Age-

- Hardening Steels. INTERNATIONAL CONFERENCE ON HSLA STEELS (HSLA 2005); 2005, Sanya – China.
46. SUZUKI, H. Comparison of Carbon Equivalents for Steel Weldability. *Revista Italiana Della Saldatura*. n°4, Julho-Agosto, 1987.
 47. MCGURK, T. E., SPEER, J. G., MATLOCK, D. K. Effect of Alloy Modifications on HAZ Microstructure and Properties of HSLA X80 Pipeline Steel. *MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY 2006 CONFERENCE AND EXHIBITION*, 2006, Cincinnati – USA. p 709-717
 48. YUN, P., ZUZE, X. Effect of N on Toughness of HAZ of Nb-V-Ti Microalloyed Steels. In: *INTERNATIONAL CONFERENCE ON HSLA STEELS*, 1995, Beijing - China, v.2; p. 581-583.
 49. DE MEESTER, B. The Weldability of Modern Structural TMCP Steels. *ISIJ International*, vol. 37, n°6, p. 537-551, 1997.
 50. ALÉ, R. M., ANTUNES, J. L. B., REBELLO, J. M. A. Estudo da Progressão Microestrutural da ZAC de um Aço C-Mn Normalizado. In: *ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM*, XVII, 1991, Recife. p. 001-019,

ANEXO I

Curvas CCT completa dos aços avaliados, incluindo a metalografia para diferentes taxas de resfriamento empregadas.



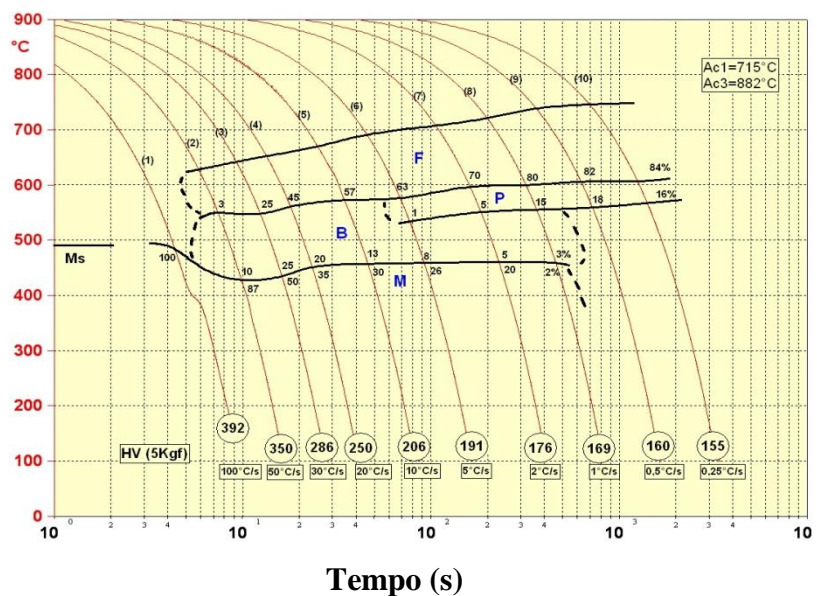
Centro de Pesquisa e Desenvolvimento

920°C/10 min (DIL805)

4.1 NORMALIZADO

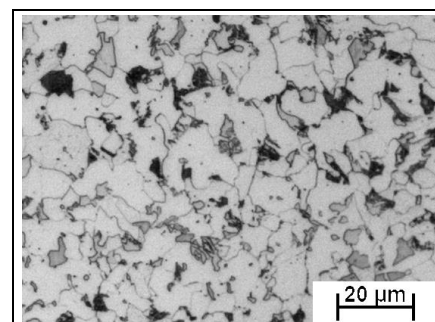
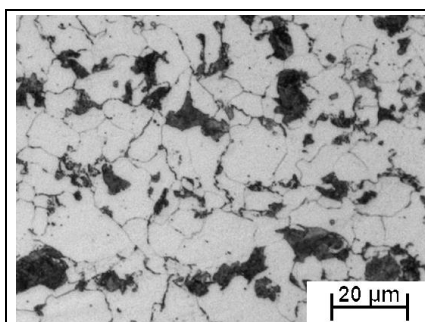
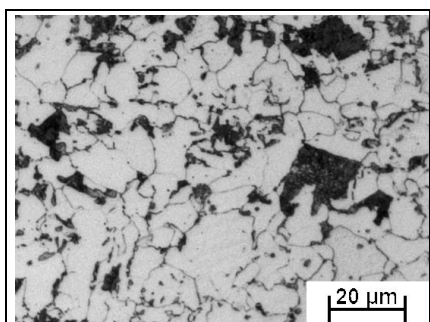
5

TG = 13,5



C	Mn	Si	Al	P	S	Nb	Ti	N	Cu	Ca	Ni	O
0,12	1,51	0,4	0,035	0,018	0,0022	0,019	0,011	0,0054	0,27	0,0016	0,35	0,0013

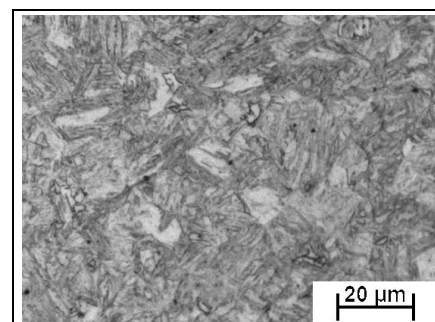
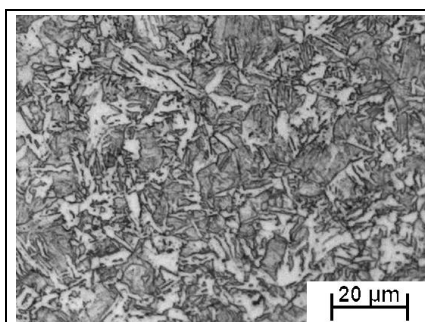
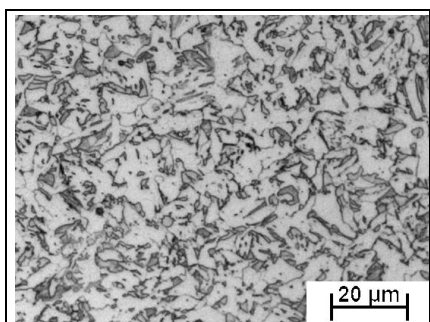
Original HV=159 (9) HV=160 (7) HV=176



(5) HV=206

(3) HV=286

(1) HV=392





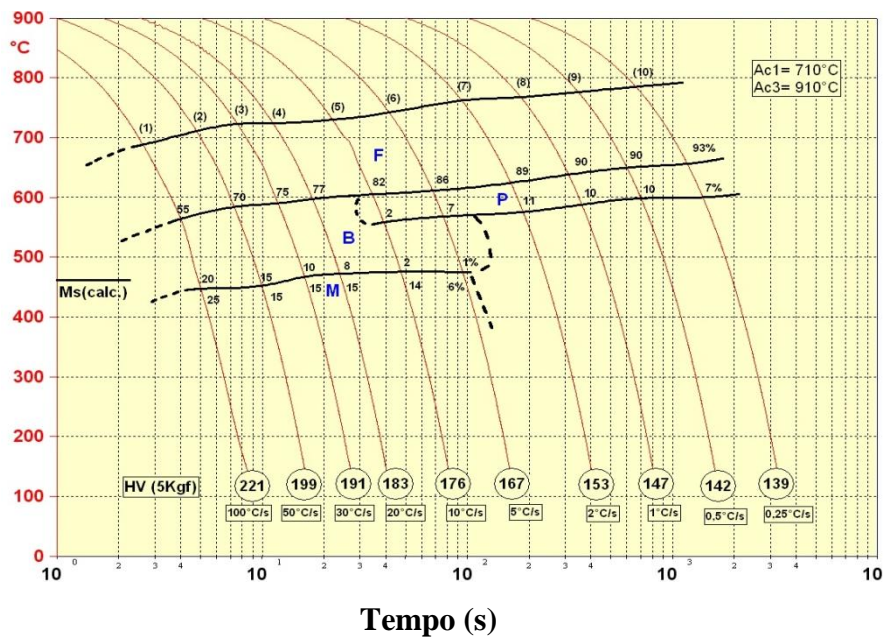
Centro de Pesquisa e Desenvolvimento

950°C/10 min (DIL805)

5.1 RESFR. ACELERADO

6

TG = 13,0



C	Mn	Si	Al	P	S	Nb	Ti	N	Ni	Ca	O
0,074	1,23	0,4	0,03	0,018	0,0025	0,038	0,011	0,0069	0,27	0,0013	0,0017

Original

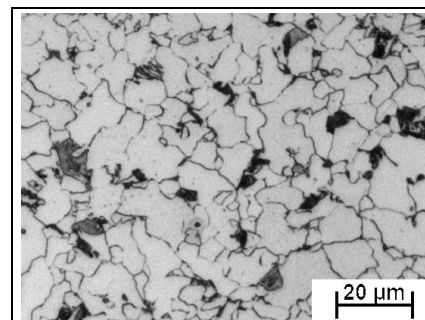
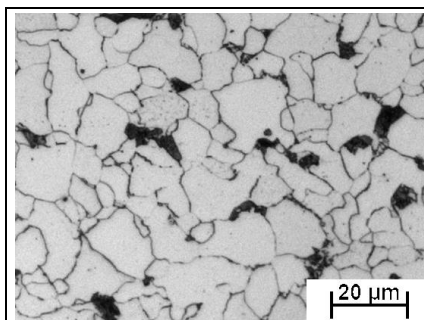
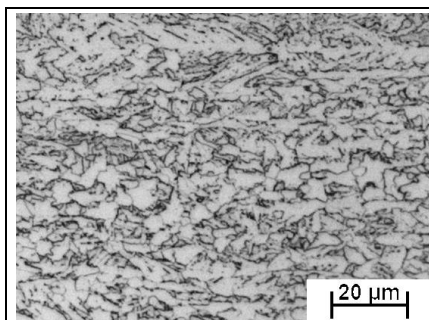
HV=161

(8)

HV=147

(6)

HV=167



(5)

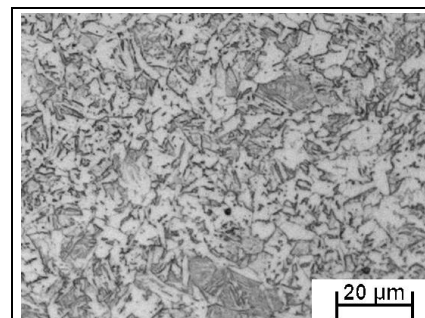
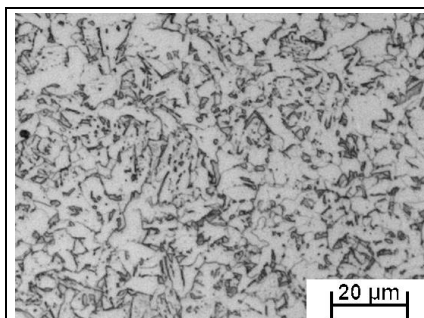
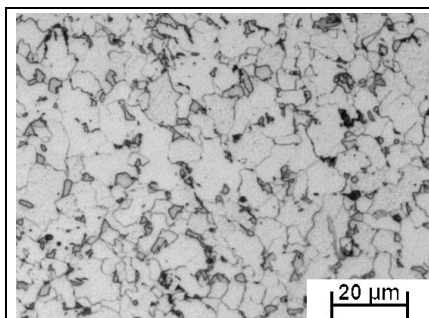
HV=176

(3)

HV=191

(1)

HV=221



ANEXO II

Resultados do ensaio de impacto Charpy das amostras em que foram simuladas diferentes ciclos térmicos de soldagem na Gleeble.

NORMALIZADO					
Aporte (kJ/cm)	Temperatura (°C)	Energia (J)	Média (J)	Fratura Dúctil (%)	
6	25	230	187	100	
		96		0	
		237		100	
	0	0	313	195	100
			258		100
			11		0
	-20	-20	100	126	30
			272		100
			8		5
	-40	-40	230	198	30
			181		20
			183		20
-60	-60	170	95	10	
		20		5	
		92		10	
10	25	275	218	100	
		146		80	
		233		100	
	0	0	224	282	100
			310		100
			311		100
	-20	-20	249	293	100
			415		100
			214		100
	-40	-40	188	152	50
			169		40
			98		40
-60	-60	40	173	10	
		334		80	
		136		20	
20	25	226	170	100	
		35		0	
		248		100	
	0	0	19	111	0
			51		0
			262		100

Aporte (kJ/cm)	Temperatura (°C)	Energia (J)	Média (J)	Fratura Dúctil (%)	
20	-20	14	39	5	
		33		5	
		68		10	
	-40	71	52	10	
		34		5	
		53		10	
	-60	14	14	0	
		6		0	
		21		0	
35	25	346	282	100	
		254		100	
		245		100	
	0	31	65	0	
		13		0	
		151		30	
	-20	42	94	5	
		106		5	
		132		10	
	-40	12	17	0	
		16		0	
		23		0	
	-60	7	12	0	
		20		0	
		8		0	
	50	25	295	300	100
			305		100
			295		100
0		239	235	90	
		238		90	
		227		90	
-20		232	245	80	
		239		90	
		263		90	
-40		5	83	5	
		88		10	
		156		20	
-60		40	32	0	
		36		0	

RESFRIAMENTO ACELERADO				
Aporte (kJ/cm)	Temperatura (°C)	Energia (J)	Média (J)	Fratura Dúctil (%)
6	25	261	254	100
		270		100
		231		100
	0	384	341	100
		318		100
		311		100
	-20	313	231	100
		69		40
		313		100
	-40	302	266	90
		237		100
		259		100
-60	144	161	40	
	210		80	
	130		30	
10	25	275	218	100
		146		80
		233		100
	0	224	282	100
		310		100
		311		100
	-20	249	293	100
		415		100
		214		100
	-40	188	152	50
		169		40
		98		40
-60	40	173	10	
	334		80	
	136		20	
20	25	331	342	100
		347		100
		348		100
	0	322	206	90
		280		100
		17		10

Aporte (kJ/cm)	Temperatura (°C)	Energia (J)	Média (J)	Fratura Dúctil (%)
20	-20	245	191	80
		316		100
		12		10
	-40	250	210	80
		222		70
		158		50
	-60	44	33	0
		34		0
		21		0
35	25	316	316	100
		316		100
		316		100
	0	206	239	90
		262		70
		248		80
	-20	214	254	70
		233		70
		314		100
	-40	187	147	60
		157		40
		95		20
	-60	158	64	20
		15		5
		20		5
50	25	204	97	90
		59		100
		27		70
	0	127	126	30
		23		10
		228		60
	-20	87	74	5
		7		5
		126		10
	-40	19	13	0
		7		0
		13		0
	-60	9	12	0
		15		0

