

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

Influência do Perfil Térmico de
Resfriamento em Bobina Laminada
a Quente nas Propriedades
Mecânicas de Aço Dual Phase

Autor: Jean Viana Bahia
Orientador: Prof. Dr. Vicente Tadeu Lopes Buono

Julho/2019

Jean Viana Bahia

Influência do Perfil Térmico de Resfriamento em Bobina Laminada a Quente nas
Propriedades Mecânicas de Aço Dual Phase

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia Física.

Orientador: Prof. Dr. Vicente Tadeu Lopes Buono

Belo Horizonte
Universidade Federal de Minas Gerais
Escola de Engenharia
2019

B151i	<p>Bahia, Jean Viana. Influência do perfil térmico de resfriamento em bobina laminada a quente nas propriedades mecânicas de aço dual phase [recurso eletrônico] / Jean Viana Bahia. - 2019. 1 recurso online (xxi, 169 f. : il., color.) : pdf.</p> <p>Orientador: Vicente Tadeu Lopes Buono.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Bibliografia: f. 167-169. Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Laminação (Metalurgia) - Teses. 4. Aço - Teses. I. Buono, Vicente Tadeu Lopes. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 669(043)</p>
-------	---

*Dedico esta dissertação
à minha esposa Lilian
e ao meu filho Gabriel
pelo apoio e a alegria que
proporcionam em minha vida.*

AGRADECIMENTOS

Primeiramente à Usiminas e à UFMG por proporcionarem a realização deste trabalho.

Aos professores Ronaldo Barbosa e Vicente Tadeu Lopes Buono pela orientação e as sugestões para melhoria do trabalho e do artigo.

Ao Antônio Adel dos Santos pela paciência, discussões e fundamental contribuição ao desenvolvimento deste trabalho.

Aos gestores Carlos Salaroli Araujo, Glaucio Bortoli da Cruz Rabelo e Aldo Henrique Barbosa pela confiança e apoio na realização deste trabalho.

A todos que apoiaram direta ou indiretamente a realização deste trabalho, entre eles os colegas Fernando de Souza Costa, Eugênio Toledo de Carvalho, Nissandro Domingues, Webert Sergio Oliveira Nascimento, Tales Silva Batista, toda a equipe do Laboratório de Metalurgia Física, em especial José Carlos Teixeira, Marília Faria de Oliveira Caizer, Gisele Assis Souza, Gustavo Gonzaga Rodrigues e Larissa Arnold, e à equipe da Gerência Técnica de Laminações, Gerência-Geral de Laminação a Quente e Gerência-Geral de Laminação a Frio.

Ao Heitor Cezar da Silva e ao Cleydson Fernando Gomes Torres pelo apoio na execução dos ensaios de tração, mesmo com todas as adversidades encontradas.

Ao Bruno Alves Resende e Priscila Batista Dias Santos pelo apoio na aquisição de dados de processamento da Laminação a Quente.

Aos colegas Marcelo Moreira Furst Gonçalves, Nivia Lelis Silva Souza, Robson Andrade Paiva e à equipe da Manutenção Preditiva da Usiminas, pelo apoio na determinação da emissividade do aço e acompanhamento por termografia.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	xvii
RESUMO	xx
ABSTRACT	xxi
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVO	3
2.1. Objetivo Geral	3
2.2. Objetivos específicos	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1. Laminação de Tiras a Quente	4
3.2. Laminação de Tiras a Frio e Galvanização	6
3.3. Aços Dual Phase	9
3.4. Obtenção de Aços DP	10
3.4.1. Métodos de processamento	11
3.4.2. Composição química e influência dos elementos de liga	13
3.4.3. Oscilação de espessura na laminação a frio do aço DP	23
4. METODOLOGIA	30
4.1. Material	30
4.2. Determinação de Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Tiras Laminadas a Quente	30
4.3. Influência do Perfil de Resfriamento na Microestrutura do Aço	32
4.4. Comportamento das Bobinas na Laminação a Frio	33
4.5. Determinação do Perfil de Resfriamento da Bobina	34
5. RESULTADOS	35
5.1. Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Tiras Laminadas a Quente	35

5.1.1.	Condição 1: resfriamento com água e TB=518°C	35
5.1.2.	Condição 2: resfriamento com água e TB=667°C	53
5.1.3.	Condição 3: resfriamento ao ar e TB=742°C	71
5.1.4.	Condição 4: resfriamento ao ar e TB=786°C	89
5.2.	Microestrutura Obtida em Diferentes Taxas de Resfriamento da BQ	107
5.2.1.	Temperatura de bobinamento de 510°C	107
5.2.2.	Temperatura de bobinamento de 650°C	111
5.2.3.	Temperatura de bobinamento de 730°C	115
5.2.4.	Temperatura de bobinamento de 780°C	119
5.3.	Oscilação de Espessura na Laminação a Frio	123
5.3.1.	Condição 1: bobinamento a 518°C	123
5.3.2.	Condição 2: bobinamento a 667°C	128
5.3.3.	Condição 3: bobinamento a 742°C	133
5.3.4.	Condição 4: bobinamento a 786°C	138
5.4.	Perfil de Resfriamento da Bobina	143
5.4.1.	Temperatura de bobinamento visada de 650°C	143
5.4.2.	Temperatura de bobinamento visada de 780°C	146
6.	DISCUSSÃO	149
6.1.	Variação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Tiras Laminadas a Quente	149
6.1.1.	Condição 1: bobinamento a 518°C	149
6.1.2.	Condição 2: bobinamento a 667°C	151
6.1.3.	Condições 3 e 4: bobinamentos a 742 e 786°C, respectivamente	153
6.2.	Influência das Diferentes Taxas de Resfriamento da BQ na sua Microestrutura	155
6.2.1.	Temperatura de bobinamento de 510°C	155
6.2.2.	Temperatura de bobinamento de 650°C	157

6.2.3. Temperatura de bobinamento de 730°C	158
6.2.4. Temperatura de bobinamento de 780°C	160
6.3. Oscilação de Espessura na Laminação a Frio	161
6.4. Resfriamento Não Uniforme da BQ	162
7. CONCLUSÕES	164
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	166
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	167

LISTA DE FIGURAS

- Figura 3.1 – Esquema geral de uma linha de laminação de tiras a quente e processos complementares⁽¹⁷⁾. 4
- Figura 3.2 – Esquema geral de uma linha contínua de laminação de tiras a frio⁽²¹⁾. 7
- Figura 3.3 – Esquema geral de uma linha de galvanização por imersão a quente⁽¹⁶⁾. 8
- Figura 3.4 – Curvas tensão-deformação para um aço carbono comum, dois aços ARBL e um aço DP⁽⁴⁾. 10
- Figura 3.5 – Diagrama TRC desejável para um aço DP laminado a quente (A=austenita, PF=ferrita poligonal, P=perlita, B=bainita, M=martensita de médio teor de carbono, M'=martensita com alto teor de carbono, T_a=Temperatura de austenitização)⁽⁴⁾. 12
- Figura 3.6 – Representação esquemática das várias etapas do processo de recozimento contínuo⁽⁴⁾. 12
- Figura 3.7 – Diagrama Fe-C mostrando temperaturas de recozimento intercrítica alta e baixa (α =ferrita, γ =austenita)⁽²⁵⁾. 13
- Figura 3.8 – Efeito dos elementos de liga substitucionais na temperabilidade dos aços⁽²⁵⁾. 14
- Figura 3.9 – Comparação dos diagramas TI de dois aços variando o teor de Mn⁽¹⁵⁾. 16
- Figura 3.10 – Comparação dos diagramas TI de dois aços variando o teor de Si⁽¹⁵⁾. 17
- Figura 3.11 – Comparação dos diagramas TI de um aço sem e outro com adição de Cr⁽¹⁵⁾. 19
- Figura 3.12 – Comparação das curvas de transformação eutetóide dos diagramas TI de aços com diferentes teores de Cr⁽¹⁵⁾. 20
- Figura 3.13 – Comparação dos diagramas TI de um aço sem e outro com adição de Mo⁽¹⁵⁾. 22
- Figura 3.14 – Comparação das curvas de transformação eutetóide dos diagramas TI de aços com diferentes teores de Mo⁽¹⁵⁾. 23
- Figura 3.15 – Variação da espessura na saída do laminador da LTF 1 da Usina de Ipatinga da Usiminas em uma BF composta de duas BQ. 24

- Figura 3.16 – Variação da espessura na entrada (a) e na saída (b) do laminador a frio⁽⁵⁾. 24
- Figura 3.17 – Ampliação do gráfico de espessura da figura 3.15 na região de ocorrência de variação de espessura. 25
- Figura 3.18 – Variações nos limites de escoamento e resistência ao longo da terceira espira mais externa de uma bobina de tira laminada a quente⁽⁵⁾. 25
- Figura 3.19 – Microestruturas de um ponto com maior (a) e outro com menor resistência mecânica (b) em uma mesma espira de uma bobina laminada a quente⁽⁵⁾. 26
- Figura 3.20 – Termografia de uma bobina imediatamente após o bobinamento (a) e após 9 h (b), e perfil de temperatura nos pontos marcados durante este período (c)⁽⁶⁾. 27
- Figura 3.21 – Curvas de resfriamento simuladas por dilatomia sobrepostas ao diagrama TRC do aço DP a ser avaliado neste trabalho (trabalho interno da Usiminas). 29
- Figura 4.1 – Esquema de amostragem nas bobinas. 31
- Figura 4.2 – Ciclo realizado no dilatômetro para avaliação laboratorial da influência do perfil de resfriamento da bobina. 32
- Figura 5.1 – Esquema com as posições na bobina em que foram avaliadas as propriedades mecânicas da tira na condição 1. 36
- Figura 5.2 – Gráfico do perfil de TB da tira na condição 1 ao longo de seu comprimento do topo à base e posições das amostras da figura 5.1. 36
- Figura 5.3 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 1 a 8 na condição 1. 37
- Figura 5.4 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 8 processada na condição 1, obtidas por microscopia ótica. 39
- Figura 5.5 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 8 processada na condição 1, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA. 40
- Figura 5.6 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 9 a 12 na condição 1. 41
- Figura 5.7 – Microestrutura da tira nos pontos 11 e 12 processada na condição 1, obtidas por microscopia ótica. 43

Figura 5.8 – Microestrutura da tira nos pontos 11 e 12 obtida na condição 1, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	44
Figura 5.9 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 13 a 16 na condição 1.	45
Figura 5.10 – Microestrutura da tira nos pontos 15 e 16 processada na condição 1, obtidas por microscopia ótica.	47
Figura 5.11 – Microestrutura da tira nos pontos 15 e 16 processada na condição 1, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	48
Figura 5.12 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 17 a 20 na condição 1.	49
Figura 5.13 – Microestrutura da tira nos pontos 18 e 19 processada na condição 1, obtidas por microscopia ótica.	51
Figura 5.14 – Microestrutura da tira nos pontos 18 e 19 processada na condição 1, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	52
Figura 5.15 – Esquema com as posições na bobina em que foram avaliadas as propriedades mecânicas da tira na condição 2.	54
Figura 5.16 – Gráfico do perfil de TB da tira na condição 2 ao longo de seu comprimento do topo à base e posição das amostras da figura 5.15.	54
Figura 5.17 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 1 a 8 na condição 2.	55
Figura 5.18 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 7 processada na condição 2, obtidas por microscopia ótica.	57
Figura 5.19 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 7 processada na condição 2, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	58
Figura 5.20 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 9 a 12 na condição 2.	59
Figura 5.21 – Microestrutura da tira nos pontos 9 e 10 processada na condição 2, obtidas por microscopia ótica.	61
Figura 5.22 – Microestrutura da tira nos pontos 9 e 10 processada na condição 2, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	62
Figura 5.23 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 13 a 16 na condição 2.	63
Figura 5.24 – Microestrutura da tira nos pontos 14 e 16 processada na condição 2, obtidas por microscopia ótica.	65

- Figura 5.25 – Microestrutura da tira nos pontos 14 e 16 processada na condição 2, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA. 66
- Figura 5.26 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 17 a 20 na condição 2. 67
- Figura 5.27 – Microestrutura da tira nos pontos 18 e 20 processada na condição 2, obtidas por microscopia ótica. 69
- Figura 5.28 – Microestrutura da tira nos pontos 18 e 20 processada na condição 2, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA. 70
- Figura 5.29 – Esquema com as posições na bobina em que foram avaliadas as propriedades mecânicas da tira na condição 3. 72
- Figura 5.30 – Gráfico do perfil de TB da tira na condição 3 ao longo de seu comprimento do topo à base e posições das amostras da figura 5.29. 72
- Figura 5.31 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 1 a 8 na condição 3. 73
- Figura 5.32 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 7 processada na condição 3, obtidas por microscopia ótica. 75
- Figura 5.33 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 7 processada na condição 3, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA. 76
- Figura 5.34 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 9 a 12 na condição 3. 77
- Figura 5.35 – Microestrutura da tira nos pontos 9 e 10 processada na condição 3, obtidas por microscopia ótica. 79
- Figura 5.36 – Microestrutura da tira nos pontos 9 e 10 processada na condição 3, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA. 80
- Figura 5.37 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 13 a 16 na condição 3. 81
- Figura 5.38 – Microestrutura da tira nos pontos 13 e 14 processada na condição 3, obtidas por microscopia ótica. 83
- Figura 5.39 – Microestrutura da tira nos pontos 13 e 14 processada na condição 3, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA. 84
- Figura 5.40 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 17 a 20 na condição 3. 85
- Figura 5.41 – Microestrutura da tira nos pontos 17 e 20 processada na condição 3, obtidas por microscopia ótica. 87

Figura 5.42 – Microestrutura da tira nos pontos 17 e 20 processada na condição 3, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	88
Figura 5.43 – Esquema com as posições na bobina em que foram avaliadas as propriedades mecânicas da tira na condição 4.	90
Figura 5.44 – Gráfico do perfil de TB da tira na condição 4 ao longo de seu comprimento do topo à base e posição das amostras da figura 5.43.	90
Figura 5.45 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 1 a 8 na condição 4.	91
Figura 5.46 – Microestrutura da tira nos pontos 1 e 6 processada na condição 4, obtidas por microscopia ótica.	93
Figura 5.47 – Microestrutura da tira nos pontos 1 e 6 processada na condição 4, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	94
Figura 5.48 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 9 a 12 na condição 4.	95
Figura 5.49 – Microestrutura da tira nos pontos 10 e 11 processada na condição 4, obtidas por microscopia ótica.	97
Figura 5.50 – Microestrutura da tira nos pontos 10 e 11 processada na condição 4, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	98
Figura 5.51 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 13 a 16 na condição 4.	99
Figura 5.52 – Microestrutura da tira nos pontos 14 e 16 processada na condição 4, obtidas por microscopia ótica.	101
Figura 5.53 – Microestrutura da tira nos pontos 14 e 16 processada na condição 4, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	102
Figura 5.54 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 17 a 20 na condição 4.	103
Figura 5.55 – Microestrutura da tira nos pontos 19 e 20 processada na condição 4, obtidas por microscopia ótica.	105
Figura 5.56 – Microestrutura da tira nos pontos 19 e 20 processada na condição 4, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.	106
Figura 5.57 – Gráfico de dilatométrica do aço avaliado durante aquecimento no ciclo 1.1.	107
Figura 5.58 – Curva dilatométrica referente ao resfriamento no ciclo 1.1.	108

Figura 5.59 – Microestrutura obtida após o ciclo 1.1.	108
Figura 5.60 – Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 1.2.	109
Figura 5.61 - Microestrutura obtida após o ciclo 1.2.	109
Figura 5.62 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 1.3.	110
Figura 5.63 - Microestrutura obtida após o ciclo 1.3.	110
Figura 5.64 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 1.4.	111
Figura 5.65 - Microestrutura obtida após o ciclo 1.4.	111
Figura 5.66 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 2.1.	112
Figura 5.67 - Microestrutura obtida após o ciclo 2.1.	112
Figura 5.68 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 2.2.	113
Figura 5.69 - Microestrutura obtida após o ciclo 2.2.	113
Figura 5.70 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 2.3.	114
Figura 5.71 - Microestrutura obtida após o ciclo 2.3.	114
Figura 5.72 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 2.4.	115
Figura 5.73 - Microestrutura obtida após o ciclo 2.4.	115
Figura 5.74 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 3.1.	116
Figura 5.75 - Microestrutura obtida após o ciclo 3.1.	116
Figura 5.76 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 3.2.	117
Figura 5.77 - Microestrutura obtida após o ciclo 3.2.	117
Figura 5.78 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 3.3.	118
Figura 5.79 - Microestrutura obtida após o ciclo 3.3.	118
Figura 5.80 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 3.4.	119
Figura 5.81 - Microestrutura obtida após o ciclo 3.4.	119
Figura 5.82 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 4.1.	120
Figura 5.83 - Microestrutura obtida após o ciclo 4.1.	120
Figura 5.84 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 4.2.	121
Figura 5.85 - Microestrutura obtida após o ciclo 4.2.	121

Figura 5.86 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 4.3.	122
Figura 5.87 - Microestrutura obtida após o ciclo 4.3.	122
Figura 5.88 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 4.4.	123
Figura 5.89 - Microestrutura obtida após o ciclo 4.4.	123
Figura 5.90 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 1.	124
Figura 5.91 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 1 após laminação a frio.	124
Figura 5.92 - Espessura ao longo do comprimento de uma segunda BQ produzida na condição 1.	125
Figura 5.93 - Espessura ao longo do comprimento da segunda BQ produzida na condição 1 após laminação a frio.	125
Figura 5.94 - Microestrutura em pontos de maior e menor espessura da BF resultante da BQ obtida na condição 1.	127
Figura 5.95 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 2.	128
Figura 5.96 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 2 após laminação a frio.	129
Figura 5.97 - Espessura ao longo do comprimento de uma segunda BQ produzida na condição 2.	129
Figura 5.98 - Espessura ao longo do comprimento da segunda BQ produzida na condição 2 após laminação a frio.	130
Figura 5.99 - Microestrutura em pontos de maior e menor espessura da BF resultante da BQ obtida na condição 2.	132
Figura 5.100 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 3.	133
Figura 5.101 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 3 após laminação a frio.	134
Figura 5.102 - Espessura ao longo do comprimento de uma segunda BQ produzida na condição 3.	134
Figura 5.103 - Espessura ao longo do comprimento da segunda BQ produzida na condição 3 após laminação a frio.	135

- Figura 5.104 - Microestrutura em pontos de maior e menor espessura da BF resultante da BQ obtida na condição 3. 137
- Figura 5.105 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 4. 138
- Figura 5.106 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 4 após laminação a frio. 139
- Figura 5.107 - Espessura ao longo do comprimento de uma segunda BQ produzida na condição 4. 139
- Figura 5.108 - Espessura ao longo do comprimento da segunda BQ produzida na condição 4 após laminação a frio. 140
- Figura 5.109 - Microestrutura em pontos de maior e menor espessura da BF resultante da BQ obtida na condição 4. 142
- Figura 5.110 - Perfil de temperatura da BQ ao sair da bobinadeira. Visão do lado DS. 144
- Figura 5.111 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 15 min após o bobinamento. Visão do lado DS. 144
- Figura 5.112 - Perfil de temperatura da BQ após seu eixo ser colocado na vertical (cerca de 24 min após sair da bobinadeira). Lado WS voltado para cima. 144
- Figura 5.113 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 1 h e 5 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima. 145
- Figura 5.114 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 1 h e 36 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima. 145
- Figura 5.115 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 2 h e 23 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima. 145
- Figura 5.116 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 3 h e 2 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima. 146
- Figura 5.117 - Perfil de temperatura da BQ ao sair da bobinadeira. Visão do lado DS. 146
- Figura 5.118 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 8 min após o bobinamento. Visão do lado DS. 147

Figura 5.119 - Perfil de temperatura da BQ após seu eixo ser colocado na vertical (cerca de 10 min após sair da bobinadeira). Lado WS voltado para cima. 147

Figura 5.120 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 14 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima. 147

Figura 5.121 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 1 h e 35 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima. 148

Figura 5.122 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 4 h após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima. 148

Figura 6.1 - Temperatura de bobinamento média da tira no topo, meio e base para a condição 1 no diagrama TRC do aço. 150

Figura 6.2 - Temperatura de bobinamento média da tira no topo, meio e base para a condição 2 no diagrama TRC do aço. 152

Figura 6.3 - Temperatura de bobinamento média da tira no topo, meio e base para as condições 3 e 4 no diagrama TRC do aço. 153

Figura 6.4 – Diagrama TRC do aço DP ligado ao Cr e Mo em avaliação. 155

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 – Composição química do aço avaliado no estudo (% em massa).	30
Tabela 4.2 – Condições de laminação a quente e bobinamento.	30
Tabela 4.3 – Dados utilizados nos ciclos dilatométricos.	33
Tabela 5.1 – Tempo e temperaturas de acabamento e bobinamento da tira na condição 1.	37
Tabela 5.2 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira externa da bobina na condição 1. Em negrito os valores máximos e, sublinhado, os mínimos para cada parâmetro.	37
Tabela 5.3 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 4 e 8 da condição 1.	40
Tabela 5.4 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m da base na condição 1. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	41
Tabela 5.5 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 11 e 12 da condição 1.	44
Tabela 5.6 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m do topo na condição 1. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	45
Tabela 5.7 - Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 15 e 16 da condição 1.	48
Tabela 5.8 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira interna na condição 1. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	50
Tabela 5.9 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 18 e 19 da condição 1.	52
Tabela 5.10 – Tempo e temperaturas durante o acabamento e o bobinamento da tira na condição 2.	55
Tabela 5.11 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira externa da bobina na condição 2. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	55
Tabela 5.12 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 4 e 7 da condição 2.	58

Tabela 5.13 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m da base na condição 2. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	59
Tabela 5.14 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 9 e 10 da condição 2.	62
Tabela 5.15 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m do topo na condição 2. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	63
Tabela 5.16 - Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 14 e 16 da condição 2.	66
Tabela 5.17 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira interna na condição 2. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	67
Tabela 5.18 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 18 e 20 da condição 2.	70
Tabela 5.19 – Tempo e temperaturas durante o acabamento e o bobinamento da tira na condição 3.	73
Tabela 5.20 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira externa da bobina na condição 3. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	73
Tabela 5.21 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 4 e 7 da condição 3.	76
Tabela 5.22 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m da base na condição 3. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	77
Tabela 5.23 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 9 e 10 da condição 3.	80
Tabela 5.24 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m do topo na condição 3. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	81
Tabela 5.25 - Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 13 e 14 da condição 3.	84
Tabela 5.26 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira interna na condição 3. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	85
Tabela 5.27 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 17 e 20 da condição 3.	88

Tabela 5.28 – Tempo e temperaturas durante o acabamento e o bobinamento da tira na condição 4.	91
Tabela 5.29 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira externa da bobina na condição 4. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	91
Tabela 5.30 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 1 e 6 da condição 4.	94
Tabela 5.31 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m da base na condição 4. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	95
Tabela 5.32 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 10 e 11 da condição 4.	98
Tabela 5.33 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m do topo na condição 4. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	99
Tabela 5.34 - Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 14 e 16 da condição 4.	102
Tabela 5.35 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira interna na condição 4. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.	103
Tabela 5.36 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 19 e 20 da condição 4.	106
Tabela 5.37 - Propriedades mecânicas em duas posições com espessuras diferentes ao longo do comprimento na BQ produzida na condição 1 após laminação a frio.	126
Tabela 5.38 - Propriedades mecânicas em duas posições com espessuras diferentes ao longo do comprimento na BQ produzida na condição 2 após laminação a frio.	131
Tabela 5.39 - Propriedades mecânicas em duas posições com espessuras diferentes ao longo do comprimento na BQ produzida na condição 3 após laminação a frio.	136
Tabela 5.40 - Propriedades mecânicas em duas posições com espessuras diferentes ao longo do comprimento na BQ produzida na condição 4 após laminação a frio.	141

RESUMO

Os aços *dual phase* possuem alta propensão à ocorrência de oscilação de espessura durante a laminação a frio, o que pode causar elevado descarte ou recusa do produto final. Esta variação é devida, entre outros fatores, à grande sensibilidade da microestrutura dos aços às diferentes taxas de resfriamento em pontos distintos da bobina após o bobinamento na laminação a quente, podendo gerar uma microestrutura heterogênea e, conseqüentemente, oscilações de propriedades mecânicas. Essa susceptibilidade da microestrutura ao perfil de resfriamento se acentua em aços *dual phase* com adições de Cr e Mo, elementos que retardam o início da transformação austenítica. Visando conhecer a influência do perfil térmico de resfriamento após a laminação a quente na microestrutura do aço *dual phase* ligado ao Cr-Mo, neste estudo foram avaliadas as propriedades mecânicas e a microestrutura em diversos pontos de espiras individuais de bobinas processadas em diferentes condições: bobinamento conforme a concepção inicial do aço, bobinamento em campo bainítico e bobinamento em temperatura elevada dentro do campo austenítico. Complementarmente, a influência das diferentes taxas de resfriamento a que uma bobina está sujeita foi avaliada em ensaios de dilatométrica. Também foi avaliado o comportamento das bobinas obtidas industrialmente nas condições testadas na laminação a frio e um acompanhamento por termografia do resfriamento de bobinas após a laminação a quente. Foi encontrada grande variação das propriedades mecânicas e microestrutura nas bobinas obtidas industrialmente. Através de dilatométrica, verificou-se que para este aço a transformação da austenita só começa após o bobinamento e que as baixas taxas de resfriamento da bobina após a laminação a quente resulta em baixa velocidade de transformação da austenita, deixando a formação da microestrutura da tira mais susceptível às variações nas condições ambientais no exterior da bobina. Oscilações de espessura ocorreram em todas as condições avaliadas. Por fim, verificou-se que o resfriamento da bobina após a laminação a quente não é uniforme. Com isso, conclui-se que nenhuma das condições avaliadas seria adequada para obtenção de microestrutura homogênea em toda a bobina. Recomenda-se avaliar alternativas para assegurar um resfriamento mais homogêneo da bobina ou uma reavaliação do projeto de liga do aço.

ABSTRACT

Dual phase steels have a high propensity to the occurrence of thickness oscillation during cold rolling, which can cause high discard or refusal of the end product. Among other factors, this variation is due to the high sensitivity of the microstructure of the steels to the different cooling rates at different points of the coil after the coiling in the hot rolling, which can generate a heterogeneous microstructure and, consequently, oscillations of mechanical properties. This susceptibility of the microstructure to the cooling profile is pronounced in dual phase steels with additions of Cr and Mo, because these elements delay the beginning of austenite transformation. In order to know the influence of the thermal profile of cooling after the hot rolling in the microstructure of Cr-Mo alloy dual phase steel, in this study the mechanical properties and the microstructure were evaluated in several points of individual wraps of coils processed in different conditions: coiling according to the initial steel design, coiling in bainitic field and coiling at high temperature within the austenitic field. In addition, the influence of the different cooling rates to which a coil is subjected was evaluated by dilatometer tests. It was also evaluated the behavior of the coils obtained industrially under the conditions tested during the cold rolling and performed a thermography monitoring of the coil cooling after the hot rolling. It was found that for this steel the austenite transformation only starts after the coiling and that the low coil cooling rates after hot rolling results in a slow austenite transformation, leaving the formation of the microstructure of the strip more susceptible to variations in the external conditions of the coil. Thickness oscillations occurred in all conditions evaluated. Finally, it has been found that the coil cooling after hot rolling is not uniform. Thus, it is concluded that none of the conditions evaluated would be adequate to obtain a homogeneous microstructure throughout the coil. It is recommended to evaluate alternatives to ensure a more homogeneous coil cooling or a reassessment of steel alloy design.

1. INTRODUÇÃO

Aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels* – AHSS) têm sido cada vez mais demandados para aplicação na indústria automobilística⁽¹⁾. Esses aços permitem considerável redução de peso ao mesmo tempo em que se aumenta a segurança dos veículos, devido à associação da sua alta resistência mecânica com maior ductilidade em relação a aços de alta resistência tradicionais⁽²⁾. Entre os AHSS estão os aços *dual phase* (DP) que, em essência, possuem uma microestrutura refinada composta de uma matriz ferrítica com uma segunda fase dura, tipicamente a martensita^(2,3).

Os aços DP podem ser produzidos como laminados a quente ou a frio⁽⁴⁾. Em geral, a maneira como um aço é processado na laminação a quente pode impactar na sua laminação a frio⁽²⁾. Um dos impactos que podem ser observados na laminação a frio como consequência do processamento na laminação a quente é a oscilação de espessura ao longo da tira devido à heterogeneidade microestrutural da tira laminada a quente⁽⁵⁻¹⁰⁾.

Os aços DP têm elevada propensão a apresentar variações de espessura durante a laminação a frio com intensidade suficiente para gerar descarte ou até mesmo recusa do produto final. Esta variação ocorre devido à grande sensibilidade da microestrutura dos aços DP às diferentes taxas de resfriamento da tira durante e após o processo de laminação a quente^(5,6).

A susceptibilidade da microestrutura ao perfil de resfriamento após o bobinamento na laminação a quente ocorre devido à composição química dos aços DP, principalmente quando possuem adições de Cr e Mo, que têm o efeito de retardar o início da transformação austenítica⁽¹¹⁻¹⁵⁾.

A adição do Cr e do Mo em aços DP laminados a frio, os tornam adequados para galvanização por imersão a quente. Neste processo, o aço após ser laminado a frio, é recozido e revestido com zinco⁽¹⁶⁾. Linhas de galvanização por imersão a quente têm menor velocidade, em relação ao recozimento contínuo convencional, acarretando em

maiores tempos de processamento, e temperatura final de resfriamento mais elevada na etapa de recozimento da linha, devido à presença do pote de zinco posteriormente. Por isso, este processo requer que o início da transformação da austenita após a etapa de encharque em temperatura intercrítica atrase, ocorra em menor velocidade e em temperaturas mais elevadas.

Sabe-se que a microestrutura de aços laminados a quente depende fortemente da temperatura de bobinamento e impacta na laminação a frio. No entanto, a influência das diferentes taxas de resfriamento na bobina após o bobinamento ainda é pouco estudada, pois para a maioria dos aços isto não acarreta problemas para os processos subsequentes. Porém, o perfil térmico de resfriamento após laminação a quente de uma bobina de aço DP ao Cr-Mo pode ter grande influência em sua microestrutura. Portanto, este estudo buscou esclarecer o efeito do perfil de resfriamento da bobina na heterogeneidade da microestrutura resultante.

2. OBJETIVO

2.1. Objetivo Geral

Estudar o efeito do perfil de resfriamento de um aço DP ao Cr-Mo após laminação a quente sobre a sua microestrutura e propriedades mecânicas, visando esclarecer a ocorrência de oscilações de espessura durante a laminação a frio.

2.2. Objetivos específicos

- Determinar os motivos da ocorrência de oscilação de espessura, por meio da avaliação de propriedades mecânicas e microestrutura ao longo de espiras de bobinas obtidas na laminação a quente.
- Avaliar o efeito do bobinamento em campo bainítico na oscilação de espessura.
- Avaliar o efeito do bobinamento em temperatura mais elevada em campo austenítico na oscilação de espessura.
- Caracterizar a microestrutura da tira após a laminação a frio em pontos com espessura maior e menor dentro da oscilação.
- Avaliar a homogeneidade do perfil de resfriamento de bobinas após a laminação a quente.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção são revisados os principais processos industriais envolvidos na produção do aço em estudo visando obtenção dos requisitos de DP, as principais características de aços DP, métodos de obtenção, a influência dos principais elementos de liga do aço em estudo e os principais trabalhos envolvendo a ocorrência de oscilação de espessura durante a laminação a frio.

3.1. Laminação de Tiras a Quente

A produção do aço DP ao Cr-Mo se inicia pela laminação a quente a partir de placas de aço obtidas da aciaria via lingotamento contínuo. Na figura 3.1, é apresentado um esquema de uma típica linha de laminação de tiras a quente, além de outros processos que podem ser realizados com a bobina laminada a quente (BQ) produzida.

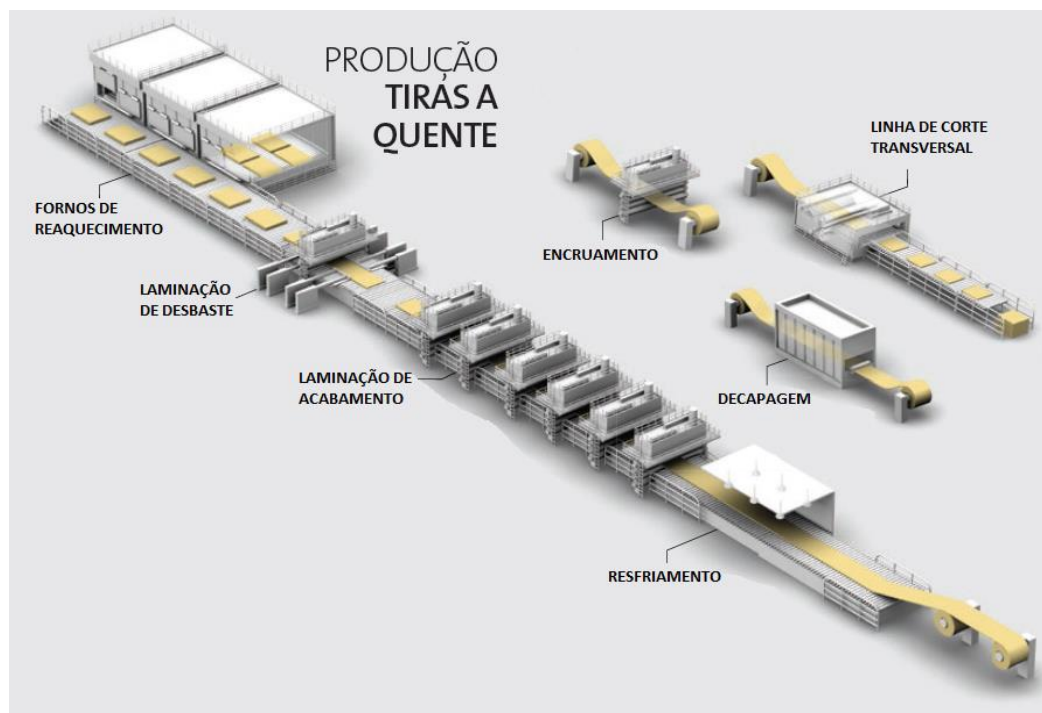


Figura 3.1 – Esquema geral de uma linha de laminação de tiras a quente e processos complementares⁽¹⁷⁾.

As placas de aço produzidas por lingotamento contínuo possuem microestrutura derivada da solidificação dendrítica e apresentam inclusões residuais dos processos

de refino e lingotamento da aciaria, variações de composição química devido à segregação interdendrítica e porosidade causada pela contração associada à redução de volume na transformação do aço de líquido para sólido⁽¹⁸⁾.

A laminação de tiras a quente se inicia pelos fornos de reaquecimento de placas, que têm a função de aquecer as placas, deixando-as em uma temperatura que haja ductilidade suficiente para que sejam laminadas de forma econômica até a dimensão desejada. Esta temperatura ao ser alcançada deve ser mantida por um determinado tempo para equalização da temperatura interna da placa com a externa, sendo este processo chamado de encharque^(19,20).

As placas reaquecidas ao serem desenformadas seguem para a laminação de desbaste. Esta é a primeira etapa do processo de laminação que proporciona uma redução de espessura do aço. Nesta etapa, normalmente utilizam-se laminadores reversíveis, nos quais a placa sofre sucessivos passes de redução até que o aço, neste momento chamado de esboço, tenha a espessura adequada para a etapa seguinte, a laminação de acabamento^(19,20).

O esboço segue para a laminação de acabamento que, em geral, é feita em uma sequência de cadeiras de laminação chamada de trem acabador. Nesta etapa o esboço sofre novamente uma redução de espessura até sua dimensão final formando uma tira de aço laminado a quente (TQ)^(19,20).

Por fim ocorre, o resfriamento e o bobinamento. Na maioria das linhas, o resfriamento é feito de maneira controlada em uma mesa de resfriamento composta de várias cortinas laminares e/ou jatos circulares de água arranjados em bancos que podem ser acionados separadamente conforme a necessidade de resfriamento, visando à adequação de microestrutura e, conseqüentemente, de propriedades mecânicas. Por fim, a tira é bobinada na forma final, como BQ^(19,20).

Os processos de aquecimento, encharque e laminação a quente melhoram significativamente as características negativas das placas produzidas na aciaria. Com

as sucessivas reduções, a porosidade das placas é eliminada e as estruturas dentríticas grosseiras são refinadas pelas transformações de fase ferrita-austenita no aquecimento e resfriamento, e pelas deformações e recristalizações durante a laminação a quente. As inclusões não podem ser removidas, mas podem ser alteradas com relação ao tamanho, forma e distribuição pelo trabalho a quente⁽¹⁸⁾.

Em geral, o aço é bobinado de maneira que as transformações metalúrgicas já tenham terminado. Porém, dependendo da temperatura em que ocorre o bobinamento, da velocidade da laminação de acabamento e da composição química do aço, as transformações metalúrgicas podem continuar ocorrendo mesmo após o bobinamento do aço e influenciar no processo subsequente, a laminação a frio, conforme será detalhado adiante.

Após a laminação a quente, o aço DP ao Cr-Mo segue para as linhas de decapagem e laminação a frio, apresentadas no tópico a seguir. No entanto, pode ser necessário um passe em um laminador de encruamento, visando melhoria na forma da tira antes de ela seguir seu fluxo.

3.2. Laminação de Tiras a Frio e Galvanização

A laminação de tiras a frio pode ser realizada de duas maneiras: em linhas de processos descontínuos, nas quais a decapagem e a laminação são realizadas separadamente, ou em linhas de processo contínuo, onde os equipamentos estão interligados. A figura 3.2 mostra uma linha de laminação de tiras a frio contínua, mas que ilustra as etapas presentes nos dois tipos de linhas.

A decapagem é um processo químico de remoção dos óxidos formados na superfície da tira durante e após o processo de laminação a quente, preparando o aço, neste caso, para a laminação a frio. A maioria das linhas realizam um processo de decapagem ácida utilizando solução de ácido clorídrico (HCl) para remoção química de carepa⁽²²⁾. As linhas de decapagem, em geral, podem ser de imersão ou por turbulência. A diferença entre os dois tipos de processo é que na decapagem por

imersão, a tira somente mergulha em um tanque contendo a solução de HCl por tempo suficiente para a remoção química da carepa, e na decapagem por turbulência, jatos da solução de HCl são aspergidos na superfície da tira, tornando o processo mais eficiente por aliar a remoção química à mecânica⁽²³⁾.

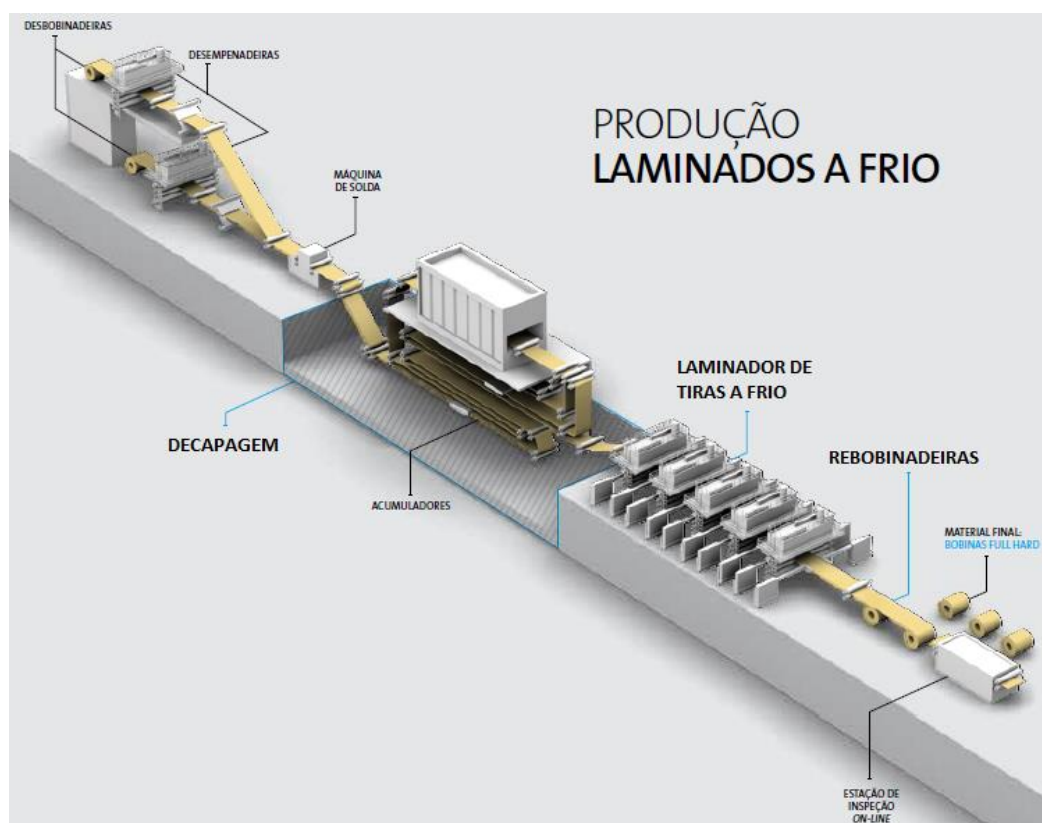


Figura 3.2 – Esquema geral de uma linha contínua de laminação de tiras a frio⁽²¹⁾.

Após a decapagem, a bobina segue para o laminador a frio. O processo de laminação proporciona a redução de espessura da tira laminada até atingir o valor final visado. Normalmente esse processo é realizado em cadeias de laminadores em série (tandem). Neste processo a microestrutura da BQ é endurecida por deformação devido à geração de uma alta densidade de deslocamentos e tem sua ductilidade bastante reduzida^(18,19,24). Ao fim, obtém-se uma bobina de aço encruado, chamada de bobina *full hard* (BFH).

A BFH pode seguir para processos de recozimento, contínuo ou em caixa, para que sejam conferidas as propriedades mecânicas adequadas para sua aplicação. No

entanto, como o aço em estudo é revestido por imersão a quente, a BFH segue para as linhas de galvanização por imersão a quente (*hot dip galvanizing* – HDG), que possuem suas próprias etapas de recozimento contínuo e encruamento. A figura 3.3 apresenta um esquema geral de uma linha de galvanização por imersão a quente.

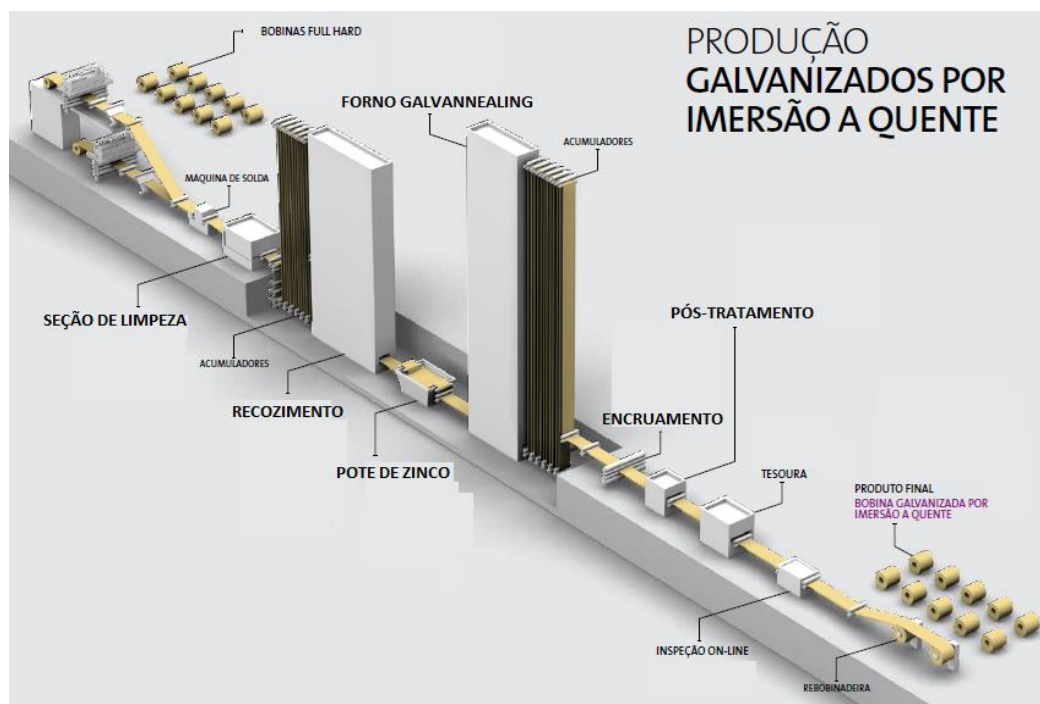


Figura 3.3 – Esquema geral de uma linha de galvanização por imersão a quente⁽¹⁶⁾.

Antes da etapa de recozimento é necessário que o material receba uma limpeza, pois durante o processo de laminação são depositados na tira resíduos originados do atrito entre a tira e os cilindros, e do óleo presente na emulsão de laminação. Um processo muito utilizado é o de limpeza eletrolítica, que possui três etapas: (i) o desengraxamento alcalino, que consiste em imergir a tira em uma solução alcalina que irá remover óleos através de reações de saponificação; (ii) limpeza mecânica, na qual rolos escova e uma solução de limpeza entram em contato direto com a tira; e (iii) desengraxamento eletrolítico, no qual a tira passa entre dois eletrodos carregados eletricamente, sofrendo um processo de eletrólise que gera gás hidrogênio ou oxigênio (dependendo da polaridade dos eletrodos) na superfície metálica da tira, responsável por carregar a sujeira aderida na sua superfície.

Após a limpeza, o aço segue para o processo de recozimento, no qual a tira é aquecida em velocidade controlada até uma temperatura subcrítica (abaixo da temperatura de início de transformação ferrita-austenita, A_1) ou intercrítica (entre a temperatura A_1 e a temperatura de fim da transformação ferrita-austenita, A_3), mantida nesta temperatura por algum tempo e é resfriada seguindo uma curva que varia conforme o produto final. No processo de recozimento a ductilidade da ferrita deformada é recuperada devido a sua recristalização, onde grãos de ferrita livres de deformação são nucleados e crescem durante o aquecimento^(18,24).

Os processos de limpeza e recozimento ocorrem em velocidade menor e a temperatura final do recozimento é mais alta em relação ao recozimento contínuo convencional, visto que estes parâmetros são limitantes para o processo de galvanização por imersão que ocorre em seguida. Após o recozimento, a tira é imersa em um pote contendo basicamente zinco fundido que adere e se solidifica na superfície do aço. Após a imersão, ainda há a possibilidade da tira passar por um forno de tratamento térmico do revestimento para a formação de uma liga zinco-ferro na superfície da tira, devido à difusão que ocorre entre o zinco do revestimento e o ferro do aço.

Por fim ocorre o encruamento. Neste processo, o aço passa por um laminador no qual ocorre uma pequena deformação visando adequar as propriedades mecânicas, melhorar a forma e imprimir a rugosidade necessária na aplicação do aço.

3.3. Aços Dual Phase

O nome *dual phase* foi dado na metade da década de 1970 para descrever aços com microestrutura de ferrita e martensita, mas estes aços normalmente têm mais do que duas fases como sugere o seu nome⁽⁴⁾. Os aços DP, em essência, possuem uma microestrutura refinada composta de uma matriz ferrítica com ilhas de uma segunda fase dura, tipicamente a martensita, como já mencionado, porém, outros produtos de baixa temperatura de transformação e austenita retida também podem estar presentes^(4,25).

Essa microestrutura é que garante aos aços DP sua elevada resistência associada a uma maior capacidade de alongamento em relação a outros aços. A figura 3.4 compara um aço DP (GM 980X) com: (a) um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) com limite de resistência parecido (SAE 980X); (b) um aço ARBL de alongamento total parecido (SAE 950X) e; (c) um aço carbono comum com alongamento total parecido. Percebe-se que o aço ARBL com mesmo limite de resistência que um DP possui menor alongamento total, maior limite de escoamento e ainda exibe patamar de escoamento, o que não ocorre em aços DP. Já o aço ARBL com alongamento total parecido tem um limite de resistência muito menor e também exibe patamar de escoamento. O aço carbono comum com alongamento total parecido tem limite de resistência ainda menor e também exibe patamar de escoamento^(4,25).

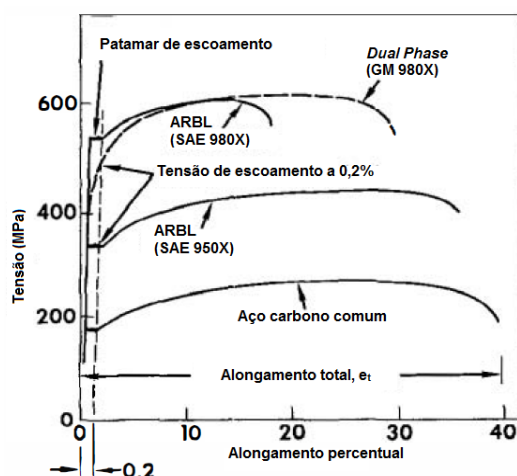


Figura 3.4 – Curvas tensão-deformação para um aço carbono comum, dois aços ARBL e um aço DP⁽⁴⁾.

3.4. Obtenção de Aços DP

Os aços DP podem ser obtidos como laminados a quente ou a frio, após serem resfriados rapidamente a partir de uma temperatura intercrítica, entre A_1 e A_3 , para que haja coexistência das fases ferrita e austenita, até uma temperatura abaixo da de início de formação da martensita (M_s), visando à transformação completa da austenita em martensita^(18,25).

3.4.1. Métodos de processamento

Aços DP podem ser obtidos diretamente como laminados a quente ou laminados a frio e recozidos, por recozimento contínuo ou em caixa⁽⁴⁾.

Na obtenção de aços DP como laminados a quente, deve-se escolher uma composição química na qual uma grande extensão da transformação da austenita ocorra após o último passe de laminação e antes do bobinamento. Com isso, o aço deve possuir as seguintes características em seu gráfico TRC (transformação em resfriamento contínuo): curva de transformação ferrítica alongada, dando possibilidade de formar elevada fração de ferrita em uma ampla faixa de taxas de resfriamento; um campo de perlita suprimido (transformação muito atrasada) para evitar a sua formação; uma lacuna entre as regiões de transformação bainítica e perlítica (janela de bobinamento) para possibilitar uma faixa de temperatura onde nenhuma transformação ocorra⁽⁴⁾. Isso é necessário para garantir que se forme somente ferrita homogeneamente em toda a tira. Quando a temperatura atinge valores no intervalo da janela de bobinamento, faz-se o resfriamento rápido e o bobinamento. Se não existir a janela, tem-se que interromper a transformação da austenita em ferrita dentro do campo de formação da ferrita e, então, é difícil garantir homogeneidade na quantidade de ferrita formada em toda a tira. A figura 3.5 apresenta um exemplo de curva TRC desejada para este processo.

A obtenção de aços DP por recozimento contínuo pode ser realizada de duas maneiras. O aquecimento pode ser realizado até uma temperatura intercrítica (entre A_1 e A_3) ou uma temperatura supercrítica (acima de A_3). Caso se faça em temperatura supercrítica, deve haver duas etapas de resfriamento, uma até a temperatura intercrítica e, após algum tempo nesta temperatura, o resfriamento rápido para obtenção de martensita. O aquecimento intercrítico é a prática mais comum. A produção por recozimento contínuo tem três vantagens principais: rápido aquecimento acima de A_1 , baixo tempo de permanência na temperatura de aquecimento e resfriamento rápido abaixo da M_s ⁽⁴⁾. Alguns processos de recozimento contínuo ainda incluem um processo de revenimento rápido abaixo de 500°C após a têmpera, conforme a figura 3.6.

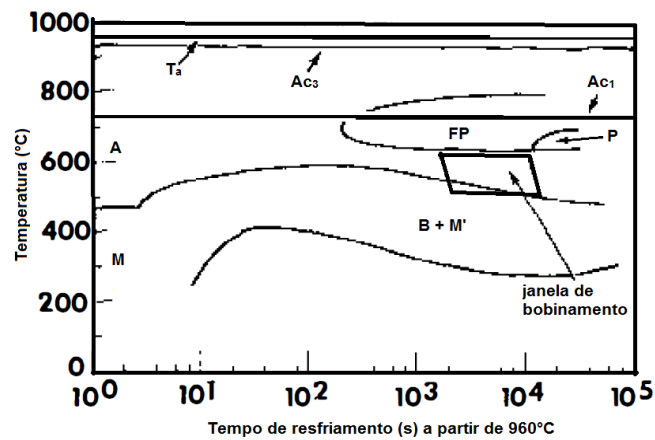


Figura 3.5 – Diagrama TRC desejável para um aço DP laminado a quente (A=austenita, PF=ferrita poligonal, P=perlita, B=bainita, M=martensita de médio teor de carbono, M'=martensita com alto teor de carbono, T_a =Temperatura de austenitização) ⁽⁴⁾.

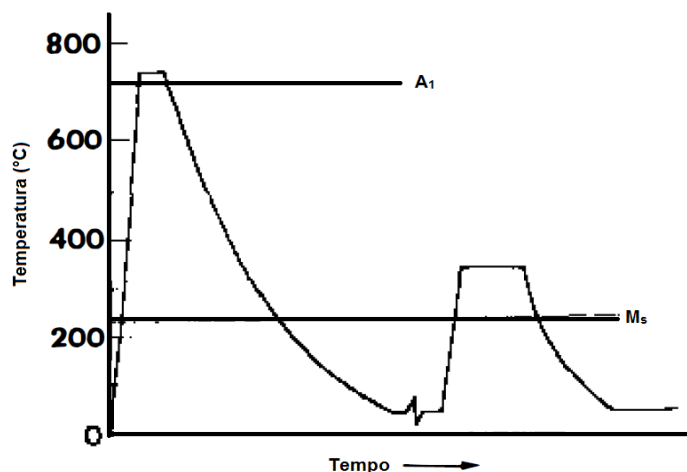


Figura 3.6 – Representação esquemática das várias etapas do processo de recozimento contínuo ⁽⁴⁾.

A produção de aços DP por recozimento em caixa também é possível, apesar de ser muito incomum. O processo deve ser modificado para que o aquecimento seja realizado até a temperatura intercrítica. As baixas taxas de resfriamento deste processo também exigem o uso de aços com teores elevados de elementos de liga para proporcionar maior temperabilidade ⁽⁴⁾.

3.4.2. Composição química e influência dos elementos de liga

A composição química dos aços DP tem grande importância, pois define as condições de resfriamento para formação da segunda fase dura. C e Mn são os principais elementos de liga destes aços, mas adições de Si, Cr, Mo e Ti também podem ser realizadas para adequação a condições particulares de recozimento ou atingir os requisitos de resistência mecânica⁽²⁵⁾.

O C é o elemento que mais aumenta a temperabilidade e controla a dureza e a morfologia da martensita. A característica da austenita formada na temperatura intercrítica em aços DP depende fortemente do teor de C e da temperatura. Na figura 3.7, fazendo-se uso da regra da alavanca, percebe-se que para um aço com um determinado teor de C, pode-se obter austenita com alto teor de carbono em temperatura intercrítica muito próxima de A_1 , aumentando sua temperabilidade. Mas, também, pode-se obter a austenita com teor de carbono bem próximo à composição média do aço quando se tem temperatura intercrítica muito próxima de A_3 , reduzindo a temperabilidade da fração austenitizada⁽²⁵⁾.

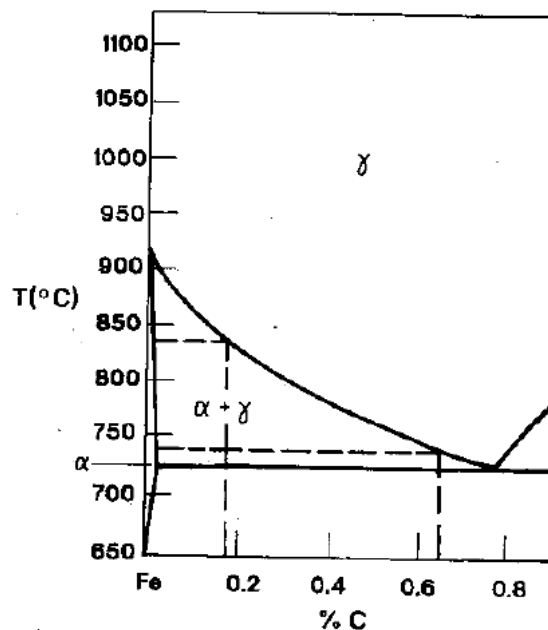


Figura 3.7 – Diagrama Fe-C mostrando temperaturas de recozimento intercrítica alta e baixa (α =ferrita, γ =austenita)⁽²⁵⁾.

O efeito na temperabilidade dos aços causada por elementos de liga substitucionais comuns é mostrado na figura 3.8. O fator de multiplicação representa a razão entre a temperabilidade em um aço base com o elemento de liga e a temperabilidade do mesmo aço base sem o elemento de liga⁽²⁵⁾.

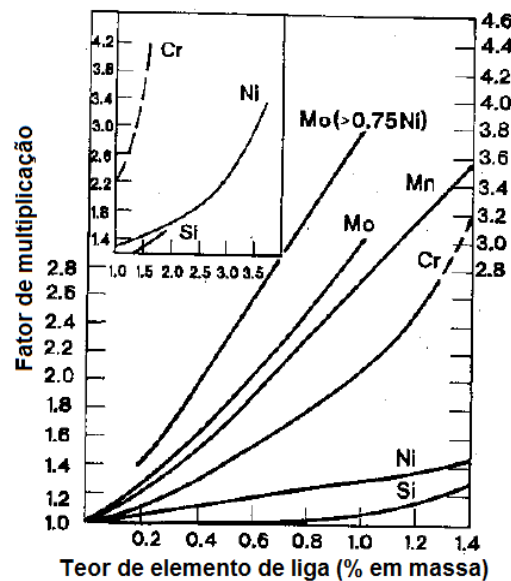


Figura 3.8 – Efeito dos elementos de liga substitucionais na temperabilidade dos aços⁽²⁵⁾.

O aço a ser estudado neste trabalho possui Mn, Si, Cr e Mo em sua composição, além do C. Portanto será revisada a influência destes elementos nas características dos aços.

3.4.2.1. Manganês

O Mn é utilizado na desoxidação e dessulfuração durante a produção de aços na aciaria e também como elemento de liga. Ele é um estabilizador da austenita e, portanto, atua diminuindo a temperatura de transformação da austenita para ferrita⁽¹¹⁻¹⁴⁾.

O Mn é um fraco formador de carbonetos, mas se encontra em solução tanto na ferrita, deixando-a mais endurecida, quanto cementita. A adição deste elemento como

ligante aumenta a resistência mecânica, a dureza e a conformabilidade dos aços. Em conjunto com o enxofre, o Mn diminui a fragilidade a quente e a frio dos aços devido a formação de finos precipitados de MnS. A reação com o S leva o Mn a ter uma moderada tendência a formar segregações indesejadas⁽¹¹⁻¹⁴⁾.

Assim como a maioria dos elementos de liga, ele atrasa a transformação da austenita, aumentando a temperabilidade do aço⁽¹¹⁻¹⁴⁾, como pode ser observado nos diagramas de transformação isotérmica (TI) da figura 3.9, onde se compara um aço com 0,81% e outro com 1,88% de Mn. Além disso, observa-se que as temperaturas críticas (A_1 , A_3 e M_s) são reduzidas, visto que ele tende a estabilizar a austenita, e aparece uma separação na curva de fim de transformação da austenita, evidenciando as regiões onde se forma perlita (entre 550 e 650°C) e bainita (entre 400 e 500°C). Outra característica importante do Mn é que ele facilita o revenimento da martensita.

3.4.2.1. Silício

O Si possui grande afinidade pelo oxigênio (O), sendo também um desoxidante, podendo formar inclusões indesejadas no aço devido sua leve tendência a segregar. Ele um estabilizador da ferrita, o que leva a aumento na temperatura de transformação da austenita para ferrita. O Si não forma carbonetos e está presente principalmente em solução sólida na ferrita. Ele também dificulta a oxidação do aço em altas temperaturas⁽¹¹⁻¹⁴⁾.

A adição de Si no aço aumenta consideravelmente a dureza da ferrita, mas reduz a formabilidade do aço. Porém, sua presença melhora muito pouco a temperabilidade do aço⁽¹¹⁻¹⁴⁾, como pode ser observado na figura 3.10 onde se comparam dois aços que se distinguem somente pela diferença no teor de Si: um tem 0,53% e o outro tem 1,27% de Si. Neste diagrama se torna evidente a pequena influência do Si na velocidade da transformação da austenita em perlita ou bainita, além do efeito mais significativo no aumento das temperaturas A_1 e A_3 . Além destes efeitos, o Si dificulta o revenimento da martensita, impedindo o coalescimento da cementita.

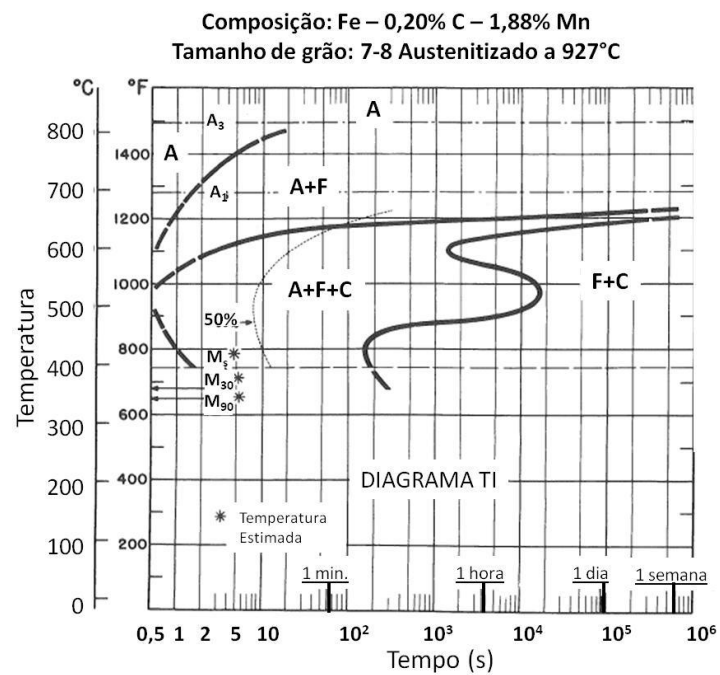
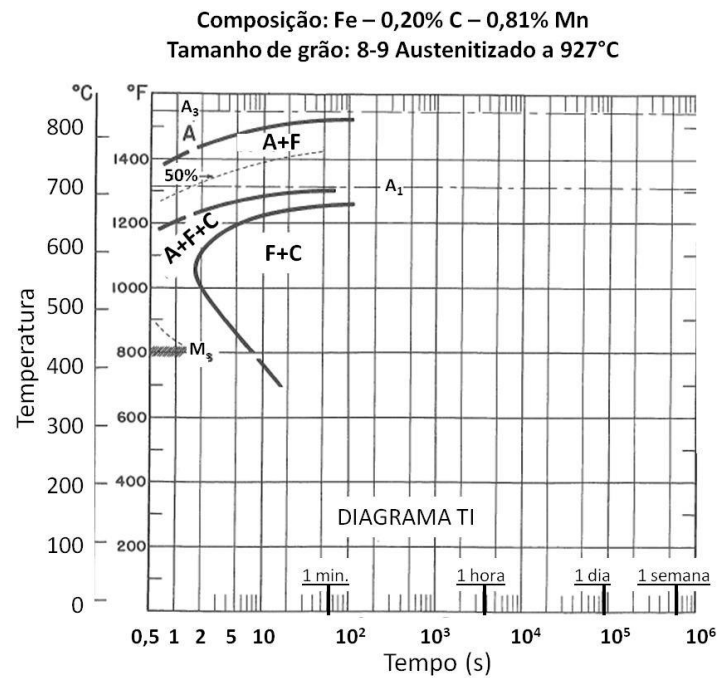


Figura 3.9 – Comparação dos diagramas TI de dois aços variando o teor de Mn⁽¹⁵⁾.

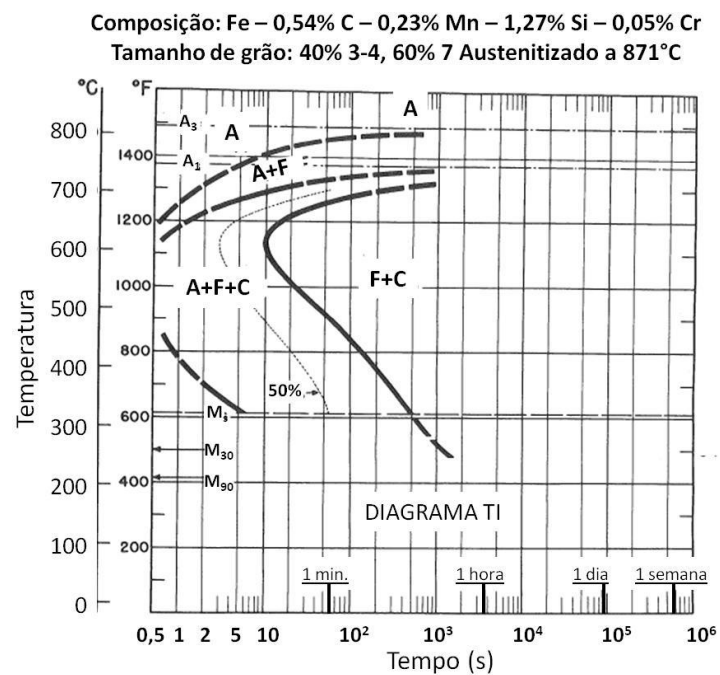
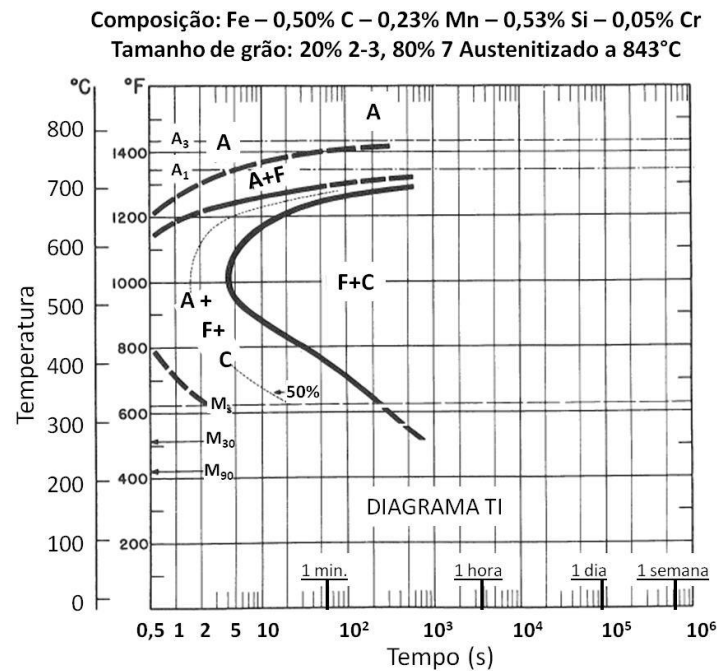


Figura 3.10 – Comparação dos diagramas TI de dois aços variando o teor de Si⁽¹⁵⁾.

3.4.2.2. Cromo

O Cr é um forte formador de carbonetos e nitretos muito solúveis na austenita e que precipitam em grandes frações volumétricas na ferrita. Ele é um estabilizador da

ferrita, o que leva a aumento na temperatura de transformação da austenita para ferrita. Em teor maior, o Cr torna o aço resistente a oxidação⁽¹¹⁻¹⁴⁾.

A adição de Cr causa um pequeno endurecimento da ferrita e seus carbonetos duros melhoram a resistência do aço ao desgaste⁽¹¹⁻¹⁴⁾.

O Cr atrasa significativamente a decomposição da austenita, como pode ser observado na figura 3.11 onde se comparam dois aços, um sem adição de Cr e outro com adição 1,97%. Pode-se verificar ainda que o Cr causa a separação entre os campos de transformação perlítica e bainítica. Ele atrasa muito o início da transformação perlítica e atrasa bem menos o da bainítica, aumentando muito a temperabilidade do aço. Além disso, tem-se um aumento da temperatura A1, como é de se esperar para um aço com liga estabilizadora de ferrita, e um decréscimo da temperatura Ms.

Na figura 3.12, comparam-se as curvas de início e fim das transformações eutetóides desconsiderando a curva de formação da ferrita, para adições de Cr variando de 0,0 a 1,97%. Com 0,57% de Cr já se verifica um atraso no início da transformação, mas somente com 0,93% há a separação dos campos perlítico e bainítico, e um atraso mais significativo no início da transformação perlítica.

O Cr dificulta o revenimento da martensita, pois ele impede o coalescimento da cementita e pode levar à fragilização por revenido. No entanto, ele causa um efeito de endurecimento secundário em revenimento realizado em temperaturas maiores⁽¹¹⁻¹⁴⁾.

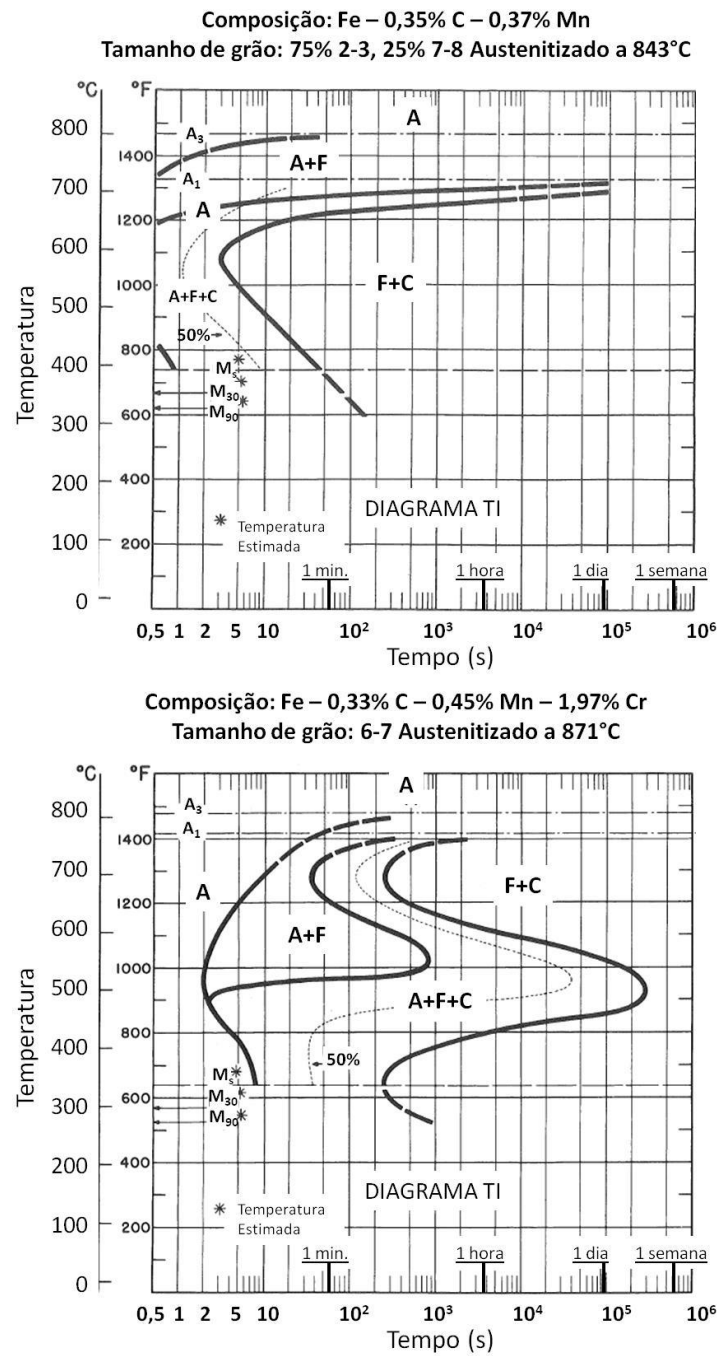


Figura 3.11 – Comparação dos diagramas TI de um aço sem e outro com adição de Cr⁽¹⁵⁾.

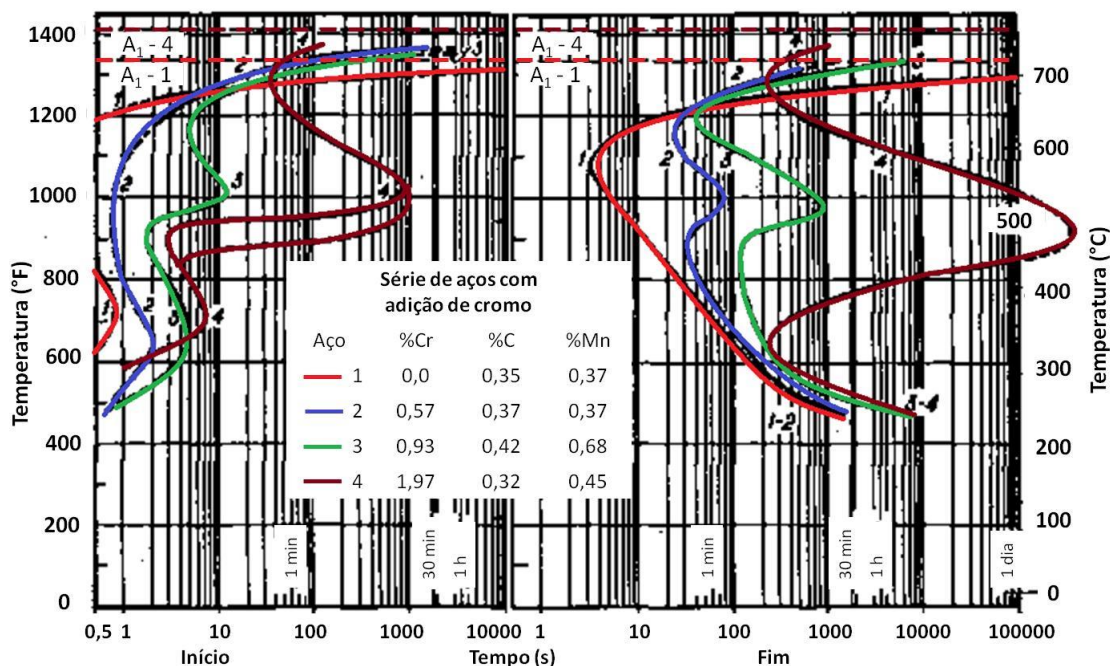


Figura 3.12 – Comparação das curvas de transformação eutetóide dos diagramas TI de aços com diferentes teores de Cr⁽¹⁵⁾.

3.4.2.3. Molibdênio

O Mo, assim como o Cr, também é um forte formador de carbonetos e nitretos muito solúveis na austenita e que precipitam em grandes frações volumétricas na ferrita. Ele também é um estabilizador da ferrita, o que leva a aumento na temperatura de transformação da austenita para ferrita⁽¹¹⁻¹⁴⁾.

A adição de Mo também causa um pequeno endurecimento da ferrita, mas maior do que o Cr, e seus carbonetos duros melhoram a resistência ao desgaste do aço. Além destes efeitos, o Mo aumenta a resistência mecânica a quente dos aços. Outra característica é que ele geralmente intensifica o efeito de outros elementos de liga⁽¹¹⁻¹⁴⁾.

O Mo atrasa menos o início da decomposição da austenita, quando comparado ao efeito do Cr, como pode ser observado na figura 3.13 onde se comparam dois aços, um sem adição de Mo e outro com adição 0,50%. Pode-se verificar ainda que o Mo

também causa a separação entre os campos de transformação da perlita e da bainita. No entanto, ele atrasa muito mais o início da transformação perlítica e atrasa bem menos o da bainítica, aumentando a temperabilidade do aço e favorecendo microestrutura com presença de bainita. Além disso, tem-se um pequeno aumento da temperatura A_1 , como é de se esperar para um aço com adição de elemento estabilizador da ferrita, e um pequeno decréscimo da temperatura M_s .

Na figura 3.14, comparam-se as curvas de início e fim das transformações eutetóides desconsiderando a curva de formação da ferrita, para adições de Mo variando de 0,0 a 1,96%. Percebe-se que mesmo para adições menores de Mo, o início da transformação perlítica ocorre em um tempo maior. Mas somente a partir do aço com 0,52% de Mo o efeito foi mais significativo.

O revenimento da martensita também é dificultado pelo Mo, pois ele impede o coalescimento da cementita e pode levar à fragilização por revenido. Ele também, no entanto, causa um efeito de endurecimento secundário em revenimento realizado em temperaturas maiores⁽¹¹⁻¹⁴⁾.

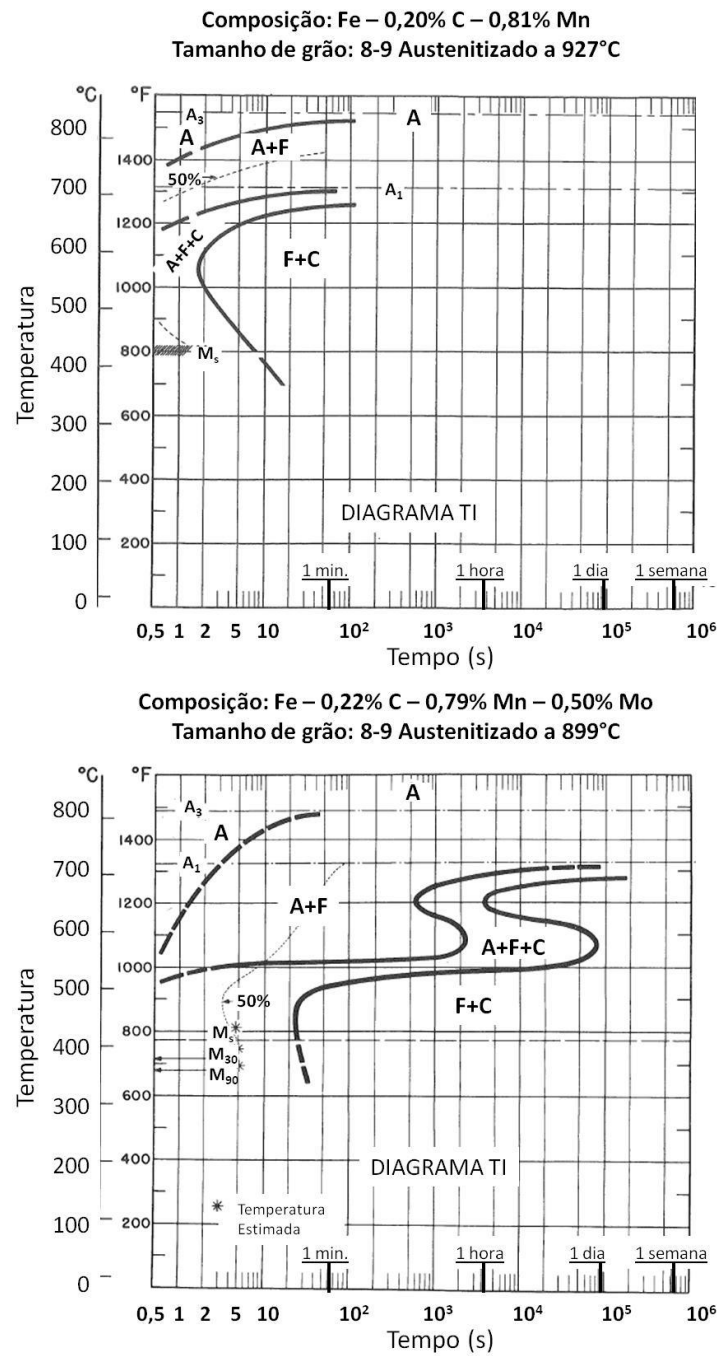


Figura 3.13 – Comparação dos diagramas TI de um aço sem e outro com adição de Mo⁽¹⁵⁾.

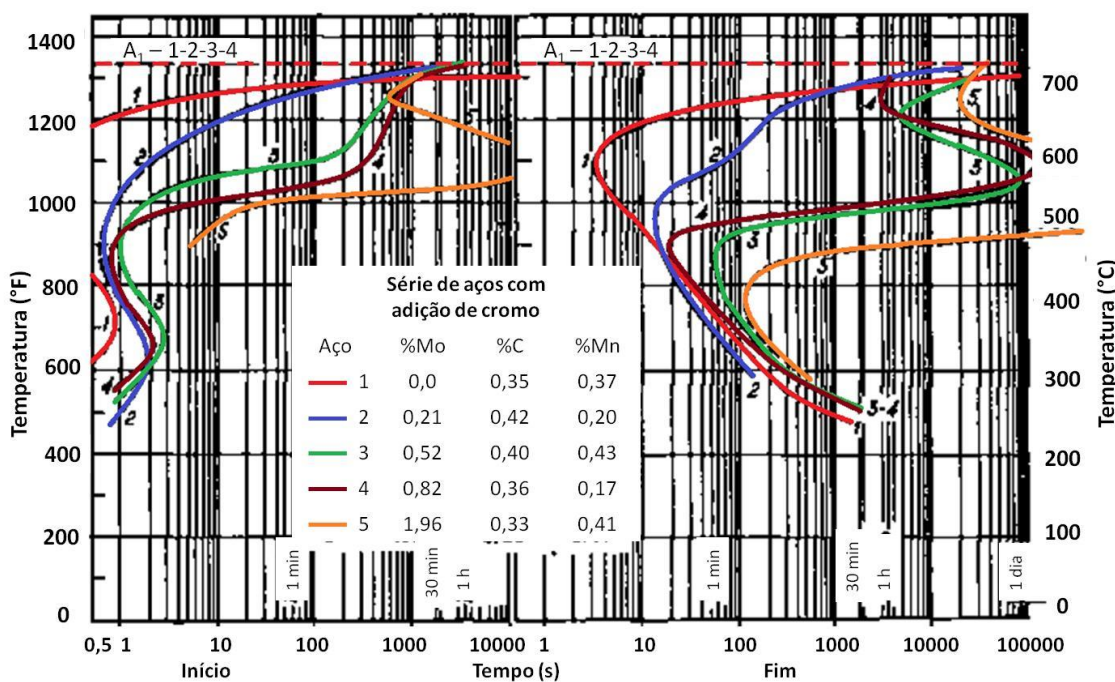


Figura 3.14 – Comparação das curvas de transformação eutetóide dos diagramas TI de aços com diferentes teores de Mo⁽¹⁵⁾.

3.4.3. Oscilação de espessura na laminação a frio do aço DP

Na Usiminas, tem sido observada, às vezes, a ocorrência de oscilação de espessura durante a laminação a frio de alguns tipos de aço DP, conforme pode ser observado na figura 3.15, obtida da Laminação de Tiras a Frio (LTF) 1 da Usina de Ipatinga para uma BF formada por duas BQ. A ocorrência deste fenômeno também tem sido relatada na literatura⁽⁵⁻¹⁰⁾, conforme apresentado na figura 3.16.

Na produção de aços DP laminados a frio, a etapa de laminação a quente pode gerar uma microestrutura consideravelmente heterogênea ao longo da largura e do comprimento da tira. Esta microestrutura heterogênea é responsável pela variação nas propriedades mecânicas do aço e, conseqüentemente, variação de espessura na etapa de laminação a frio. Isto ocorre principalmente quando as condições de processo não favorecem a completa transformação da austenita antes do bobinamento, pois, após este processo, ocorre um resfriamento diferenciado por região da bobina, propiciando a formação de diferentes fases ou constituintes ao longo de todo o comprimento da tira⁽⁵⁻¹⁰⁾.

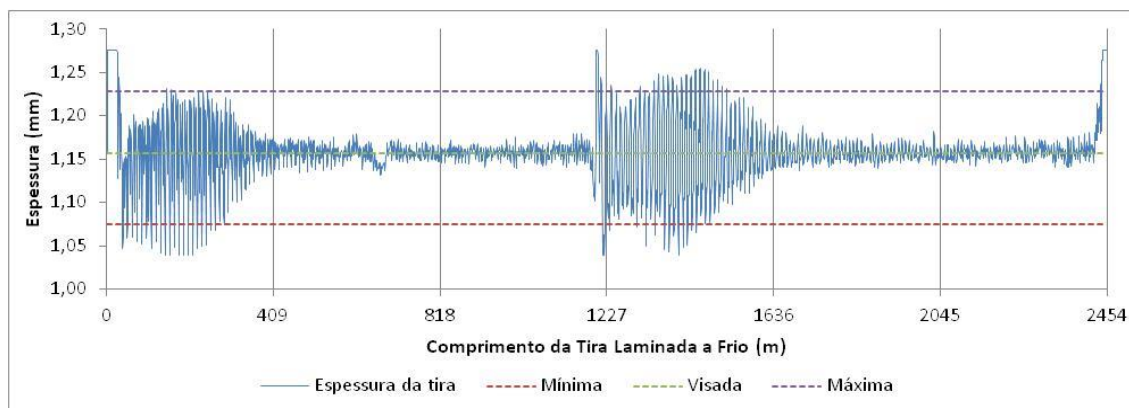


Figura 3.15 – Variação da espessura na saída do laminador da LTF 1 da Usina de Ipatinga da Usiminas em uma BF composta de duas BQ.

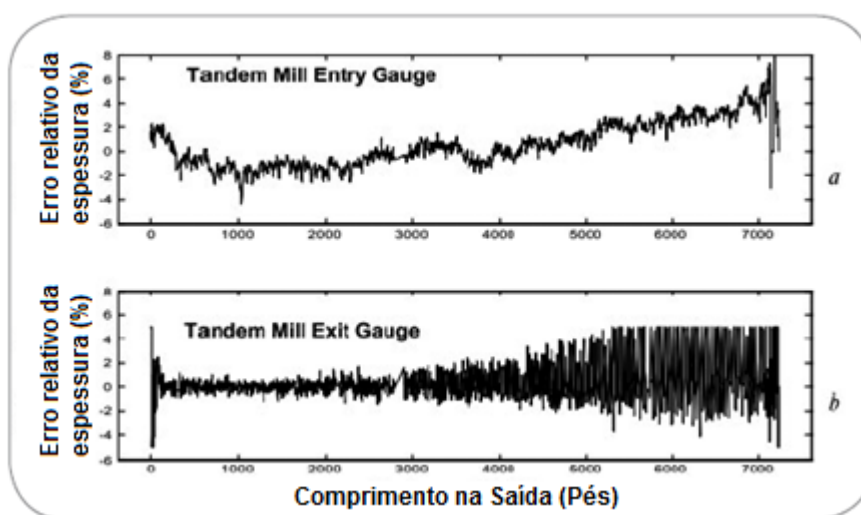


Figura 3.16 – Variação da espessura na entrada (a) e na saída (b) do laminador a frio⁽⁵⁾.

Na figura 3.15, a evidência de que houve resfriamento diferenciado entre dois pontos da bobina, gerando diferentes propriedades mecânicas, é que cada oscilação entre a maior e a menor espessura coincide com o comprimento da espira da bobina a quente. Na figura 3.17 é apresentada uma ampliação do gráfico da figura 3.15 entre 1366 e 1422 m, intervalo em que houve cinco oscilações na espessura. Nesta região da tira a oscilação estava ocorrendo a cada 11 m, aproximadamente. A TF desta figura tem 1,34 mm de espessura e ela foi gerada a partir de uma tira laminada a quente TQ com 3,06 mm de espessura. Como a razão entre a espessura da TQ e da TF foi de 2,3, significa que cada oscilação corresponde a cerca de 4,8 m da TQ. Este é o

comprimento aproximado das espiras mais externas da BQ desta tira após laminação a quente, visto que seu diâmetro externo é cerca de 1,6 m.

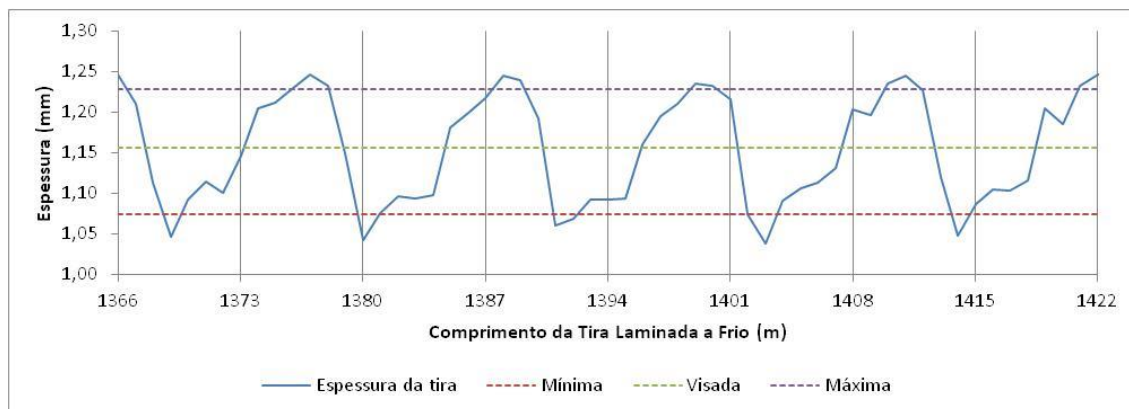


Figura 3.17 – Ampliação do gráfico de espessura da figura 3.15 na região de ocorrência de variação de espessura.

Este fenômeno foi estudado por alguns autores⁽⁵⁻¹⁰⁾ que determinaram as causas da variação de espessura na laminação a frio e propuseram ideias para minimizá-la. Poliak *et al.*⁽⁵⁾ conseguiram mostrar que, ao longo do comprimento de espiras externas de um aço DP, ocorre variação das propriedades mecânicas (figura 3.18) e da microestrutura (figura 3.19) devido às taxas de resfriamento em diferentes posições da bobina após a etapa de bobinamento não serem iguais. Eles sugerem que, para minimizar este problema, deve-se realizar o bobinamento a quente quase isotermicamente em uma temperatura de transformação bainítica, o que é um grande desafio em processos industriais.

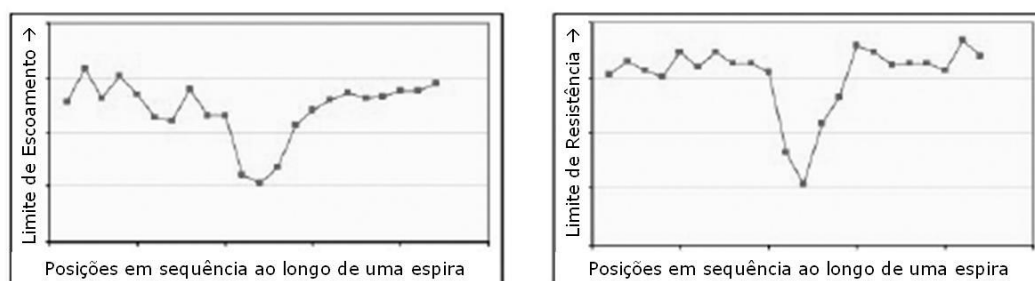
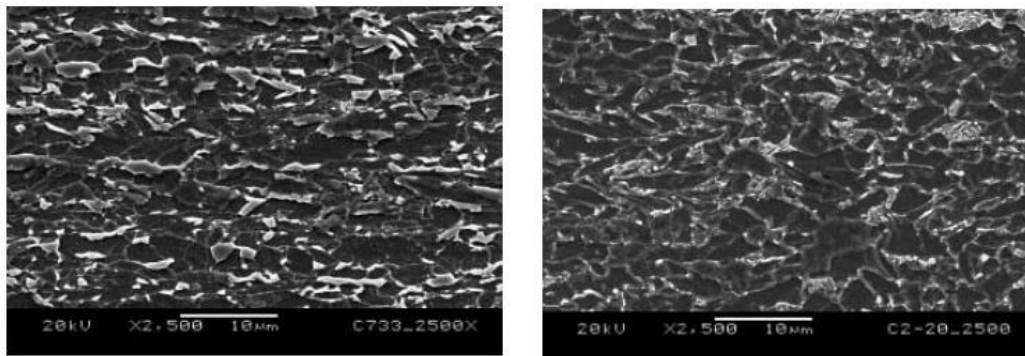


Figura 3.18 – Variações nos limites de escoamento e resistência ao longo da terceira espira mais externa de uma bobina de tira laminada a quente⁽⁵⁾.



(a)

(b)

Figura 3.19 – Microestruturas de um ponto com maior (a) e outro com menor resistência mecânica (b) em uma mesma espira de uma bobina laminada a quente⁽⁵⁾.

Kaputkina *et al.*⁽⁶⁻⁸⁾ conseguiram mostrar por câmeras termográficas o resfriamento diferenciado do aço após o bobinamento (figura 3.20). Estes autores ainda desenvolveram um modelo para simular o resfriamento da bobina. Foram encontradas regiões da bobina com taxa de resfriamento média entre 0,006 e 0,02°C/s. Eles determinaram também que, nas espiras externas do aço que eles estavam estudando, 22MnB4, ocorreu o fenômeno de revenimento da martensita, pois após o bobinamento esta região se reaquece devido à transferência de calor do interior da bobina para a superfície. Esta recalescência foi evidenciada pelo perfil térmico de resfriamento para algumas das condições testadas. Os autores recomendaram, para evitar esta heterogeneidade de propriedades mecânicas, que seja realizado um ajuste fino nas condições de laminação a quente para assegurar que a transformação da austenita ocorra ainda na mesa de resfriamento, antes do bobinamento. Caso não se possa assegurar isso, deve-se realizar ações para que o resfriamento da bobina ocorra de forma homogênea para que a microestrutura fique uniforme em toda a bobina. Para isso, é sugerido utilizar, por exemplo, um cobertor termostático na bobina durante as primeiras horas de resfriamento.

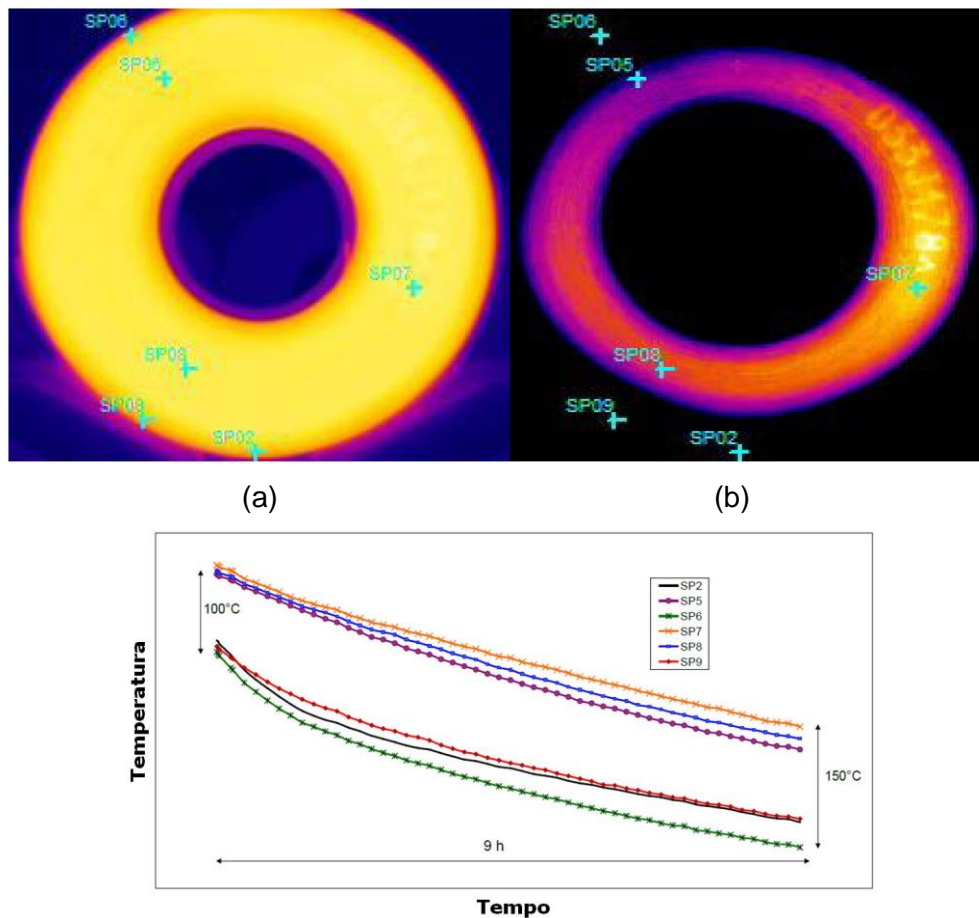


Figura 3.20 – Termografia de uma bobina imediatamente após o bobinamento (a) e após 9 h (b), e perfil de temperatura nos pontos marcados durante este período (c)⁽⁶⁾.

Marmulev *et al.*⁽¹⁰⁾ relataram a relação entre a espessura da tira laminada a quente e a ocorrência de variação de espessura na laminação a frio. Foi mostrado, por meio de sensores eletromagnéticos, que, devido à menor velocidade de processamento da tira na mesa de resfriamento em aços de maior espessura, a variação de espessura após laminação a frio é menos intensa, pois a transformação da austenita começa a ocorrer ainda na mesa de resfriamento sendo menos influenciada pelo perfil de resfriamento da bobina. Já para um aço de menor espessura, processados em velocidade maior, a transformação da austenita ocorre completamente após o bobinamento. Uma sugestão dos autores para que a transformação da austenita comece antes do bobinamento em aços de menor espessura foi reduzir a velocidade da tira nos seus metros finais de laminação ao ponto de a transformação da austenita ser detectada pelos sensores eletromagnéticos antes do fim do bobinamento. Neste caso, a transformação da austenita seria menos influenciada pelo perfil de resfriamento da

bobina, visto que em toda a bobina já teria começado a decomposição da austenita, antes mesmo de ela deixar o mandril da bobinadeira.

A variação de espessura durante a laminação a frio ocorre mais intensamente em aços DP ao Cr-Mo, pois nestes aços, como já mostrado anteriormente, a adição conjunta de Cr e de Mo atrasam muito a transformação da austenita. Ensaios mecânicos já realizados em diversos pontos de uma bobina desta qualidade de aço produzida na Usiminas evidenciaram que os limites de resistência e escoamento variam ao longo de todo seu comprimento e largura, porém não foi realizada essa avaliação ao longo de espiras individuais de uma bobina.

Anteriormente, em um estudo realizado internamente na Usiminas foi avaliado somente o efeito da temperatura de bobinamento na microestrutura final considerando um resfriamento homogêneo (taxa de $0,1^{\circ}\text{C/s}$) de toda a bobina após a bobinadeira. Neste estudo foi obtido o diagrama TRC para o aço DP que será avaliado neste trabalho e simulado o efeito da temperatura de bobinamento (variando entre 550 e 700°C) na microestrutura final após a laminação a quente por dilatometria, conforme figura 3.21. As simulações mostraram que a microestrutura final para todas as temperaturas de bobinamento seria composta de perlita, bainita e martensita em uma matriz de ferrita, resultando em uma dureza que variou de 260 a 275 HV em função da temperatura de bobinamento simulada.

Teixeira⁽²⁶⁾ também realizou um estudo sobre a influência do resfriamento de bobinas na homogeneidade de suas propriedades mecânicas. Neste estudo foram avaliados aços IF-HSS (*Interstitial Free High Strength Steel*, aço livre de intersticiais de alta resistência) e não havia problemas com variação de espessura durante a laminação a frio. Este aço apresentava microestrutura no topo e base da BQ diferente da microestrutura do seu meio, devido à maior taxa de resfriamento após bobinamento na parte externa da bobina em relação à parte interna. O resfriamento da bobina após o bobinamento na laminação a quente foi avaliado por simulação computacional em um modelo desenvolvido em ANSYS. Este modelo simula o resfriamento de uma bobina com um perfil térmico inicial conforme a temperatura de bobinamento ao longo da tira e submetida uniformemente às mesmas condições de contorno ao longo de toda sua

área externa. O modelo de simulação foi validado utilizando uma metodologia experimental que consistia de empilhar duas bobinas do mesmo aço, produzidas sob as mesmas condições, nas mesmas dimensões e em sequência. Entre as duas bobinas, foram instalados termopares para registro da temperatura em diversas espiras. A ideia era simular o resfriamento da bobina nas partes internas das bobinas.

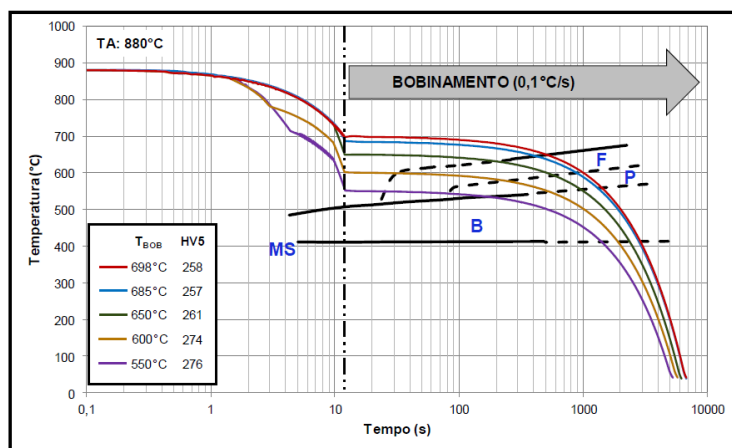


Figura 3.21 – Curvas de resfriamento simuladas por dilatometria sobrepostas ao diagrama TRC do aço DP a ser avaliado neste trabalho (trabalho interno da Usiminas).

4. METODOLOGIA

4.1. Material

O aço estudado foi um DP em etapa intermediária de produção após laminação a quente que atende a composição química apresentada na tabela 4.1. Este aço ainda seria laminado a frio, tratado termicamente e revestido.

Tabela 4.1 – Composição química do aço avaliado no estudo (% em massa).

C	Si	Mn	Al	Nb + Ti	Cr + Mo	B
0,08~0,18	0,10~0,50	0,80~2,00	0,010~0,090	0,010~0,080	0,10~0,70	0,0030 máximo

Foi realizada a laminação a quente de 4 placas até obtenção de tiras com a espessura de 3,15 mm e largura de aproximadamente 1223 mm. As tiras foram bobinadas em quatro condições de resfriamento após o trem acabador, conforme tabela 4.2, visando avaliar a influência da temperatura de bobinamento na heterogeneidade ao longo do comprimento e da largura da tira, em espiras individuais da bobina.

Tabela 4.2 – Condições de laminação a quente e bobinamento.

Condição	Temperatura de acabamento média (°C)	Temperatura de bobinamento média (°C)	Tipo de resfriamento antes do bobinamento
1	886	518	Com água
2	872	667	Com água
3	886	742	Ao ar
4	923	786	Ao ar

4.2. Determinação de Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Tiras Laminadas a Quente

Foram determinadas as propriedades mecânicas em tração [alongamentos total (Alt) e uniforme (AIU), e limites de escoamento (LE) e resistência (LR)] em diferentes pontos ao longo da bobina produzida em cada uma das condições da tabela 4.2. A intenção foi avaliar o nível de heterogeneidade das propriedades mecânicas da tira ao longo

das espiras da bobina nas direções da largura e do comprimento e verificar a influência das temperaturas de acabamento e bobinamento. Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma NBR ISO 6982-1⁽²⁷⁾.

Em cada bobina, foram retiradas amostras, ao longo da largura da tira em 8 pontos no comprimento da primeira espira (externa), em 4 pontos de uma espira após 40 m da base da laminação a quente da tira correspondente à espira mais externa, em 4 pontos de uma espira 40 m antes de chegar ao topo da laminação a quente da bobina e em 4 pontos na penúltima espira (interna). Foram retiradas, no total, 20 amostras ao longo do comprimento da tira. Cada amostra foi dividida em 5 subamostras ao longo da largura. Na figura 4.1, estão indicadas, de modo esquemático, as espiras das bobinas onde foi realizada a amostragem e como foi a subdivisão das amostras ao longo da largura com símbolos representando cada posição (WS, 1/4, C, 3/4 e DS).

Foram selecionadas amostras nas posições WS, C e DS com propriedades mecânicas muito diferentes em dois pontos no comprimento em cada espira avaliada para análise da microestrutura e da dureza, visando relacioná-las às variações de propriedades mecânicas.

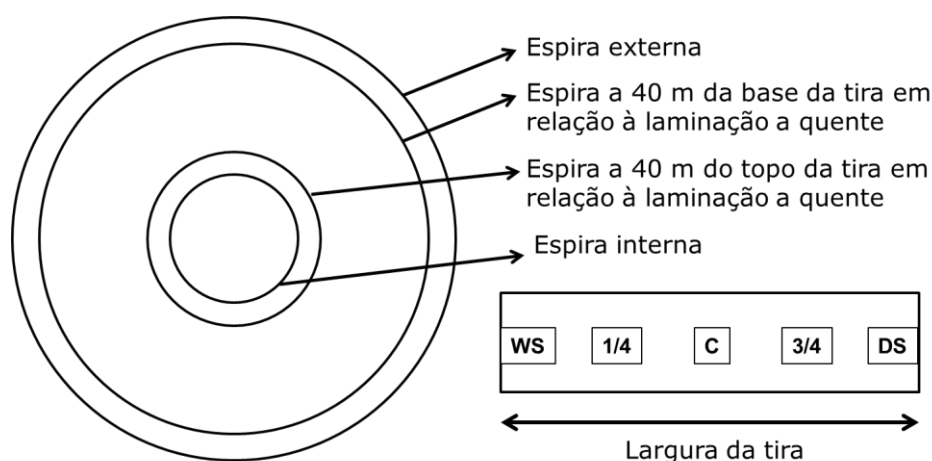


Figura 4.1 – Esquema de amostragem nas bobinas.

4.3. Influência do Perfil de Resfriamento na Microestrutura do Aço

Foram realizadas simulações, em dilatômetro Bähr DIL805, do resfriamento da tira na mesa de acabamento da laminação a quente para atendimento às condições da tabela 4.2 seguidas de diferentes taxas de resfriamento após o bobinamento. A microestrutura e a dureza dos corpos de prova ao fim da simulação foram obtidas, visando avaliar a sensibilidade destas características com a variação da taxa de resfriamento da BQ para cada condição.

As simulações foram realizadas com o seguinte ciclo: (i) aquecimento até a temperatura de acabamento (TA) com taxa de 10°C/s , (ii) espera de 30 s para garantir a completa austenitização da amostra, (iii) resfriamento em taxa constante (TR1) até a temperatura de bobinamento (TB) calculada conforme o tempo de resfriamento no processo industrial e (iv) resfriamento lento com diferentes taxas de resfriamento (TR2). O ciclo está apresentado no esquema da figura 4.2. Os valores utilizados em cada ciclo realizado estão apresentados na Tabela 4.3. Os valores utilizados para taxa de resfriamento mais lenta foram escolhidos baseados em dados de literatura⁽⁶⁻⁸⁾. Os corpos de prova utilizados para simulação foram retirados a 40 m da base da bobina processada na condição 1 da tabela 4.2 no centro da largura, com as seguintes dimensões: espessura da tira amostrada (aproximadamente 3,15 mm), comprimento de 10 mm (orientado na direção de laminação) e largura de 4 mm.

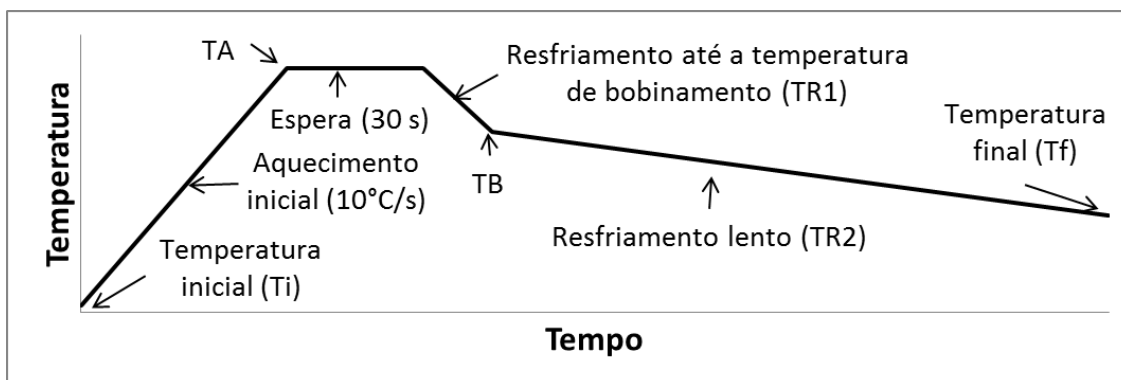


Figura 4.2 – Ciclo realizado no dilatômetro para avaliação laboratorial da influência do perfil de resfriamento da bobina.

Tabela 4.3 – Dados utilizados nos ciclos dilatométricos.

Ciclo	TA (°C)	TR1 (°C/s)	TB (°C)	Tempo do 1º resfriamento (s)	TR2 (°C/s)	Tf (°C)	Tempo do resfriamento lento (s)	Tempo total de resfriamento (min)	Tempo total de resfriamento (h)	
1.1	880	31	510	12	31 (=TR1)	150	12	0,4	0,007	
1.2					0,5	150	720	12,2	0,203	
1.3					0,05	150	7200	120,2	2,003	
1.4					0,005	350	32000	533,3	8,889	
2.1		19	650	12	19 (=TR1)	150	26	0,6	0,011	
2.2					0,5	150	1000	16,9	0,281	
2.3					0,05	150	10000	166,9	2,781	
2.4					0,005	350	60000	1000,0	16,667	
3.1		13	730	12	13 (=TR1)	150	45	0,9	0,016	
3.2					0,5	150	1160	19,5	0,326	
3.3					0,05	150	11600	193,5	3,226	
3.4					0,005	350	76000	1266,7	21,111	
4.1		920	15	780	9	15 (=TR1)	150	42	0,9	0,014
4.2						0,5	150	1260	21,2	0,353
4.3						0,05	150	12600	210,2	3,503
4.4						0,005	350	86000	1433,3	23,889

4.4. Comportamento das Bobinas na Laminação a Frio

As bobinas produzidas nas condições da tabela 4.2 foram laminadas a frio até a espessura de 1,50 mm.

Foi avaliado o comportamento das tiras quanto à variação de espessura na laminação a frio, através do registro dos dados de espessura de todas as bobinas produzidas.

Além disso, foram retiradas amostras do aço na condição de laminado a frio *full hard* para verificação de microestrutura e propriedades mecânicas em alguns pontos de uma bobina de cada condição produzida em posições com espessuras diferentes dentro das oscilações.

4.5. Determinação do Perfil de Resfriamento da Bobina

Visto que a variação de espessura durante a laminação a frio ocorre principalmente nas espiras externas da bobina laminada a quente, foi avaliado de modo qualitativo o perfil de resfriamento externo de bobinas após a bobinadeira na laminação a quente, com a utilização de câmeras termográficas. Esta análise teve a finalidade de verificar diferenças significativas de temperatura em pontos diferentes da bobina durante seu resfriamento;

A intenção inicial era determinar o perfil de resfriamento das bobinas produzidas conforme as condições da tabela 4.2. Porém, as bobinas foram produzidas todas no mesmo dia e em sequência, impossibilitando o acompanhamento de todas. Só foi possível acompanhar uma bobina e, mesmo assim, as condições de acesso aos equipamentos não foram favoráveis para obtenção de termografias com boa qualidade. Alternativamente, foi avaliado, utilizando câmera termográfica, o perfil de resfriamento de mais uma bobina com dimensões e processamento semelhantes ao do aço em estudo, porém com temperatura de bobinamento diferente.

Para determinar o perfil de resfriamento após a saída da bobinadeira, as imagens termográficas da bobina foram registradas em intervalos de aproximadamente 1 min durante os primeiros 20 min e, depois, em intervalos de 10 min. Foi realizado o acompanhamento por aproximadamente 3 h.

5. RESULTADOS

5.1. Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Tiras Laminadas a Quente

5.1.1. Condição 1: resfriamento com água e TB=518°C

As propriedades mecânicas da tira resfriada com água e bobinada a 518°C (condição 1, conforme tabela 4.2) foram avaliadas próximas às posições assinaladas na figura 5.1. O perfil da temperatura de bobinamento (TB) ao longo da tira e as posições das espiras avaliadas são apresentados na figura 5.2. Esta variação em TB, apesar de aparentemente elevada, é aceitável, pois este aço ainda deve ser laminado a frio, tratado termicamente e revestido.

O tempo do percurso da tira entre o trem acabador e a bobinadeira, a temperatura de acabamento (TA), a TB e a temperatura estimada de chegada da tira na bobinadeira estão apresentados na tabela 5.1, para o topo (primeiros 25 m da tira, correspondente às espiras mais internas), meio e base (últimos 25 m da tira, correspondente às espiras mais externas). Foi realizada uma estimativa da temperatura de chegada à bobinadeira, pois o pirômetro que mede TB está cerca de 30 a 40 m das bobinadeiras da linha. Para esta temperatura, a taxa de resfriamento ao ar na mesa de resfriamento é de aproximadamente 5°C/s, conforme estimativas obtidas dos sistemas internos de controle do processo.

As propriedades mecânicas dos pontos de 1 a 8, correspondentes à espira mais externa da bobina (base da tira), estão apresentadas na figura 5.3. Na tabela 5.2 estão apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 4 e 8 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

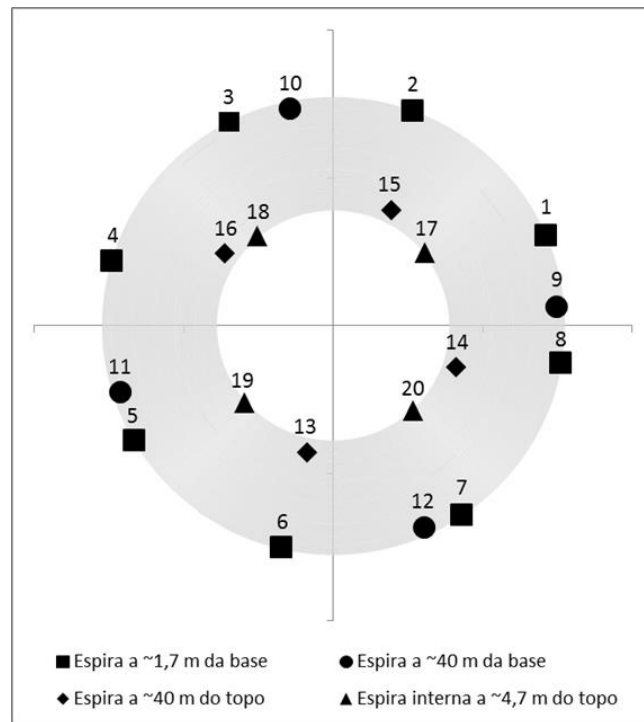


Figura 5.1 – Esquema com as posições na bobina em que foram avaliadas as propriedades mecânicas da tira na condição 1.



Figura 5.2 – Gráfico do perfil de TB da tira na condição 1 ao longo de seu comprimento do topo à base e posições das amostras da figura 5.1.

Tabela 5.1 – Tempo e temperaturas de acabamento e bobinamento da tira na condição 1.

Posição	Tempo entre o trem acabador e a bobinadeira (s)	TA (°C)	TB (°C)	Temperatura estimada da tira na bobinadeira (°C)
Topo	19	883	564	540
Meio	17	882	504	483
Base	16	892	485	465

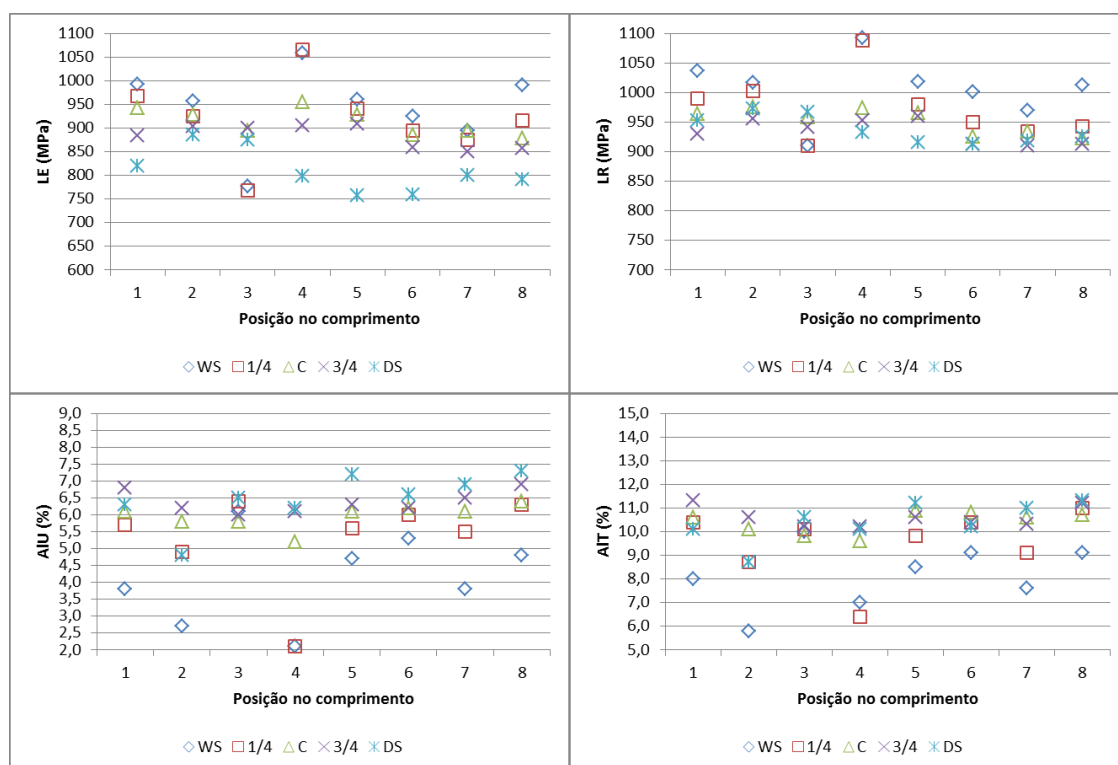


Figura 5.3 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 1 a 8 na condição 1.

Tabela 5.2 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira externa da bobina na condição 1. Em negrito os valores máximos e, sublinhado, os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
1	922	70	974	41	5,7	1,2	10,1	1,2	0,95
2	920	27	984	25	4,9	1,4	8,8	1,9	0,93
3	<u>842</u>	<u>65</u>	937	27	6,2	0,3	10,1	0,3	<u>0,90</u>
4	956	112	1008	77	<u>4,3</u>	<u>2,1</u>	<u>8,7</u>	<u>1,8</u>	0,95
5	899	82	968	37	6,0	0,9	10,2	1,1	0,93
6	864	64	940	37	6,1	0,5	10,2	0,6	0,92
7	863	40	<u>933</u>	<u>23</u>	5,8	1,2	9,7	1,4	0,92
8	886	74	943	40	6,3	1,0	10,7	0,9	0,94

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.4), observa-se uma fase ferrítica, sem contornos de grão definidos, com carbonetos dispersos nas posições 4-WS, 4-C e 8-WS, típico de bainita, com algumas regiões pequenas de ferrita sem carbonetos. Nas posições 4-DS, 8-C e 8-DS também se verificam regiões com as mesmas características, mas nestas posições a ferrita sem carbonetos aparece em maior quantidade e é possível ver seus contornos.

Com o ataque Le Pera (figura 5.4), identifica-se a presença da fase martensita e/ou austenita retida (MA) nas posições 4-DS e 8-DS. As posições 4-C, 8-WS e 8-C também possuem quantidades residuais de MA.

Ao MEV (figura 5.5), confirma-se a microestrutura bainítica das posições 4-WS, 4-C e 8-WS, com pequena quantidade de ferrita. Nas posições 4-DS e 8-DS, confirma-se a maior quantidade de ferrita, além de bainita e MA. Na posição 8-C se confirma também a microestrutura composta de ferrita e bainita, além de ser possível identificar pequenas regiões com perlita fina.

As microestruturas da posição 4 possuem dureza superior à da posição 8, comparando cada posição na largura (tabela 5.3). Além disso, a dureza na posição WS é consideravelmente maior que as da posição DS.

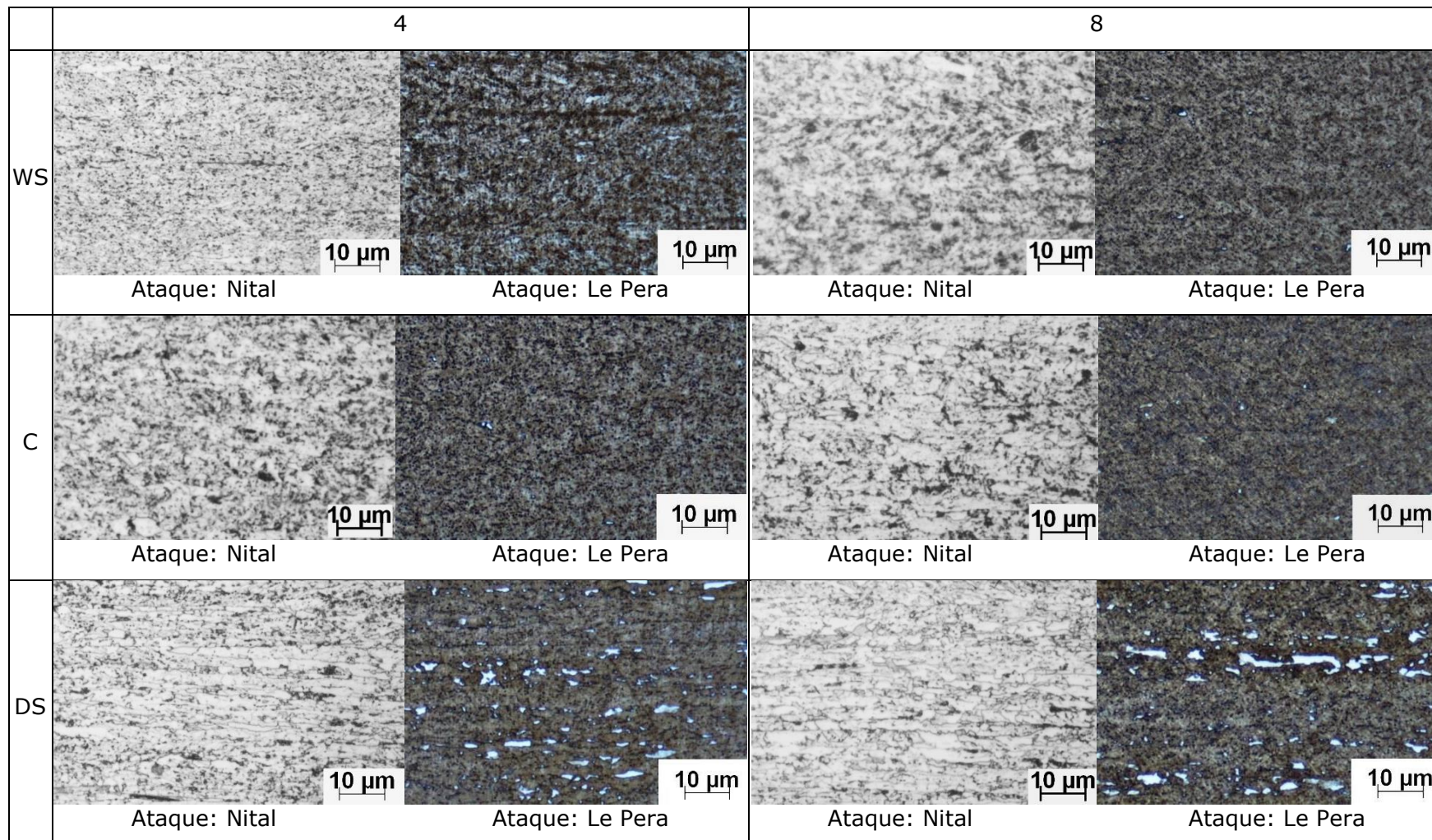


Figura 5.4 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 8 processada na condição 1, obtidas por microscopia ótica.

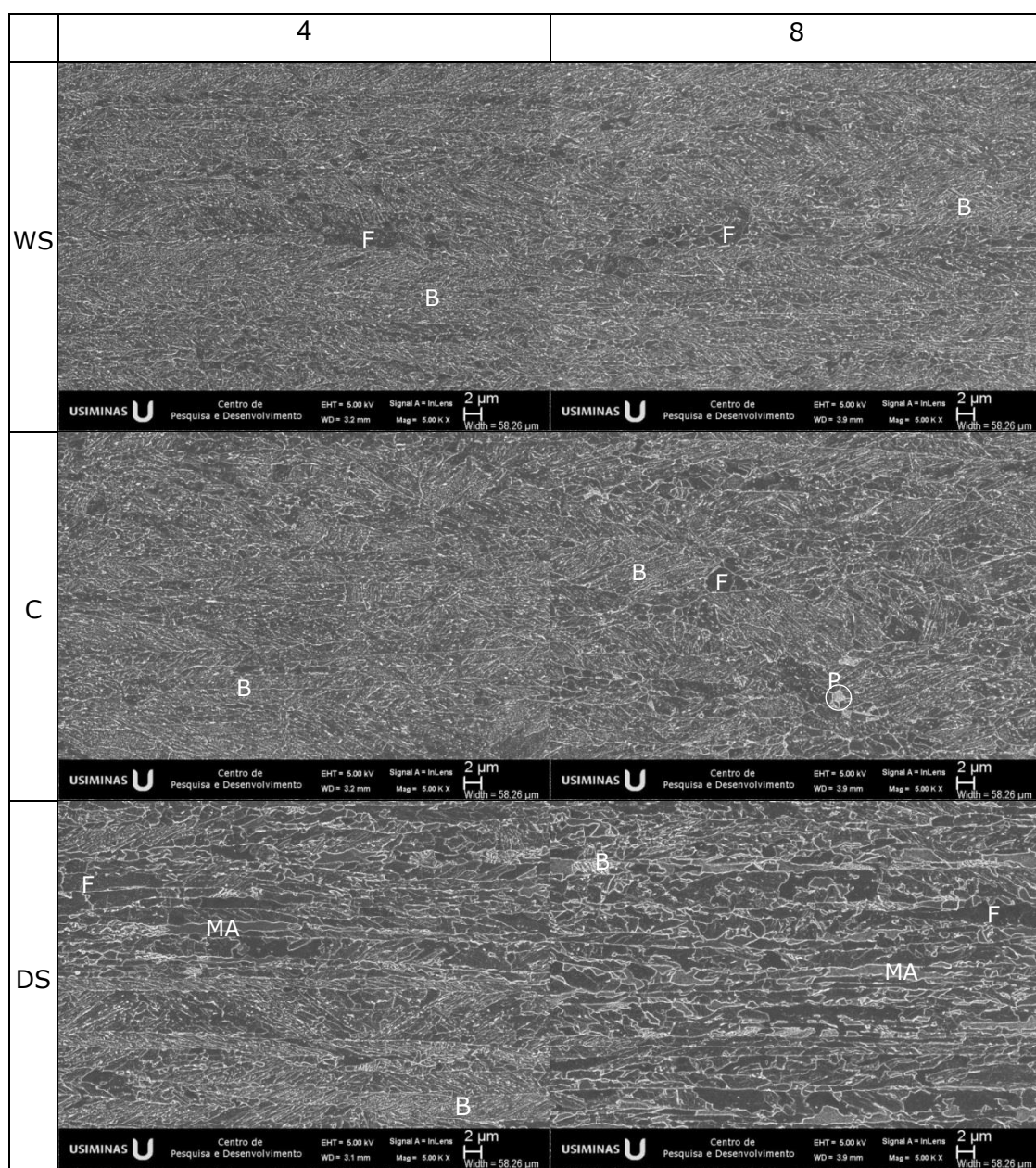


Figura 5.5 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 8 processada na condição 1, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.3 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 4 e 8 da condição 1.

	4	8
WS	387±9	362±7
C	341±6	318±3
DS	322±10	302±11

As propriedades mecânicas da espira distante aproximadamente 40 m da base da tira bobinada (pontos de 9 a 12) estão apresentadas na figura 5.6. Na tabela 5.4 estão

apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 11 e 12 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

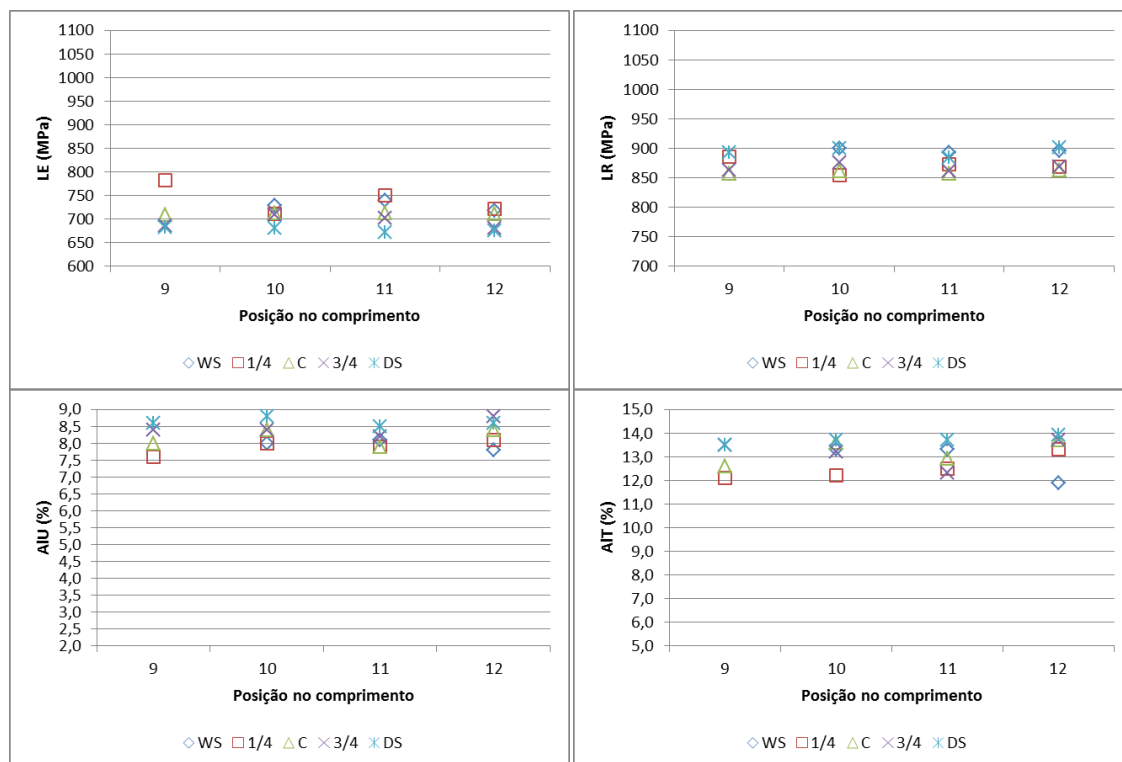


Figura 5.6 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 9 a 12 na condição 1.

Tabela 5.4 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m da base na condição 1. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
9	715	46	874	17	8,2	0,4	<u>12,9</u>	<u>0,7</u>	0,82
10	708	17	878	21	8,3	0,3	13,2	0,6	0,81
11	715	31	<u>873</u>	<u>15</u>	<u>8,1</u>	<u>0,2</u>	12,9	0,6	0,82
12	<u>701</u>	<u>22</u>	879	17	8,3	0,4	13,3	0,8	<u>0,80</u>

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.7), verifica-se a presença de ferrita e bainita em todas as posições, sendo que a posição 12-WS aparenta ter maior quantidade de bainita em relação aos outros pontos. Na posição 11-C há ilhas de carbonetos bem homogêneas, típico da perlita.

Com o ataque Le Pera (figura 5.7), observa-se o MA com forma alongada, em todos os pontos da tira avaliados.

Ao MEV (figura 5.8), confirma-se a presença de ferrita, bainita e MA em todas as posições. Na posição 11-C, confirma-se também a presença de perlita fina.

A dureza na posição WS foi semelhante nos pontos 11 e 12 (tabela 5.5). No entanto, nas posições C e DS, a dureza no ponto 11 foi maior que no ponto 12, principalmente na posição C.

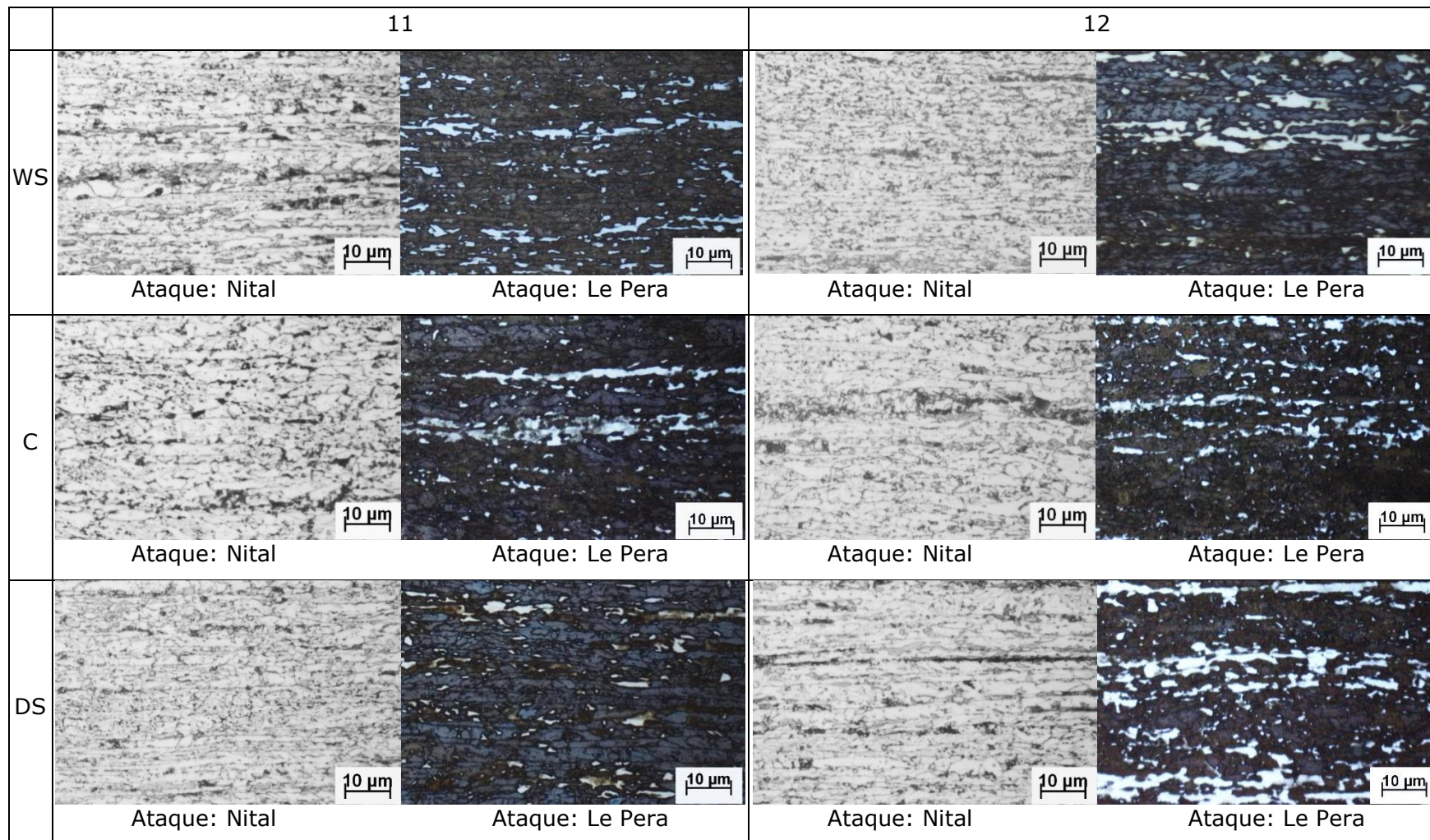


Figura 5.7 – Microestrutura da tira nos pontos 11 e 12 processada na condição 1, obtidas por microscopia ótica.

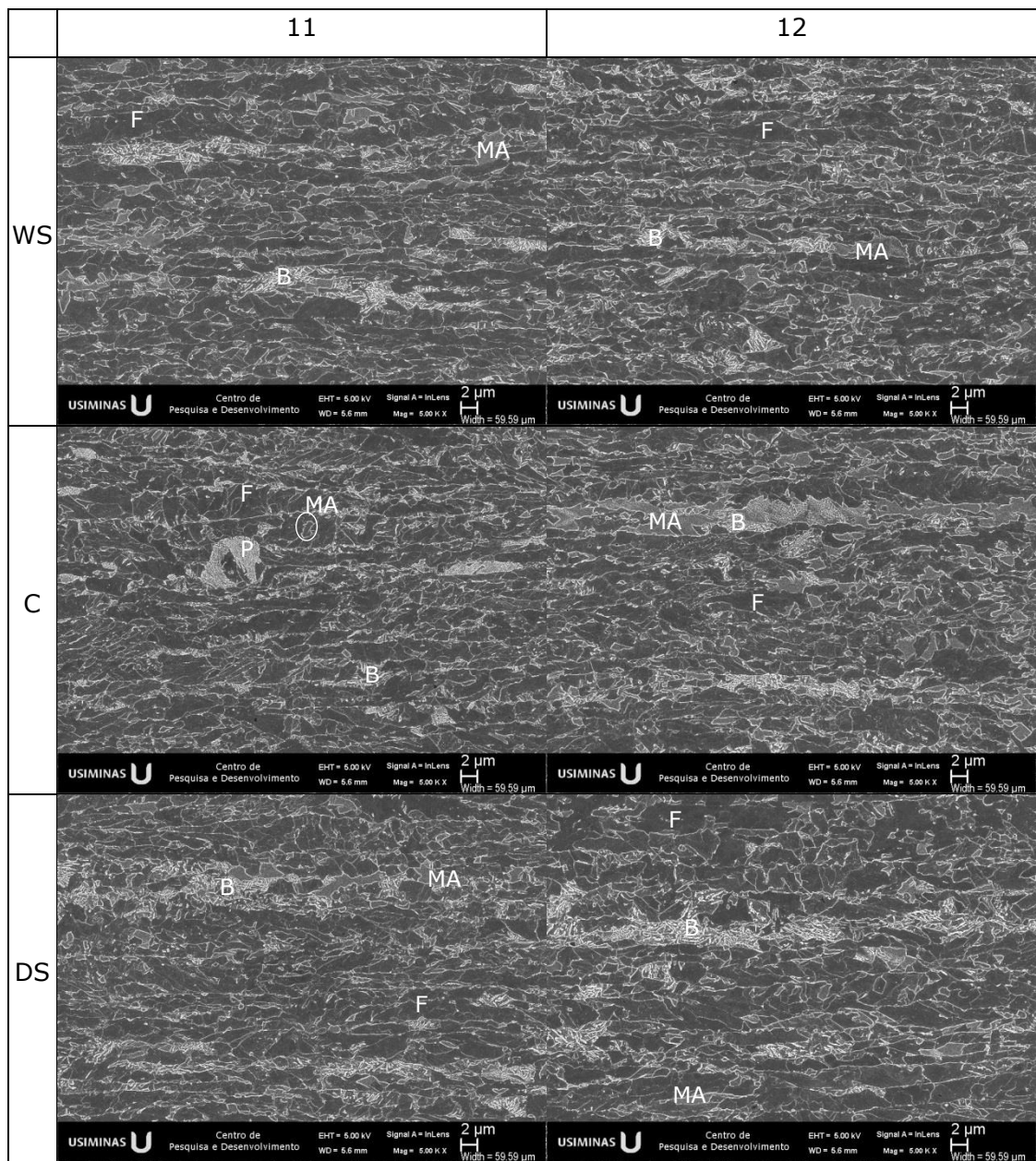


Figura 5.8 – Microestrutura da tira nos pontos 11 e 12 obtida na condição 1, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.5 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 11 e 12 da condição 1.

	11	12
WS	263±28	266±8
C	274±8	233±13
DS	268±7	251±9

As propriedades mecânicas da espira distante aproximadamente 40 m do topo da tira bobinada (pontos de 13 a 16) estão apresentadas na figura 5.9. Na tabela 5.6 estão

apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 15 e 16 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

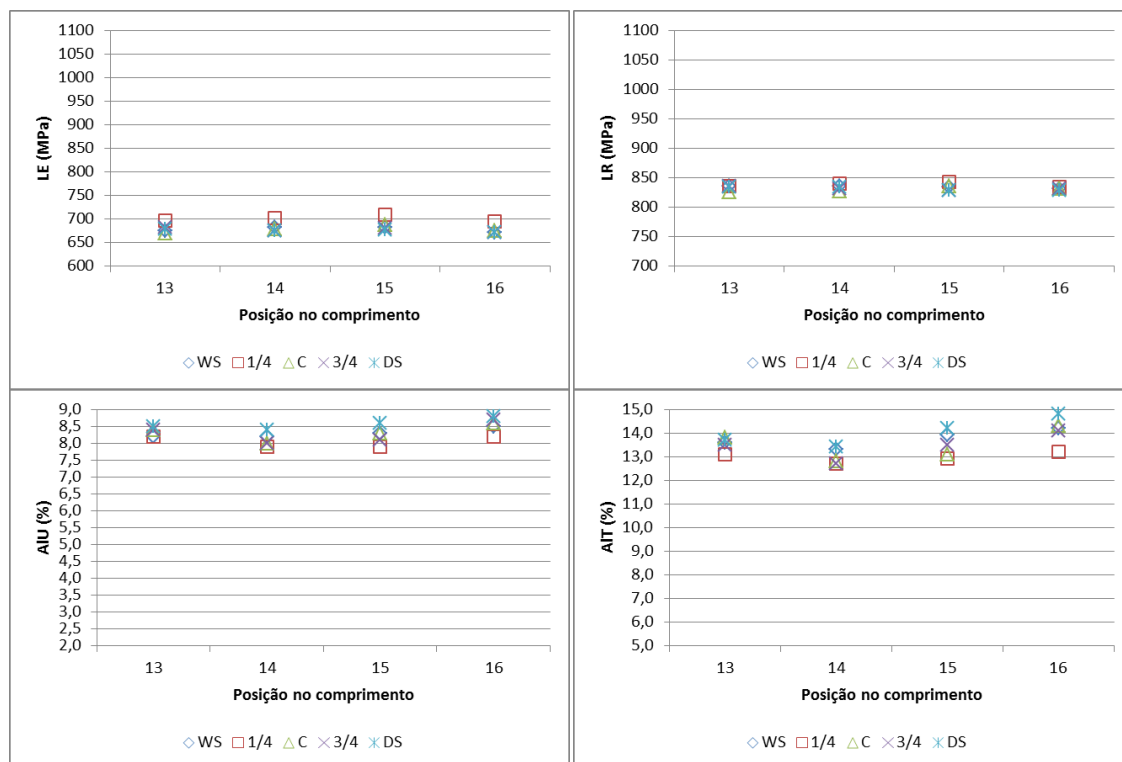


Figura 5.9 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 13 a 16 na condição 1.

Tabela 5.6 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m do topo na condição 1. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
13	680	10	833	4	8,3	0,1	13,5	0,3	0,82
14	682	11	833	5	<u>8,1</u>	<u>0,2</u>	<u>13,0</u>	<u>0,3</u>	0,82
15	687	12	834	5	8,2	0,3	13,5	0,5	0,82
16	<u>677</u>	<u>10</u>	<u>831</u>	<u>2</u>	8,6	0,2	14,1	0,6	<u>0,81</u>

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.10), verifica-se que a microestrutura da tira na posição 16, em geral, possui maior quantidade de ferrita do que na posição 15, que, por sua vez, aparenta ter maior quantidade de carbonetos.

Utilizando o ataque Le Pera (figura 5.10), observa-se a presença de MA em todas as posições avaliadas, sendo em maior quantidade no ponto 16-DS.

Ao MEV (figura 5.11), confirma-se a presença de ferrita, bainita e MA em todos os pontos da tira avaliados. Perlita fina foi confirmada nas posições 16-WS e 16-C.

A dureza na posição WS, tanto no ponto 15 quanto no 16, foi mais elevada em relação às posições C e DS (tabela 5.7). De modo geral, a dureza na posição 15 foi pouco superior à do ponto 16.

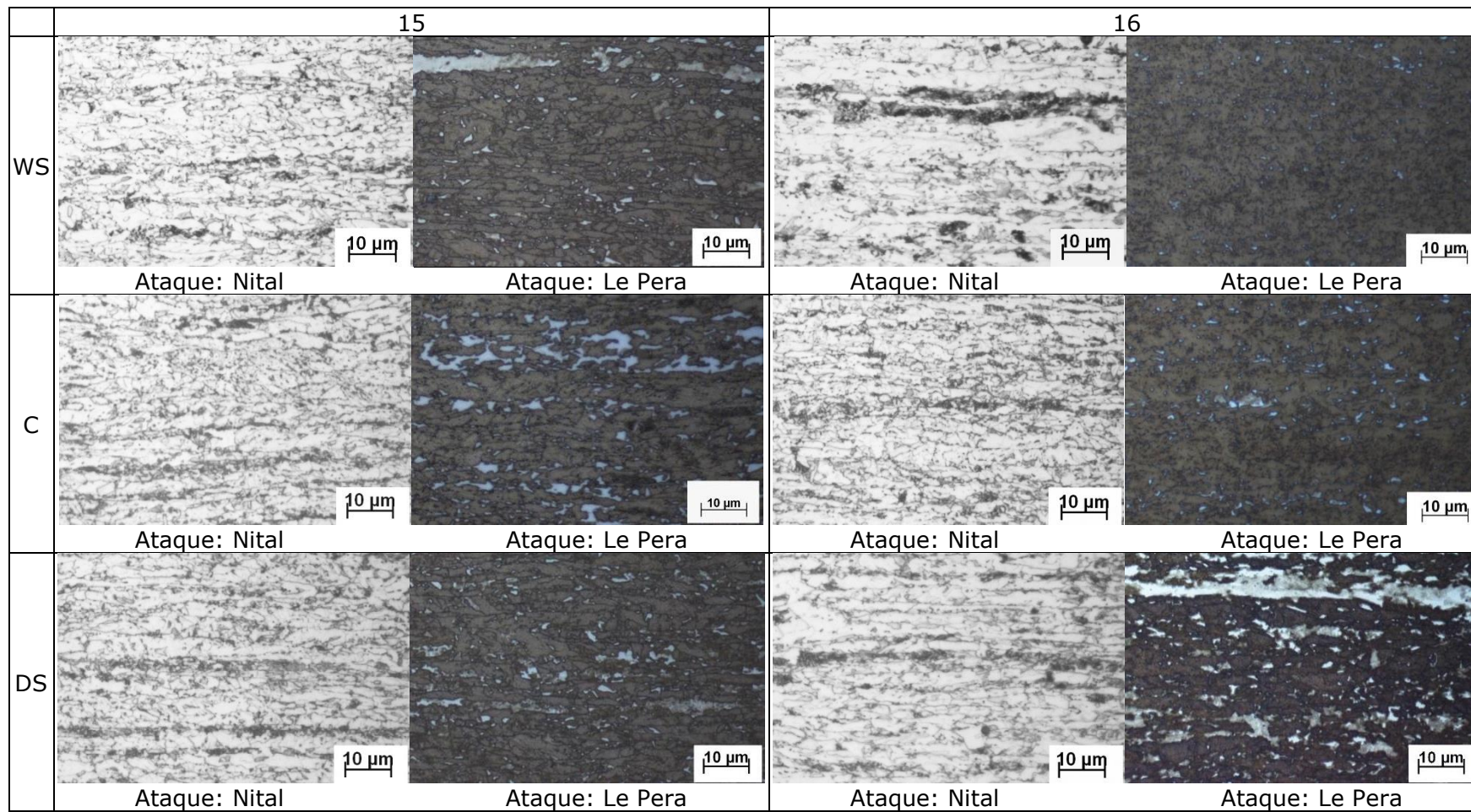


Figura 5.10 – Microestrutura da tira nos pontos 15 e 16 processada na condição 1, obtidas por microscopia ótica.

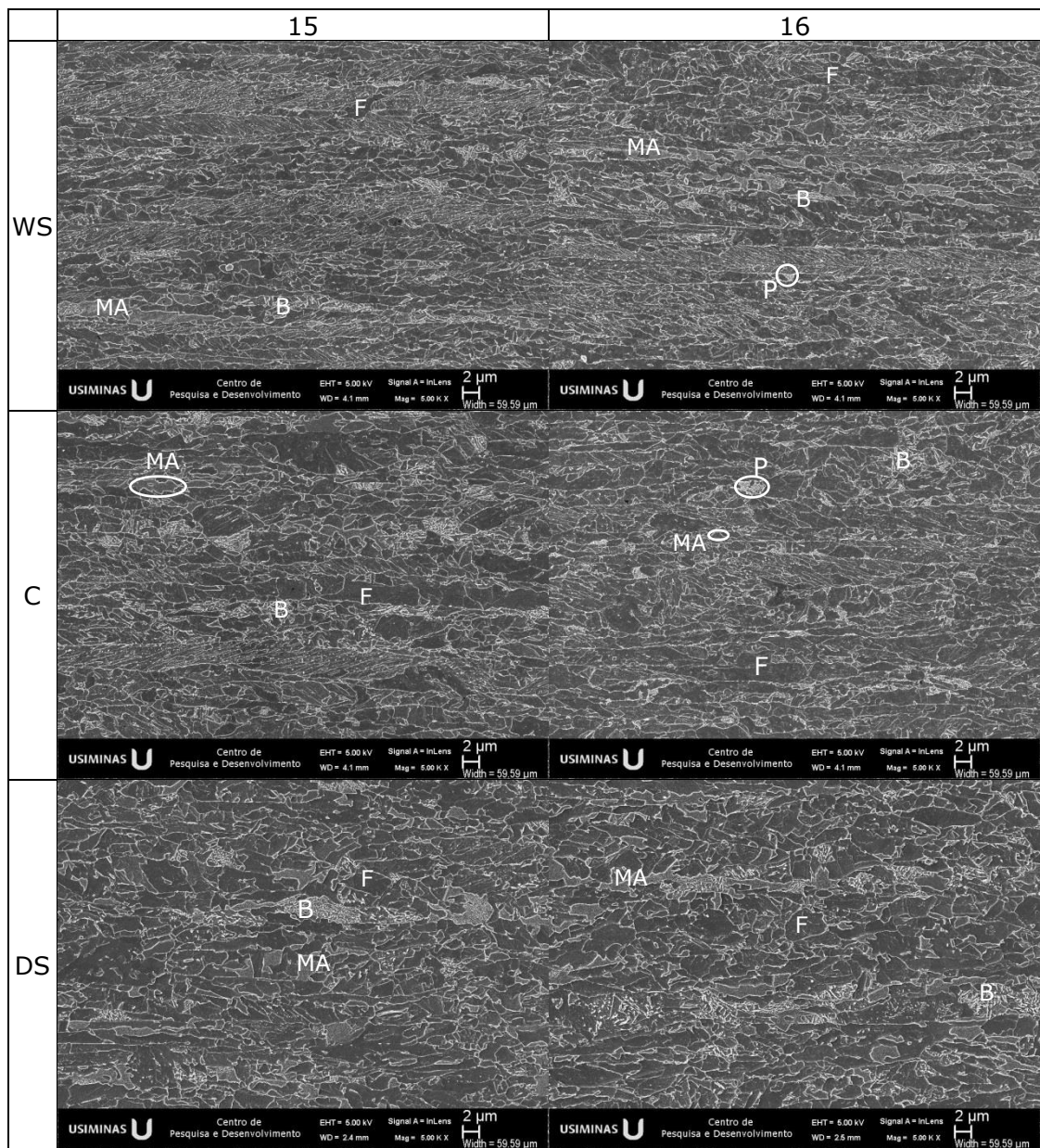


Figura 5.11 – Microestrutura da tira nos pontos 15 e 16 processada na condição 1, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.7 - Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 15 e 16 da condição 1.

	15	16
WS	291±7	283±8
C	274±11	270±7
DS	278±2	276±7

As propriedades mecânicas da espira mais interna da bobina (pontos de 17 a 20), correspondente ao topo da tira, estão apresentadas na figura 5.12. Na tabela 5.8 estão apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. A microestrutura foi avaliada nos pontos 18 e 19 em relação ao comprimento, nas posições WS, C e DS em relação à largura.

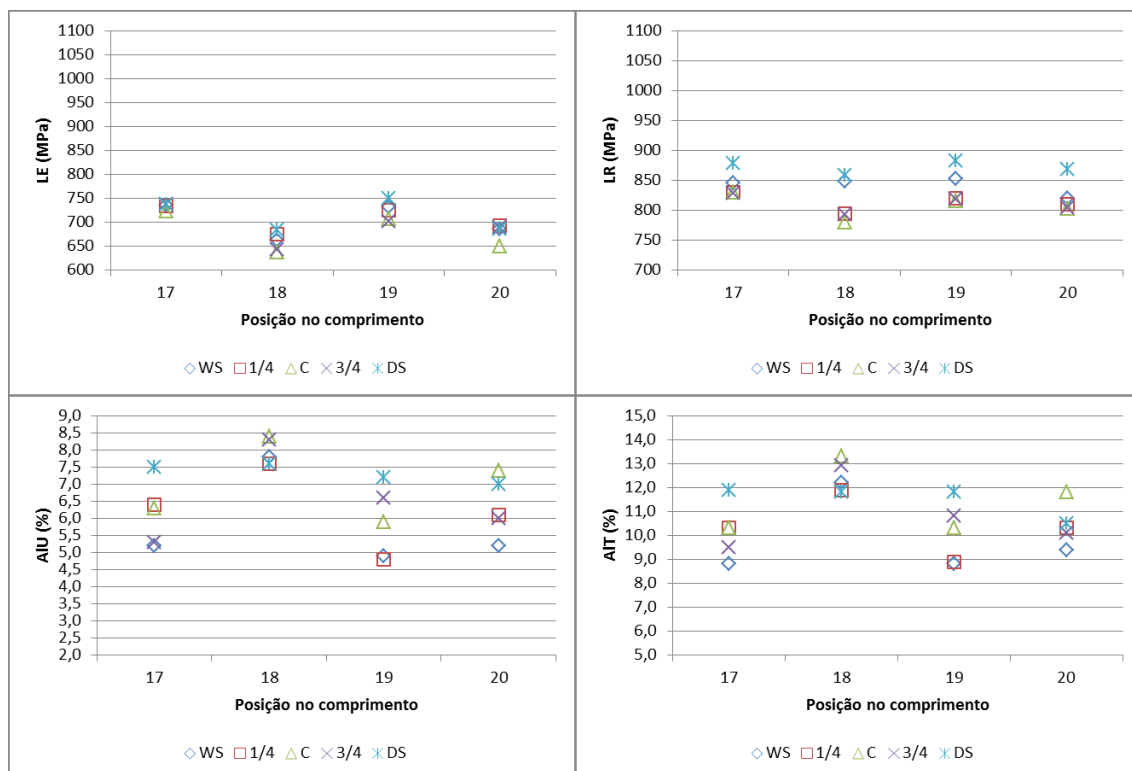


Figura 5.12 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 17 a 20 na condição 1.

Tabela 5.8 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira interna na condição 1. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
17	733	6	842	21	6,1	0,9	10,2	1,2	0,87
18	<u>660</u>	<u>20</u>	<u>815</u>	<u>36</u>	7,9	0,4	12,4	0,7	<u>0,81</u>
19	723	20	838	29	<u>5,9</u>	<u>1,0</u>	<u>10,1</u>	<u>1,3</u>	0,86
20	680	17	821	27	6,3	0,9	10,4	0,9	0,83

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.13), verifica-se nas posições 19-WS e 19-C uma microestrutura predominantemente bainítica. Nas demais imagens, identifica-se ferrita e regiões com carbonetos.

Com o ataque Le Pera (figura 5.13), observa-se a presença de MA em quantidade considerável nas posições 18-WS, 18-DS e 19-DS.

Ao MEV (figura 5.14), confirma-se a presença de ferrita e bainita em todas as posições. MA é confirmado nas posições 18-WS, 18-DS e 19-DS. Nas posições 18-C e 19-C é possível encontrar pequenas quantidades de perlita fina.

A dureza (tabela 5.9) foi maior no ponto 19 do que no 18 nas posições WS e C. Na posição DS, a dureza em 18 foi um pouco superior ao ponto 19.

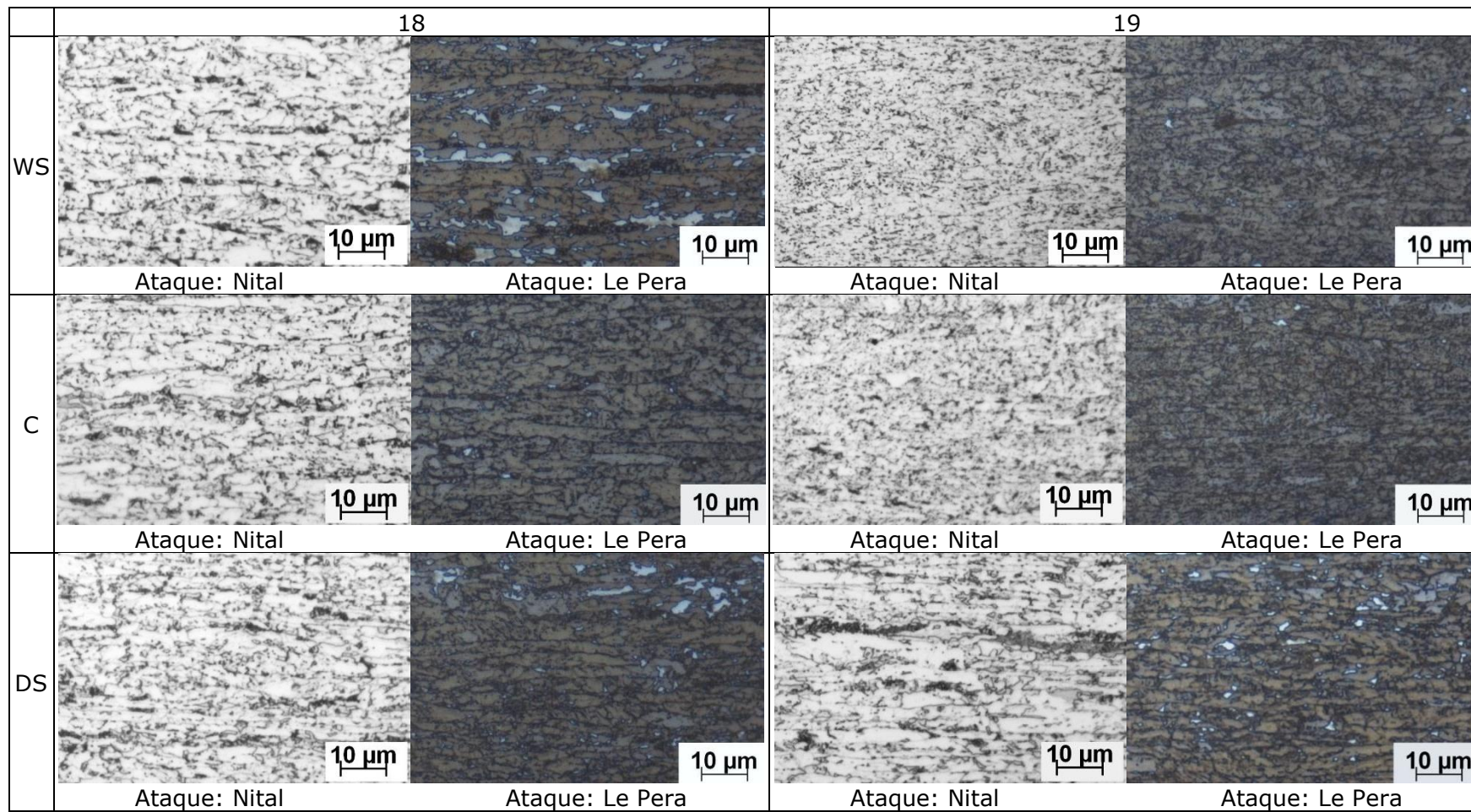


Figura 5.13 – Microestrutura da tira nos pontos 18 e 19 processada na condição 1, obtidas por microscopia ótica.

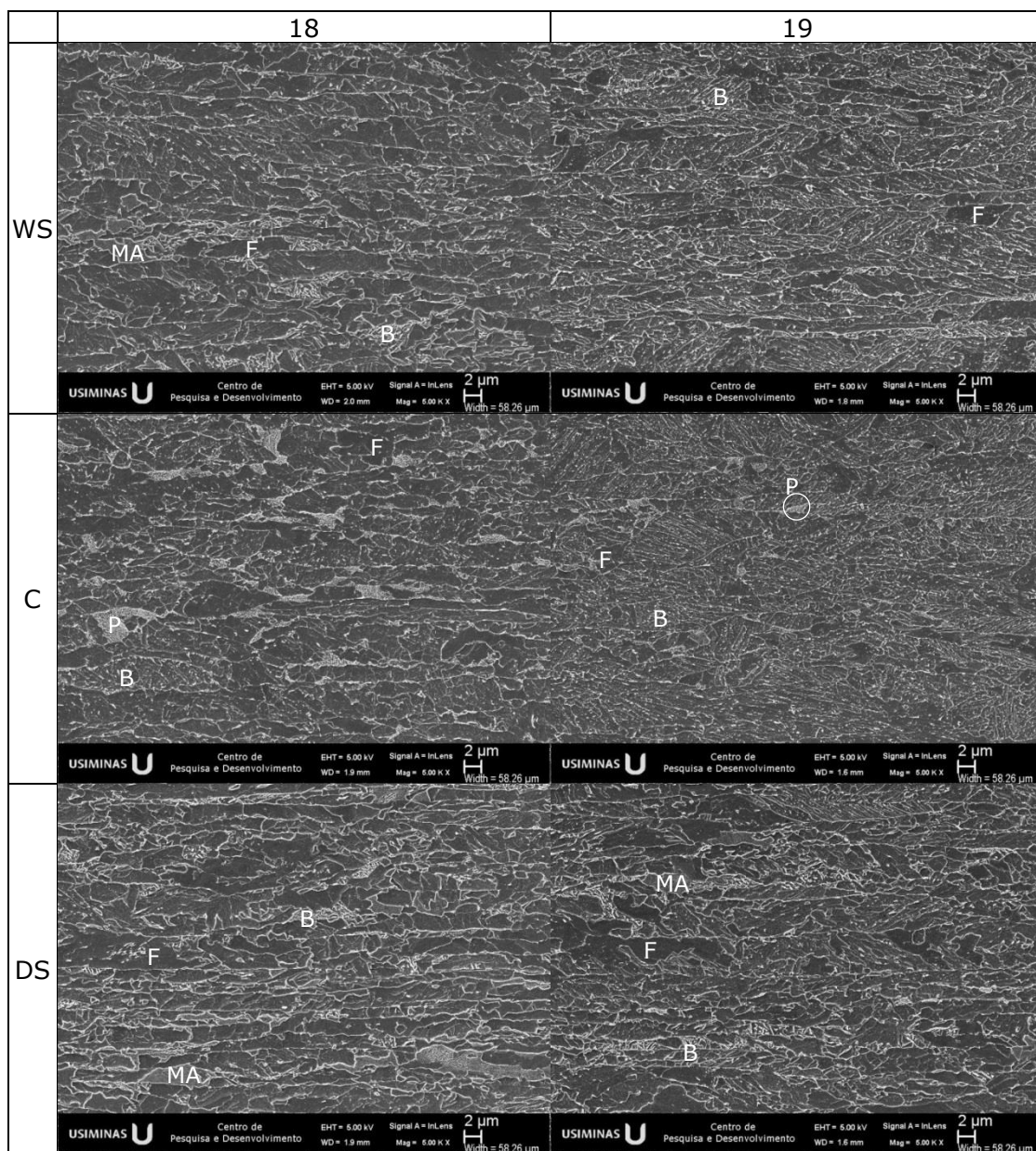


Figura 5.14 – Microestrutura da tira nos pontos 18 e 19 processada na condição 1, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.9 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 18 e 19 da condição 1.

	18	19
WS	279±7	321±3
C	285±4	308±4
DS	291±10	285±5

5.1.2. Condição 2: resfriamento com água e TB=667°C

As propriedades mecânicas da tira resfriada com água e bobinada a 667°C (condição 2, conforme tabela 4.2) foram avaliadas aproximadamente nas posições assinaladas na figura 5.15. O perfil da TB ao longo da tira e as posições das espiras avaliadas são apresentadas na figura 5.16. Pelo mesmo motivo que para a condição 1, esta variação em TB é aceitável.

O tempo do percurso da tira entre o trem acabador e a bobinadeira, a TA, a TB e a temperatura estimada de chegada da tira na bobinadeira estão apresentados na tabela 5.10, para o topo (primeiros 25 m da tira, correspondente às espiras mais internas), meio e base (últimos 25 m da tira, correspondente às espiras mais externas). Para estimar a temperatura de chegada da tira na bobinadeira, foi utilizada uma taxa de resfriamento ao ar na mesa de resfriamento de aproximadamente 7°C/s, conforme estimativas obtidas dos sistemas internos de controle do processo.

As propriedades mecânicas dos pontos de 1 a 8, correspondentes à espira mais externa da bobina (base da tira), estão apresentadas na figura 5.17. Na tabela 5.11 estão apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 4 e 7 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

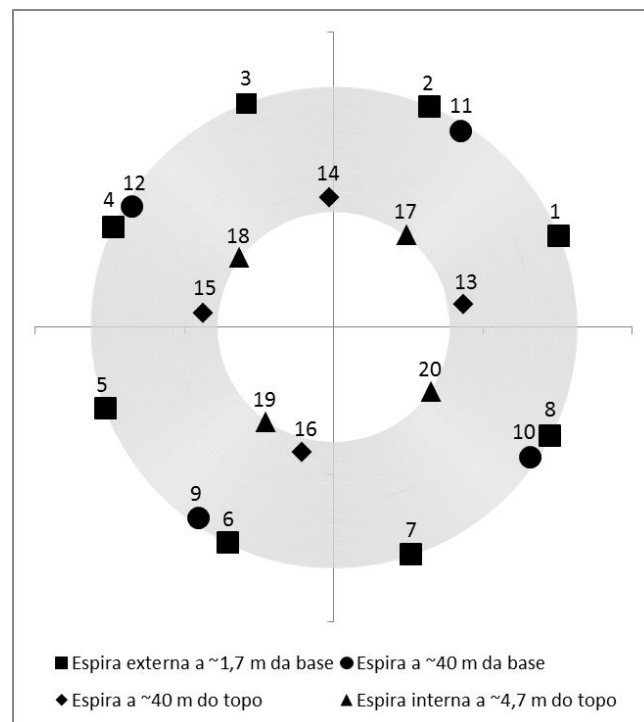


Figura 5.15 – Esquema com as posições na bobina em que foram avaliadas as propriedades mecânicas da tira na condição 2.



Figura 5.16 – Gráfico do perfil de TB da tira na condição 2 ao longo de seu comprimento do topo à base e posição das amostras da figura 5.15.

Tabela 5.10 – Tempo e temperaturas durante o acabamento e o bobinamento da tira na condição 2.

Posição	Tempo entre o trem acabador e a bobinadeira (s)	TA (°C)	TB (°C)	Temperatura estimada da tira na bobinadeira (°C)
Topo	20	859	665	637
Meio	17	869	637	613
Base	16	887	698	677

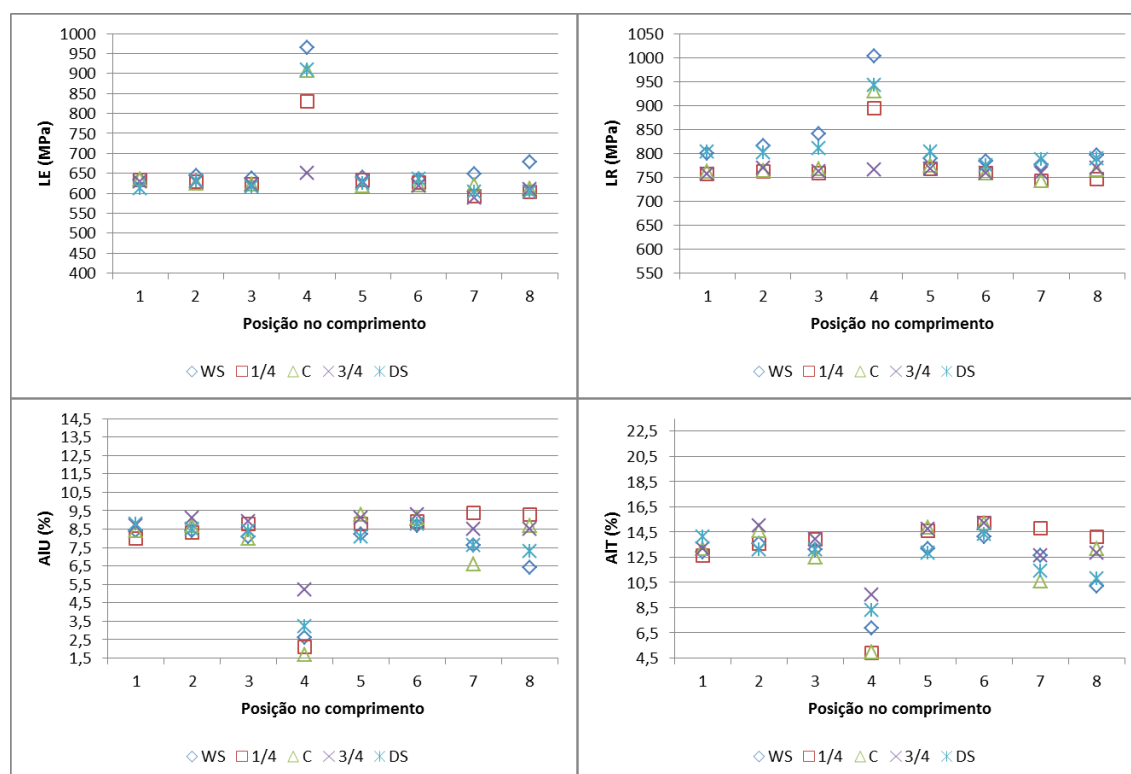


Figura 5.17 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 1 a 8 na condição 2.

Tabela 5.11 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira externa da bobina na condição 2. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
1	628	10	775	24	8,5	0,3	13,2	0,6	0,81
2	632	7	783	24	8,6	0,3	14,0	0,8	0,81
3	624	8	788	36	8,4	0,4	13,3	0,6	<u>0,79</u>
4	852	122	907	88	<u>3,0</u>	<u>1,4</u>	<u>6,9</u>	<u>2,0</u>	0,94
5	629	8	780	16	8,7	0,5	14,0	1,0	0,81
6	627	8	767	12	9,0	0,2	14,8	0,6	0,82
7	<u>611</u>	<u>25</u>	<u>761</u>	<u>20</u>	7,9	1,1	12,4	1,6	0,80
8	621	32	773	20	8,0	1,2	12,2	1,7	0,80

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.18), verifica-se em todos os pontos a presença de ferrita, bainita e alguns carbonetos aglomerados.

Com o ataque Le Pera (figura 5.18), confirma-se a presença da fase MA em todas as posições, sendo que, aparentemente, está em maior quantidade na posição 7-DS.

Ao MEV (figura 5.19), confirma-se a presença de ferrita, bainita e MA em todas as posições. A presença de perlita só foi confirmada na posição 4-DS.

Com relação à dureza das microestruturas avaliadas (tabela 5.12), a posição 7-DS apresentou valor significativamente superior às demais posições. A posição 4-WS também foi pouco superior, enquanto que as demais ficaram com valores muito próximos.

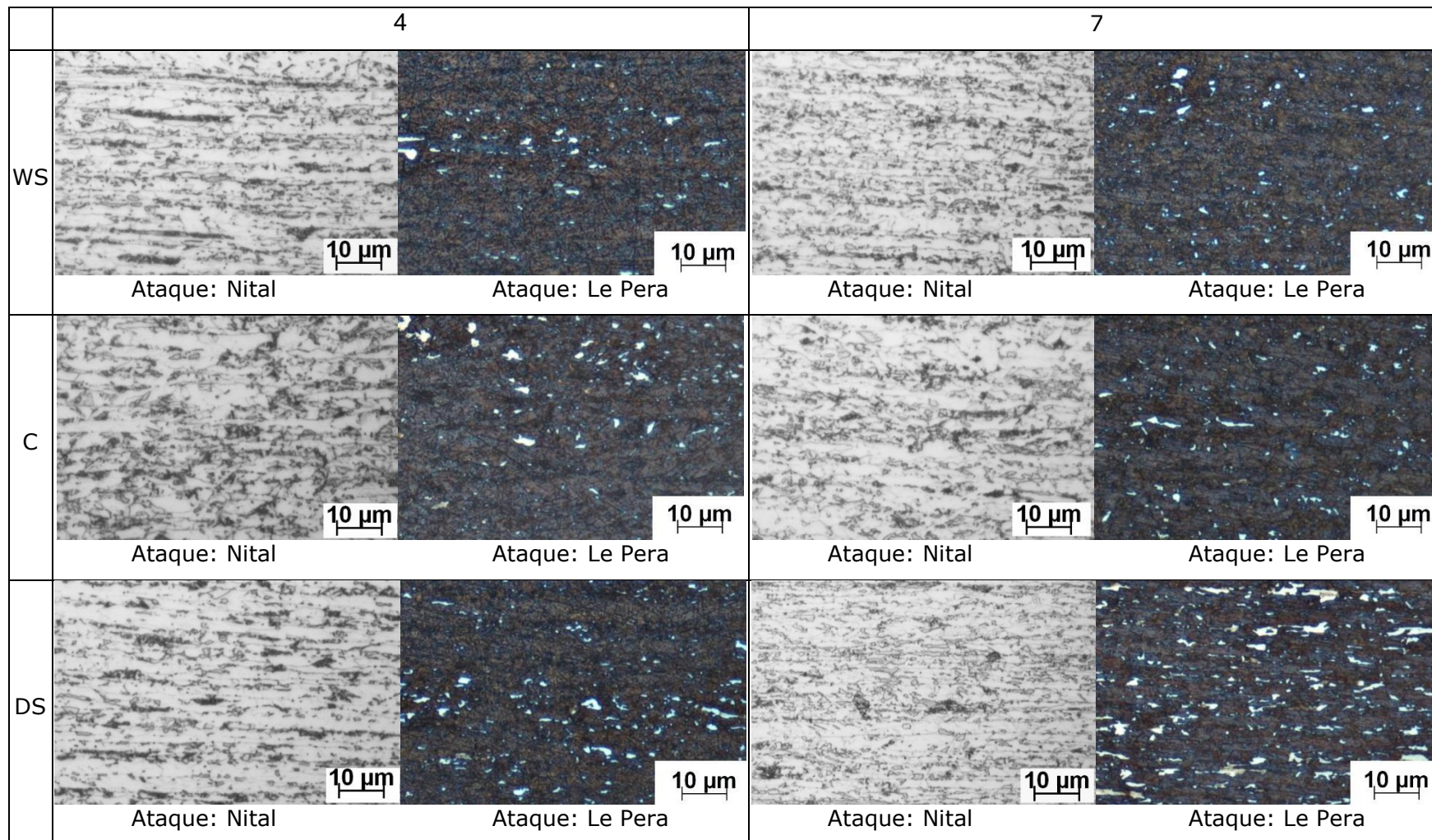


Figura 5.18 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 7 processada na condição 2, obtidas por microscopia ótica.

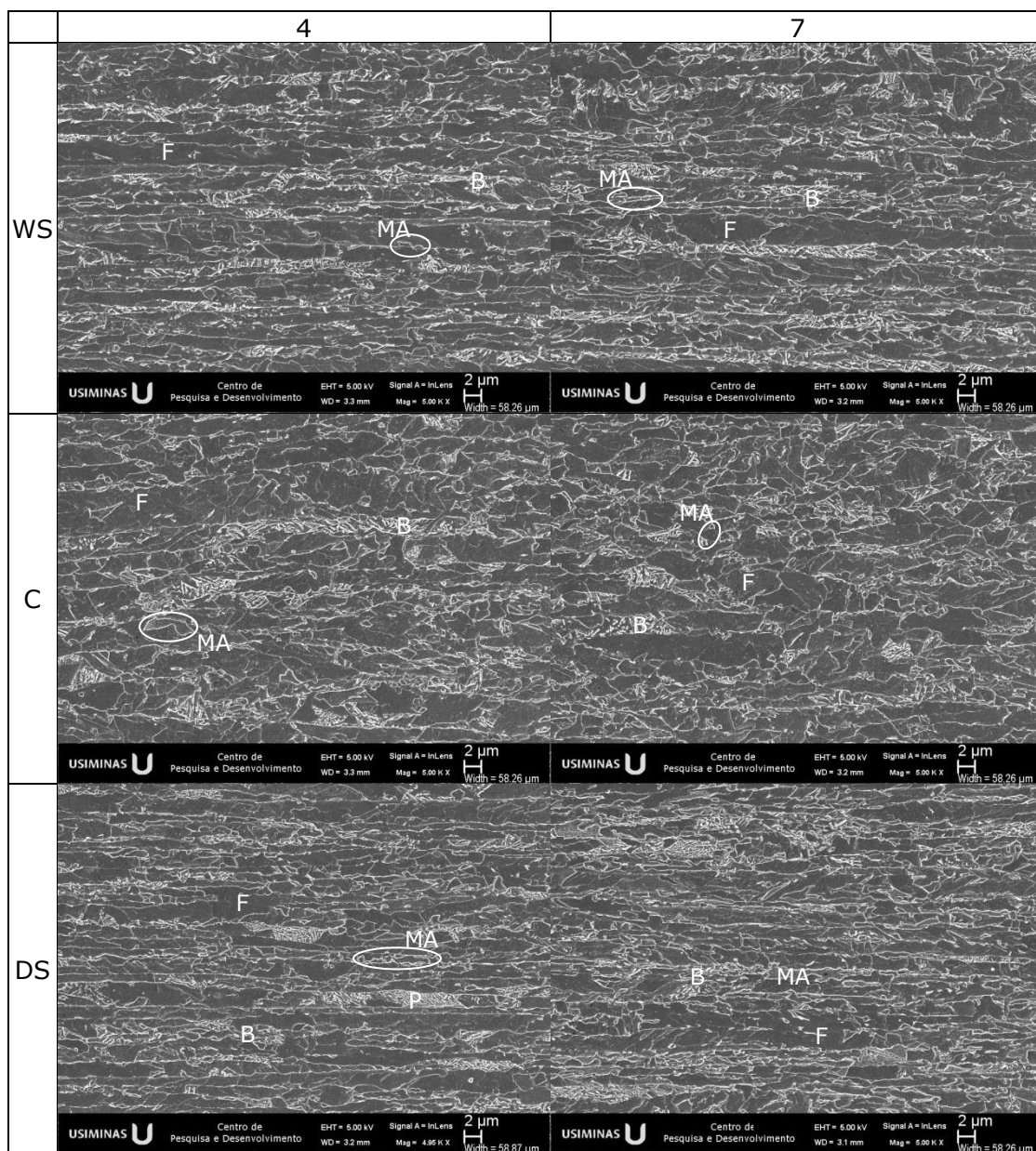


Figura 5.19 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 7 processada na condição 2, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.12 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 4 e 7 da condição 2.

	4	7
WS	257±4	252±3
C	248±7	245±9
DS	249±5	264±5

As propriedades mecânicas da espira distante aproximadamente 40 m da base da tira bobinada (pontos de 9 a 12) estão apresentadas na figura 5.20. Na tabela 5.13 estão

apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 9 e 10 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

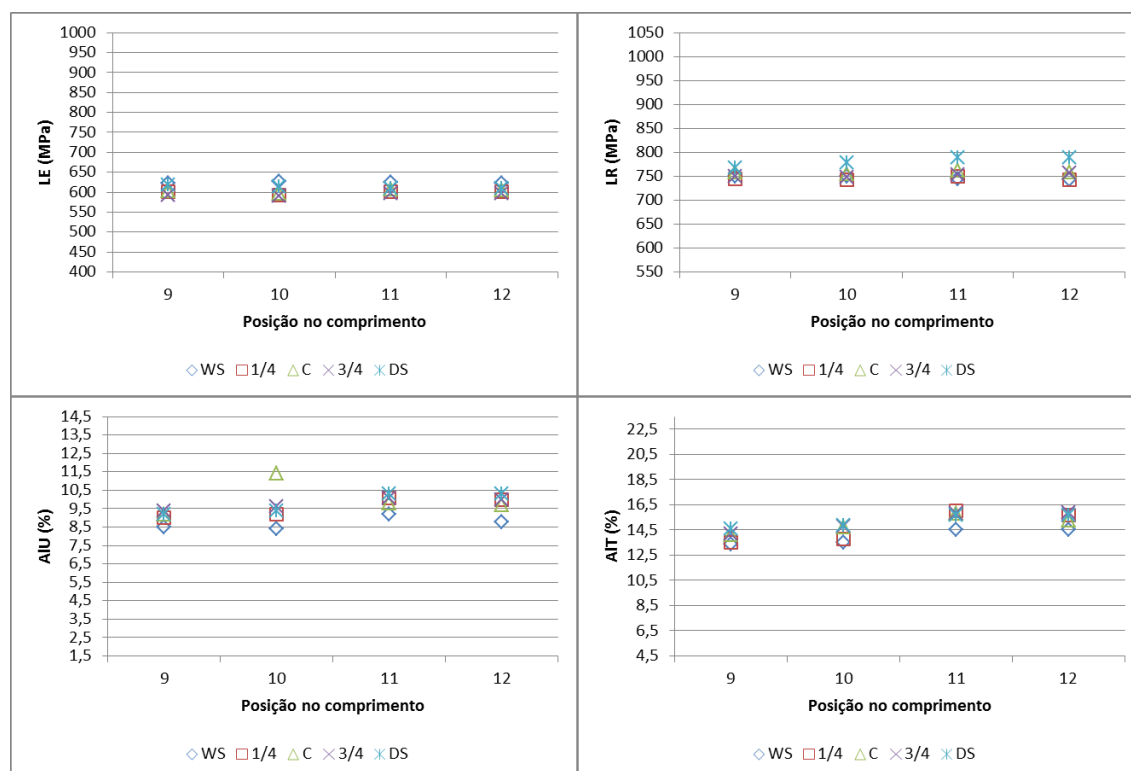


Figura 5.20 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 9 a 12 na condição 2.

Tabela 5.13 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m da base na condição 2. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
9	608	12	<u>754</u>	<u>10</u>	<u>9,1</u>	<u>0,3</u>	<u>14,0</u>	<u>0,5</u>	0,81
10	<u>604</u>	<u>15</u>	755	14	9,6	1,1	14,3	0,6	<u>0,80</u>
11	608	11	760	18	9,9	0,4	15,6	0,6	0,80
12	607	10	758	19	9,8	0,6	15,4	0,6	0,80

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.21), constata-se a predominância da ferrita em todos os pontos. Nos pontos 9-C e 10-C, verificam-se bandeamentos com aspecto de perlita, enquanto que nas posições WS e

DS observam-se carbonetos mais dispersos, podendo ser bainita ou perlita em processo de esferoidização.

Com o ataque Le Pera (figura 5.21), identificam-se pequenas ilhas de MA em todos os pontos avaliados, mas em pouca quantidade.

Ao MEV (figura 5.22), confirma-se a microestrutura composta predominantemente de ferrita e bainita nas posições 9-WS, 9-DS, 10-WS e 10-DS, e de ferrita e perlita nas posições 9-C e 10-C. Na posição 10-DS também foi encontrada pequena quantidade de perlita fina.

Com relação à dureza das microestruturas avaliadas (tabela 5.14), as posições 9-DS e 10-WS apresentaram valores parecidos, sendo os maiores. A posição 10-C apresentou o menor valor de dureza. Nas demais posições os valores ficaram muito próximos entre si.

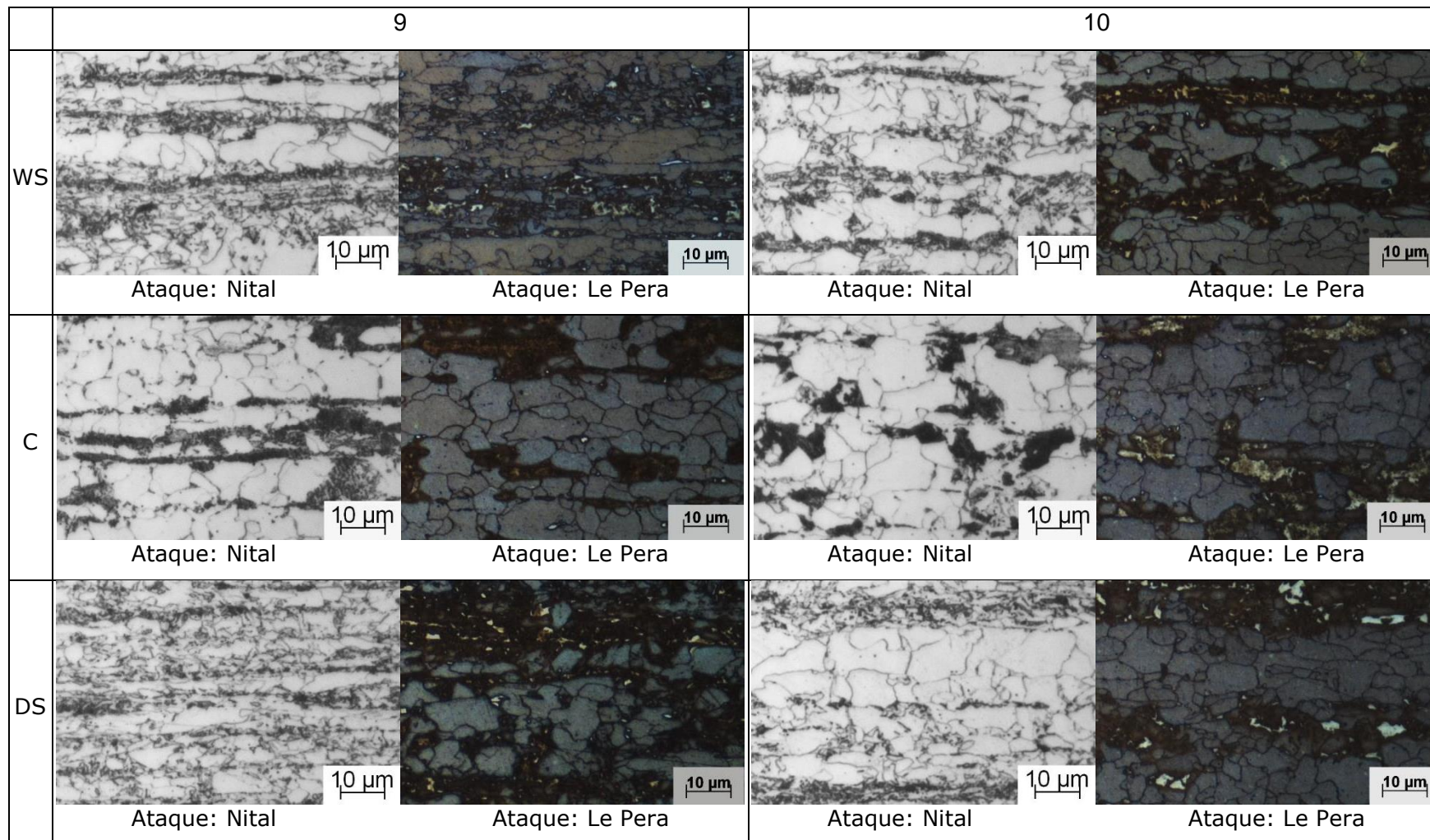


Figura 5.21 – Microestrutura da tira nos pontos 9 e 10 processada na condição 2, obtidas por microscopia ótica.

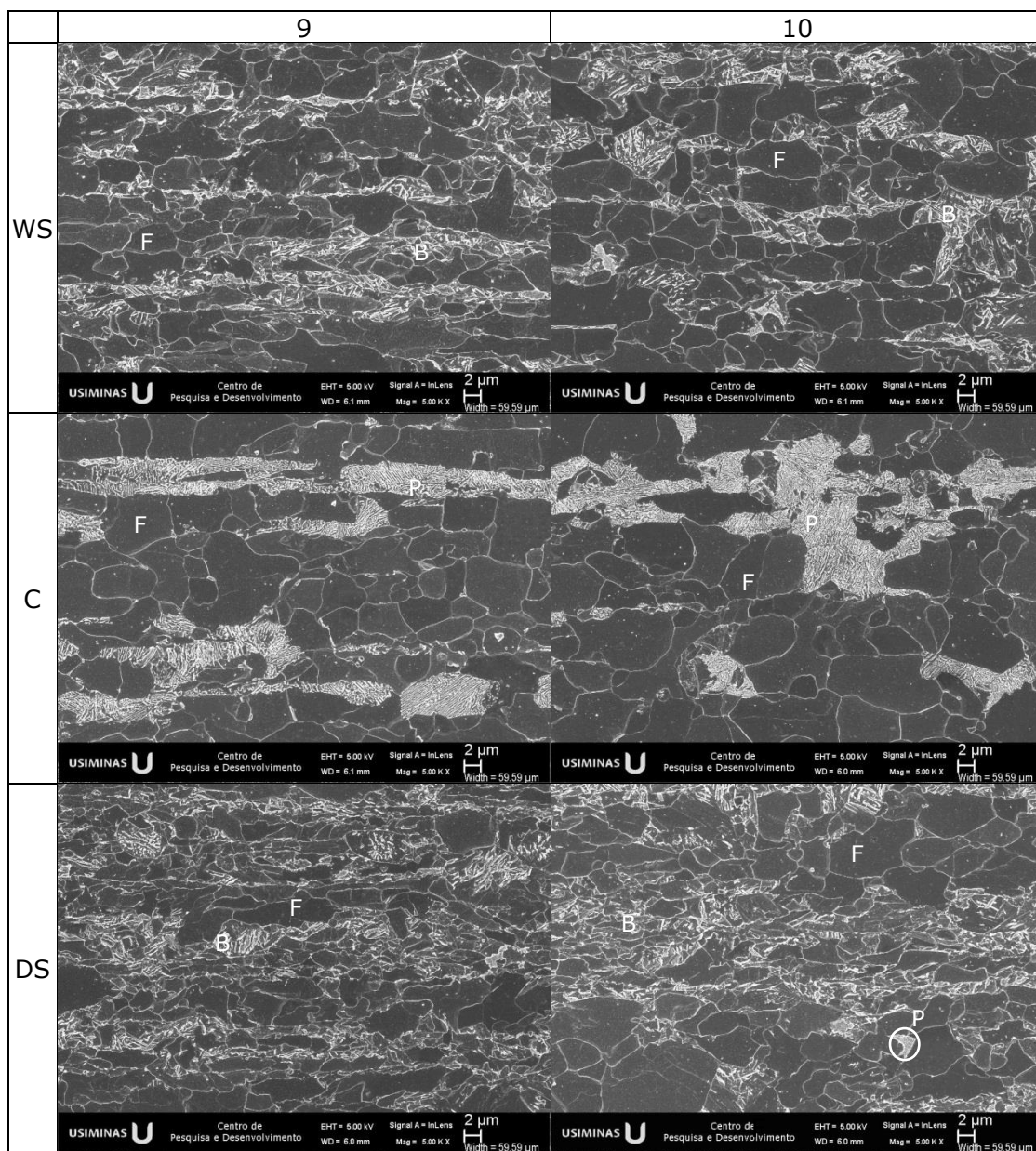


Figura 5.22 – Microestrutura da tira nos pontos 9 e 10 processada na condição 2, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.14 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 9 e 10 da condição 2.

	9	10
WS	233±18	245±8
C	237±5	219±15
DS	246±11	235±8

As propriedades mecânicas da espira distante aproximadamente 40 m do topo da tira bobinada (pontos de 13 a 16) estão apresentadas na figura 5.23. Na tabela 5.15 estão

apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 14 e 16 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

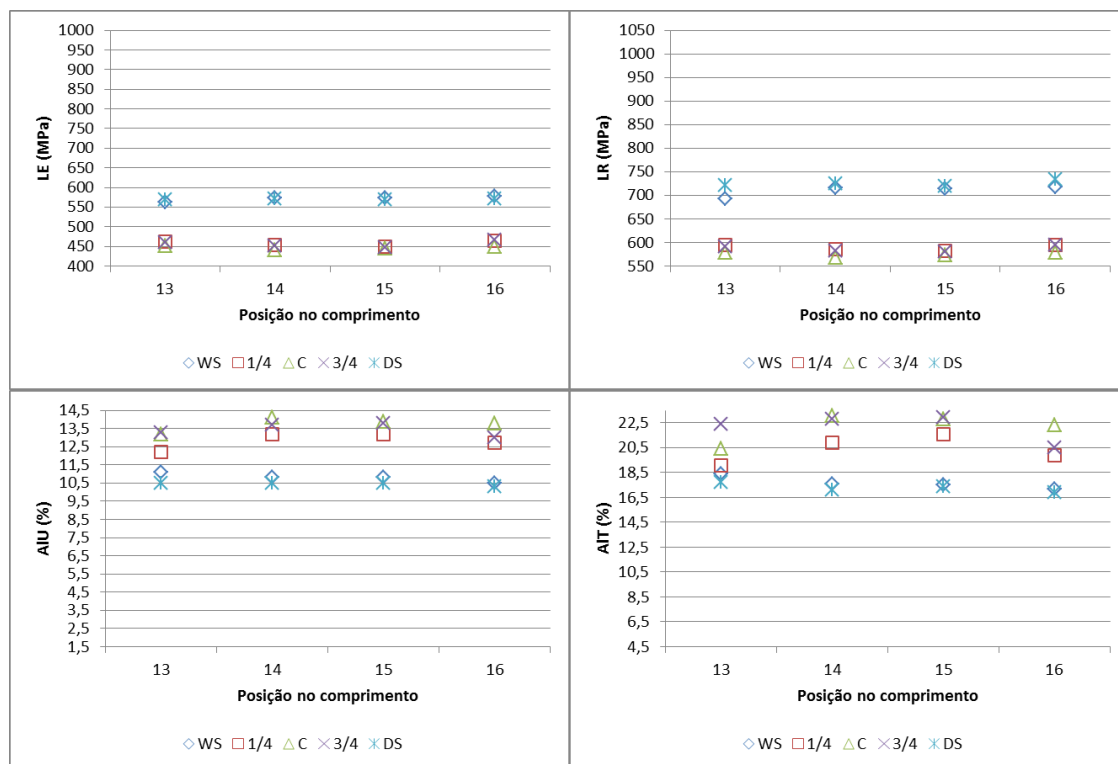


Figura 5.23 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 13 a 16 na condição 2.

Tabela 5.15 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m do topo na condição 2. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
13	501	60	636	66	12,1	1,2	19,6	1,9	0,79
14	498	68	635	78	12,5	1,7	20,3	2,8	0,78
15	<u>496</u>	<u>69</u>	<u>634</u>	<u>76</u>	12,4	1,7	20,4	2,8	<u>0,78</u>
16	506	63	643	75	<u>12,1</u>	<u>1,6</u>	<u>19,4</u>	<u>2,3</u>	0,79

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.24), observa-se que todos os pontos apresentam ferrita e carbonetos. Nas posições 14-C e 16-C a ferrita apresenta grãos maiores e os carbonetos estão mais aglomerados com aspecto de perlita. Nas posições 14-WS e 16-WS, aparecem carbonetos com aspecto

de perlita e também esferoidizados. Já nas posições 14-DS e 16-DS, o aspecto é de uma microestrutura composta predominantemente de ferrita e bainita.

Utilizando o ataque Le Pera (figura 5.24), observa-se a presença de MA em todas as posições avaliadas, sendo em maior quantidade no ponto 14-DS. Além disso, se observa o MA em bandas na posição 16-C.

Ao MEV (figura 5.25), confirma-se a presença de ferrita e perlita nas posições 14-WS, 14-C, 16-WS e 16-C, e de ferrita e bainita na posição 14-DS. Na posição 16-DS a microestrutura apresentava ferrita e perlita fina unida à MA. Nas posições WS observa-se que parte da perlita está começando a esferoidizar. Identificaram-se também pequenas quantidades de MA em todas as posições, além da 16-DS, exceto na posição 14-C.

A dureza das microestruturas avaliadas (tabela 5.16) ficou maior nas bordas do que no centro, mas a borda DS apresentou os maiores valores.

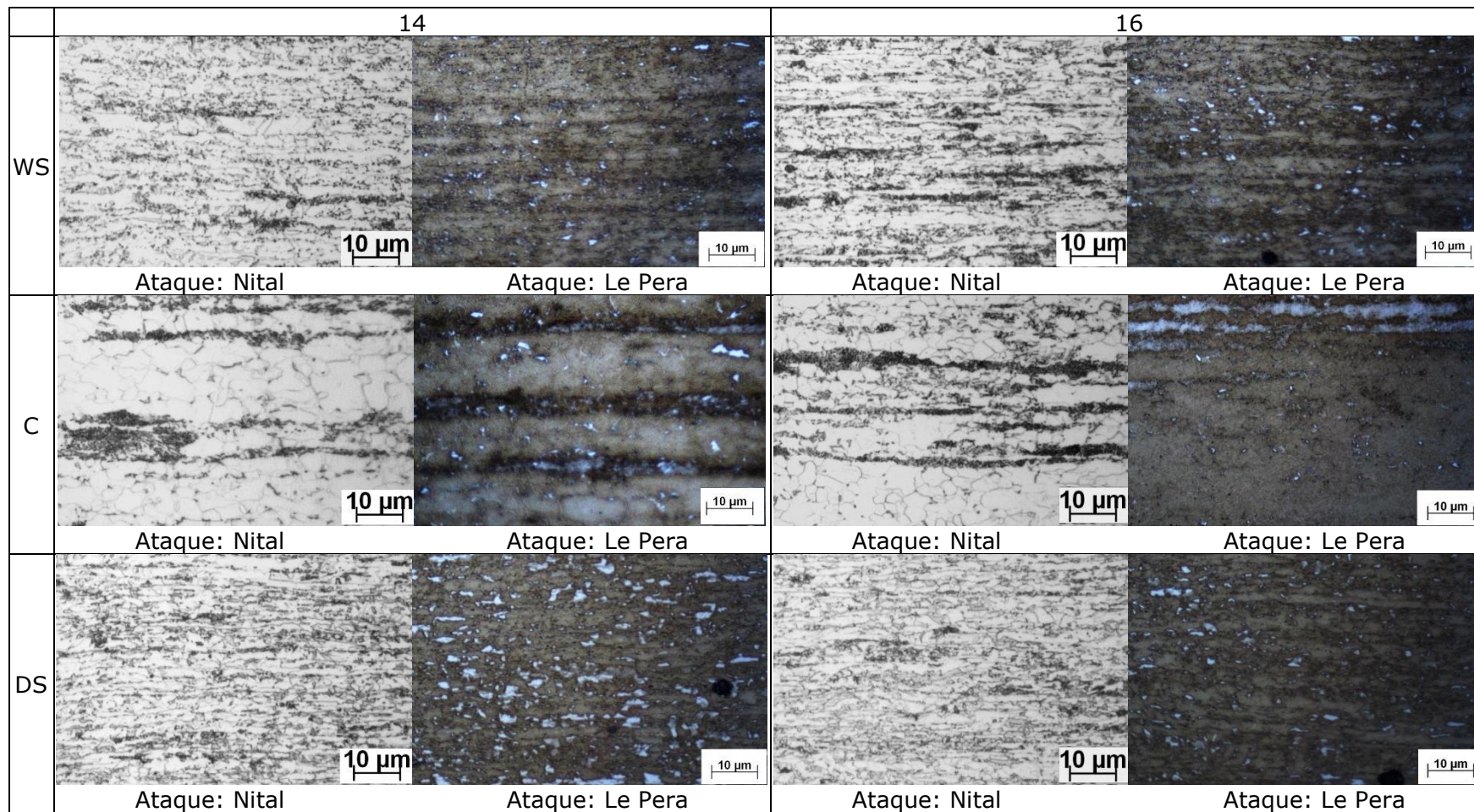


Figura 5.24 – Microestrutura da tira nos pontos 14 e 16 processada na condição 2, obtidas por microscopia ótica.

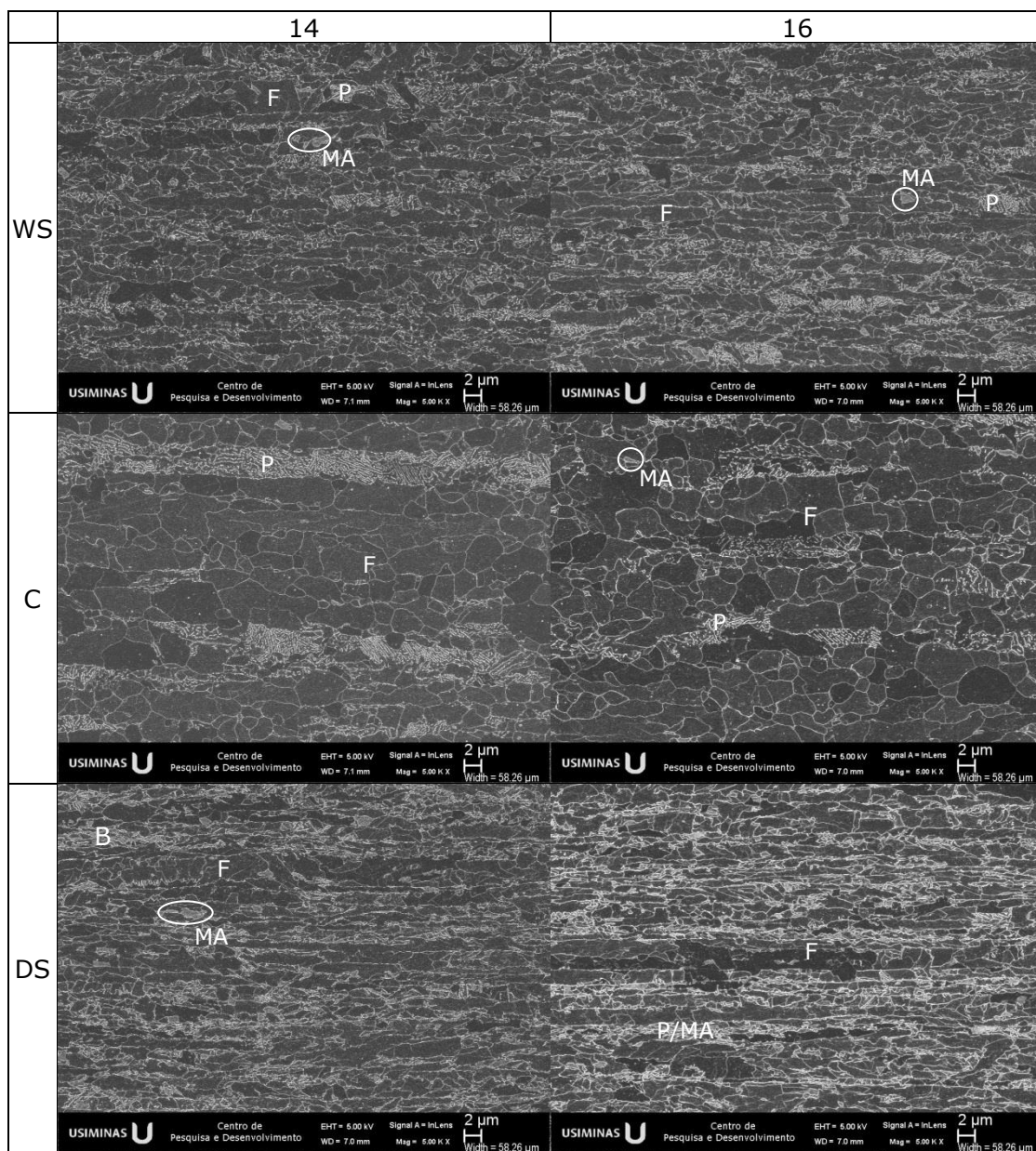


Figura 5.25 – Microestrutura da tira nos pontos 14 e 16 processada na condição 2, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.16 - Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 14 e 16 da condição 2.

	14	16
WS	240±13	258±5
C	217±9	224±10
DS	275±10	264±12

As propriedades mecânicas da espira mais interna da bobina (pontos de 17 a 20), correspondente ao topo da tira, estão apresentadas na figura 5.26. Na tabela 5.17

estão apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. A microestrutura foi avaliada nos pontos 18 e 20 em relação ao comprimento, nas posições WS, C e DS em relação à largura.

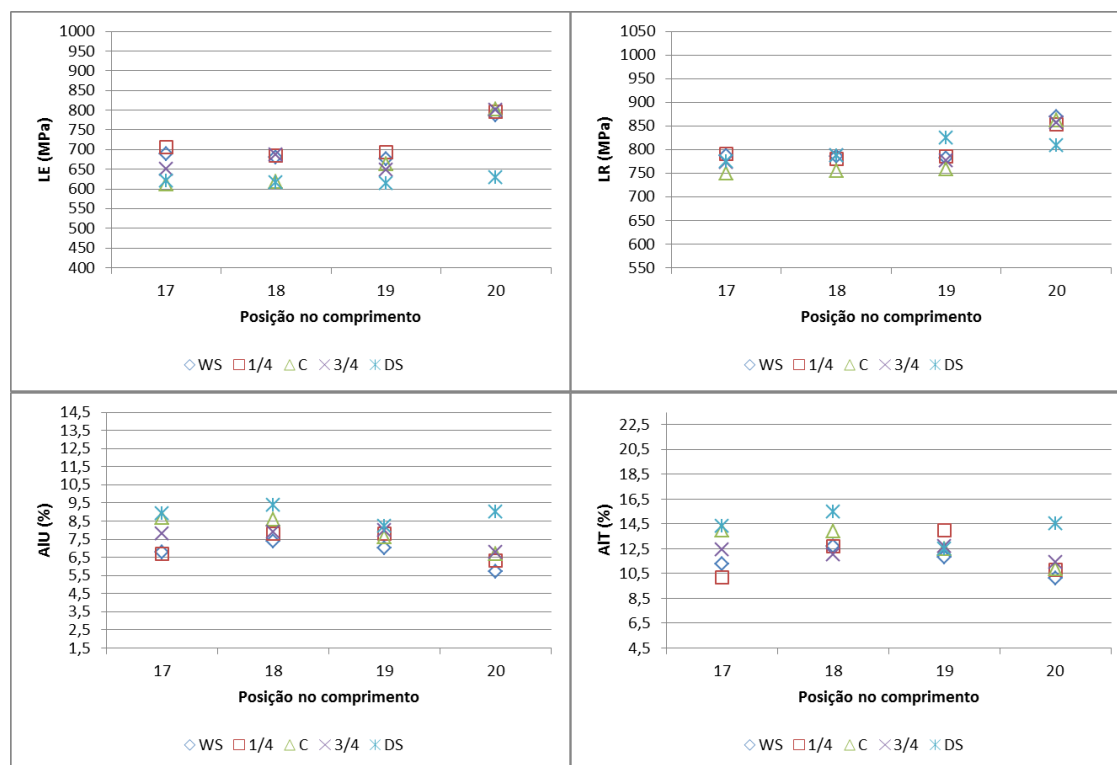


Figura 5.26 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 17 a 20 na condição 2.

Tabela 5.17 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira interna na condição 2. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
17	<u>656</u>	<u>41</u>	<u>775</u>	<u>16</u>	7,8	1,0	12,4	1,7	0,85
18	658	36	779	14	8,2	0,8	13,4	1,4	0,84
19	659	30	785	24	7,7	0,5	12,7	0,8	<u>0,84</u>
20	763	75	850	24	<u>6,9</u>	<u>1,3</u>	<u>11,5</u>	<u>1,7</u>	0,90

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.27), observa-se a presença de ferrita e carbonetos com aspecto de perlita e bainita.

Com o ataque Le Pera (figura 5.27), praticamente não se identifica MA nas posições 18-WS e 20-WS. Nas demais posições, o MA está presente em pequenas quantidades, sendo maior na posição 20-DS.

Ao MEV (figura 5.28), confirma-se uma microestrutura predominantemente composta de ferrita, perlita fina e bainita na borda WS, de ferrita e perlita no centro e de ferrita e bainita na borda DS, para ambas as posições no comprimento. Além disso, identificam-se pequenas quantidades de bainita na posição 18-C. MA foi confirmado em todas as posições, exceto na 18-WS. Na posição 20-WS o MA aparece em quantidade muito pequena.

A dureza (tabela 5.18) foi maior nas bordas, WS e DS, do que no centro nas duas posições. A dureza na borda WS foi maior nas duas posições, mas o ponto 18-WS foi ainda maior que o 20-WS. Já na borda DS, a dureza no ponto 20-DS foi maior que o 18-DS.

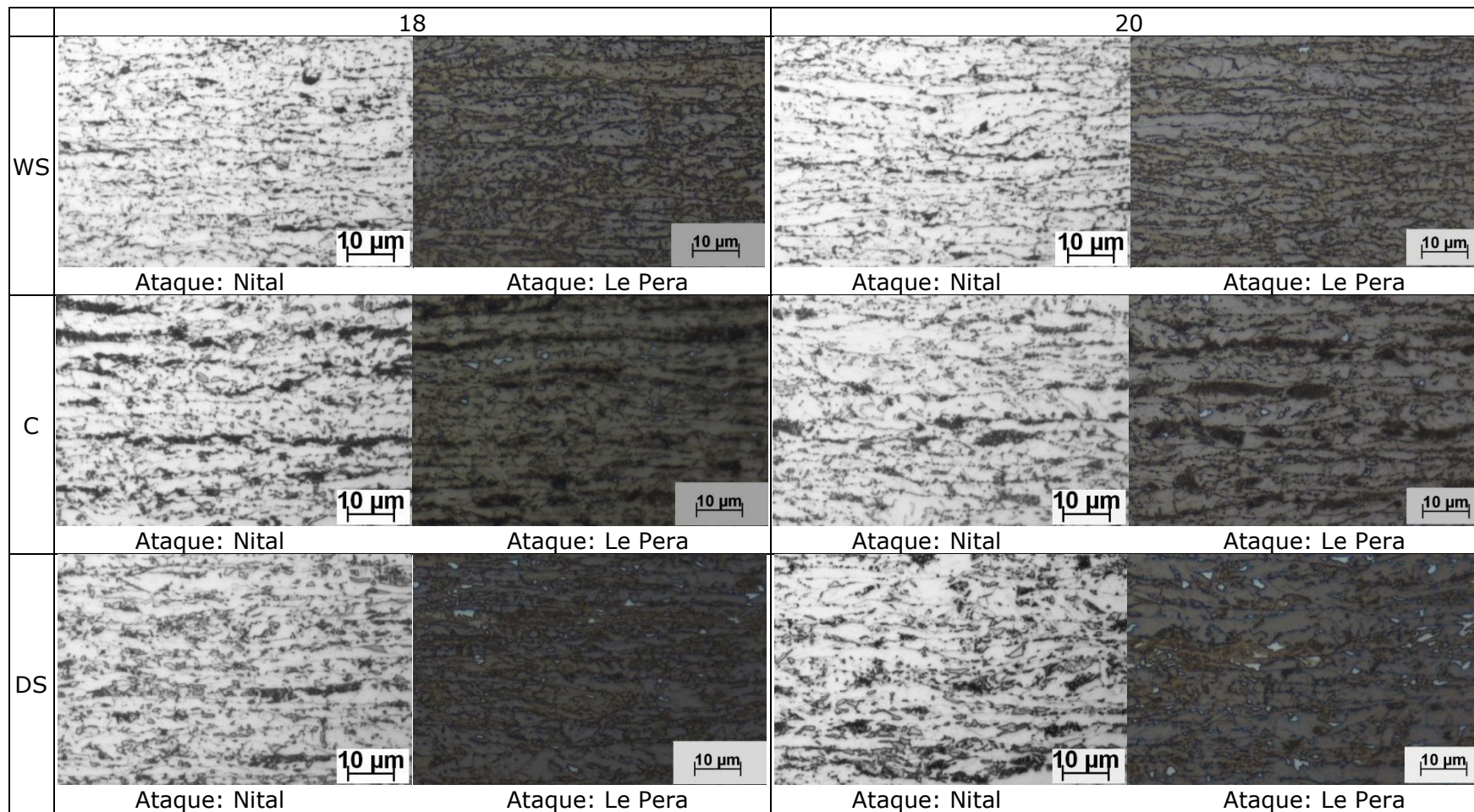


Figura 5.27 – Microestrutura da tira nos pontos 18 e 20 processada na condição 2, obtidas por microscopia ótica.

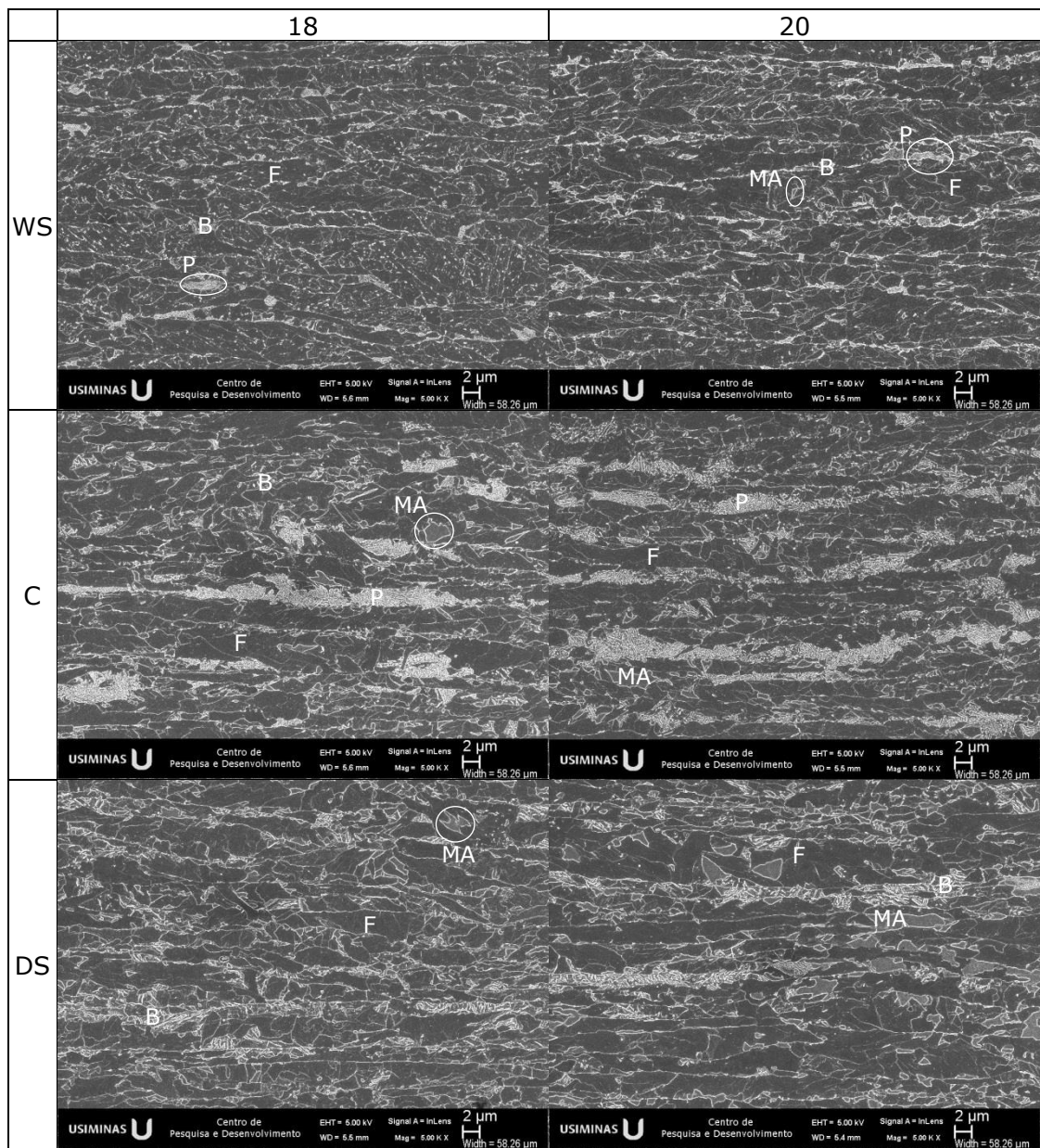


Figura 5.28 – Microestrutura da tira nos pontos 18 e 20 processada na condição 2, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.18 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 18 e 20 da condição 2.

	18	20
WS	282±6	274±5
C	255±6	252±3
DS	258±6	264±5

5.1.3. Condição 3: resfriamento ao ar e TB=742°C

As propriedades mecânicas da tira bobinada na condição 3 (conforme tabela 4.2) foram avaliadas aproximadamente nas posições assinaladas na figura 5.29. A TB ao longo da tira e as posições das espiras avaliadas são apresentadas na figura 5.30. Esta variação em TB é aceitável, pois este aço ainda será laminado a frio, tratado termicamente e revestido.

O tempo do percurso da tira entre o trem acabador e a bobinadeira, a TA, a TB e a temperatura estimada de chegada da tira na bobinadeira estão apresentados na tabela 5.19, para o topo (primeiros 25 m da tira, correspondente à espira mais interna), meio e base (últimos 25 m da tira, correspondente à espira mais externa). Para estimar a temperatura de chegada da tira na bobinadeira, foi considerada uma taxa de resfriamento ao ar na mesa de resfriamento de aproximadamente 8°C/s, conforme estimativas obtidas dos sistemas internos de controle do processo.

As propriedades mecânicas dos pontos de 1 a 8, correspondentes à espira mais externa da bobina (base da tira), estão apresentadas na figura 5.31. Na tabela 5.20 estão apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 4 e 7 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

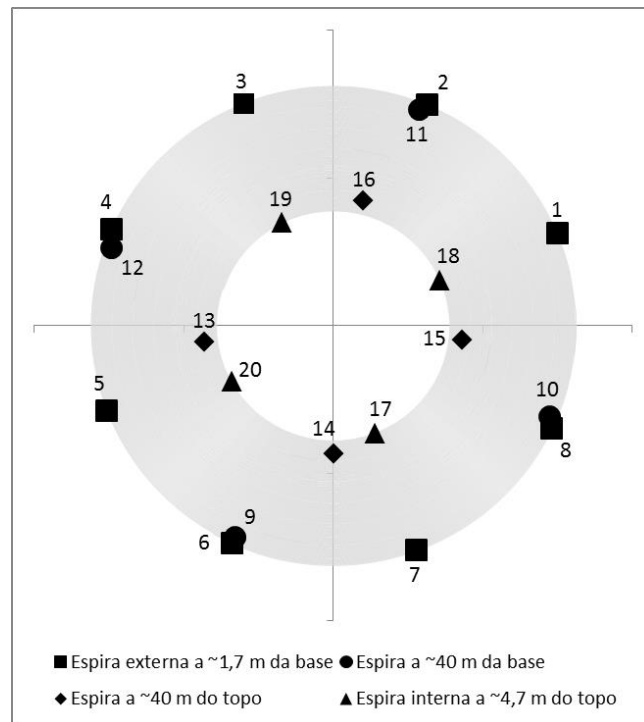


Figura 5.29 – Esquema com as posições na bobina em que foram avaliadas as propriedades mecânicas da tira na condição 3.

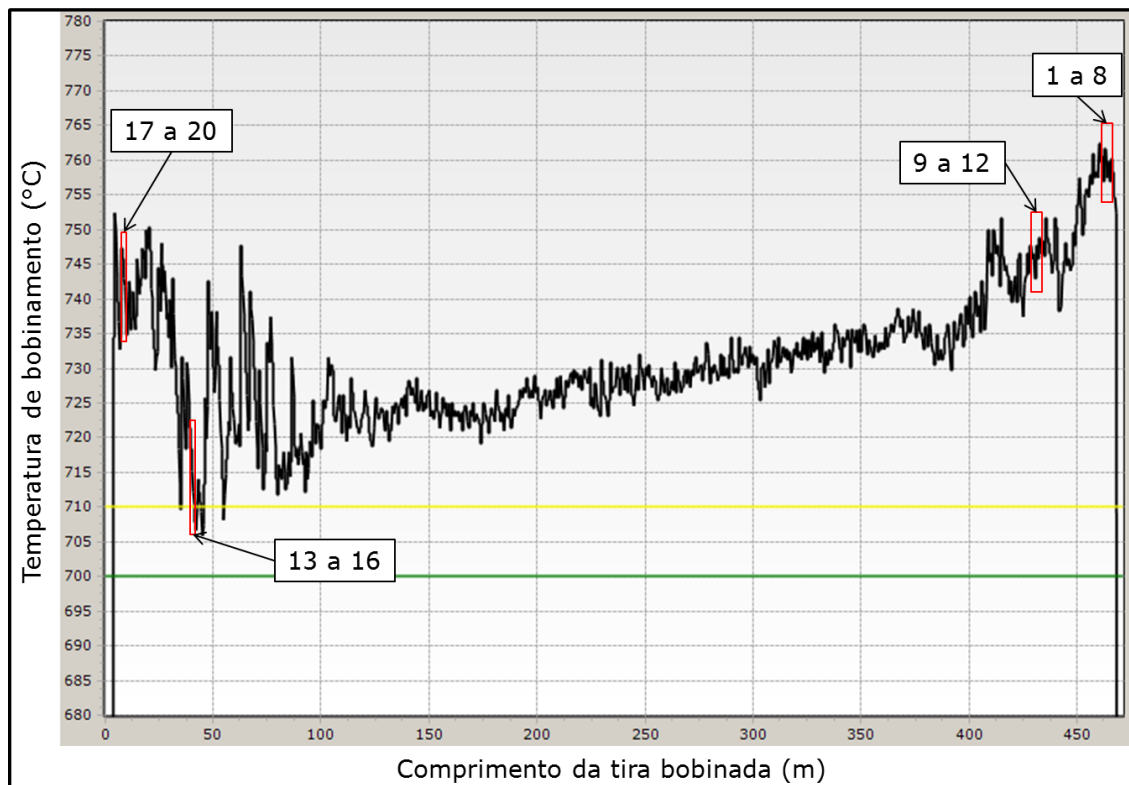


Figura 5.30 – Gráfico do perfil de TB da tira na condição 3 ao longo de seu comprimento do topo à base e posições das amostras da figura 5.29.

Tabela 5.19 – Tempo e temperaturas durante o acabamento e o bobinamento da tira na condição 3.

Posição	Tempo entre o trem acabador e a bobinadeira (s)	TA (°C)	TB (°C)	Temperatura estimada da tira na bobinadeira (°C)
Topo	17	888	742	715
Meio	16	881	730	705
Base	15	889	755	731

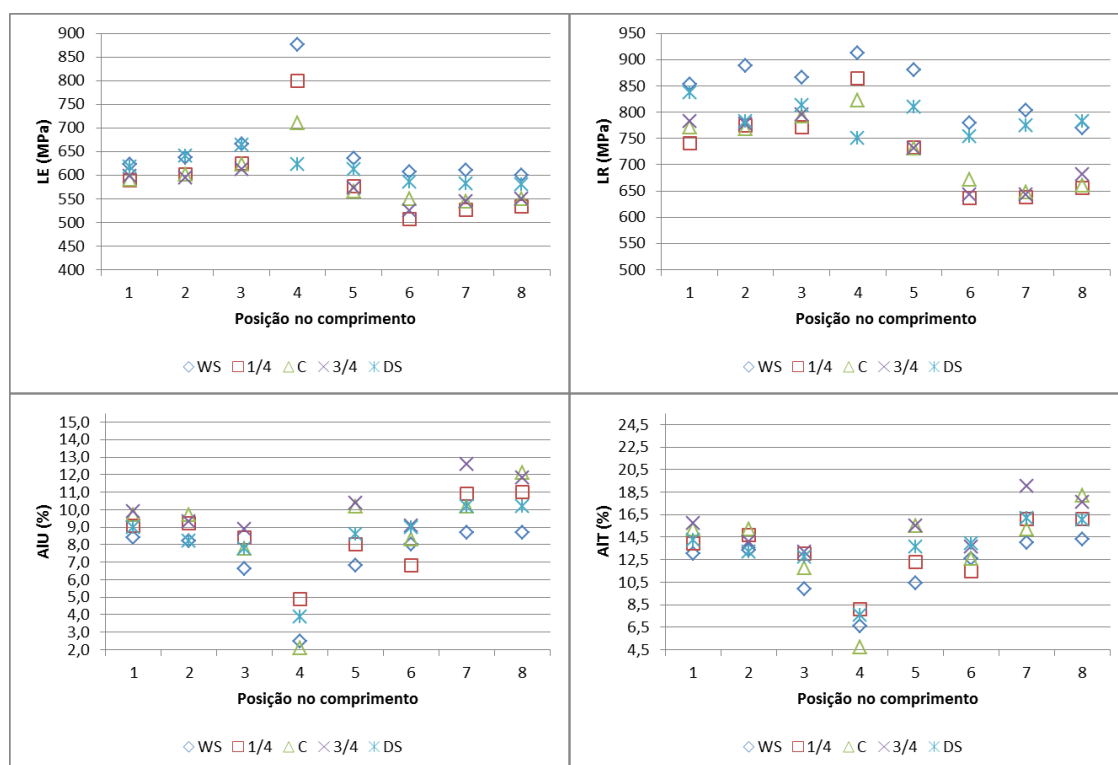


Figura 5.31 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 1 a 8 na condição 3.

Tabela 5.20 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira externa da bobina na condição 3. Em negrito os valores máximos e sublinhados os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
1	603	15	797	47	9,2	0,6	14,4	1,1	<u>0,76</u>
2	615	22	798	50	8,9	0,7	14,1	0,9	0,77
3	638	25	808	36	7,9	0,9	12,1	1,4	0,79
4	753	110	838	69	<u>3,4</u>	<u>1,3</u>	<u>6,8</u>	<u>1,5</u>	0,90
5	592	30	777	67	8,8	1,5	13,5	2,2	0,76
6	<u>555</u>	<u>42</u>	<u>697</u>	<u>65</u>	8,2	0,9	12,8	1,0	0,80
7	561	34	701	81	10,5	1,4	16,1	1,8	0,80
8	563	26	710	61	10,8	1,4	16,4	1,5	0,79

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.32), observa-se a presença de ferrita e bainita em todas as posições, exceto a 7-C na qual os carbonetos estão com aspecto de perlita.

Com o ataque Le Pera (figura 5.32), confirma-se a presença da fase MA em todas as posições, sendo que, aparentemente, está em menor quantidade na posição 7-C.

Ao MEV (figura 5.33), confirma-se a presença de ferrita, bainita e MA em todas as posições, exceto na 7-C, na qual se identifica a presença de perlita ao invés de bainita.

Com relação à dureza das microestruturas avaliadas (tabela 5.21), verifica-se que, em geral, a dureza na posição 4 é maior que na posição 7. A maior dureza foi na posição 4-C, enquanto que a menor foi na 7-C.

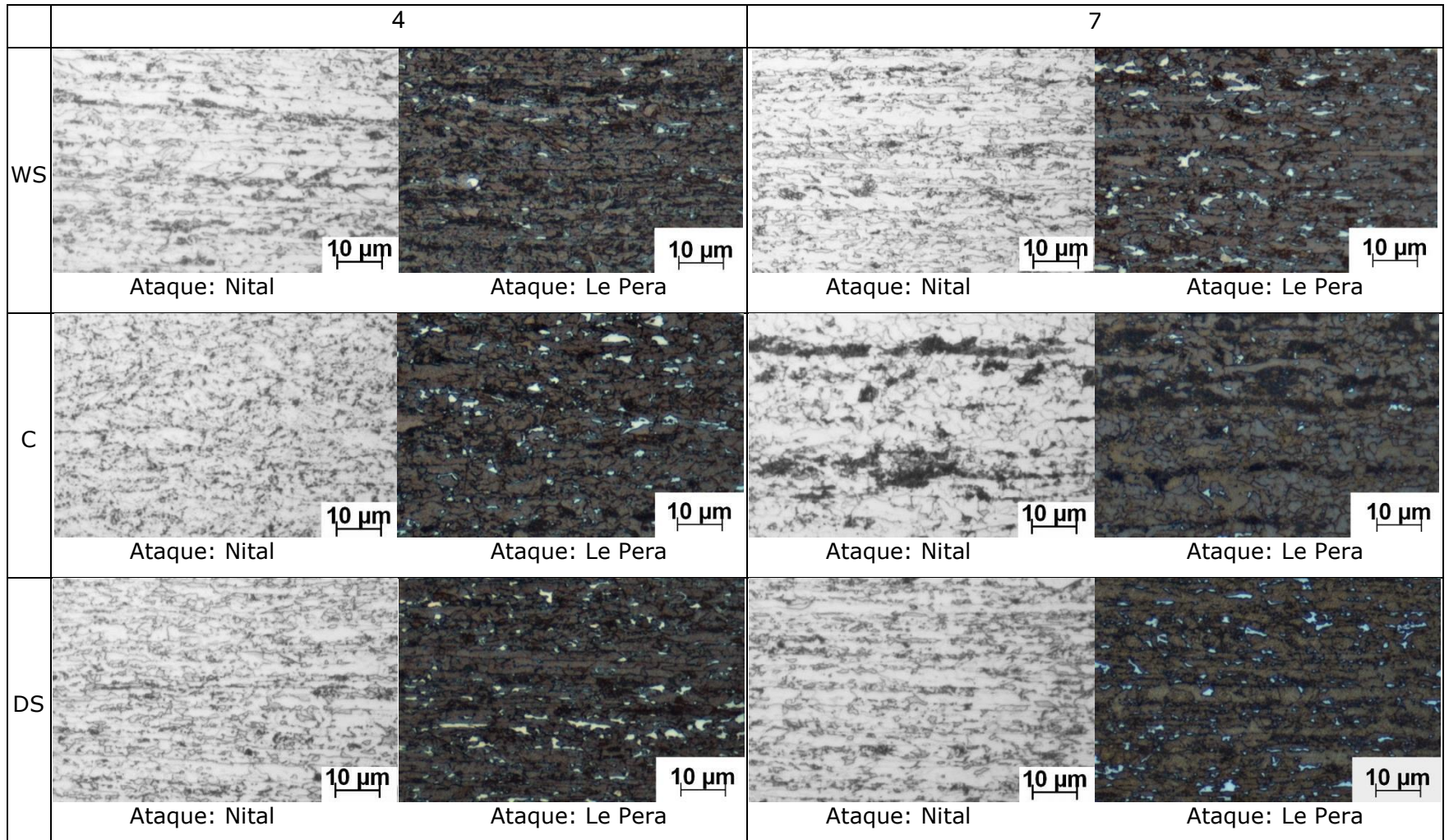


Figura 5.32 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 7 processada na condição 3, obtidas por microscopia ótica.

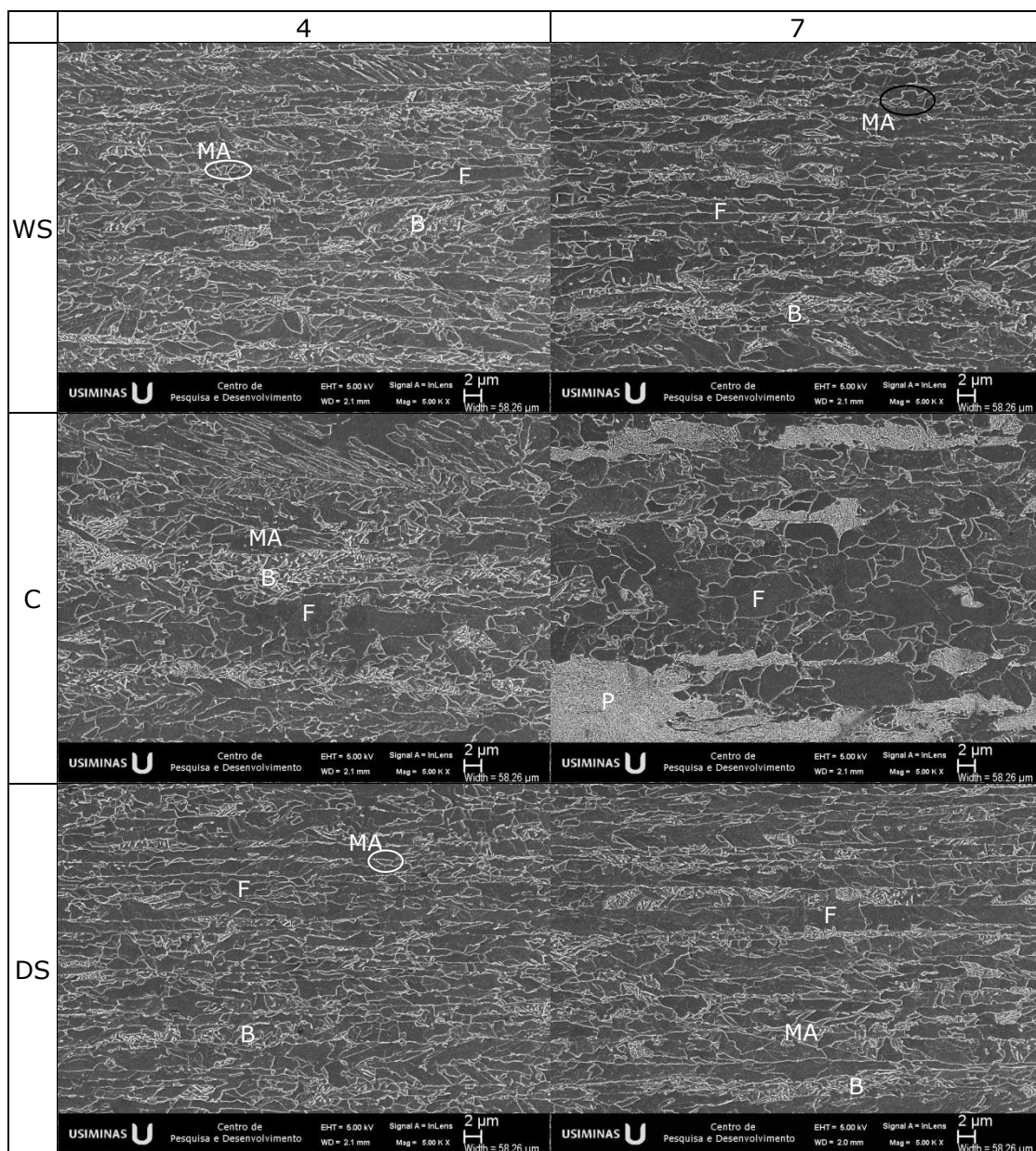


Figura 5.33 – Microestrutura da tira nos pontos 4 e 7 processada na condição 3, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.21 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 4 e 7 da condição 3.

	4	7
WS	274±6	260±10
C	288±14	233±6
DS	263±9	259±12

As propriedades mecânicas da espira distante aproximadamente 40 m da base da tira bobinada (pontos de 9 a 12) estão apresentadas na figura 5.34. Na tabela 5.22 estão

apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 9 e 10 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

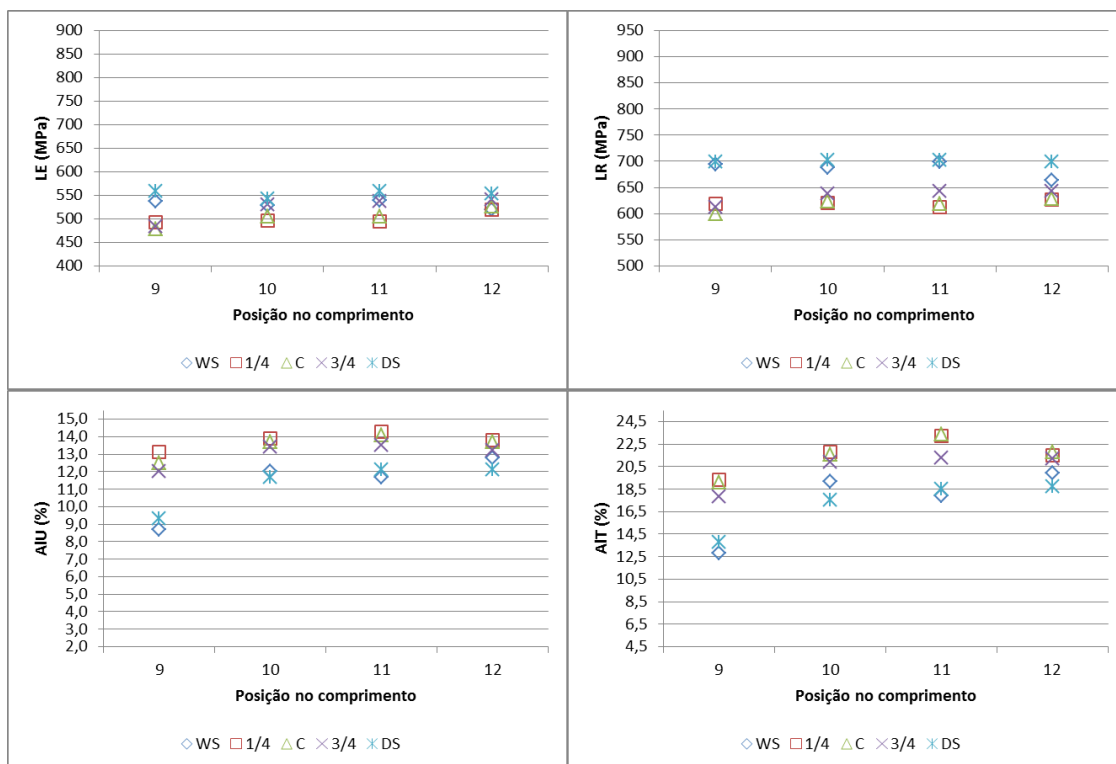


Figura 5.34 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 9 a 12 na condição 3.

Tabela 5.22 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m da base na condição 3. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
9	<u>510</u>	36	<u>644</u>	48	<u>11,1</u>	2,0	<u>16,6</u>	3,1	<u>0,79</u>
10	521	19	655	38	12,9	1,0	20,2	1,8	0,80
11	527	26	655	43	13,1	1,2	20,9	2,6	0,80
12	532	15	652	30	13,1	0,7	20,6	1,3	0,81

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.35), observa-se uma microestrutura predominantemente composta de ferrita e bainita nas bordas da tira e de ferrita e perlita bandeada no centro.

Com o ataque Le Pera (figura 5.35), identificam-se pequenas ilhas de MA em todos os pontos avaliados, mas em pouca quantidade.

Ao MEV (figura 5.22), confirma-se a microestrutura composta de ferrita e bainita nas posições 9-WS, 9-DS, 10-WS e 10-DS, e de ferrita e perlita nas posições 9-C e 10-C. Foram identificadas também MA em todas as posições, mas com tamanhos menores no centro do que nas bordas.

Com relação à dureza das microestruturas avaliadas (tabela 5.23), as bordas apresentaram valores consideravelmente maiores do que no centro. A borda WS apresentou valores próximos tanto em 9 quanto em 10, assim como o centro. Já na borda DS, a posição 10 apresentou uma dureza significativamente mais elevada do que em 9.

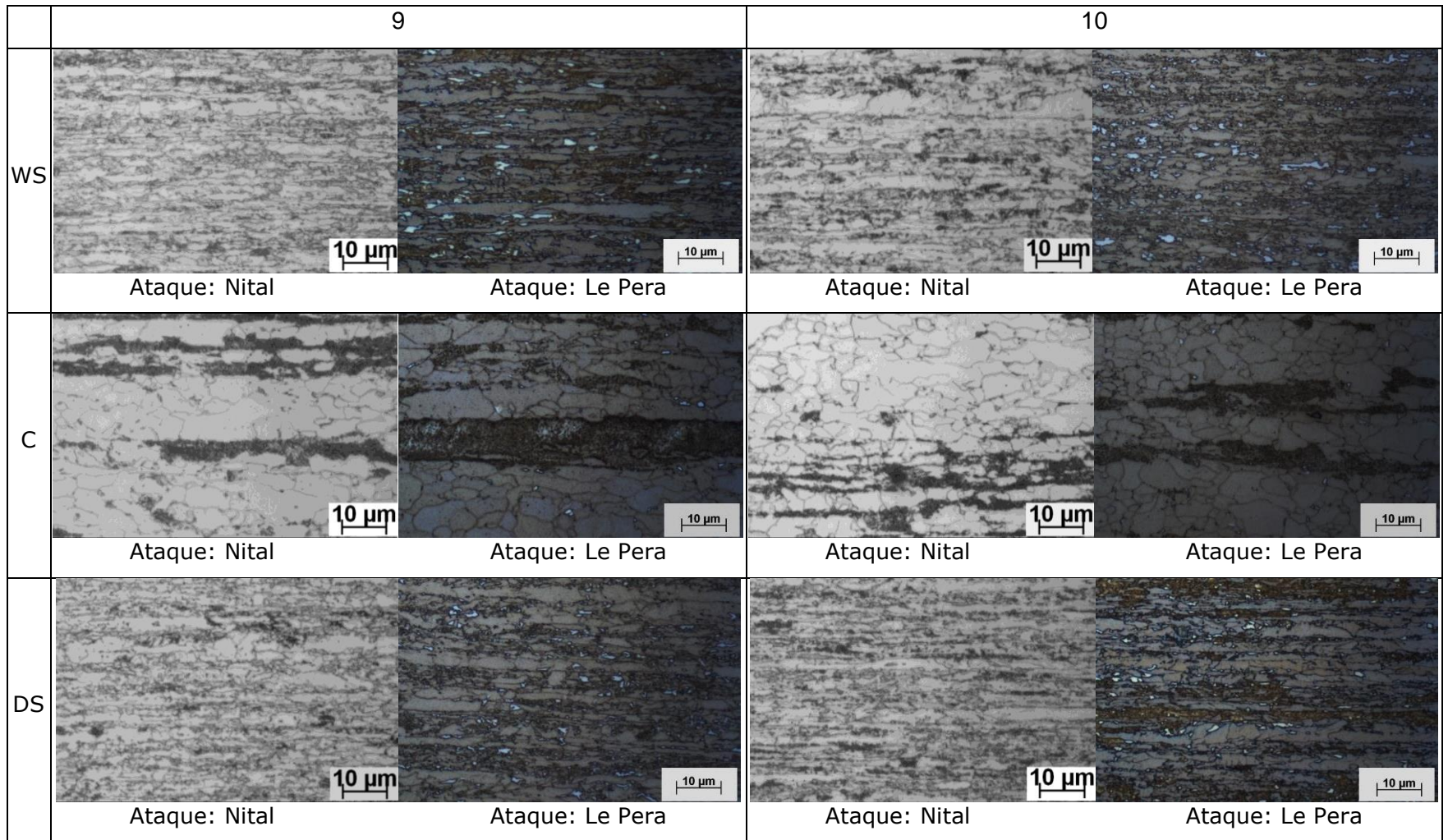


Figura 5.35 – Microestrutura da tira nos pontos 9 e 10 processada na condição 3, obtidas por microscopia ótica.

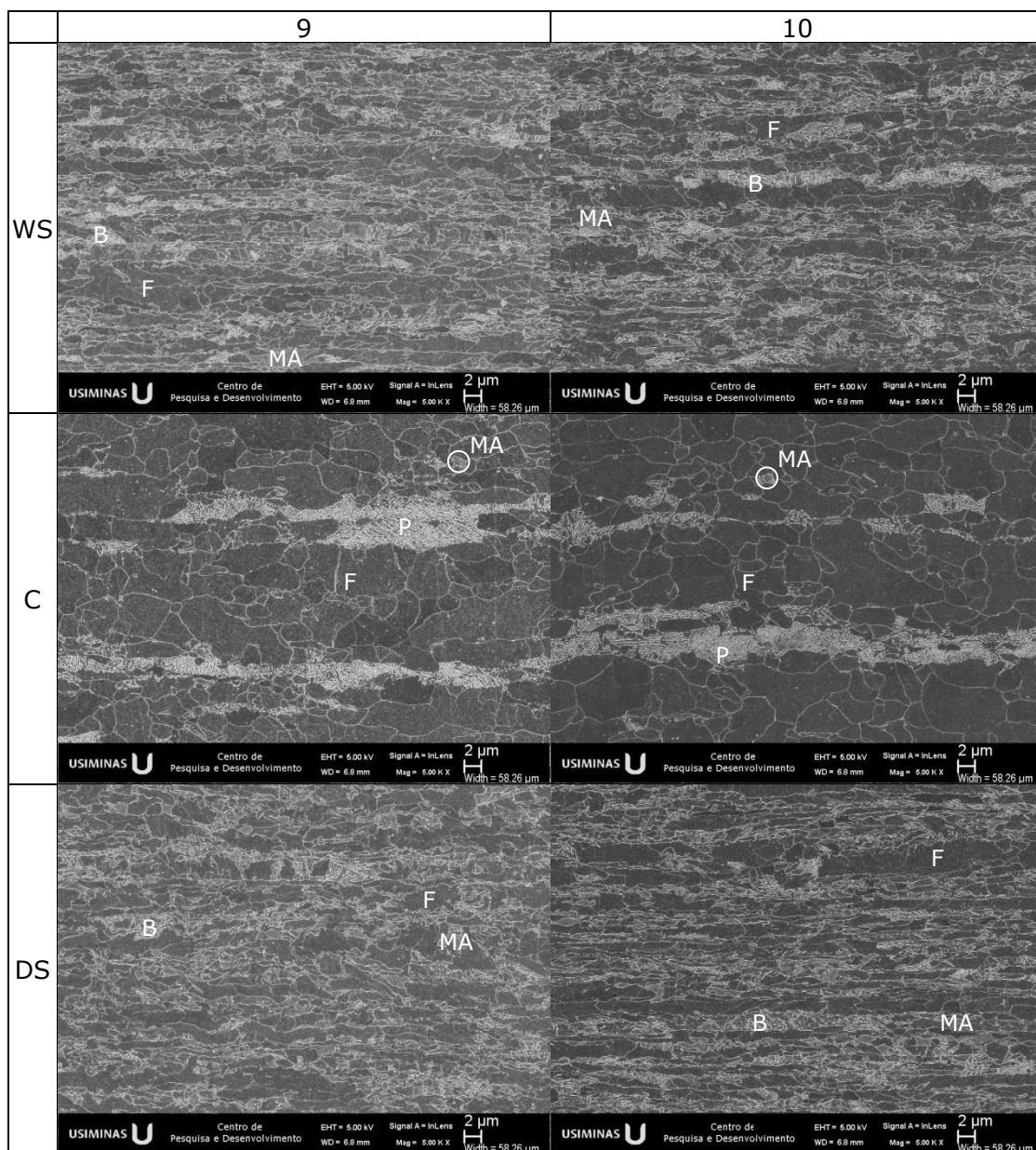


Figura 5.36 – Microestrutura da tira nos pontos 9 e 10 processada na condição 3, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.23 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 9 e 10 da condição 3.

	9	10
WS	276±3	280±10
C	226±14	224±4
DS	276±10	289±10

As propriedades mecânicas da espira distante aproximadamente 40 m do topo da tira bobinada (pontos de 13 a 16) estão apresentadas na figura 5.37. Na tabela 5.24 estão

apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 13 e 14 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

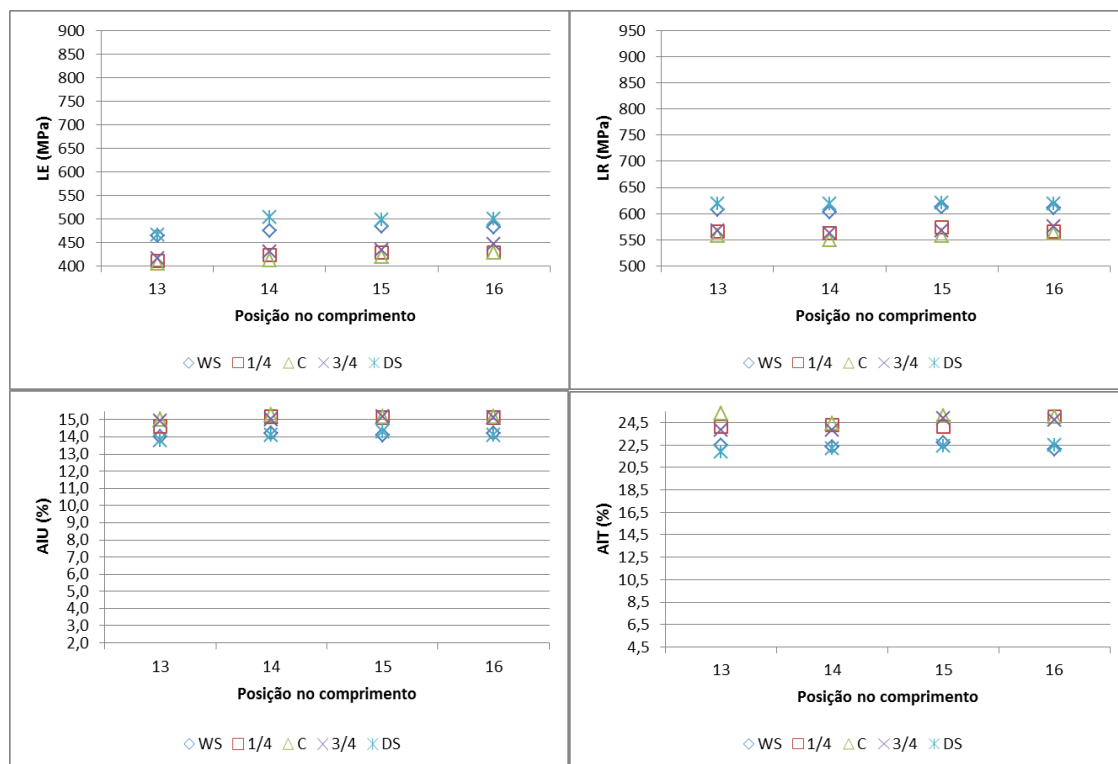


Figura 5.37 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 13 a 16 na condição 3.

Tabela 5.24 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m do topo na condição 3. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
13	<u>432</u>	<u>30</u>	584	28	<u>14,5</u>	<u>0,5</u>	23,5	1,3	<u>0,74</u>
14	449	38	<u>579</u>	<u>30</u>	14,8	0,6	<u>23,4</u>	<u>1,1</u>	0,77
15	453	36	586	28	14,8	0,5	23,8	1,2	0,77
16	457	33	587	27	14,7	0,5	23,9	1,4	0,78

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.38), observa-se que todos os pontos apresentam microestrutura composta de ferrita e perlita.

Utilizando o ataque Le Pera (figura 5.38), observam-se quantidades muito pequenas de MA em todas as posições, exceto a 13-WS.

Ao MEV (figura 5.39), confirma-se a microestrutura composta de ferrita e perlita em todas as posições avaliadas. Observaram-se pequenos pontos de MA nas posições 13-DS e 14-WS.

A dureza das microestruturas avaliadas (tabela 5.25) ficou maior nas bordas do que no centro. Nas bordas, o ponto 13 apresentou dureza maior que no 14, enquanto que no centro, o ponto 14 apresentou maior dureza que no 13.

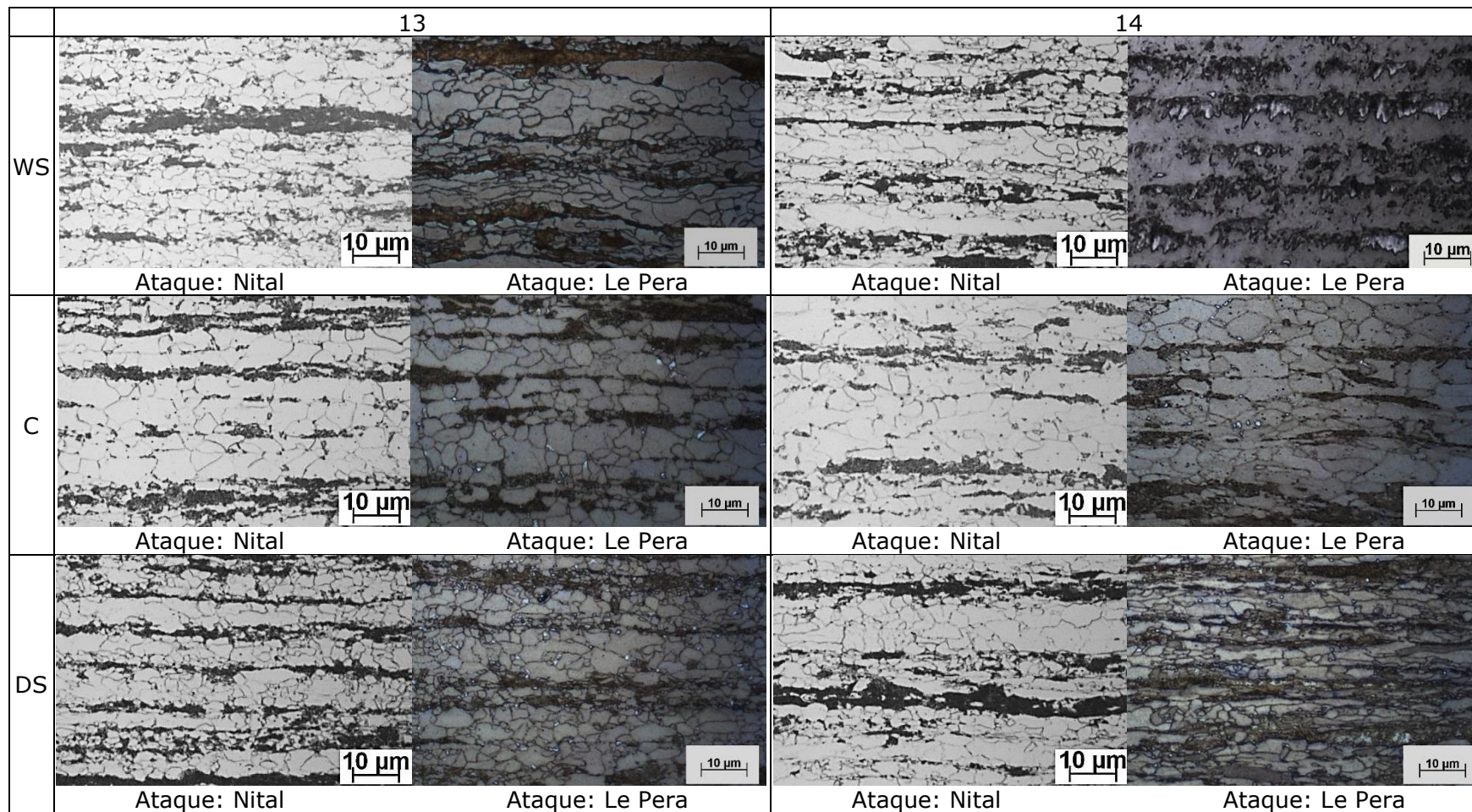


Figura 5.38 – Microestrutura da tira nos pontos 13 e 14 processada na condição 3, obtidas por microscopia ótica.

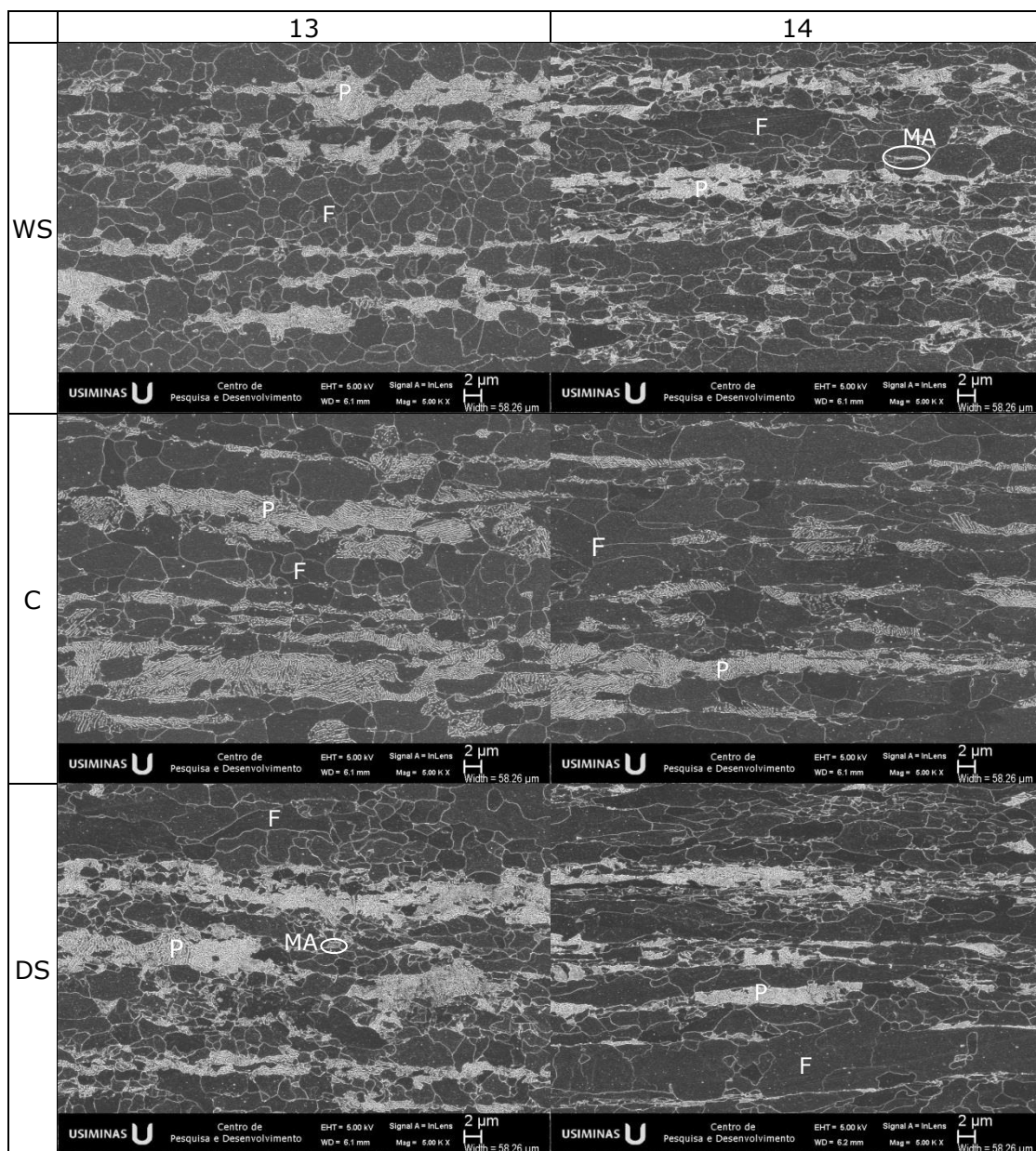


Figura 5.39 – Microestrutura da tira nos pontos 13 e 14 processada na condição 3, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.25 - Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 13 e 14 da condição 3.

	13	14
WS	265±25	255±8
C	216±3	241±15
DS	271±14	258±20

As propriedades mecânicas da espira mais interna da bobina (pontos de 17 a 20), correspondente ao topo da tira, estão apresentadas na figura 5.40. Na tabela 5.26

estão apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. A microestrutura foi avaliada nos pontos 17 e 20 em relação ao comprimento, nas posições WS, C e DS em relação à largura.

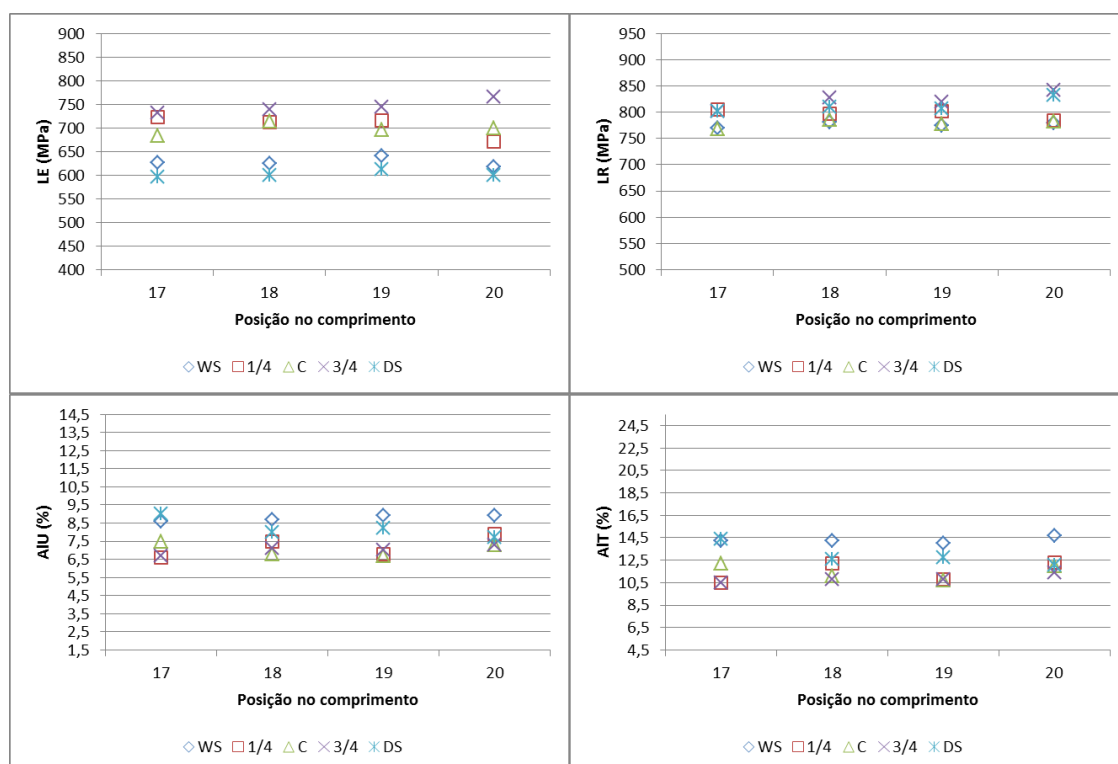


Figura 5.40 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 17 a 20 na condição 3.

Tabela 5.26 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira interna na condição 3. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
17	672	59	<u>789</u>	<u>19</u>	7,7	1,1	12,4	1,9	0,85
18	678	61	800	19	7,6	0,8	12,2	1,4	0,85
19	682	55	796	19	<u>7,5</u>	<u>1,0</u>	<u>11,8</u>	<u>1,5</u>	0,86
20	<u>670</u>	<u>66</u>	804	30	7,8	0,7	12,5	1,3	<u>0,83</u>

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.41), observa-se em todas as posições uma microestrutura composta de ferrita e bainita com algumas pequenas porções de perlita.

Com o ataque Le Pera (figura 5.41), o MA foi observado em todas as posições, sendo em quantidades quase desprezíveis na borda WS e no centro tanto na posição 17 quanto na 20.

Ao MEV (figura 5.42), confirma-se uma microestrutura predominantemente composta de ferrita e bainita em todas as posições. A perlita foi identificada nas posições 17-WS, 17-C e 20-C. O MA não foi confirmado nas posições 17-WS e 17-C.

A dureza (tabela 5.27) na borda WS foi maior em 17 do que em 20, enquanto que no centro e na DS a dureza em 20 foi maior que em 17. A dureza na posição 17-WS foi consideravelmente maior que todas as outras posições.

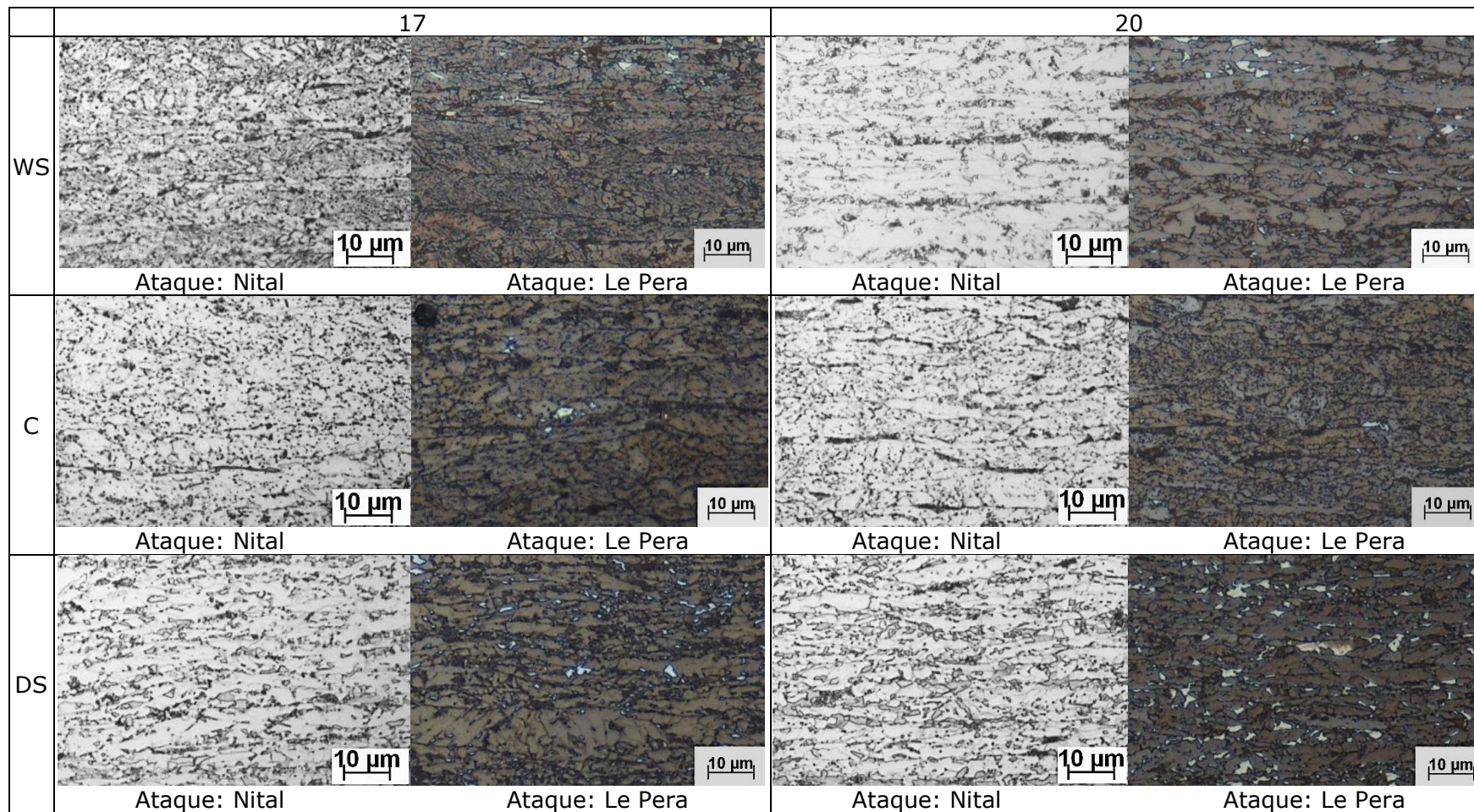


Figura 5.41 – Microestrutura da tira nos pontos 17 e 20 processada na condição 3, obtidas por microscopia ótica.

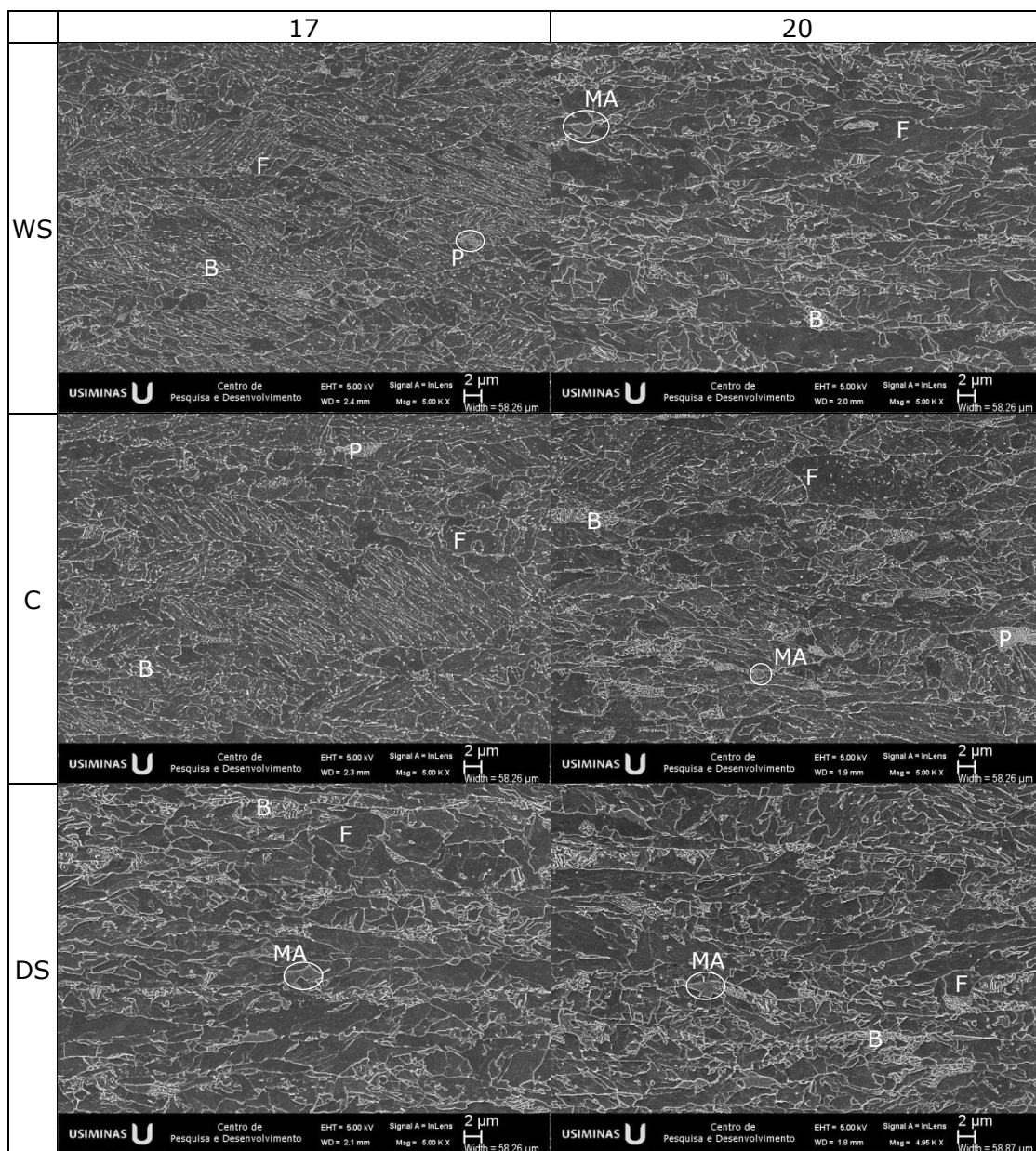


Figura 5.42 – Microestrutura da tira nos pontos 17 e 20 processada na condição 3, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.27 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 17 e 20 da condição 3.

	17	20
WS	297±8	259±13
C	264±4	276±2
DS	259±7	268±5

5.1.4. Condição 4: resfriamento ao ar e TB=786°C

As propriedades mecânicas da tira bobinada na condição 4 (conforme tabela 4.2) foram avaliadas aproximadamente nas posições assinaladas na figura 5.43. A TB ao longo da tira e as posições das espiras avaliadas são apresentadas na figura 5.44. Esta variação em TB é aceitável, pois este aço ainda será laminado a frio, tratado termicamente e revestido.

O tempo do percurso da tira entre o trem acabador e a bobinadeira, a TA, a TB e a temperatura estimada de chegada da tira na bobinadeira estão apresentados na tabela 5.28, para o topo (primeiros 25 m da tira, correspondente à espira mais interna), meio e base (últimos 25 m da tira, correspondente à espira mais externa). Para estimar a temperatura de chegada da tira na bobinadeira, foi considerada uma taxa de resfriamento ao ar na mesa de resfriamento de aproximadamente 10°C/s, conforme estimativas obtidas dos sistemas internos de controle do processo.

As propriedades mecânicas dos pontos de 1 a 8, correspondentes à espira mais externa da bobina (base da tira), estão apresentadas na figura 5.45. Na tabela 5.29 estão apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 1 e 6 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

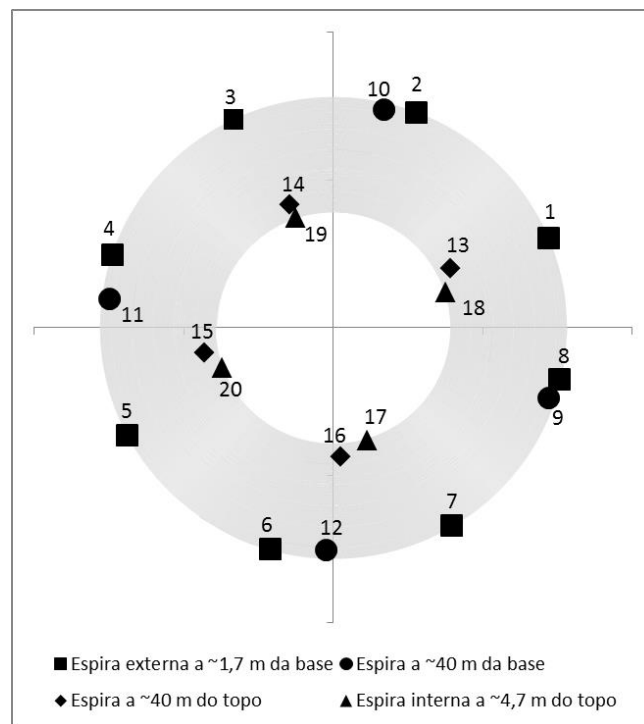


Figura 5.43 – Esquema com as posições na bobina em que foram avaliadas as propriedades mecânicas da tira na condição 4.

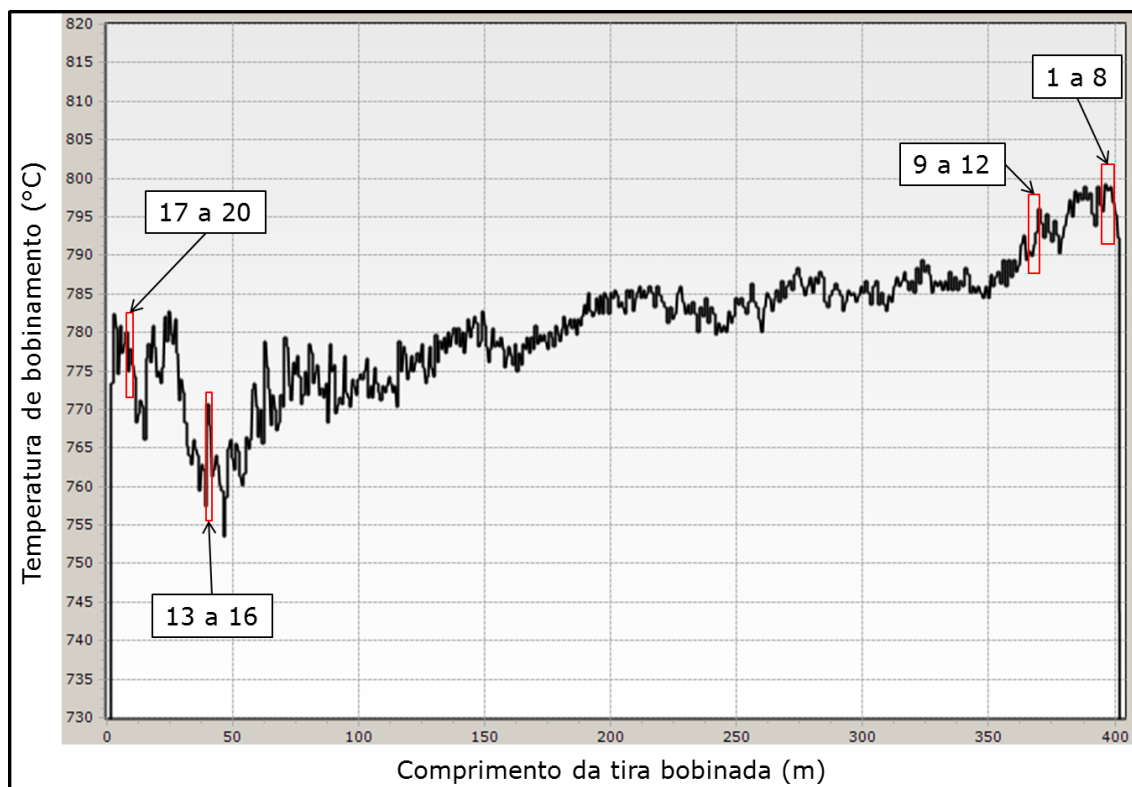


Figura 5.44 – Gráfico do perfil de TB da tira na condição 4 ao longo de seu comprimento do topo à base e posição das amostras da figura 5.43.

Tabela 5.28 – Tempo e temperaturas durante o acabamento e o bobinamento da tira na condição 4.

Posição	Tempo entre o trem acabador e a bobinadeira (s)	TA (°C)	TB (°C)	Temperatura estimada da tira na bobinadeira (°C)
Topo	15	915	776	738
Meio	14	923	782	748
Base	13	930	799	767

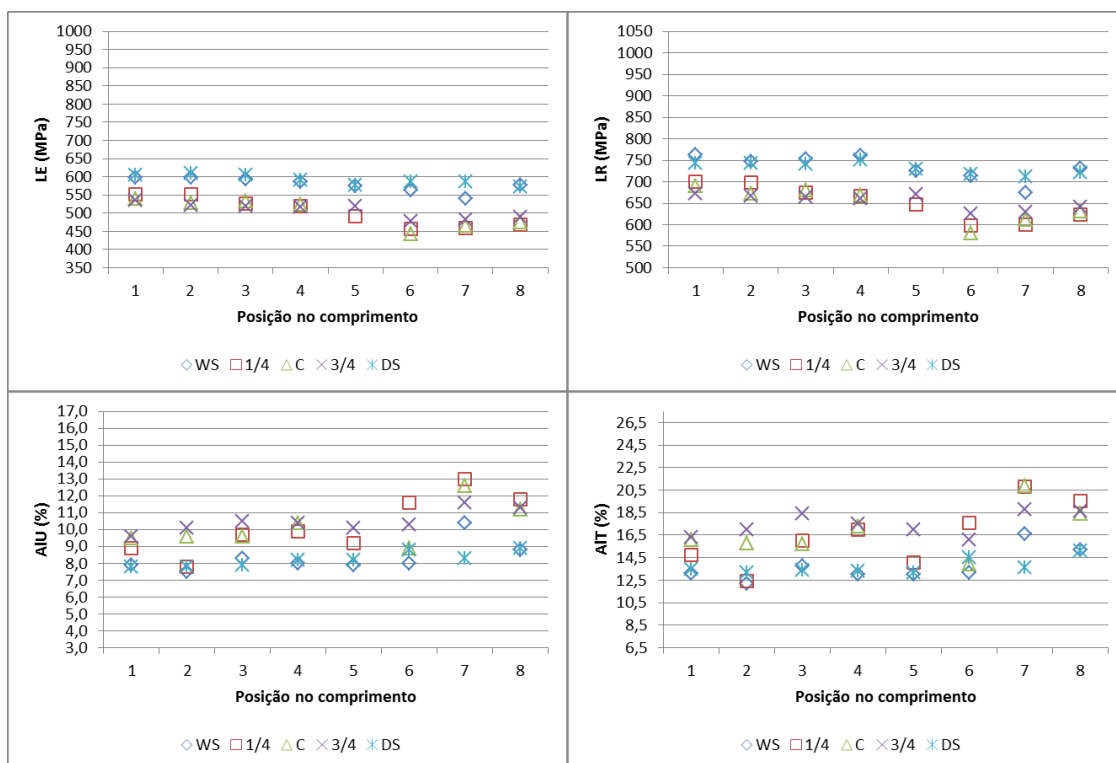


Figura 5.45 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 1 a 8 na condição 4.

Tabela 5.29 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira externa da bobina na condição 4. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
1	566	33	714	38	8,7	0,9	14,7	1,5	0,79
2	562	40	706	38	<u>8,6</u>	<u>1,2</u>	<u>14,1</u>	<u>2,2</u>	0,80
3	556	41	703	41	9,2	1,1	15,5	2,0	0,79
4	547	38	702	50	9,4	1,2	15,6	2,3	0,78
5	541	42	693	40	8,9	1,0	14,3	1,8	0,78
6	<u>505</u>	<u>65</u>	647	65	9,5	1,4	15,1	1,8	0,78
7	<u>507</u>	54	<u>646</u>	<u>47</u>	11,2	1,9	18,1	3,1	0,78
8	516	54	670	52	10,4	1,4	17,4	2,1	<u>0,77</u>

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.46), observa-se que as microestruturas aparentemente são compostas de ferrita e bainita, sendo mais refinada na borda DS.

Com o ataque Le Pera (figura 5.46), confirma-se a presença de pequenas quantidades de MA em todas as posições.

Ao MEV (figura 5.47), confirma-se a microestrutura predominantemente composta de ferrita e bainita em todas as posições, sendo encontrado também perlita na posição 6-C. A fase MA só está destacada nas imagens das posições 1-WS, 1-C e 6-WS, mas foi verificada em todos os pontos em quantidades pequenas.

Com relação à dureza das microestruturas avaliadas (tabela 5.30), em geral ela foi maior no ponto 1 do que no 6, sendo o maior valor encontrado em 1-WS e o menor em 6-DS.

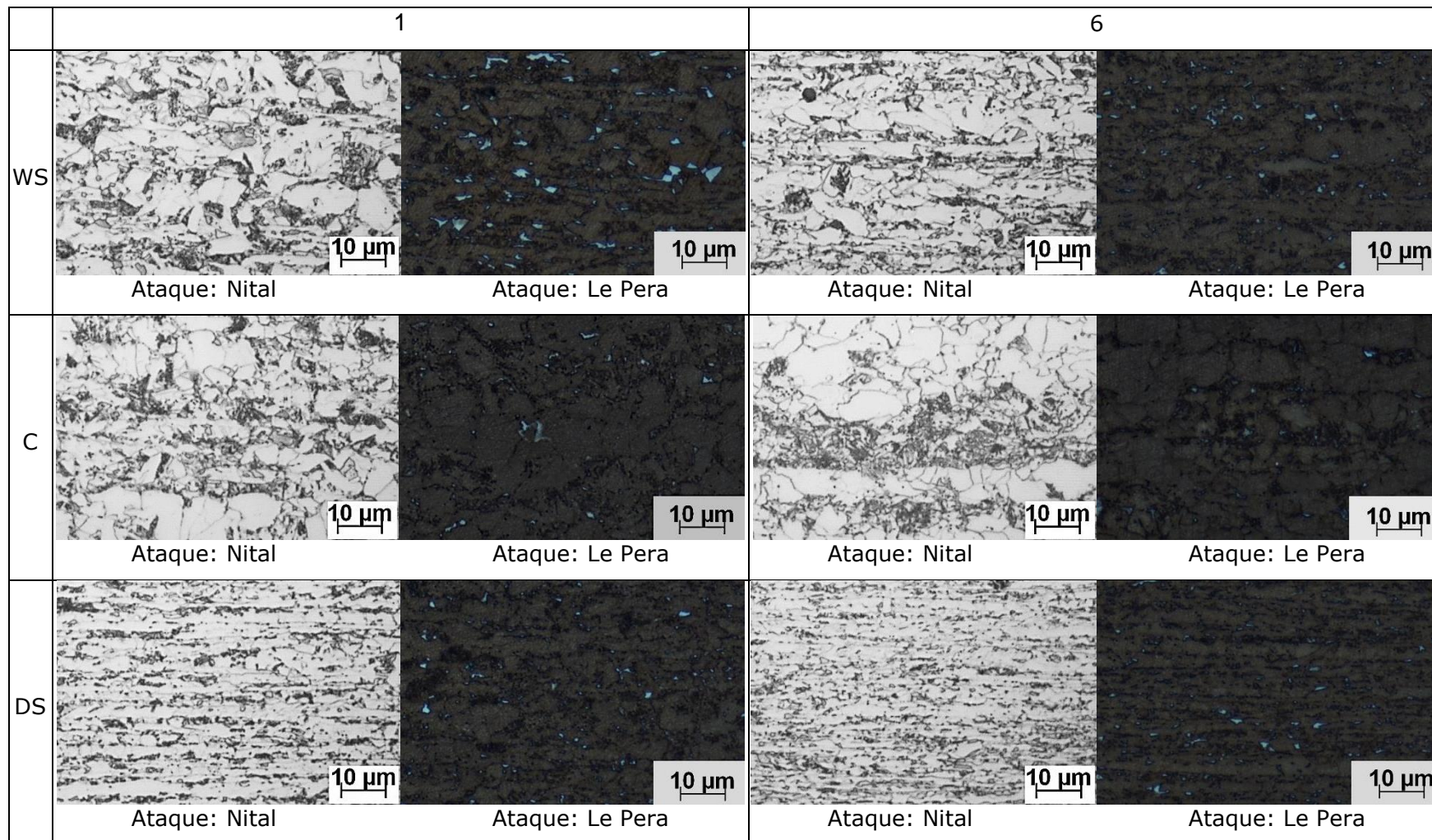


Figura 5.46 – Microestrutura da tira nos pontos 1 e 6 processada na condição 4, obtidas por microscopia ótica.

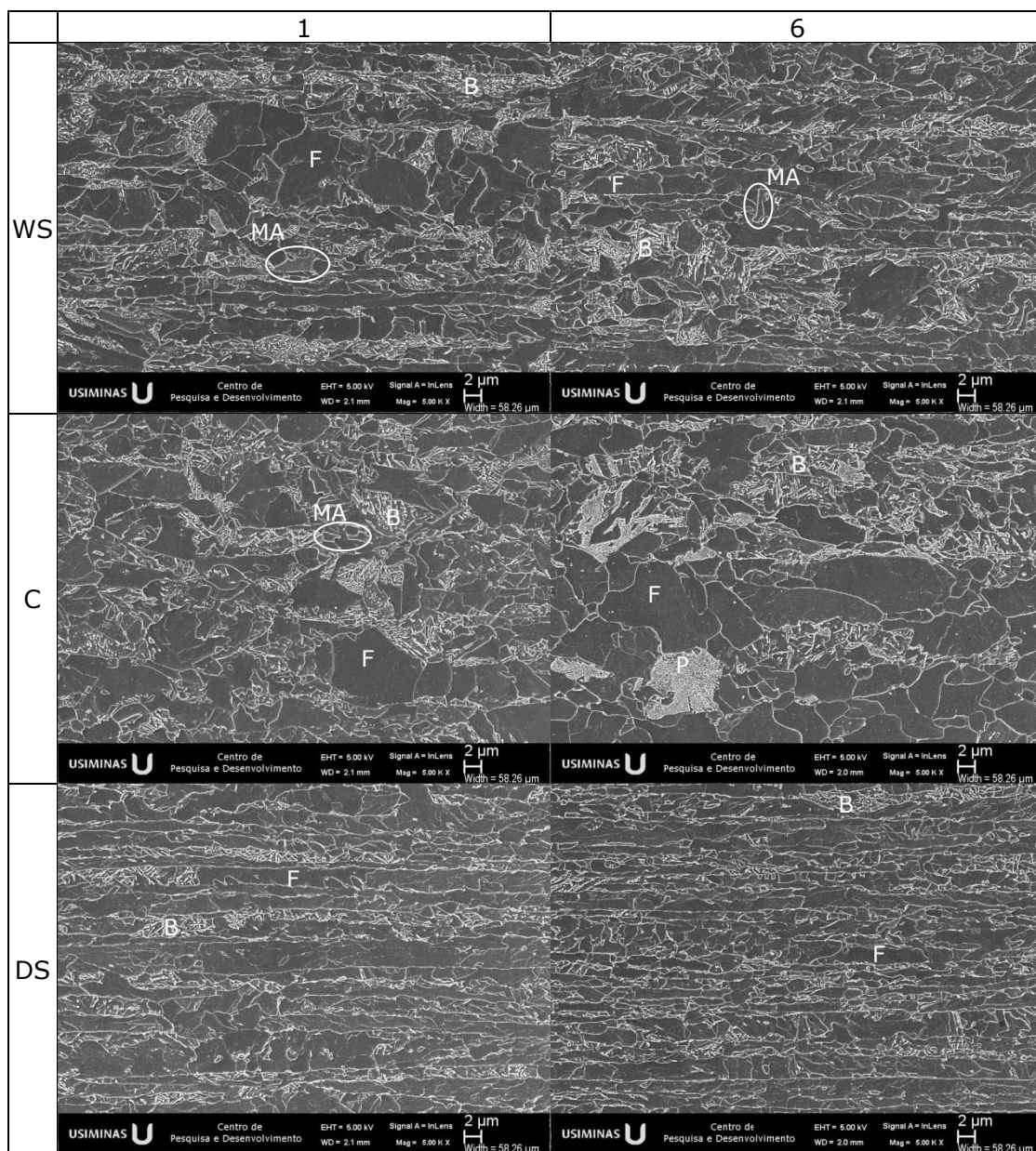


Figura 5.47 – Microestrutura da tira nos pontos 1 e 6 processada na condição 4, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.30 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 1 e 6 da condição 4.

	1	6
WS	267±10	247±9
C	233±14	210±15
DS	259±7	256±13

As propriedades mecânicas da espira distante aproximadamente 40 m da base da tira bobinada (pontos de 9 a 12) estão apresentadas na figura 5.48. Na tabela 5.31 estão

apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 10 e 11 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

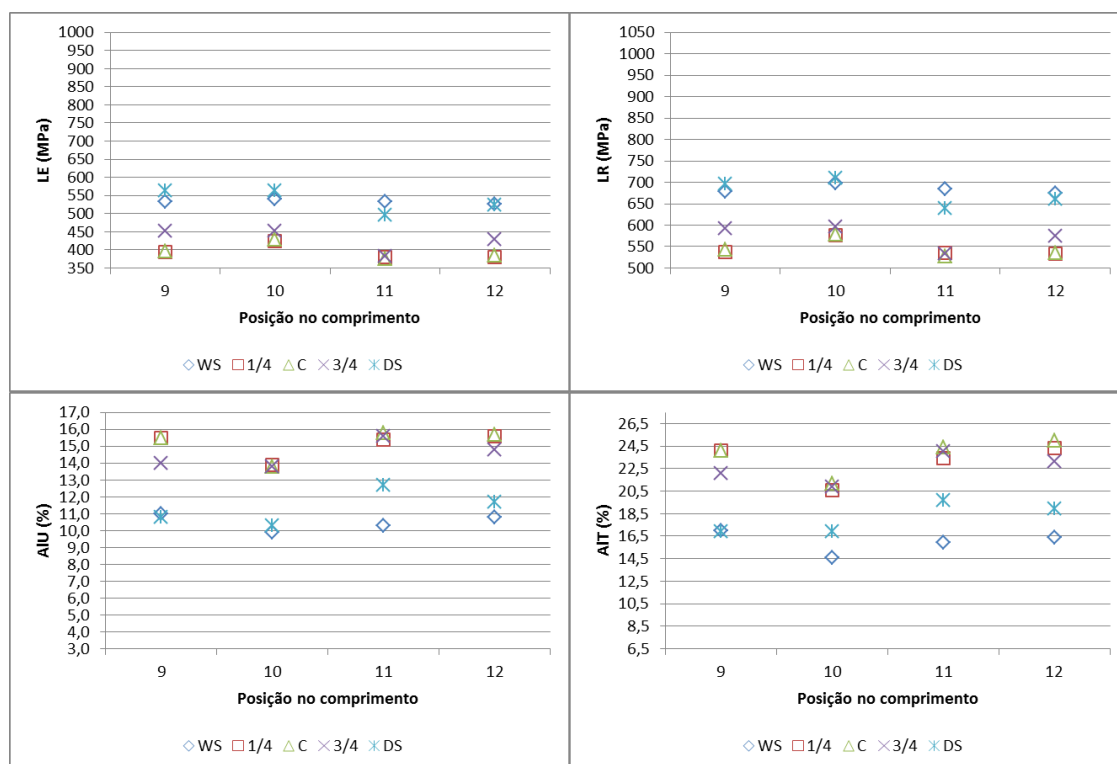


Figura 5.48 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 9 a 12 na condição 4.

Tabela 5.31 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m da base na condição 4. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
9	468	78	610	74	13,4	2,3	20,8	3,6	0,77
10	482	66	632	67	<u>12,3</u>	<u>2,1</u>	<u>18,8</u>	<u>2,9</u>	0,76
11	<u>433</u>	<u>75</u>	<u>584</u>	<u>73</u>	14,0	2,4	21,5	3,6	<u>0,74</u>
12	448	73	595	68	13,7	2,3	21,5	3,7	0,75

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.49), observa-se uma microestrutura composta de ferrita e carbonetos em todas as posições, sendo que, na borda WS, o aspecto do constituinte com coloração mais escura é de perlita e nas outras posições, bainita.

Com o ataque Le Pera (figura 5.49), se identifica MA em todas as posições, mas em tamanhos e quantidades menores na posição 10 em relação à 11.

Ao MEV (figura 5.50), confirma-se a microestrutura composta predominantemente de ferrita e perlita nas duas posições avaliadas da borda WS e de ferrita e bainita nas outras posições. O MA foi confirmado em quantidades menores somente nas posições 11-C e 11-DS.

Com relação à dureza das microestruturas avaliadas (tabela 5.32), a posição 11 apresentou valores significativamente maiores do que a posição 10. Na posição 10, a borda WS apresentou dureza maior que os outros pontos. Na posição 11, os valores de dureza foram mais próximos.

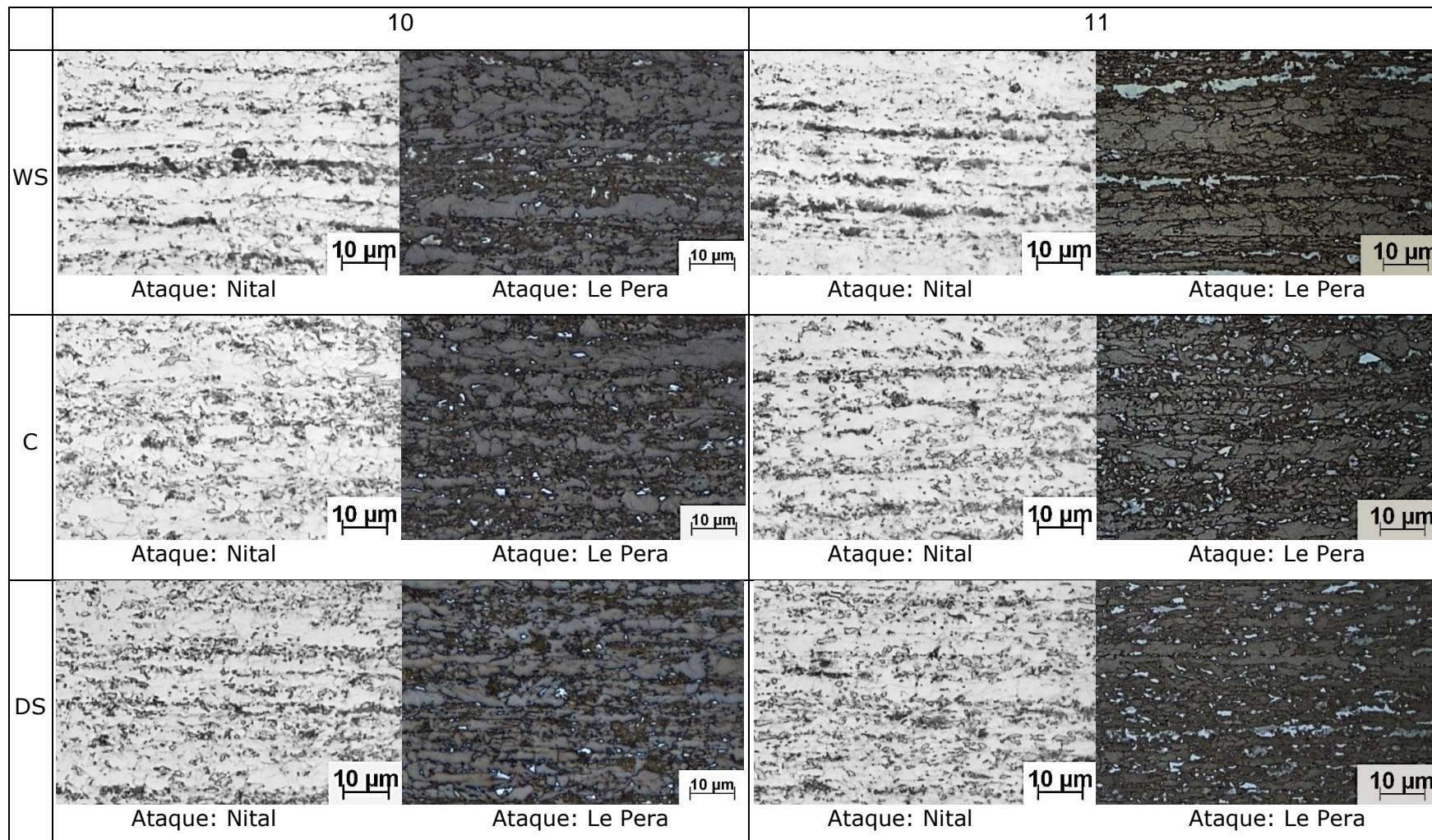


Figura 5.49 – Microestrutura da tira nos pontos 10 e 11 processada na condição 4, obtidas por microscopia ótica.

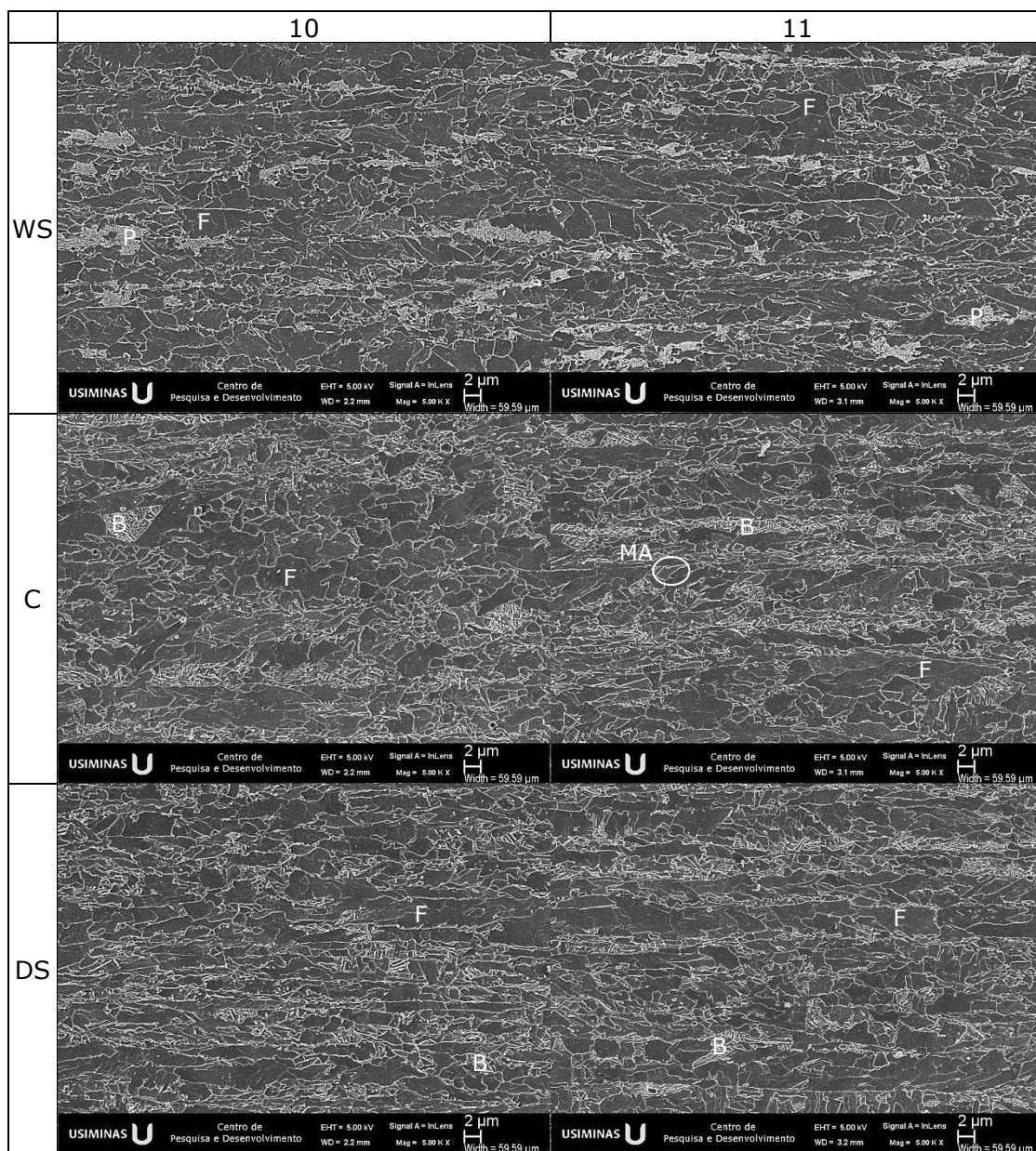


Figura 5.50 – Microestrutura da tira nos pontos 10 e 11 processada na condição 4, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.32 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 10 e 11 da condição 4.

	10	11
WS	202±21	239±11
C	180±16	245±10
DS	184±22	252±9

As propriedades mecânicas da espira distante aproximadamente 40 m da base da tira bobinada (pontos de 13 a 16) estão apresentadas na figura 5.51. Na tabela 5.33 estão

apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. Foram escolhidos os pontos 14 e 16 para avaliação da microestrutura da tira nas posições WS, C e DS em relação à largura.

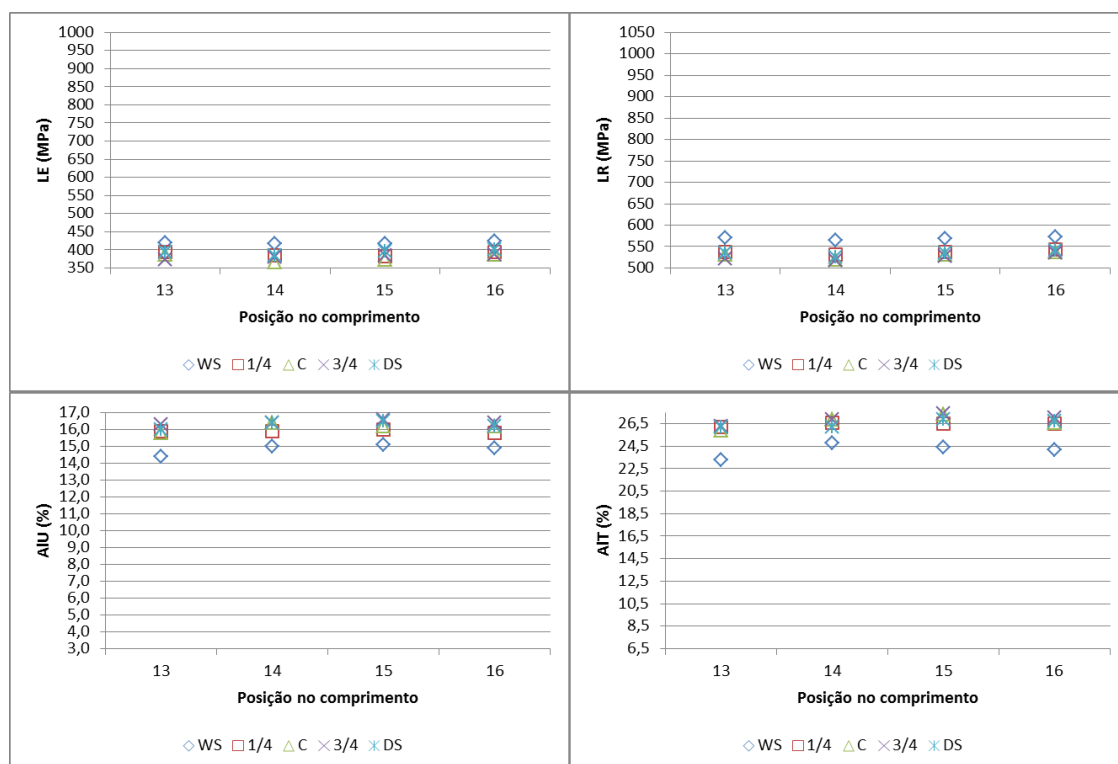


Figura 5.51 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 13 a 16 na condição 4.

Tabela 5.33 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira a 40 m do topo na condição 4. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
13	<u>432</u>	<u>30</u>	584	28	<u>14,5</u>	<u>0,5</u>	23,5	1,3	<u>0,74</u>
14	449	38	<u>579</u>	<u>30</u>	14,8	0,6	<u>23,4</u>	<u>1,1</u>	0,77
15	453	36	<u>586</u>	28	14,8	0,5	23,8	1,2	0,77
16	457	33	587	27	14,7	0,5	23,9	1,4	0,78

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.52), observa-se que a microestrutura possivelmente composta de ferrita e bainita nos dois pontos da borda WS e de ferrita e perlita nas demais posições. Além disso, é possível verificar que a microestrutura no ponto 16-DS está começando a esferoidizar.

Utilizando o ataque Le Pera (figura 5.52), observa-se a fase MA em todas as posições, porém em quantidades e tamanhos maiores no centro e menores nas bordas, principalmente a DS.

Ao MEV (figura 5.53), confirma-se a microestrutura composta predominantemente de ferrita e bainita nas duas posições da borda WS e de ferrita e perlita nas demais posições. A quantidade maior de MA no centro não foi confirmada. Somente nas posições 16-WS e 16-DS foram encontradas pequenas quantidades de MA.

A dureza das microestruturas avaliadas (tabela 5.34) ficou maior na borda WS do que nas outras posições. O valor da dureza foi muito parecida considerando cada posição na largura entre os pontos 14 e 16.

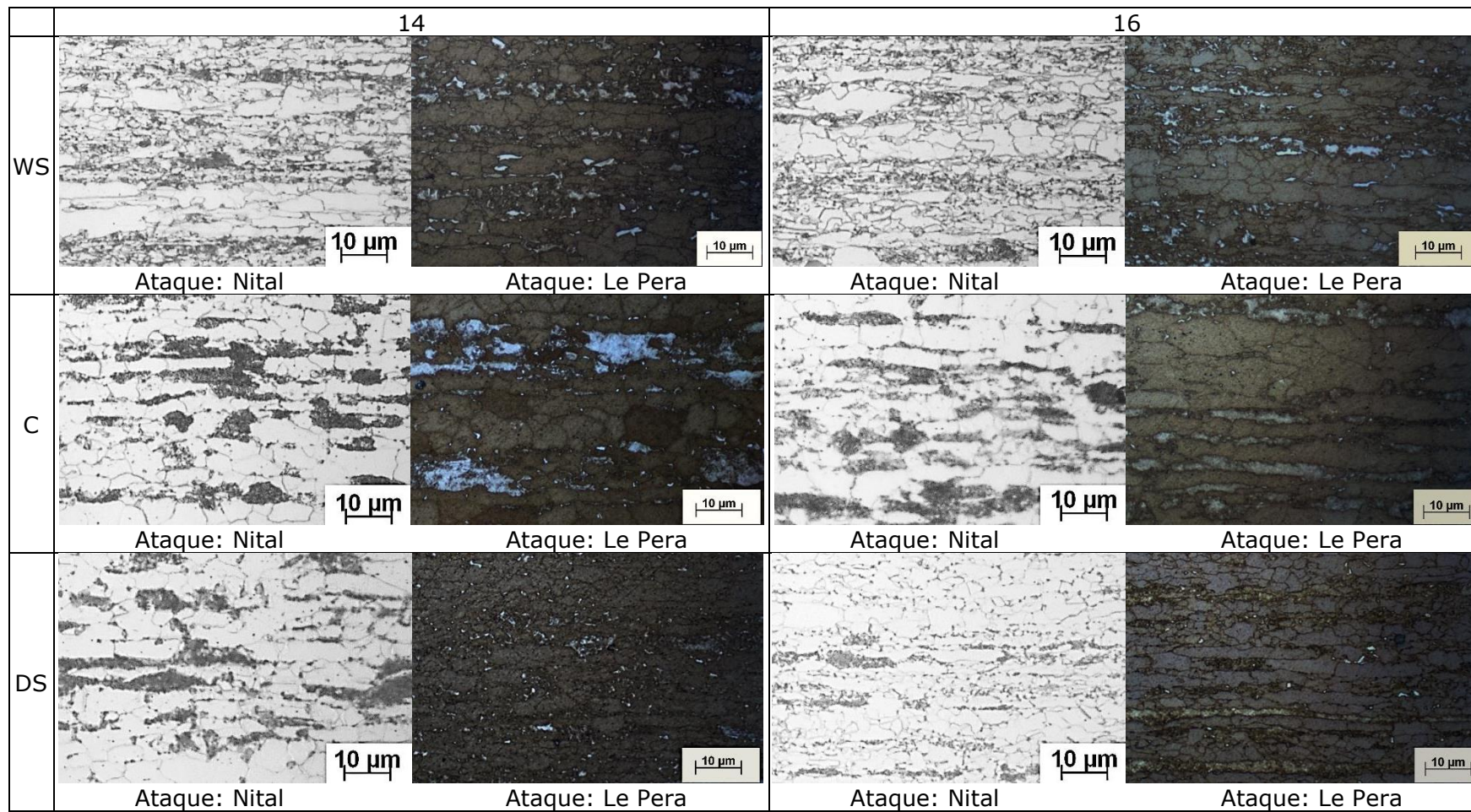


Figura 5.52 – Microestrutura da tira nos pontos 14 e 16 processada na condição 4, obtidas por microscopia ótica.

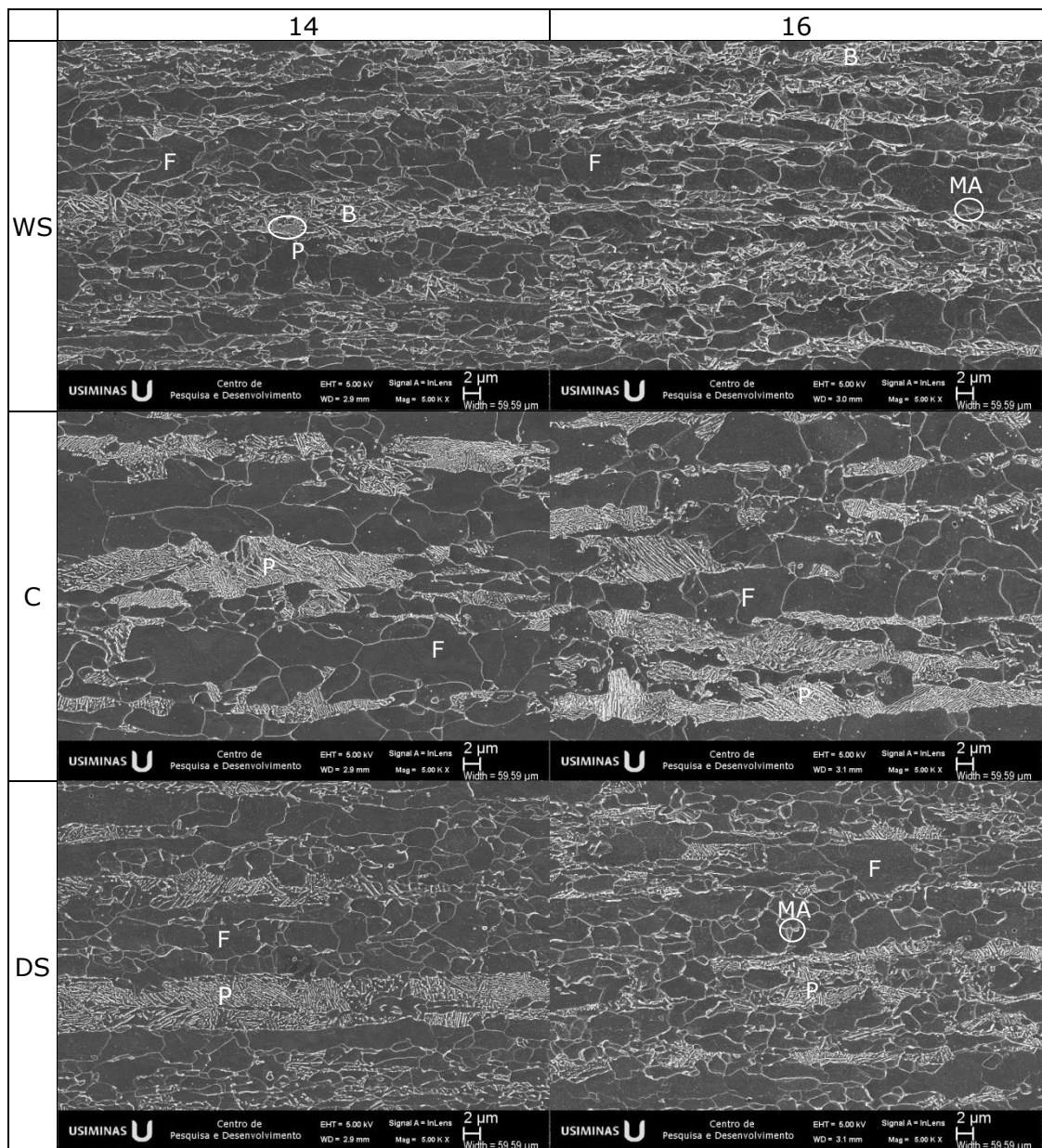


Figura 5.53 – Microestrutura da tira nos pontos 14 e 16 processada na condição 4, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.34 - Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 14 e 16 da condição 4.

	14	16
WS	248±27	247±19
C	221±19	218±15
DS	221±16	222±13

As propriedades mecânicas da espira mais interna da bobina (pontos de 17 a 20), correspondente ao topo da tira, estão apresentadas na figura 5.54. Na tabela 5.35

estão apresentados os valores das médias e desvios padrão de cada parâmetro em cada posição no comprimento para esta espira. A microestrutura foi avaliada nos pontos 19 e 20 em relação ao comprimento, nas posições WS, C e DS em relação à largura.

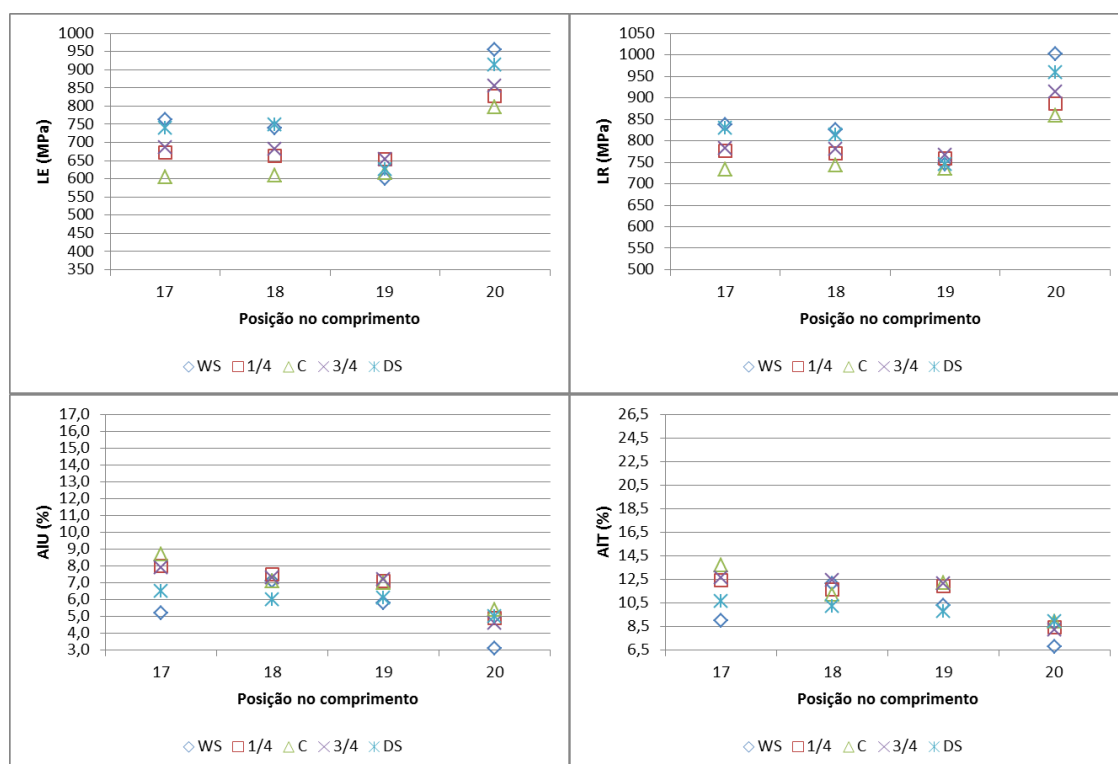


Figura 5.54 – Propriedades mecânicas da tira nos pontos de 17 a 20 na condição 4.

Tabela 5.35 – Valores médios e desvio padrão das propriedades em cada ponto no comprimento da espira interna na condição 4. Em negrito os valores máximos e sublinhado os mínimos para cada parâmetro.

Posição	LE		LR		AIU		AIT		LE/LR
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	
17	693	62	792	42	7,3	1,4	11,7	1,9	0,88
18	688	57	787	34	7,0	0,6	11,5	0,9	0,87
19	<u>630</u>	<u>23</u>	<u>750</u>	<u>12</u>	6,6	0,6	11,3	1,1	<u>0,84</u>
20	870	64	924	58	<u>4,6</u>	<u>0,9</u>	<u>8,2</u>	<u>0,9</u>	0,94

Nas imagens obtidas utilizando-se ataque metalográfico Nital 4% (figura 5.55), em todas as posições, exceto a 19-C, uma microestrutura predominantemente bainítica foi observada. Na posição 19-C, a microestrutura é composta de ferrita e perlita.

Com o ataque Le Pera (figura 5.55), o MA em tamanhos e quantidades pequenas é verificado somente na posição 19-WS.

Ao MEV (figura 5.42), confirma-se a microestrutura bainitica em todas as posições, exceto a 19-C. Na posição 19-C a microestrutura foi composta de ferrita e perlita. Perlita também foi identificada nas posições 19-WS e 19-DS. MA foi encontrado somente na posição 19-WS em quantidades desprezíveis.

Em geral, a dureza (tabela 5.36) na posição 20 foi maior do que na 19. Além disso, a dureza foi maior nas bordas do que no centro.

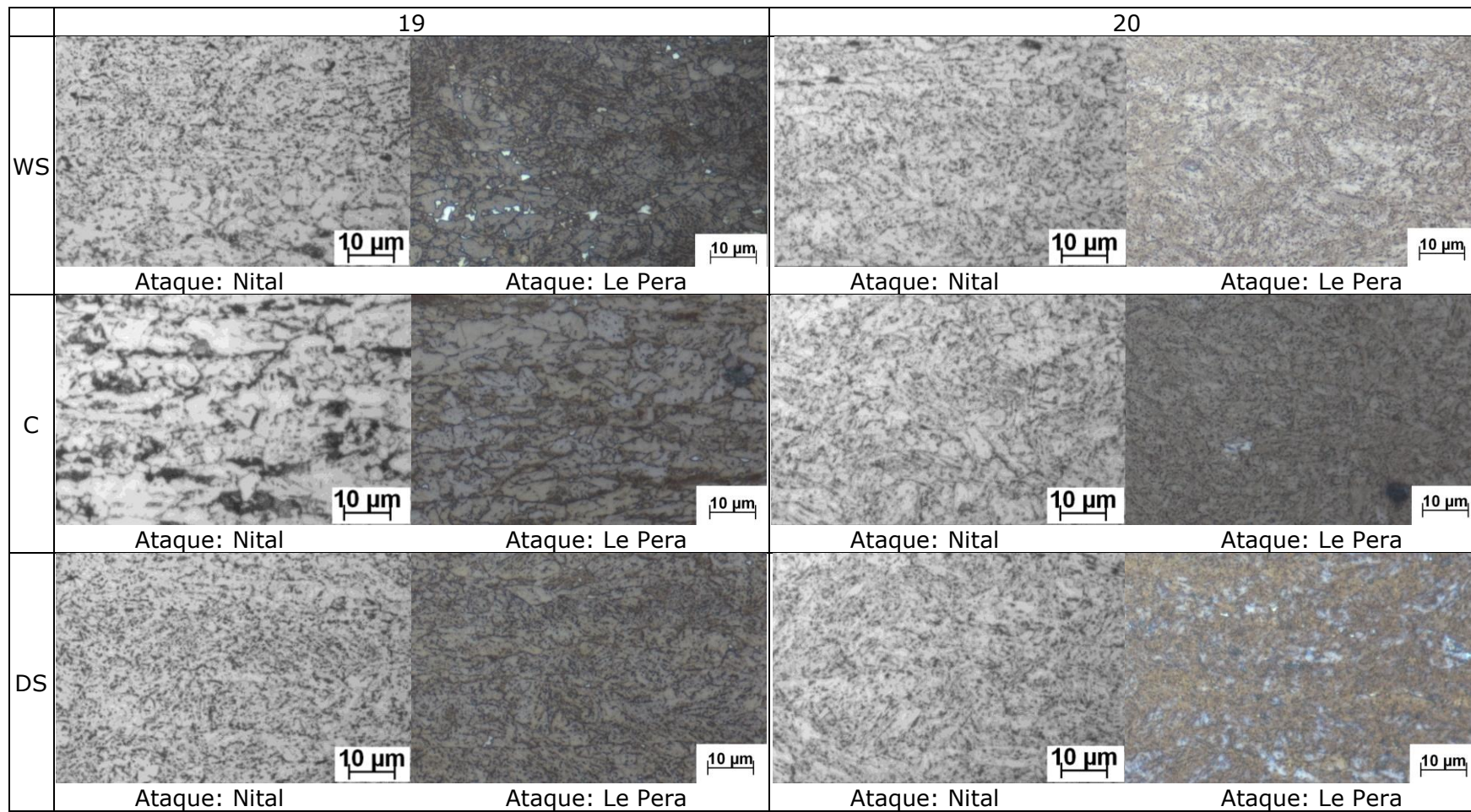


Figura 5.55 – Microestrutura da tira nos pontos 19 e 20 processada na condição 4, obtidas por microscopia ótica.

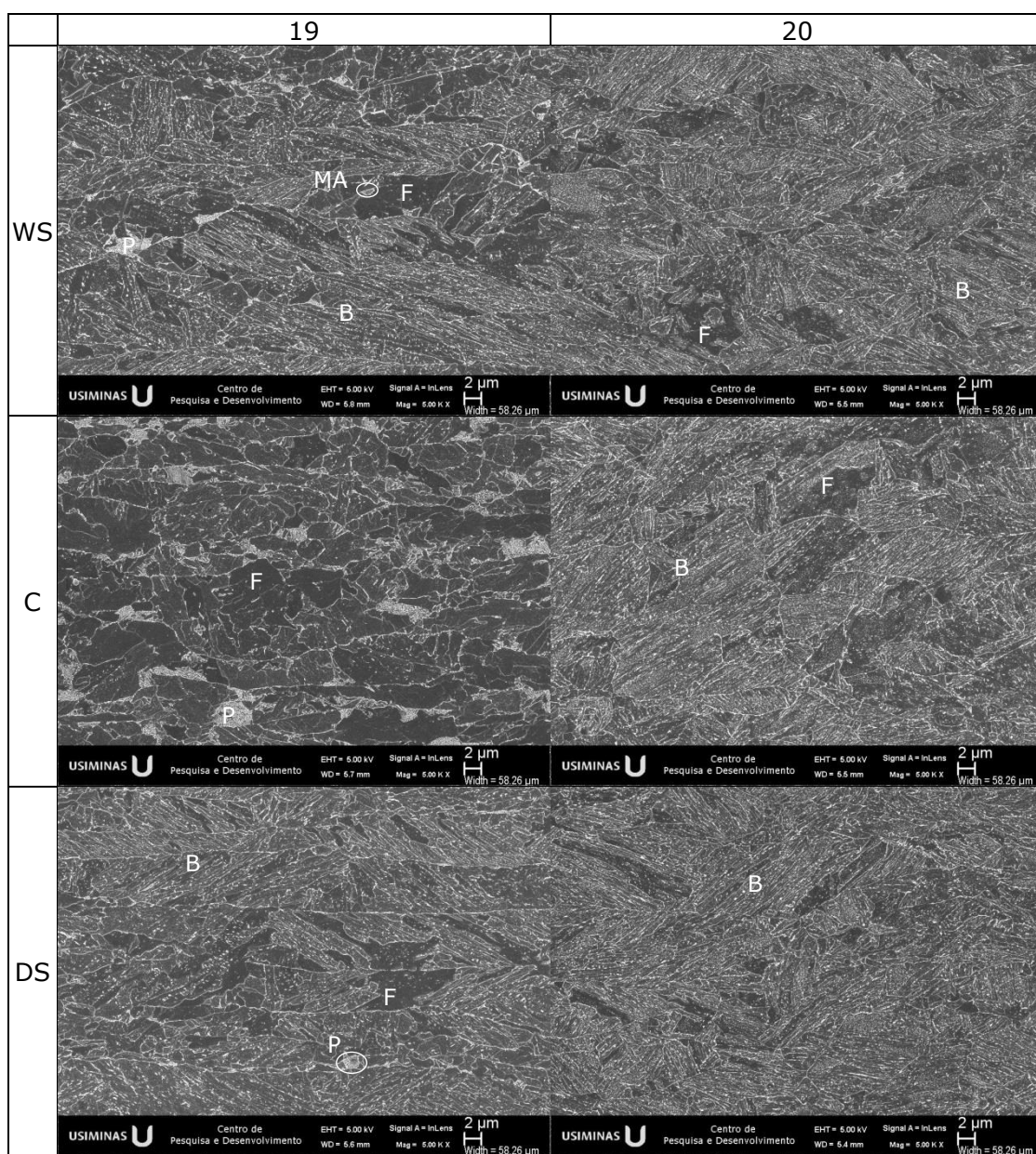


Figura 5.56 – Microestrutura da tira nos pontos 19 e 20 processada na condição 4, obtidas ao MEV, com pontos identificando ferrita (F), perlita (P), bainita (B) e MA.

Tabela 5.36 – Dureza Vickers (HV) da tira nas posições 19 e 20 da condição 4.

	19	20
WS	288±6	348±9
C	265±2	312±5
DS	300±7	348±4

5.2. Microestrutura Obtida em Diferentes Taxas de Resfriamento da BQ

Em todos os ciclos realizados as condições de aquecimento e o tempo de espera propiciaram a completa austenitização do aço, como pode ser verificado na curva dilatométrica e sua derivada apresentadas na figura 5.57, envolvendo a etapa de aquecimento e espera para o ciclo 1.1 (conforme tabela 4.3). Considerando as curvas de aquecimento de todos os 16 ciclos realizados, as temperaturas A_{c1} e A_{c3} foram, em média, 735°C e 857°C, respectivamente.

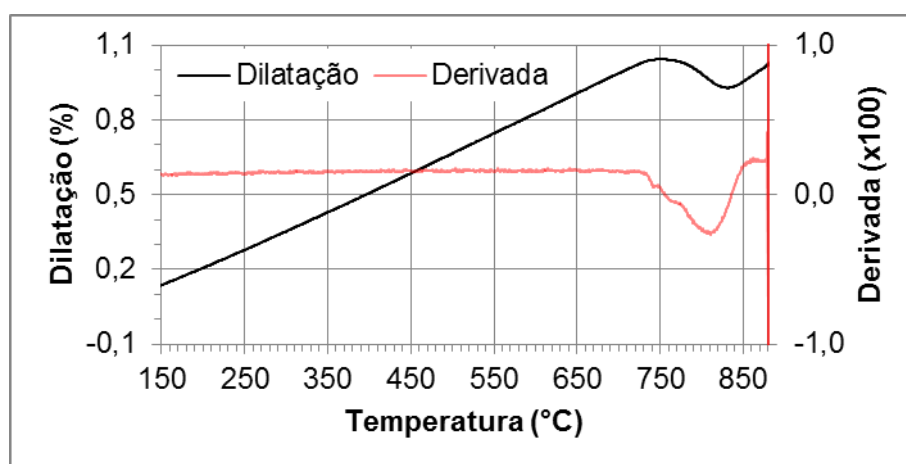


Figura 5.57 – Gráfico de dilatométrica do aço avaliado durante aquecimento no ciclo 1.1.

A seguir são apresentados os resultados referentes às curvas de resfriamento para cada ciclo.

5.2.1. Temperatura de bobinamento de 510°C

Os ciclos realizados visando avaliar a influência das diferentes taxas de resfriamento para TB de 510°C foram os de 1.1 a 1.4. A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 1.1, no qual foi aplicado taxa de resfriamento constante e igual a 31°C/s até 150°C, são apresentadas na figura 5.58. Neste ciclo, a transformação começa próximo ou abaixo de 500°C após aproximadamente 12 s de resfriamento, e termina em 258°C, após aproximadamente 20 s de resfriamento.

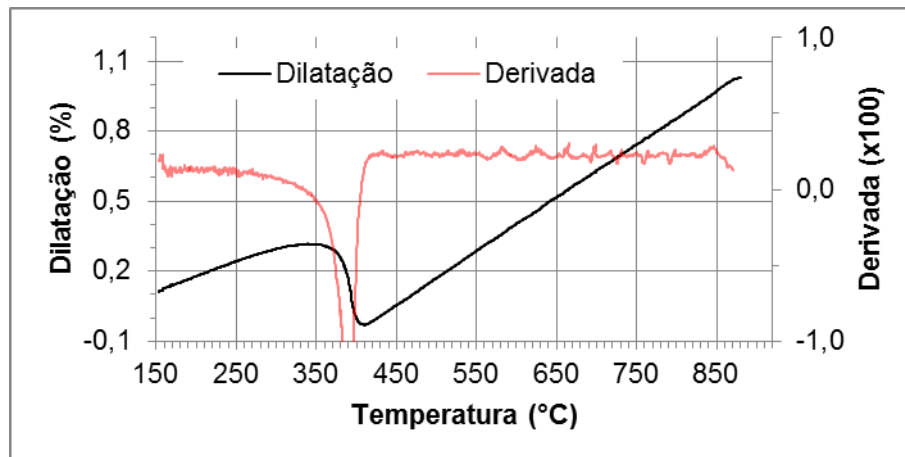


Figura 5.58 – Curva dilatométrica referente ao resfriamento no ciclo 1.1.

A microestrutura obtida foi composta bainita e martensita (figura 5.59), apresentando dureza de 403 ± 4 HV.

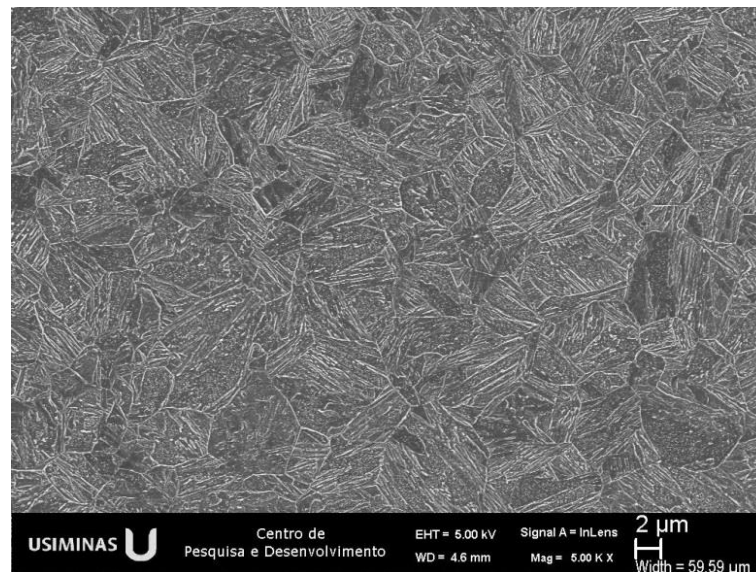


Figura 5.59 – Microestrutura obtida após o ciclo 1.1.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 1.2, no qual foi aplicado TR2 de $0,5^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.60. Neste ciclo, a transformação começa poucos segundos após a mudança de TR1 para TR2 a 510°C , terminando em 390°C , após 252 s de resfriamento.

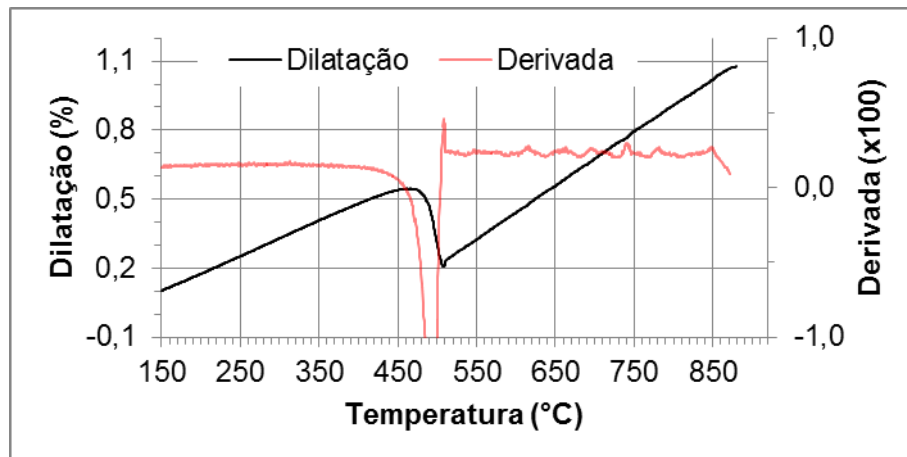


Figura 5.60 – Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 1.2.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita com contornos irregulares e carbonetos em seu interior, bainita e MA (figura 5.61), apresentando dureza de 302 ± 2 HV.

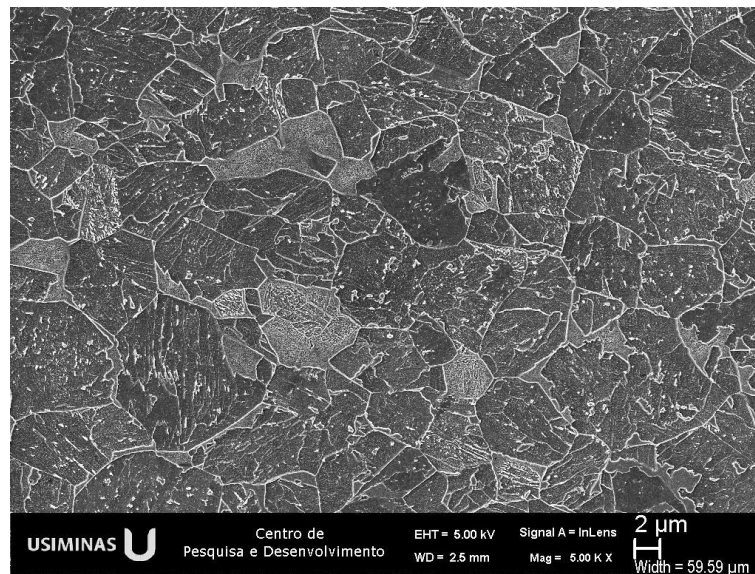


Figura 5.61 - Microestrutura obtida após o ciclo 1.2.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 1.3, no qual foi aplicado TR2 de $0,05^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.62. Neste ciclo também, a transformação da começa imediatamente quando se muda de TR1 para TR2 a 510°C e termina em 396°C , após 2284 s (38 min) de resfriamento.

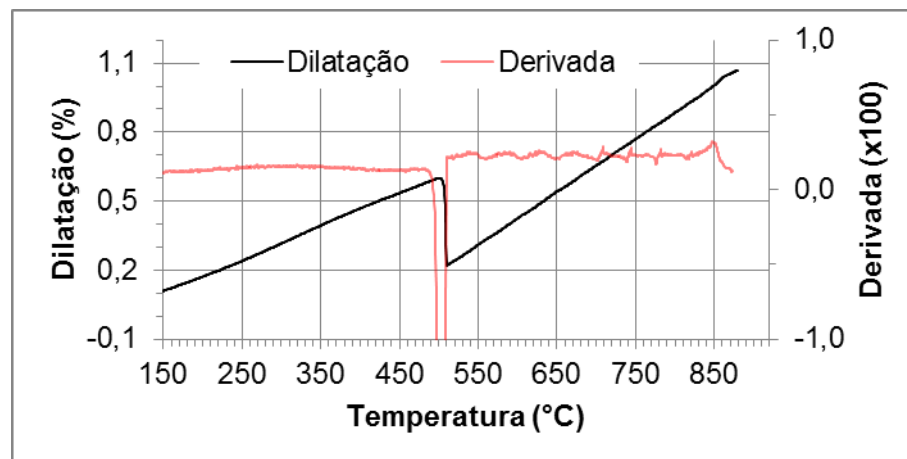


Figura 5.62 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 1.3.

A microestrutura obtida, assim como para o ciclo 510-0,5, foi composta de ferrita com contornos irregulares e carbonetos em seu interior, bainita e MA (figura 5.63), apresentando dureza de 295 ± 7 HV.

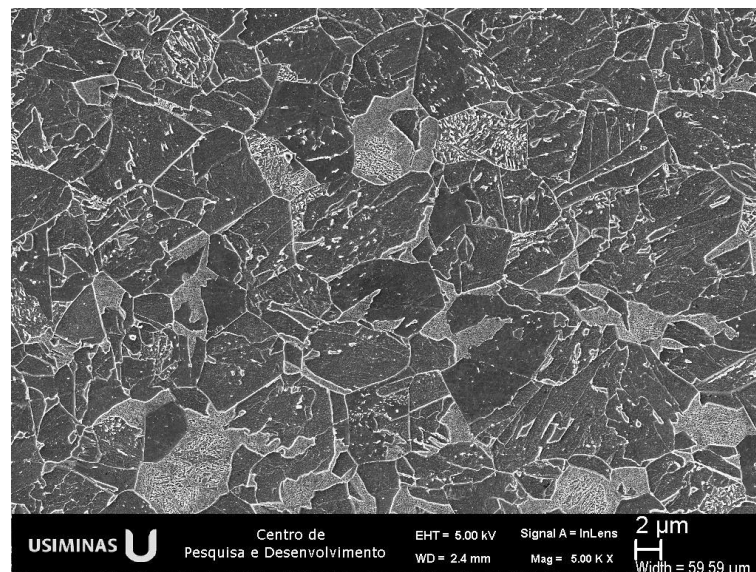


Figura 5.63 - Microestrutura obtida após o ciclo 1.3.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 1.4, no qual foi aplicado TR2 de $0,005^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.64. Neste ciclo, assim como nos outros para $T_B=510^\circ\text{C}$, a transformação começa imediatamente quando se muda de TR1 para TR2 a 510°C e termina em 432°C , após 15512 s (4,3 h) de resfriamento.

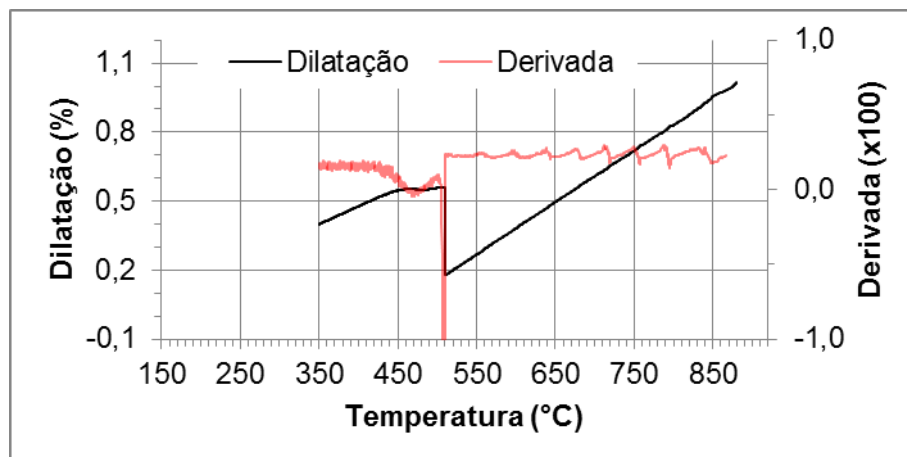


Figura 5.64 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 1.4.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita com contornos irregulares e carbonetos em seu interior, porém em menor quantidade que para os ciclos 510-0,5 e 510-0,05, perlita fina e bainita (figura 5.65), apresentando dureza de 263 ± 4 HV.

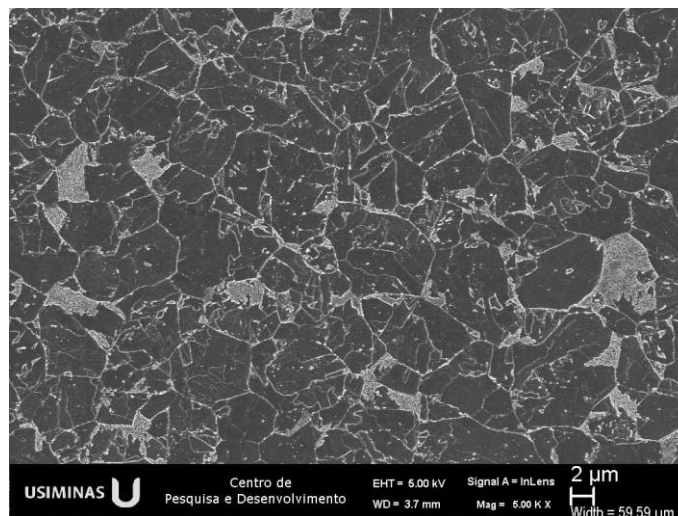


Figura 5.65 - Microestrutura obtida após o ciclo 1.4.

5.2.2. Temperatura de bobinamento de 650°C

Os ciclos realizados visando avaliar a influência das diferentes taxas de resfriamento para TB de 650°C foram os de 2.1 a 2.4. A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 2.1, no qual foi aplicado taxa de resfriamento constante e igual a 19°C/s até 150°C, são apresentadas na figura 5.66. Neste ciclo, a transformação começa em 494°C após 20 s de resfriamento, e termina em 256°C, após 34 s de resfriamento.

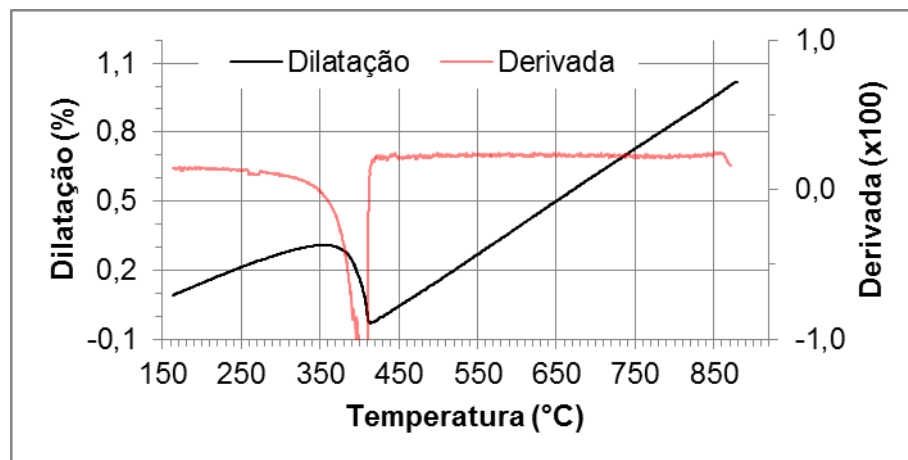


Figura 5.66 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 2.1.

A microestrutura obtida foi composta de bainite e martensita (figura 5.67), apresentando dureza de 399 ± 4 HV.

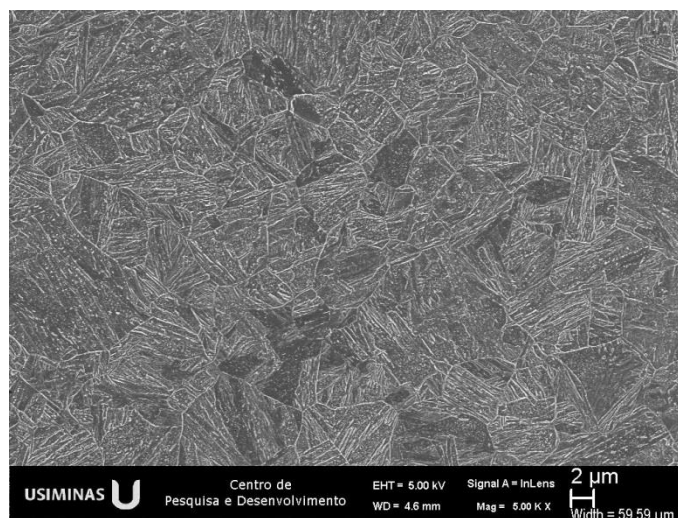


Figura 5.67 - Microestrutura obtida após o ciclo 2.1.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 2.2, no qual foi aplicado TR2 de $0,5^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.68. Neste ciclo, a transformação começa em 597°C e termina em 412°C , após 488 s (8 min) de resfriamento.

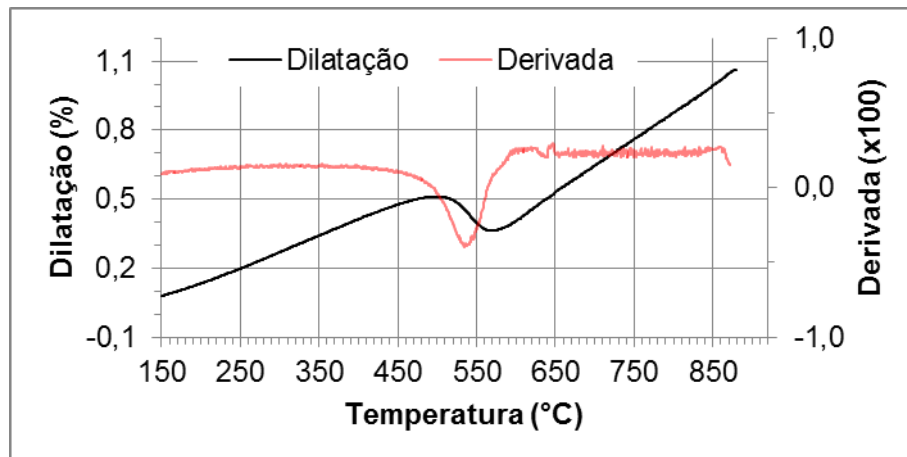


Figura 5.68 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 2.2.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita com contornos irregulares e alguns carbonetos em seu interior, bainita e MA (figura 5.69), apresentando dureza de 294 ± 2 HV.

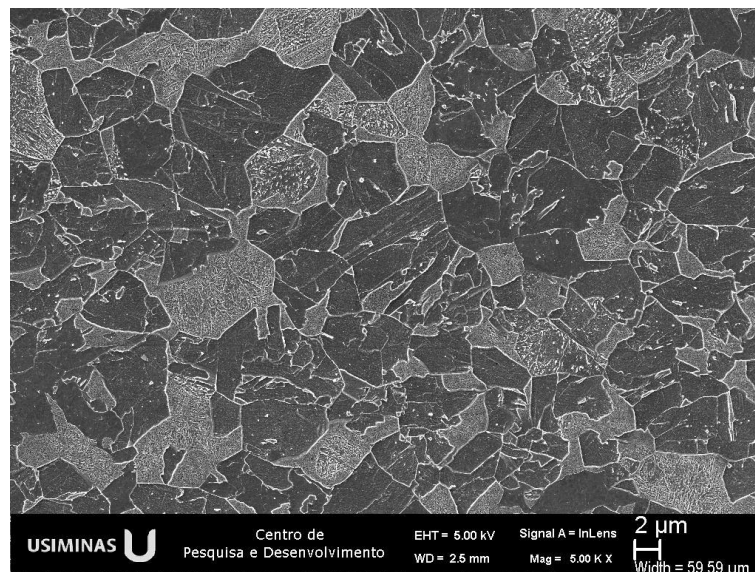


Figura 5.69 - Microestrutura obtida após o ciclo 2.2.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 2.3, no qual foi aplicado TR2 de $0,05^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.70. Neste ciclo, a transformação começa a 608°C e termina em 358°C , após 5848 s (1,6 h) de resfriamento.

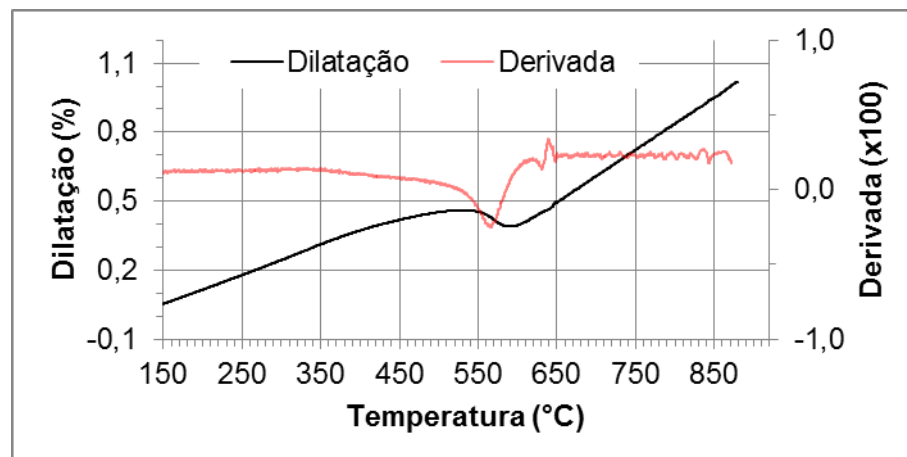


Figura 5.70 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 2.3.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita, bainita, MA e alguns carbonetos dentro de grãos de ferrita (figura 5.71), apresentando dureza de 269 ± 9 HV.

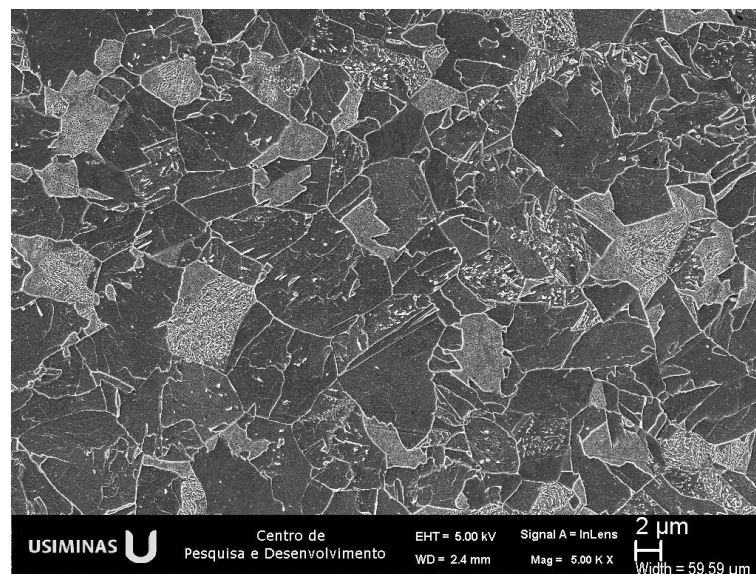


Figura 5.71 - Microestrutura obtida após o ciclo 2.3.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 2.4, no qual foi aplicada TR2 de $0,005^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.72. Neste ciclo, a transformação começa a 650°C , assim que muda de TR1 para TR2, terminando em 372°C , após 55632 s (15,5 h) de resfriamento.

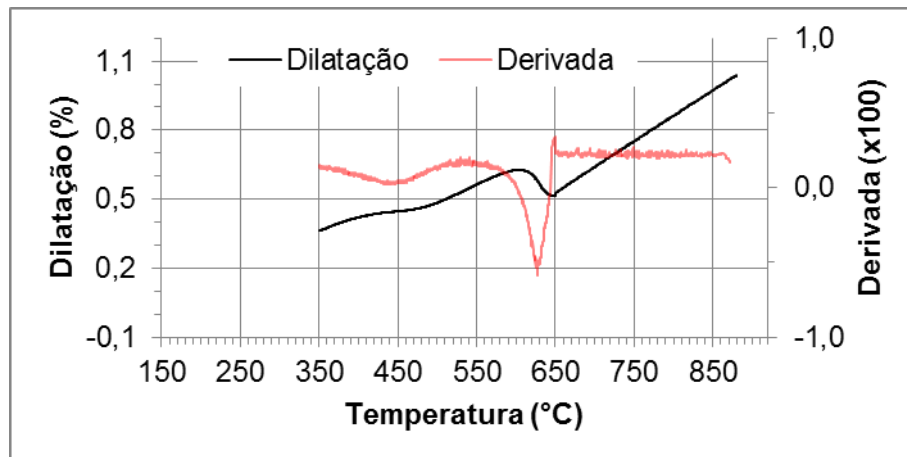


Figura 5.72 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 2.4.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita e bainita (figura 5.71), apresentando dureza de 245 ± 9 HV.

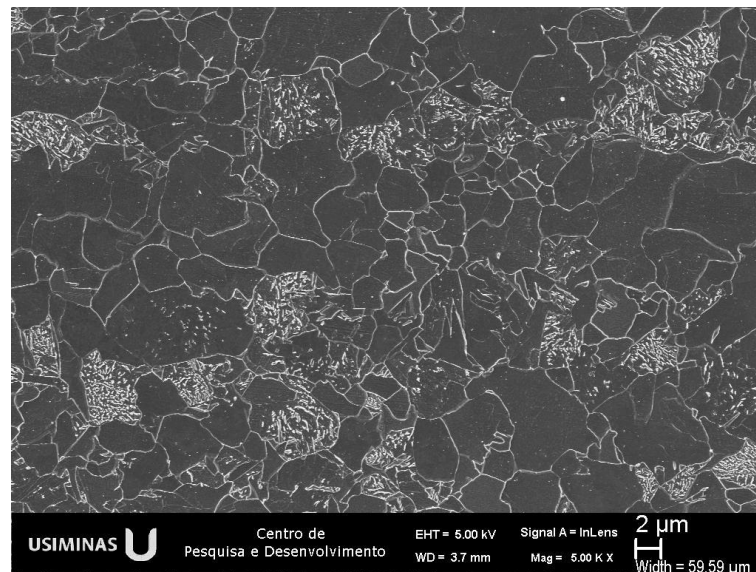


Figura 5.73 - Microestrutura obtida após o ciclo 2.4.

5.2.3. Temperatura de bobinamento de 730°C

Os ciclos realizados visando avaliar a influência das diferentes taxas de resfriamento para TB de 730°C foram os de 3.1 a 3.4. A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 3.1, no qual foi aplicado taxa de resfriamento constante e igual a 13°C/s até

150°C, são apresentadas na figura 5.74. Neste ciclo, a transformação começa em 530°C após 27 s de resfriamento, e termina em 269°C, após 47 s de resfriamento.

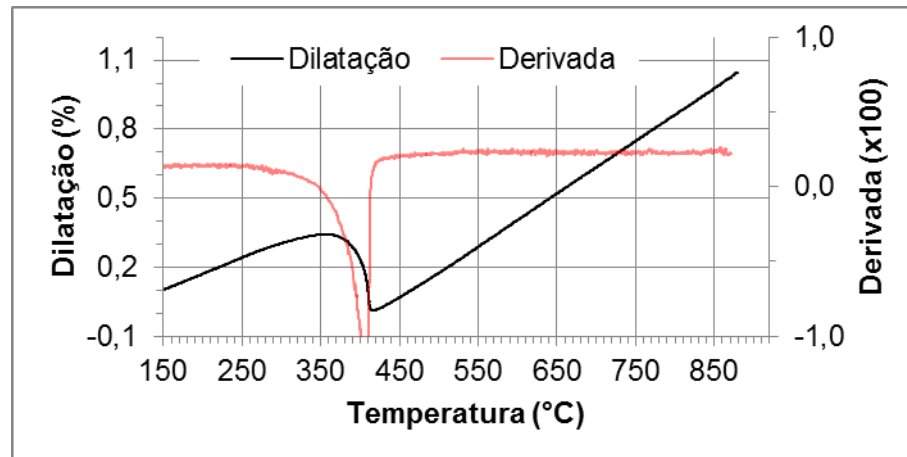


Figura 5.74 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 3.1.

A microestrutura obtida foi composta de bainite e martensita (figura 5.75), apresentando dureza de 399 ± 7 HV.

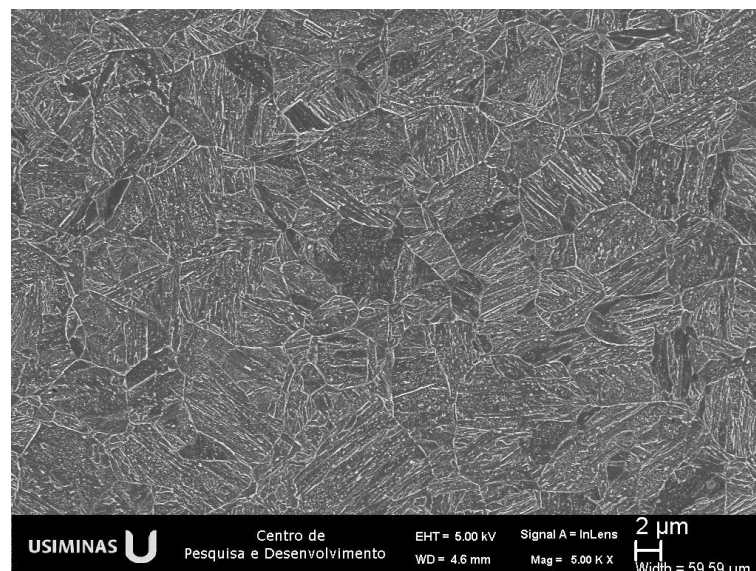


Figura 5.75 - Microestrutura obtida após o ciclo 3.1.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 3.2, no qual foi aplicado TR2 de 0,5°C/s, são apresentadas na figura 5.76. Neste ciclo, a transformação começa em 595°C e termina em 373°C, após 726 s (12 min) de resfriamento.

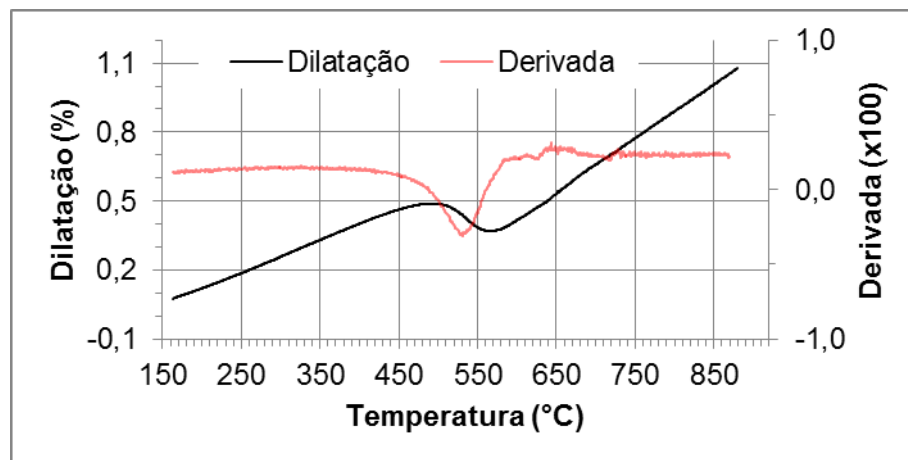


Figura 5.76 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 3.2.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita com alguns carbonetos em seu interior, bainita e MA (figura 5.77), apresentando dureza de 285 ± 6 HV.

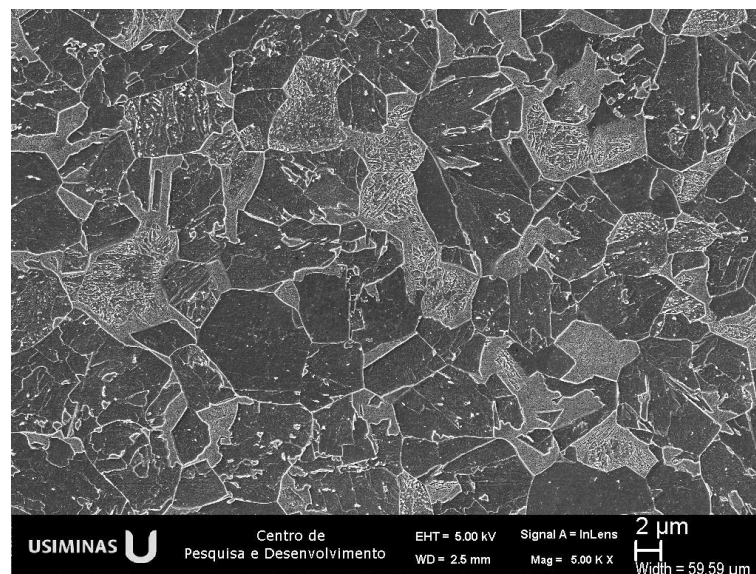


Figura 5.77 - Microestrutura obtida após o ciclo 3.2.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 3.3, no qual foi aplicado TR2 de $0,05^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.78. Neste ciclo, a transformação começa a 620°C e termina em 370°C , após 7467 s (2,1 h) de resfriamento.

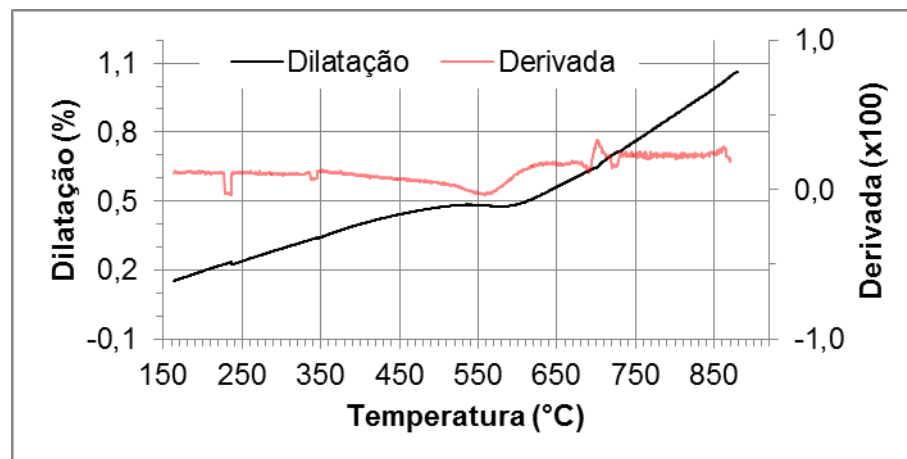


Figura 5.78 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 3.3.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita, bainita, MA e alguns carbonetos dentro de grãos de ferrita (figura 5.79), apresentando dureza de 273 ± 3 HV.

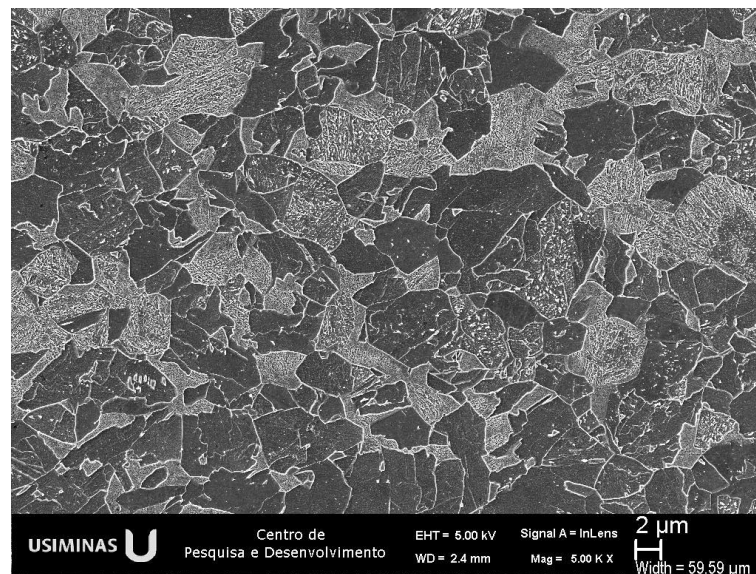


Figura 5.79 - Microestrutura obtida após o ciclo 3.3.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 3.4, no qual foi aplicada TR2 de $0,005^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.80. Neste ciclo, a transformação começa a 730°C , assim que muda de TR1 para TR2, terminando em 592°C , após 27652 s (7,7 h) de resfriamento.

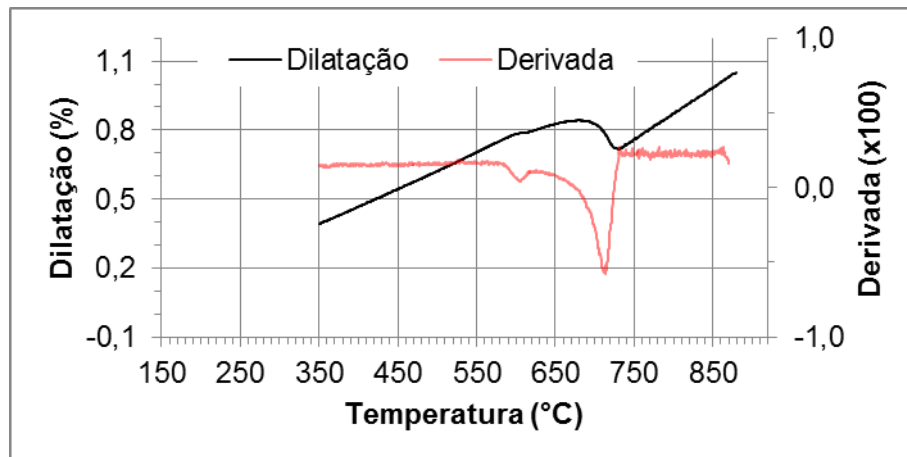


Figura 5.80 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 3.4.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita poligonal e perlita (figura 5.81), apresentando dureza de 173 ± 11 HV.

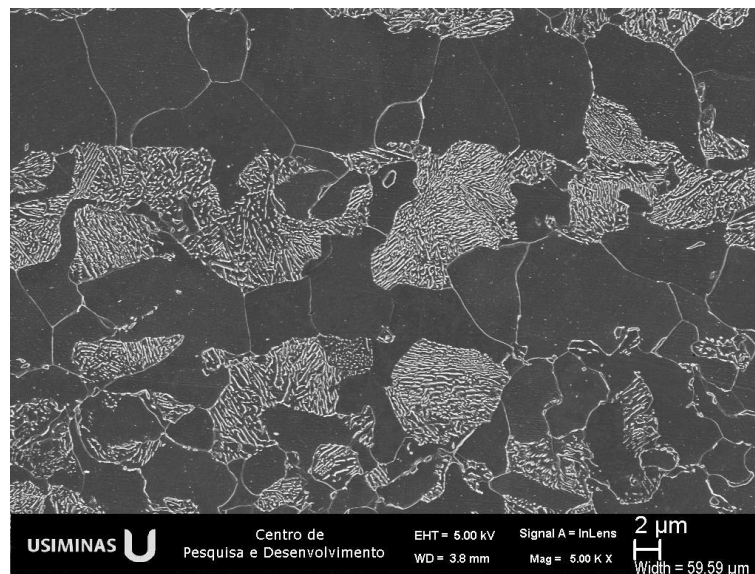


Figura 5.81 - Microestrutura obtida após o ciclo 3.4.

5.2.4. Temperatura de bobinamento de 780°C

Os ciclos realizados visando avaliar a influência das diferentes taxas de resfriamento para TB de 780°C foram os de 4.1 a 4.4. A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 4.1, no qual foi aplicado taxa de resfriamento constante e igual a 15°C/s até

150°C, são apresentadas na figura 5.82. Neste ciclo, a transformação começa em 493°C após 28 s de resfriamento, e termina em 256°C, após 44 s de resfriamento.

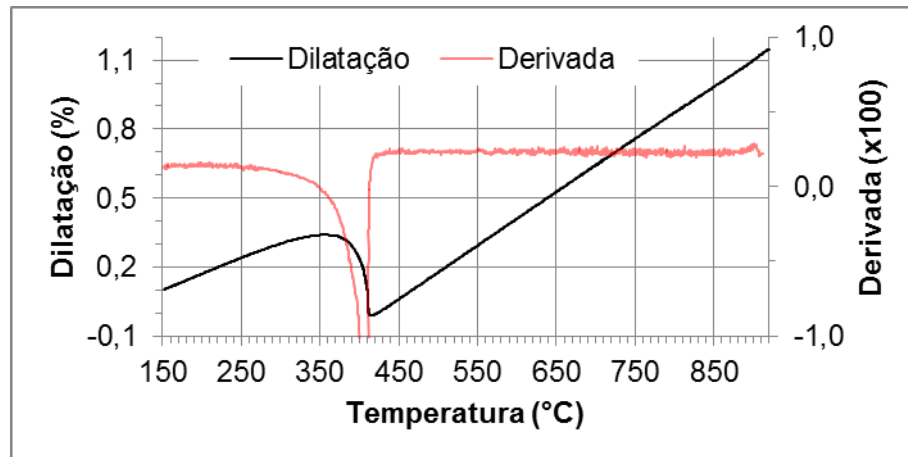


Figura 5.82 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 4.1.

A microestrutura obtida foi composta de bainite e martensita (figura 5.83), apresentando dureza de 399 ± 6 HV.

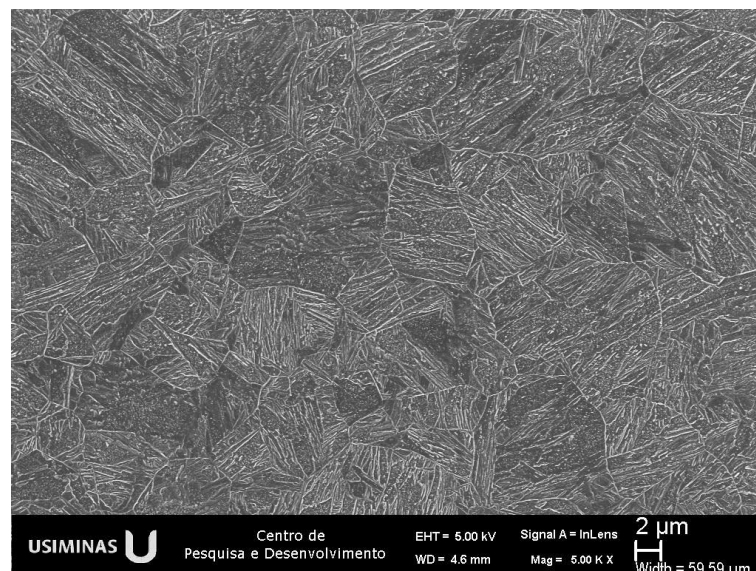


Figura 5.83 - Microestrutura obtida após o ciclo 4.1.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 4.2, no qual foi aplicado TR2 de 0,5°C/s, são apresentadas na figura 5.84. Neste ciclo, a transformação começa em 599°C e termina em 353°C, após 864 s (14 min) de resfriamento.

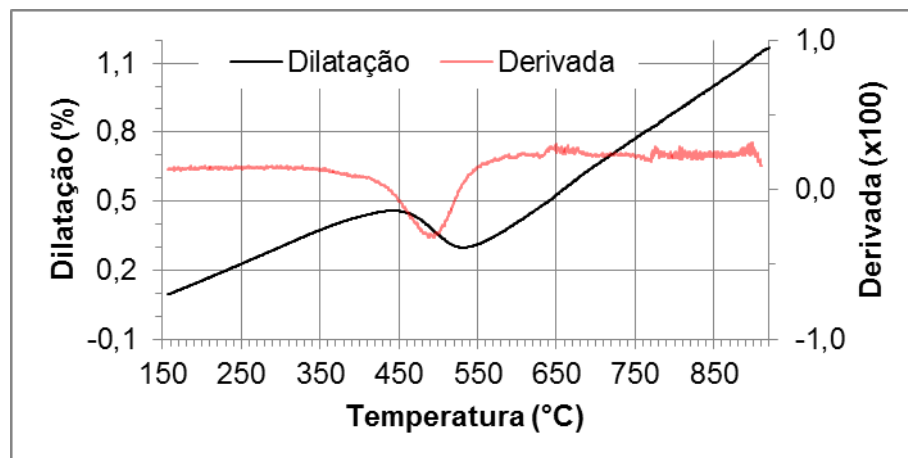


Figura 5.84 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 4.2.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita com alguns carbonetos em seu interior, bainita e MA (figura 5.85), apresentando dureza de 291 ± 6 HV.

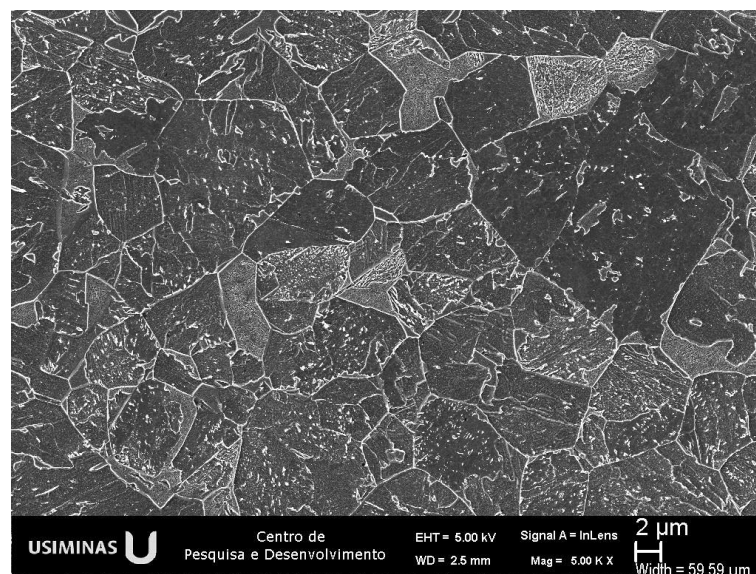


Figura 5.85 - Microestrutura obtida após o ciclo 4.2.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 4.3, no qual foi aplicado TR2 de $0,05^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.86. Neste ciclo, a transformação começa a 608°C e termina em 348°C , após 8646 s (2,4 h) de resfriamento.

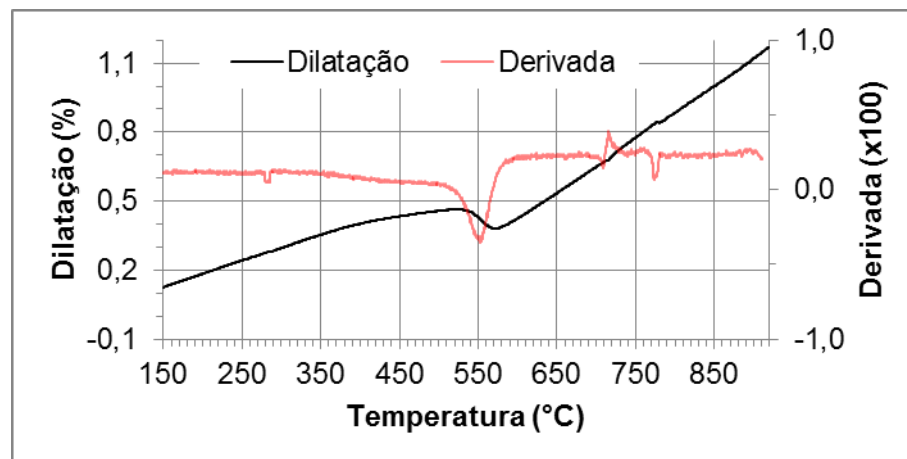


Figura 5.86 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 4.3.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita, bainita, MA e alguns carbonetos dentro de grãos de ferrita (figura 5.87), apresentando dureza de 269 ± 3 HV.

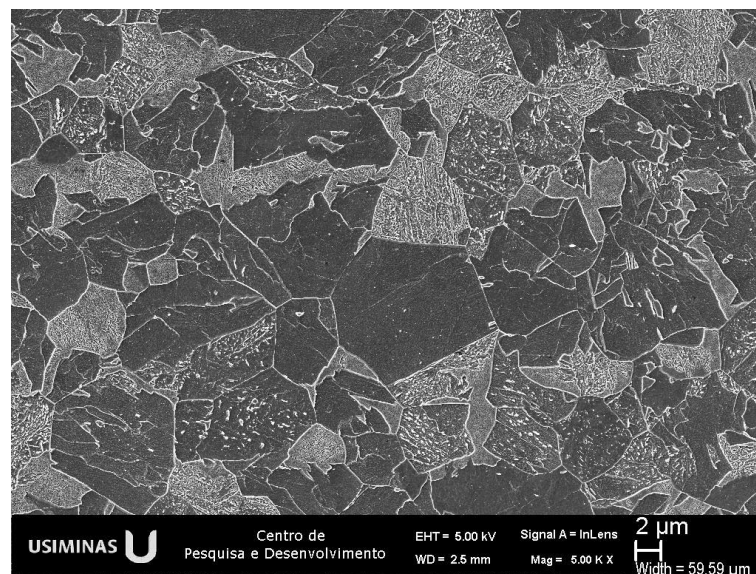


Figura 5.87 - Microestrutura obtida após o ciclo 4.3.

A curva dilatométrica e sua derivada para o ciclo 4.4, no qual foi aplicada TR2 de $0,005^\circ\text{C/s}$, são apresentadas na figura 5.88. Neste ciclo, a transformação começa a 750°C , assim que muda de TR1 para TR2, terminando em 574°C , após 41059 s (11,4 h) de resfriamento.

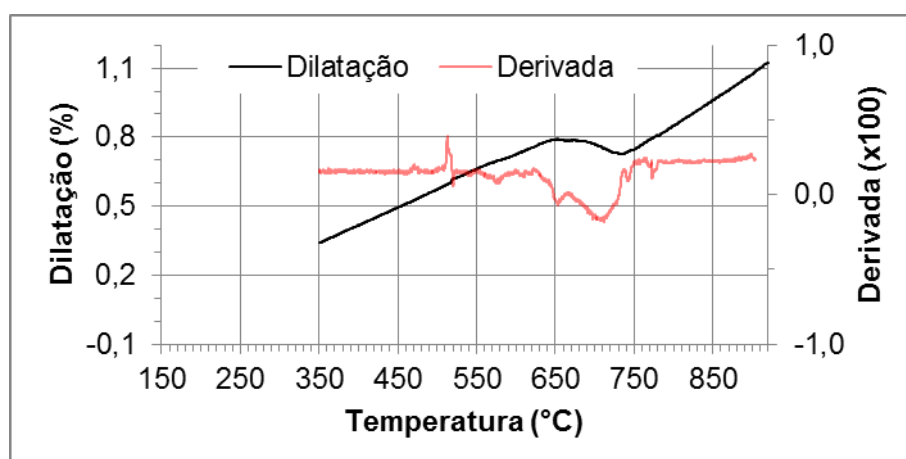


Figura 5.88 - Curva dilatométrica referente ao resfriamento do ciclo 4.4.

A microestrutura obtida foi composta de ferrita poligonal e perlita (figura 5.89), apresentando dureza de 174 ± 5 HV.

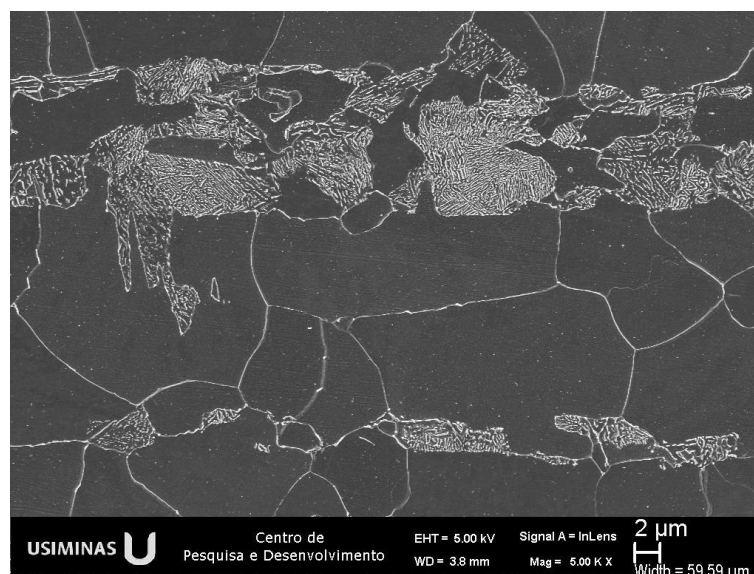


Figura 5.89 - Microestrutura obtida após o ciclo 4.4.

5.3. Oscilação de Espessura na Laminação a Frio

5.3.1. Condição 1: bobinamento a 518°C

Na figura 5.90 é apresentada a espessura no centro da largura ao longo de toda a BQ produzida industrialmente conforme a condição 1 (bobinamento a 518°C). Verifica-se

que não há oscilação na espessura da tira laminada a quente, apenas uma variação normal decorrente do processo de laminação a quente. Na figura 5.91 é apresentada a variação de espessura da mesma BQ após a laminação a frio. A oscilação não apresentou amplitude elevada. Isso ocorreu porque a região da tira em que ocorreria a oscilação foi descartada após a laminação a quente devido à amostragem realizada para a caracterização realizada conforme a seção 4.2 da metodologia.

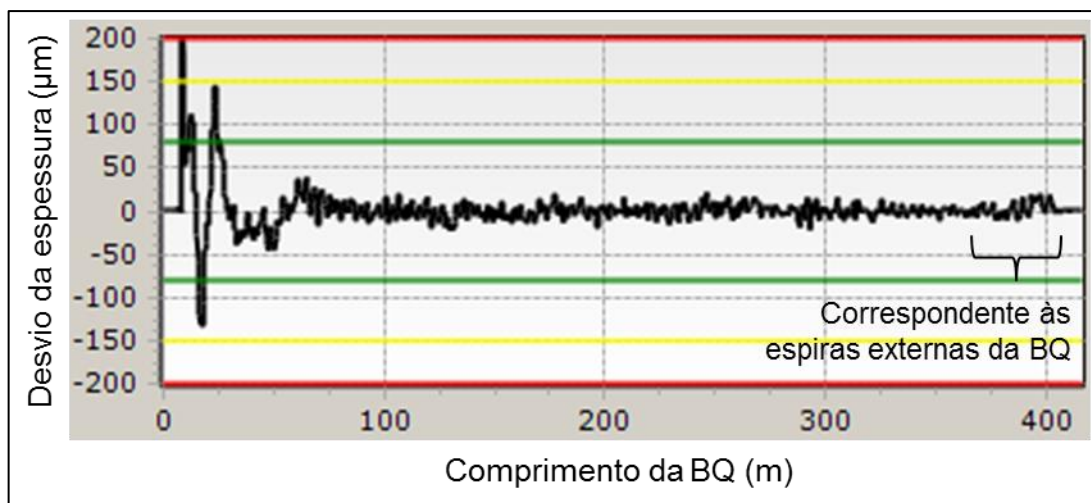


Figura 5.90 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 1.

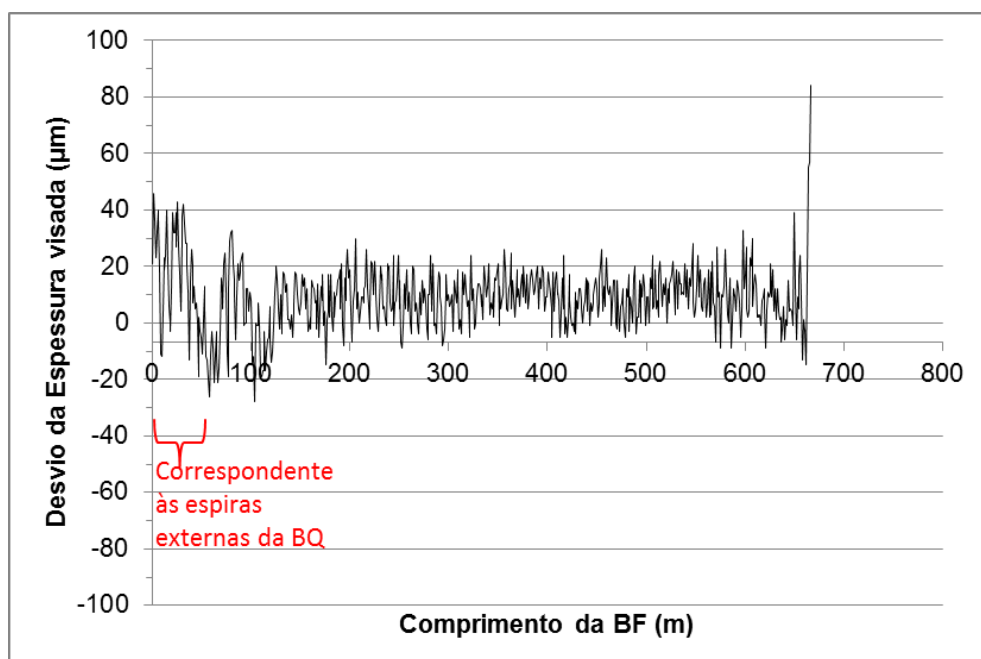


Figura 5.91 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 1 após laminação a frio.

Visando avaliar a oscilação de espessura na região correspondente à descartada, foi produzida outra BQ conforme a condição 1. A espessura desta BQ ao longo do comprimento é apresentada na figura 5.92. Na figura 5.93 é apresentada a espessura após a laminação a frio, a qual oscilou nas regiões correspondentes às pontas das BQs.

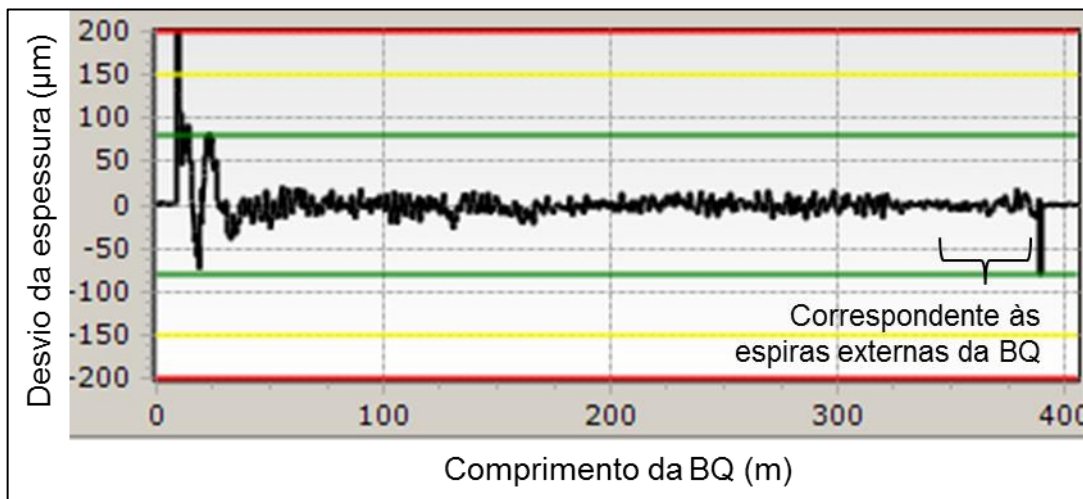


Figura 5.92 - Espessura ao longo do comprimento de uma segunda BQ produzida na condição 1.

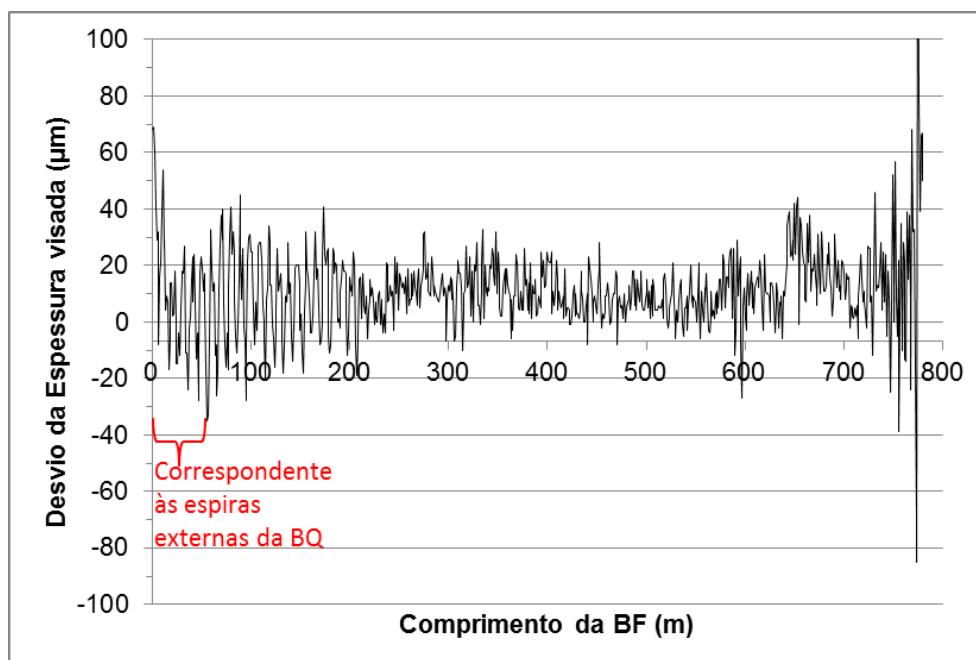


Figura 5.93 - Espessura ao longo do comprimento da segunda BQ produzida na condição 1 após laminação a frio.

Foram avaliadas as propriedades mecânicas e as microestruturas em duas posições da BQ obtida na condição 1 após ser laminada a frio: uma em que a espessura média ao longo da largura foi a menor e outra em que foi maior. Ambos os pontos escolhidos estão dentro do equivalente a uma mesma espira da BQ de origem.

A espessura e as propriedades mecânicas em tração nos pontos avaliados estão apresentadas na tabela 5.37. A microestrutura em cada posição é apresentada na figura 5.94. Nota-se que a microestrutura nos pontos de menor espessura possui maior quantidade de ferrita em relação aos pontos de maior espessura, além de ser menos refinada.

Tabela 5.37 - Propriedades mecânicas em duas posições com espessuras diferentes ao longo do comprimento na BQ produzida na condição 1 após laminação a frio.

Propriedade	Espessura	WS	C	DS	Média
Espessura (mm)	Maior	1,64	1,71	1,69	1,68
	Menor	1,52	1,54	1,50	1,52
	Diferença	0,12	0,17	0,19	0,16
LE (MPa)	Maior	1125	1108	1086	1106
	Menor	1088	1088	1065	1080
	Diferença	37	19	21	26
LR (MPa)	Maior	1156	1133	1116	1135
	Menor	1117	1116	1092	1108
	Diferença	39	18	24	27
AIU (MPa)	Maior	1,0	1,1	1,2	1,1
	Menor	1,2	1,2	1,2	1,2
	Diferença	-0,2	-0,1	0,0	-0,1
AIT (MPa)	Maior	2,4	2,5	2,7	2,6
	Menor	2,4	2,5	2,7	2,5
	Diferença	0,0	0,1	0,0	0,0

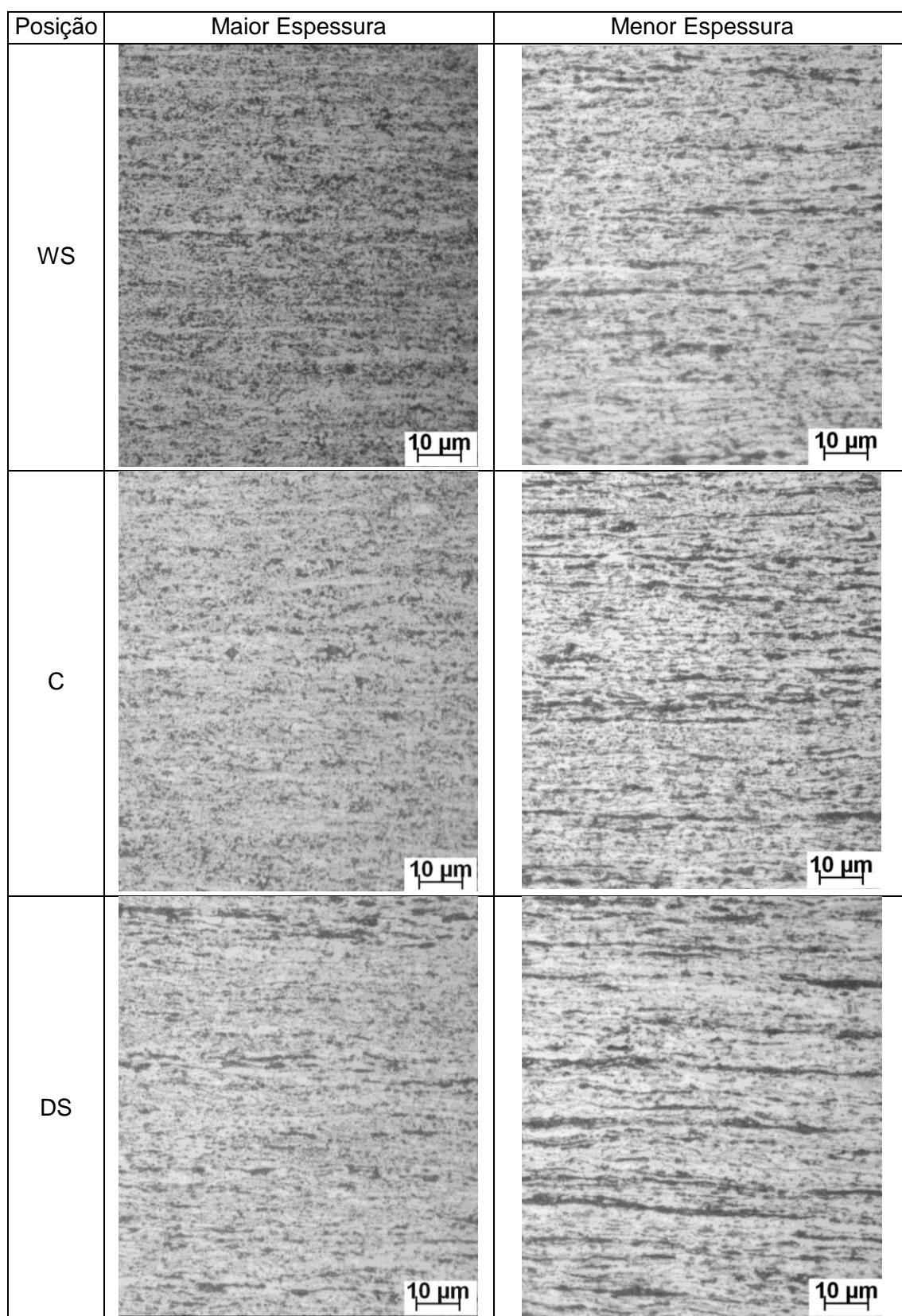


Figura 5.94 - Microestrutura em pontos de maior e menor espessura da BF resultante da BQ obtida na condição 1.

5.3.2. Condição 2: bobinamento a 667°C

Na figura 5.95 é apresentada a espessura no centro da largura ao longo de toda a BQ produzida industrialmente conforme a condição 2. Novamente, verifica-se que não há oscilação na espessura da tira laminada a quente, apenas a variação normal decorrente do processo de laminação a quente. Na figura 5.96 é apresentada a variação de espessura da mesma BQ após a laminação a frio. A oscilação teve elevada amplitude ao longo de toda a tira. Possivelmente a oscilação teria maior amplitude nas pontas da tira, no entanto, essas regiões foram descartadas para retirada de amostras após a laminação a quente para a caracterização realizada conforme a seção 4.2 da metodologia.

Visando avaliar a oscilação de espessura na região correspondente à descartada, foi produzida outra BQ conforme a condição 2. A espessura desta BQ ao longo do comprimento é apresentada na figura 5.97. Na figura 5.98 é apresentada a espessura após a laminação a frio que oscilou mais na região correspondente às espiras mais externas da BQ.

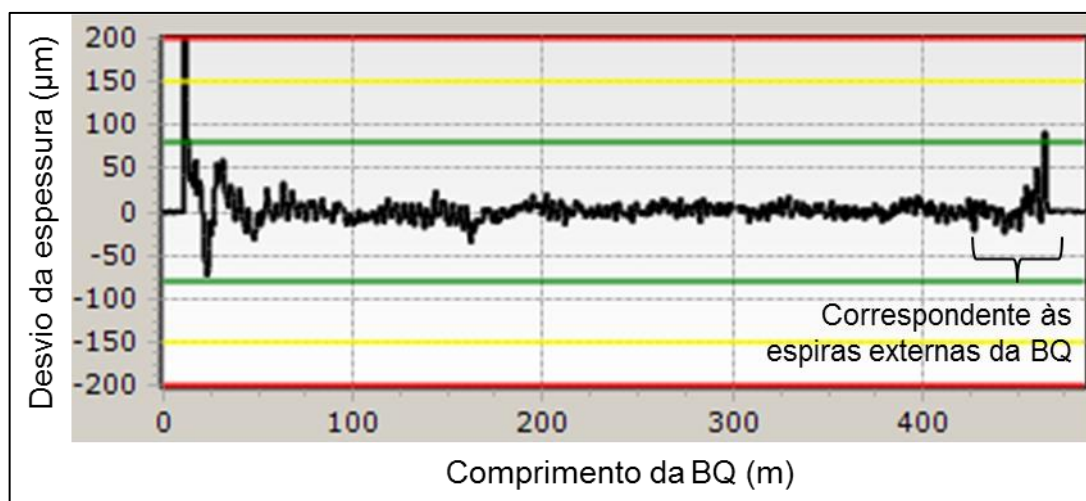


Figura 5.95 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 2.

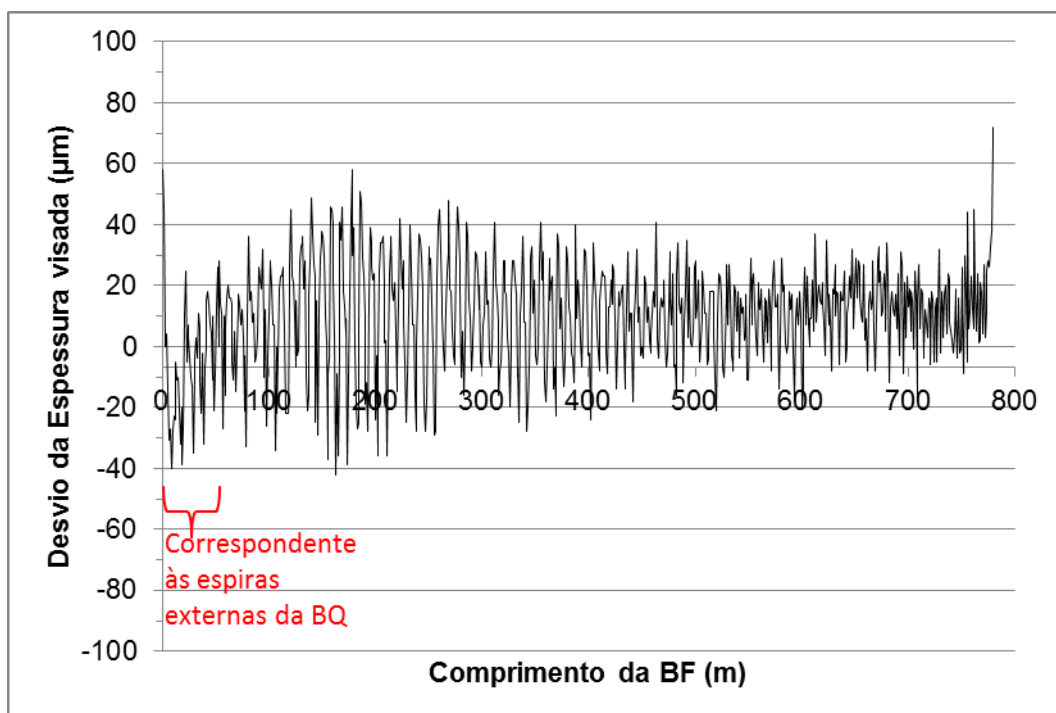


Figura 5.96 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 2 após laminação a frio.

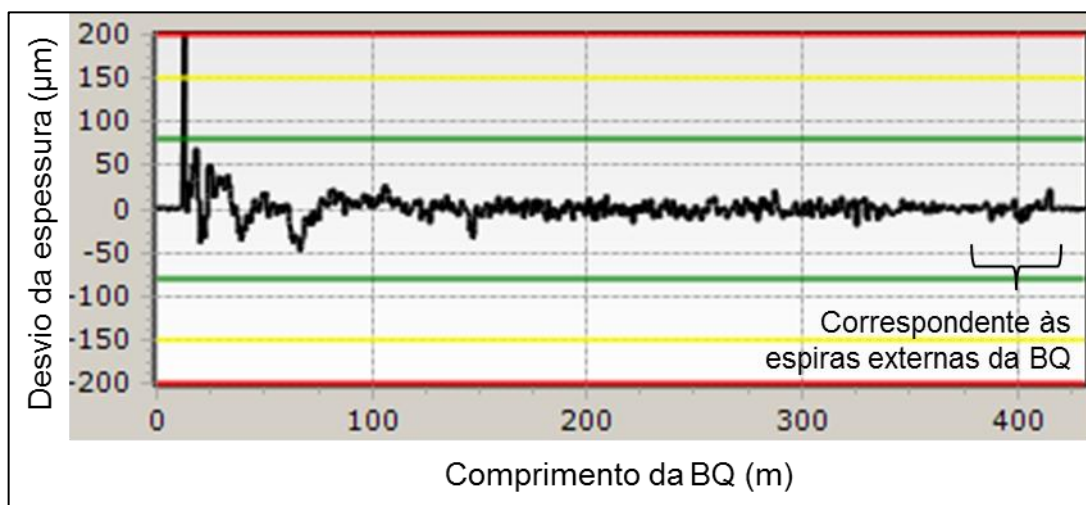


Figura 5.97 - Espessura ao longo do comprimento de uma segunda BQ produzida na condição 2.

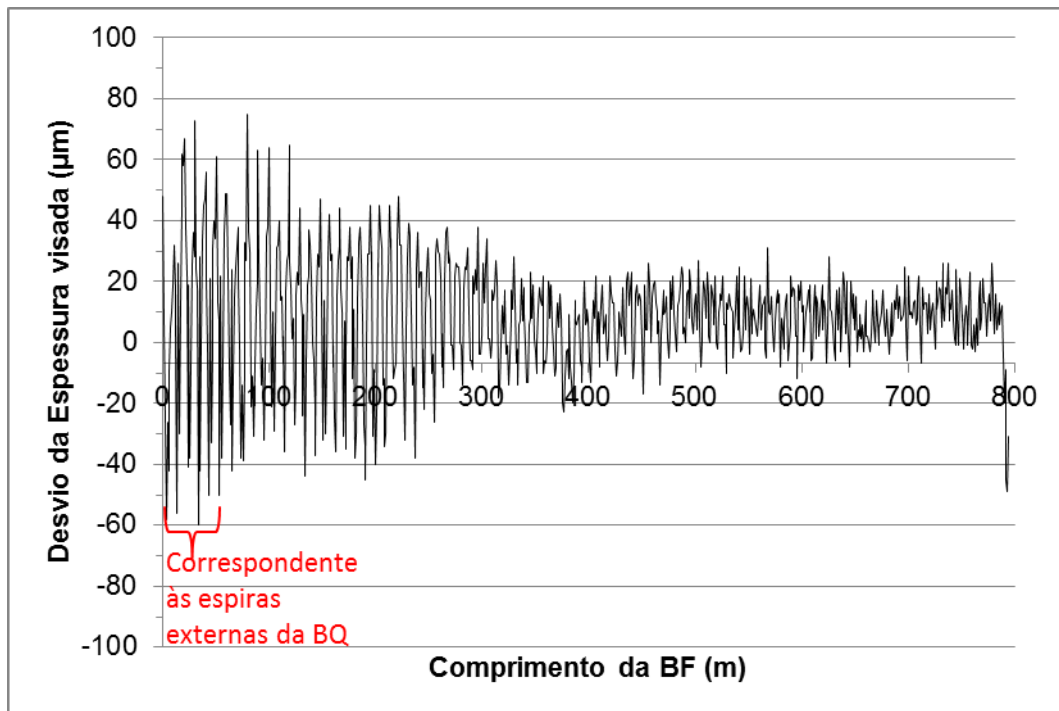


Figura 5.98 - Espessura ao longo do comprimento da segunda BQ produzida na condição 2 após laminação a frio.

Foram avaliadas as propriedades mecânicas e as microestruturas em duas posições da BQ obtida na condição 2 após ser laminada a frio: uma em que a espessura média ao longo da largura foi a menor e outra em que foi maior. Ambos os pontos escolhidos estão dentro do equivalente a uma mesma espira da BQ de origem.

A espessura e as propriedades mecânicas em tração nos pontos avaliados estão apresentadas na tabela 5.38. A microestrutura em cada posição é apresentada na figura 5.99. Nota-se que a microestrutura nos pontos de menor espessura possui maior quantidade de ferrita com grãos maiores em relação aos pontos de maior espessura, além de possuir maior quantidade de carbonetos aglomerados com aspecto de perlita, enquanto que no ponto de maior espessura, aparentemente a segunda fase é composta principalmente de bainita.

Tabela 5.38 - Propriedades mecânicas em duas posições com espessuras diferentes ao longo do comprimento na BQ produzida na condição 2 após laminação a frio.

Propriedade	Espessura	WS	C	DS	Média
Espessura (mm)	Maior	1,54	1,56	1,54	1,55
	Menor	1,48	1,50	1,48	1,49
	Diferença	0,06	0,06	0,06	0,06
LE (MPa)	Maior	1032	868	1062	987
	Menor	1023	880	1051	985
	Diferença	9	-12	11	3
LR (MPa)	Maior	1070	901	1112	1027
	Menor	1091	917	1091	1033
	Diferença	-22	-16	21	-6
AIU (MPa)	Maior	1,2	1,8	2,1	1,7
	Menor	1,9	2,1	1,3	1,8
	Diferença	-0,7	-0,3	0,8	-0,1
AIT (MPa)	Maior	2,5	3,2	3,2	3,0
	Menor	2,8	3,7	2,7	3,1
	Diferença	-0,3	-0,5	0,5	-0,1

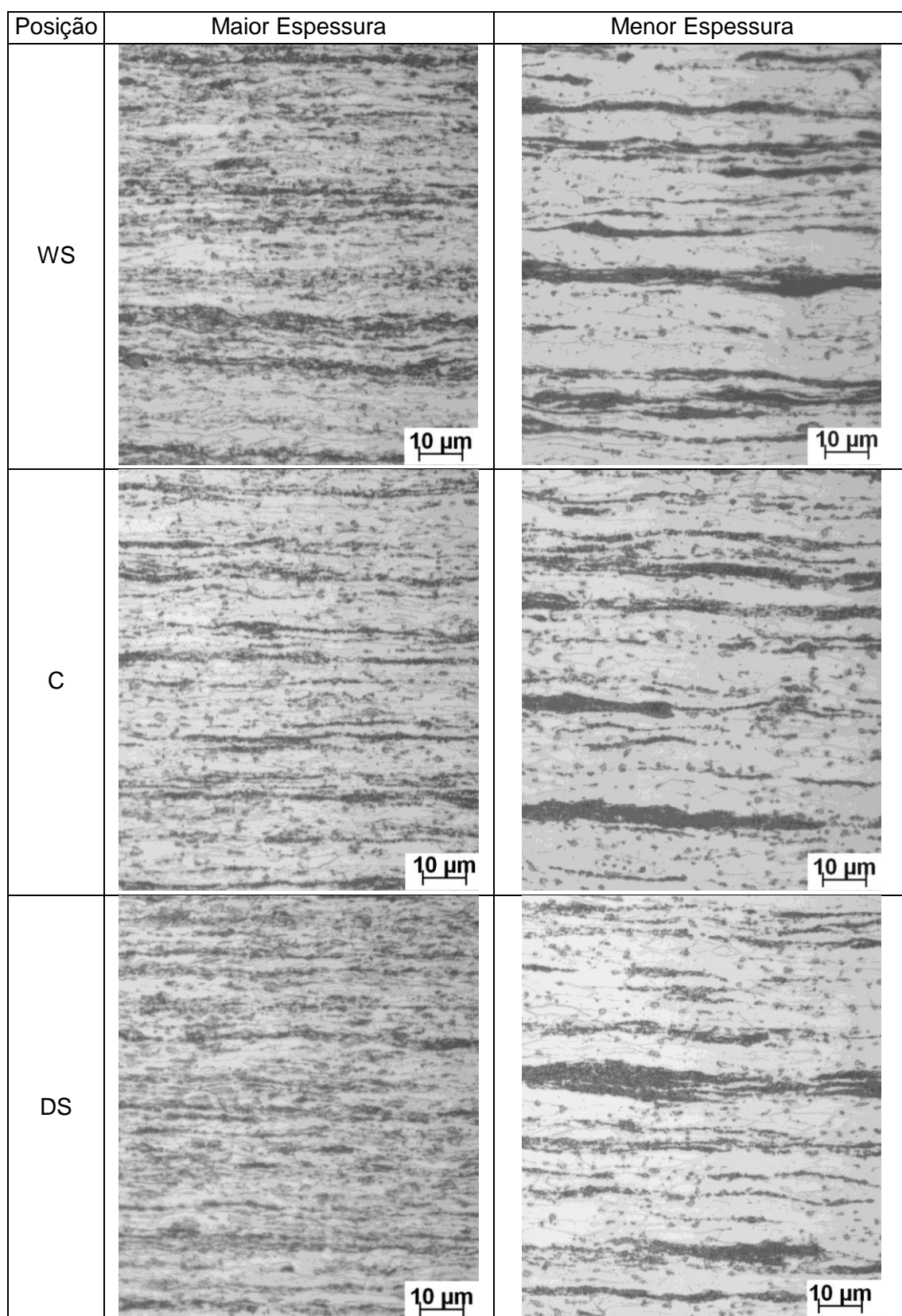


Figura 5.99 - Microestrutura em pontos de maior e menor espessura da BF resultante da BQ obtida na condição 2.

5.3.3. Condição 3: bobinamento a 742°C

Na figura 5.100 é apresentada a espessura no centro da largura ao longo de toda a BQ produzida industrialmente conforme a condição 3. Também nesta condição, verifica-se que não há oscilação na espessura da tira laminada a quente, apenas a variação normal decorrente do processo de laminação a quente. Na figura 5.101 é apresentada a variação de espessura da mesma BQ após a laminação a frio. Houve oscilação em toda a tira, porém com baixa amplitude. Possivelmente a oscilação teria maior amplitude nas pontas da tira, no entanto, essas regiões foram descartadas para retirada de amostras após a laminação a quente para a caracterização realizada conforme a seção 4.2 da metodologia.

Visando avaliar a oscilação de espessura na região correspondente à descartada, foi produzida outra BQ conforme a condição 3. A espessura desta BQ ao longo do comprimento é apresentada na figura 5.102. Na figura 5.103 é apresentada a espessura após a laminação a frio, a qual oscilou mais na região correspondente às espiras mais externas da BQ.

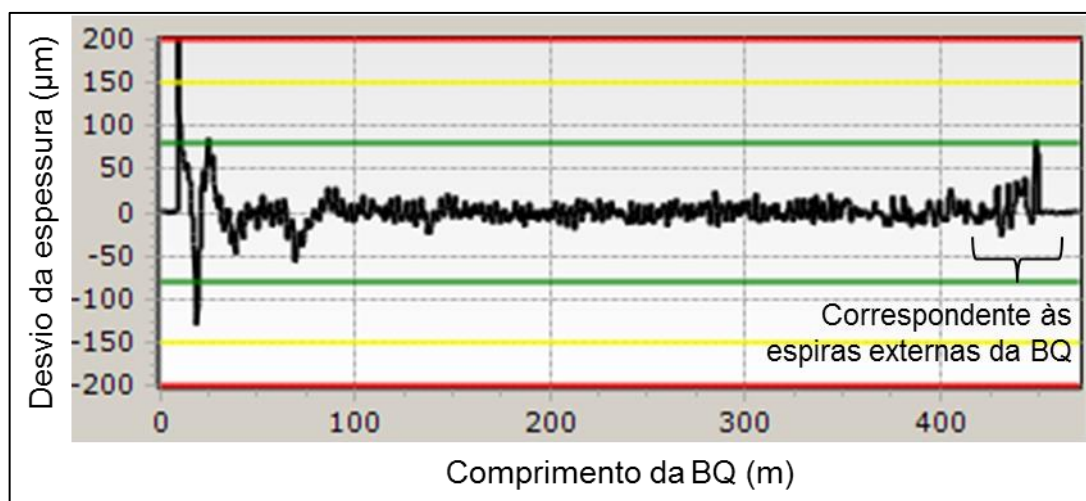


Figura 5.100 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 3.

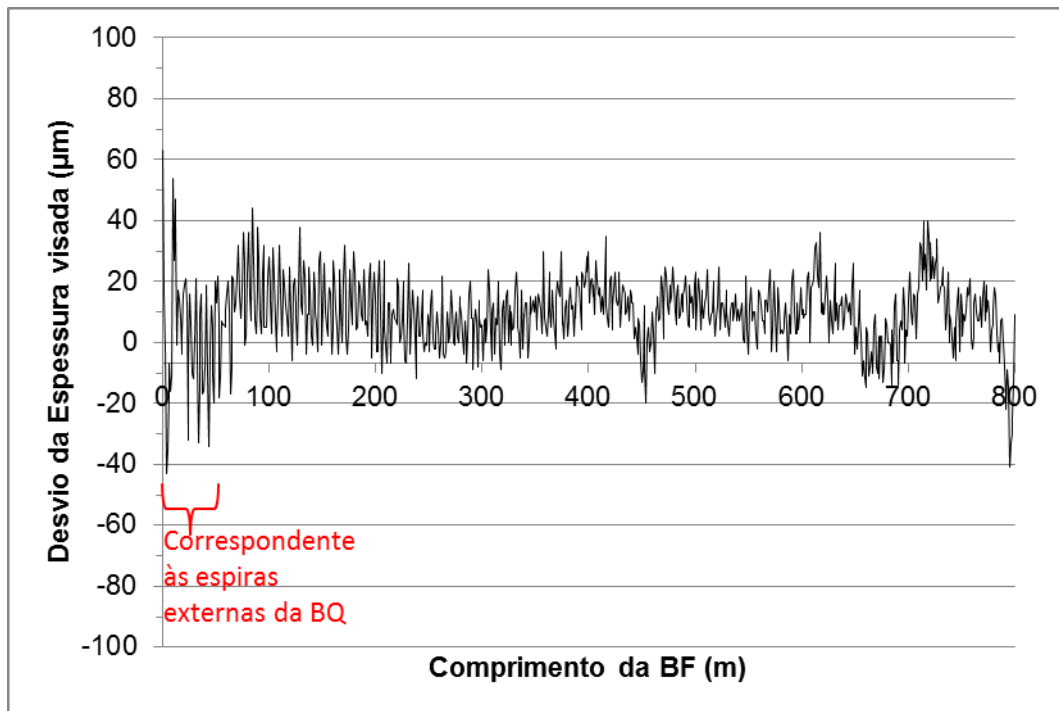


Figura 5.101 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 3 após laminação a frio.

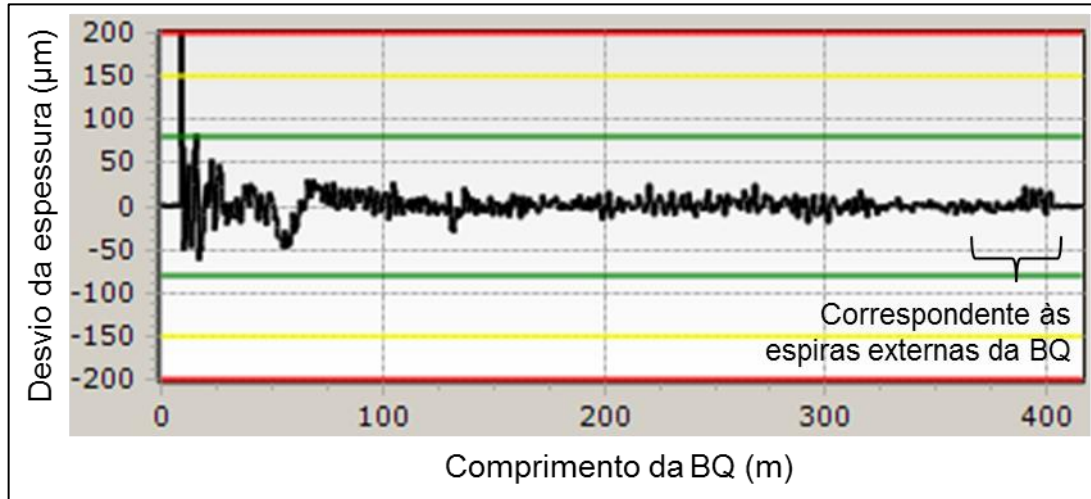


Figura 5.102 - Espessura ao longo do comprimento de uma segunda BQ produzida na condição 3.

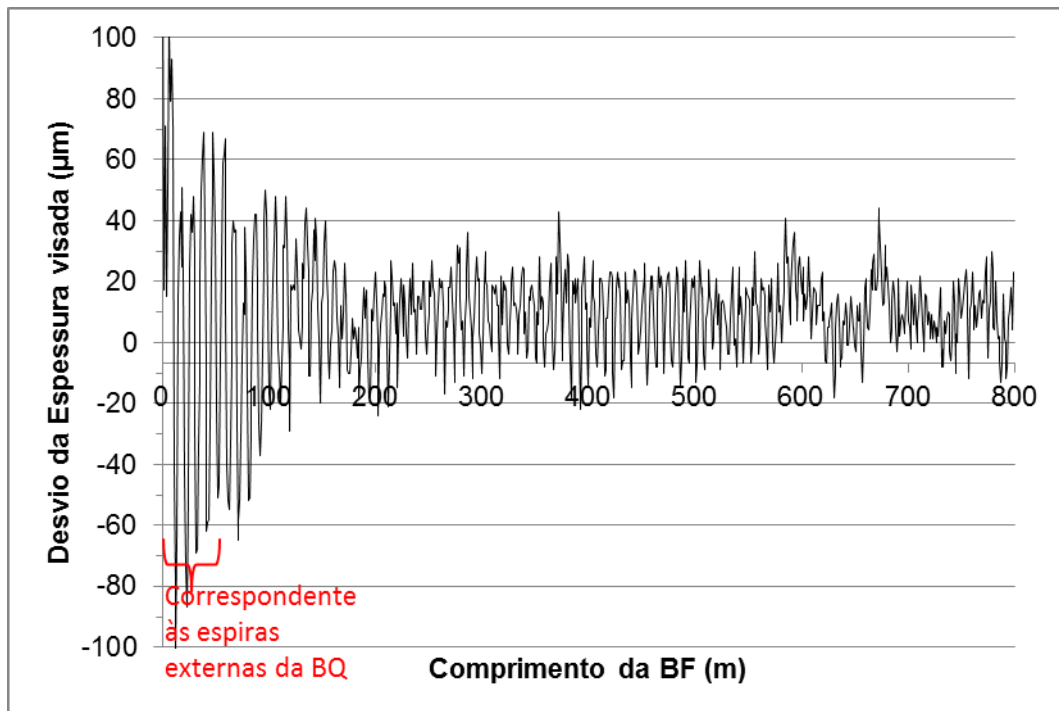


Figura 5.103 - Espessura ao longo do comprimento da segunda BQ produzida na condição 3 após laminação a frio.

Foram avaliadas as propriedades mecânicas e as microestruturas em duas posições da BQ obtida na condição 3 após ser laminada a frio: uma em que a espessura média ao longo da largura foi a menor e outra em que foi maior. Ambos os pontos escolhidos estão dentro do equivalente a uma mesma espira da BQ de origem.

A espessura e as propriedades mecânicas em tração nos pontos avaliados estão apresentadas na tabela 5.39. A microestrutura em cada posição é apresentada na figura 5.104. Nota-se que a microestrutura nos pontos de menor espessura possui maior quantidade de ferrita e, conseqüentemente, menor quantidade de segunda fase em relação aos pontos de maior espessura.

Tabela 5.39 - Propriedades mecânicas em duas posições com espessuras diferentes ao longo do comprimento na BQ produzida na condição 3 após laminação a frio.

Propriedades	Espessura	WS	C	DS	Média
Espessura (mm)	Maior	1,53	1,57	1,52	1,54
	Menor	1,49	1,51	1,49	1,50
	Diferença	0,04	0,06	0,03	0,04
LE (MPa)	Maior	956	829	978	921
	Menor	995	820	917	911
	Diferença	-39	9	62	10
LR (MPa)	Maior	985	866	1007	953
	Menor	1020	856	966	947
	Diferença	-34	11	41	6
AIU (MPa)	Maior	1,8	2,1	1,2	1,7
	Menor	1,2	2,1	2,1	1,8
	Diferença	0,6	0,0	-0,9	-0,1
AIT (MPa)	Maior	3,5	4,2	2,8	3,5
	Menor	2,8	4,5	3,7	3,7
	Diferença	0,6	-0,4	-0,9	-0,2

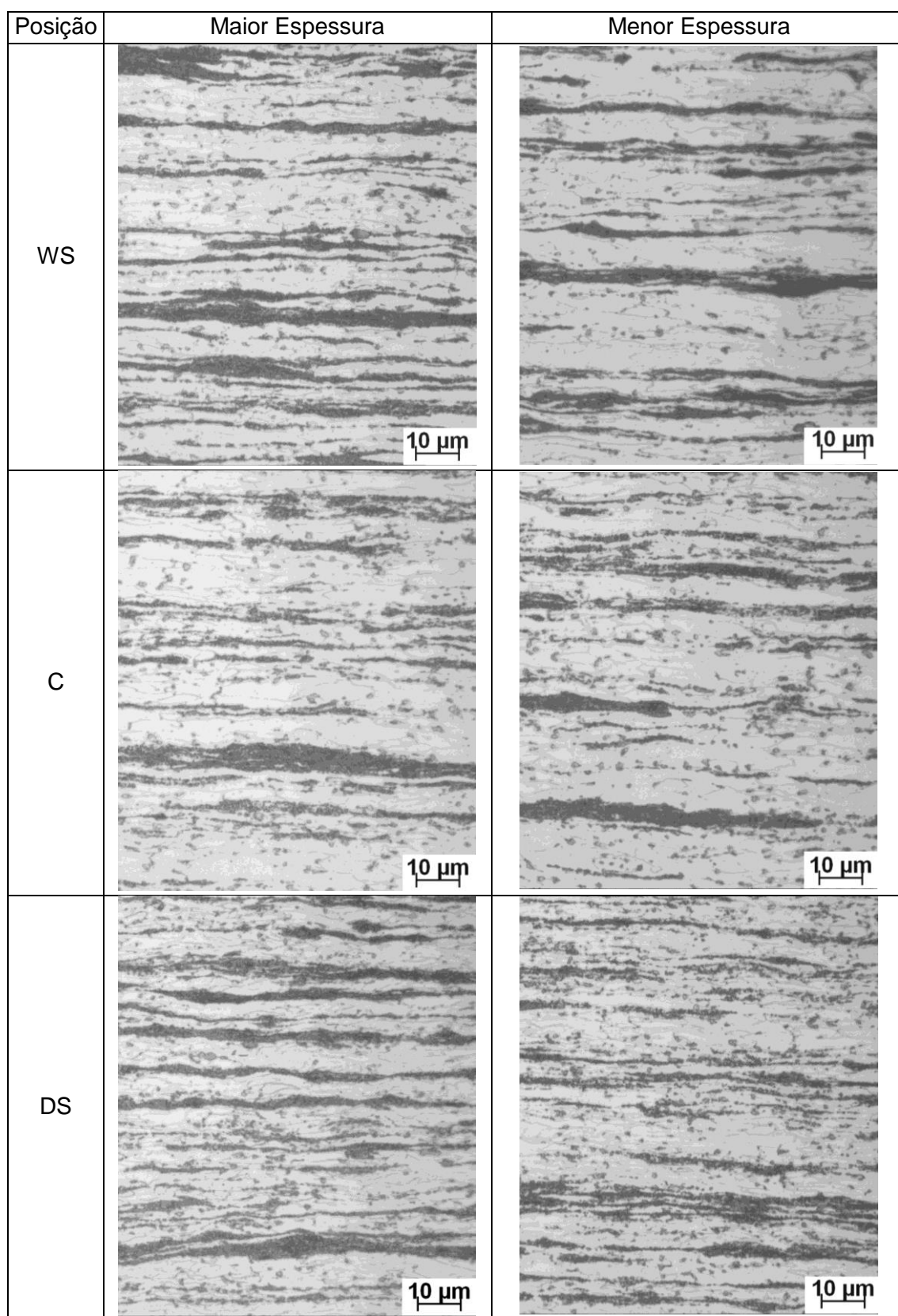


Figura 5.104 - Microestrutura em pontos de maior e menor espessura da BF resultante da BQ obtida na condição 3.

5.3.4. Condição 4: bobinamento a 786°C

Na figura 5.105 é apresentada a espessura no centro da largura ao longo de toda a BQ produzida industrialmente conforme a condição 4. Novamente, verifica-se que não há oscilação na espessura da tira laminada a quente, apenas a variação normal decorrente do processo de laminação a quente. Na figura 5.106 é apresentada a variação de espessura da mesma BQ após a laminação a frio. A oscilação teve elevada amplitude ao longo de toda a tira. Possivelmente a oscilação teria maior amplitude nas pontas da tira, no entanto, essas regiões foram descartadas para retirada de amostras após a laminação a quente para a caracterização realizada conforme a seção 4.2 da metodologia.

Visando avaliar a oscilação de espessura na região correspondente à descartada, foi produzida outra BQ conforme a condição 4. A espessura desta BQ ao longo do comprimento é apresentada na figura 5.107. Na figura 5.108 é apresentada a espessura após a laminação a frio que, neste caso, não apresentou oscilação de amplitude maior na região correspondente às espiras mais externas da BQ, mas foi elevada em toda a tira.

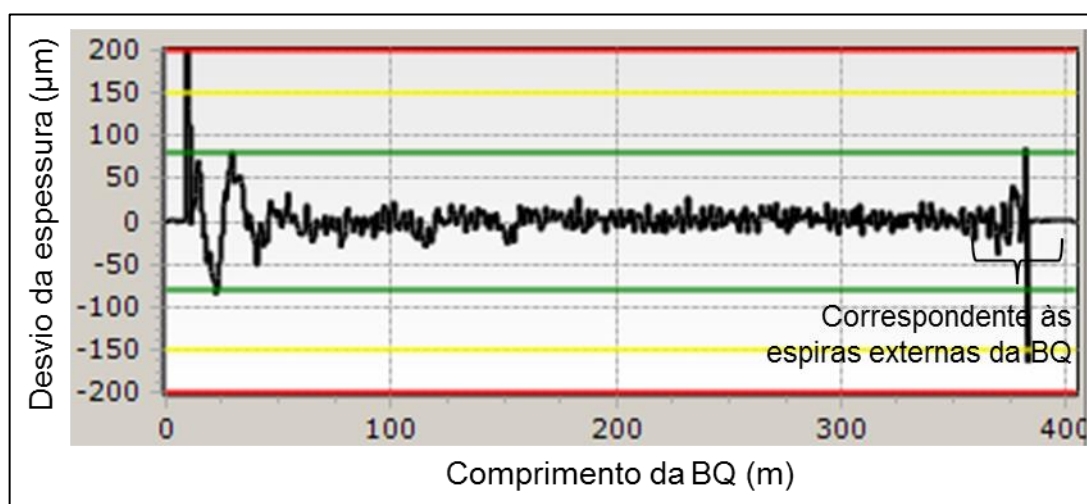


Figura 5.105 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 4.

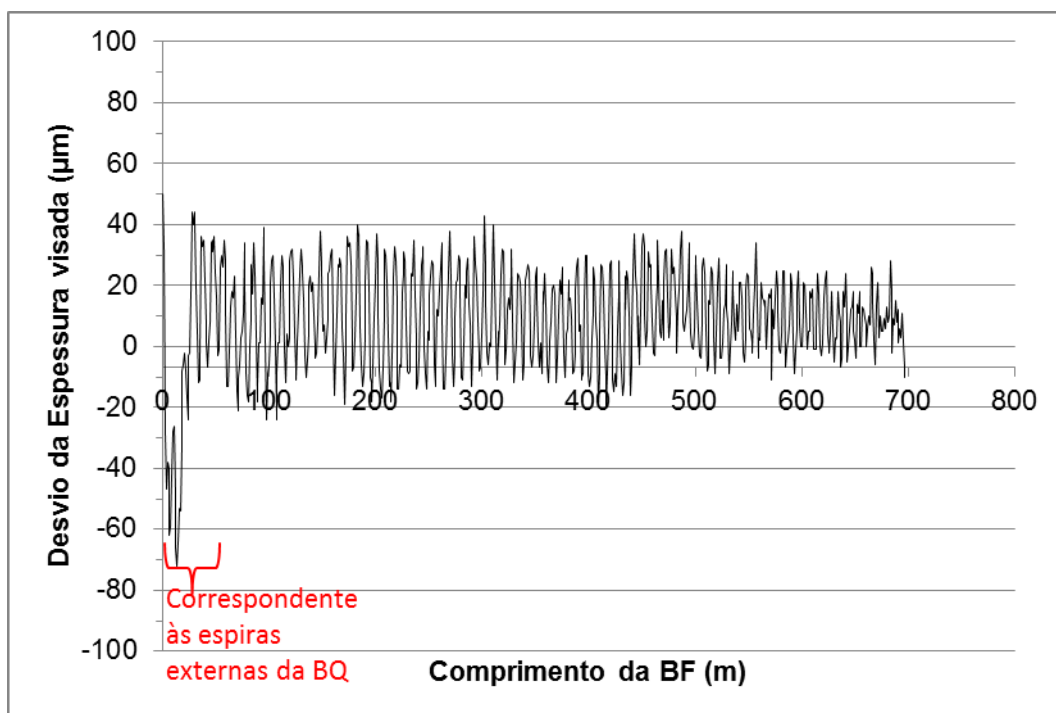


Figura 5.106 - Espessura ao longo do comprimento da BQ produzida na condição 4 após laminação a frio.

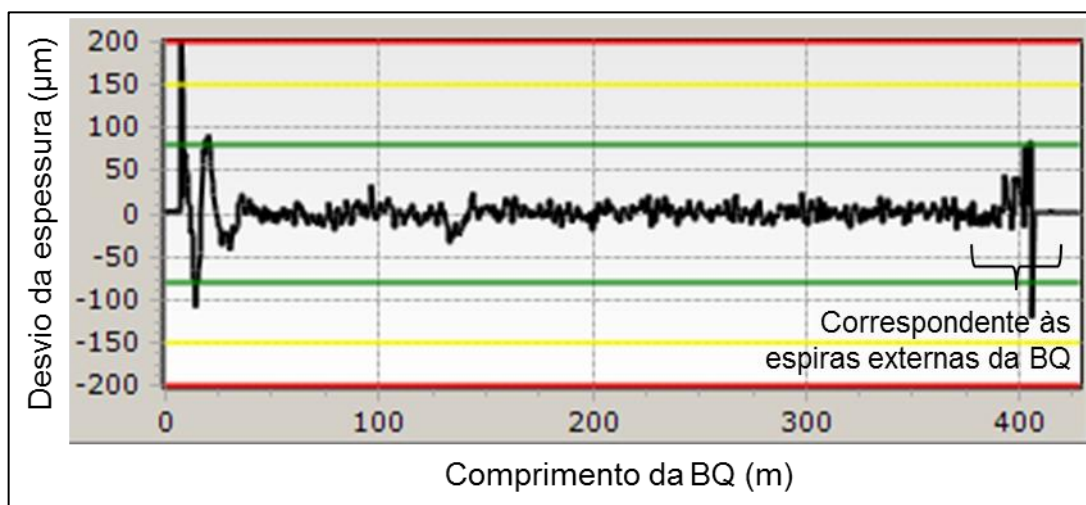


Figura 5.107 - Espessura ao longo do comprimento de uma segunda BQ produzida na condição 4.

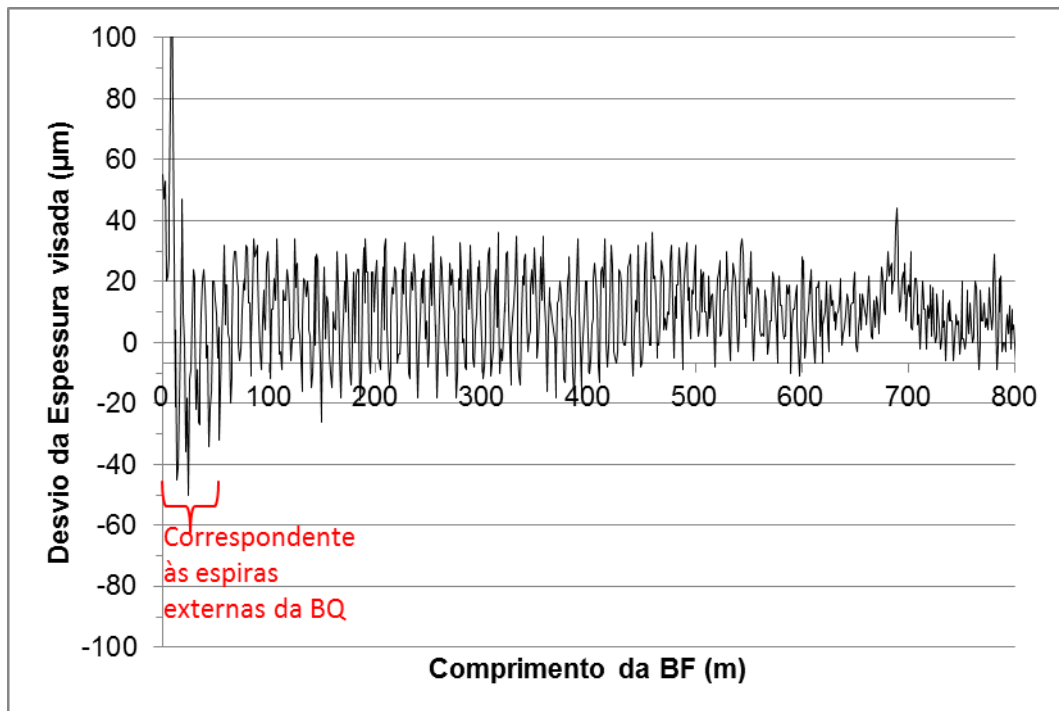


Figura 5.108 - Espessura ao longo do comprimento da segunda BQ produzida na condição 4 após laminação a frio.

Foram avaliadas as propriedades mecânicas e as microestruturas em duas posições da BQ obtida na condição 3 após ser laminada a frio: uma em que a espessura média ao longo da largura foi a menor e outra em que foi maior. Ambos os pontos escolhidos estão dentro do equivalente a uma mesma espira da BQ de origem.

A espessura e as propriedades mecânicas em tração nos pontos avaliados estão apresentadas na tabela 5.40. A microestrutura em cada posição é apresentada na figura 5.109. Nota-se que a microestrutura nas posições onde a espessura foi maior possui ferrita com grãos menores e maior quantidade de segunda fase.

Tabela 5.40 - Propriedades mecânicas em duas posições com espessuras diferentes ao longo do comprimento na BQ produzida na condição 4 após laminação a frio.

Propriedades	Espessura	WS	C	DS	Média
Espessura (mm)	Maior	1,67	1,70	1,68	1,68
	Menor	1,59	1,61	1,58	1,59
	Diferença	0,08	0,09	0,10	0,09
LE (MPa)	Maior	797	781	822	800
	Menor	820	805	854	826
	Diferença	-23	-24	-32	-26
LR (MPa)	Maior	840	825	863	843
	Menor	862	848	899	870
	Diferença	-22	-22	-36	-27
AIU (MPa)	Maior	2,1	2,1	1,8	2,0
	Menor	2,1	2,1	2,1	2,1
	Diferença	0,0	0,0	-0,3	-0,1
AIT (MPa)	Maior	4,2	5,3	4,4	4,7
	Menor	4,4	4,8	4,1	4,4
	Diferença	-0,1	0,5	0,3	0,2

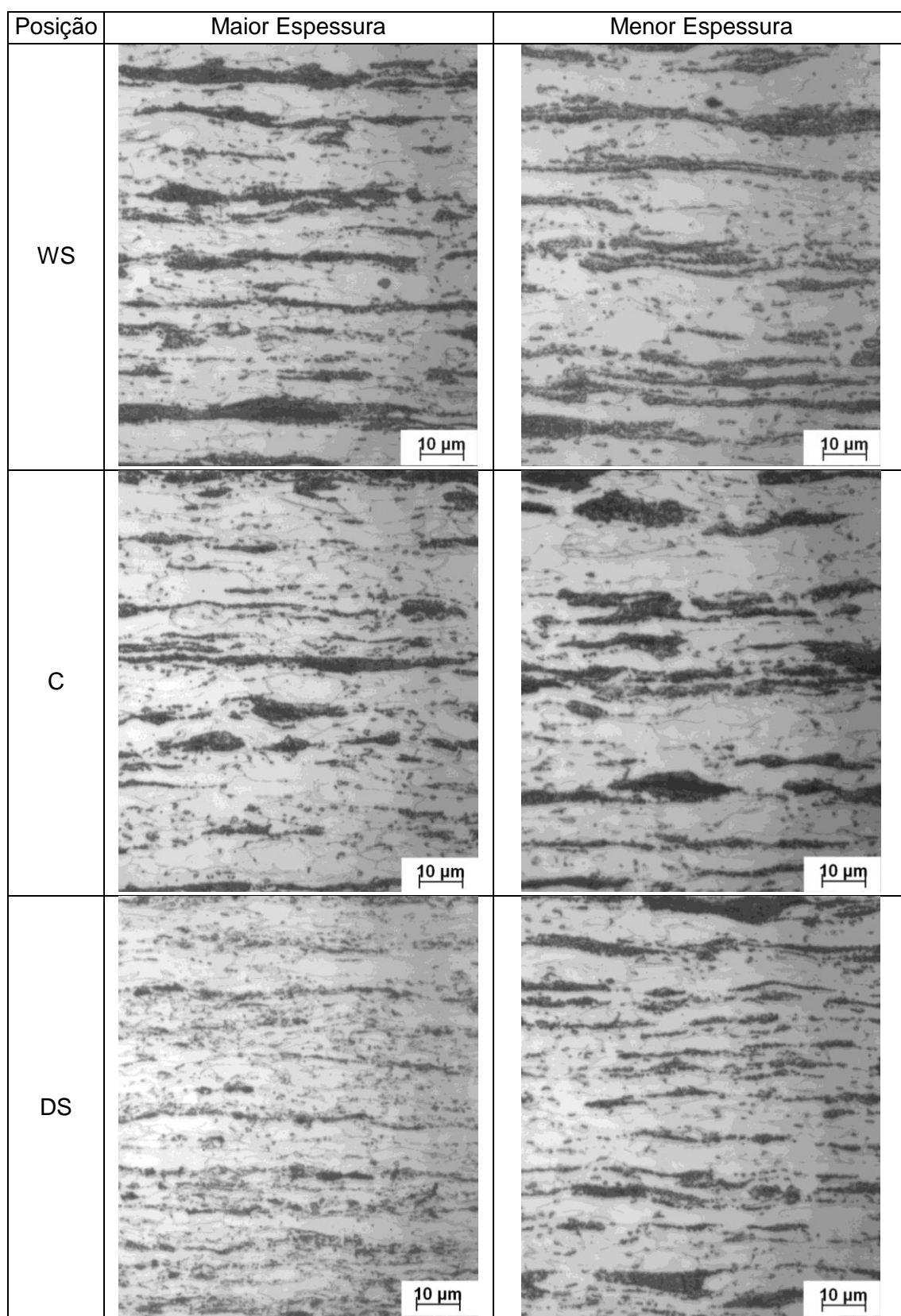


Figura 5.109 - Microestrutura em pontos de maior e menor espessura da BF resultante da BQ obtida na condição 4.

5.4. Perfil de Resfriamento da Bobina

Foram realizados dois acompanhamentos por termografia em bobinas produzidas com temperaturas de bobinamento visada diferentes: 650 e 780°C. Em ambos os casos não foi possível determinar as diferentes taxas de resfriamento das BQs, pois não havia condição para posicionamento da câmera perpendicularmente à superfície da bobina que estava sendo avaliada. Portanto, as temperaturas que são apresentadas nas imagens possuem um desvio. No entanto, pôde-se avaliar qualitativamente que a bobina resfria em taxas diferentes em pontos distintos de uma mesma espira em ambos os casos.

Foi utilizada emissividade de 0,7 nas análises. Este valor foi determinado previamente aquecendo uma amostra da tira a 700°C com acompanhando por termografia.

5.4.1. Temperatura de bobinamento visada de 650°C

Algumas das imagens obtidas nesta condição estão apresentadas nas figuras de 5.110 a 5.116. Observa-se desde o início que não há homogeneidade no resfriamento da BQ. A espira mais externa apresenta regiões com temperaturas diferentes. Estas diferenças de temperaturas persistem até mais de 3 h após a BQ deixar a bobinadeira. As expiras mais externas resfriam mais rapidamente do que as que estão no interior da BQ. Na última imagem (figura 5.116), verificam-se duas regiões com temperaturas bem distintas. Sobre a linha esquerda, a temperatura chega até cerca de 500°C, enquanto que na da direita, não passa de 420°C.

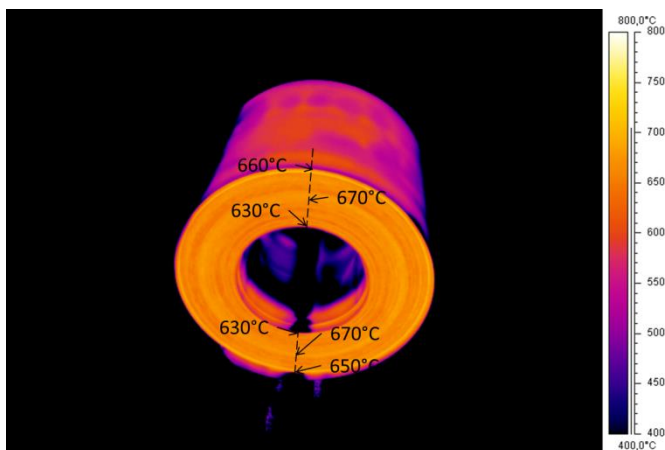


Figura 5.110 - Perfil de temperatura da BQ ao sair da bobinadeira. Visão do lado DS.

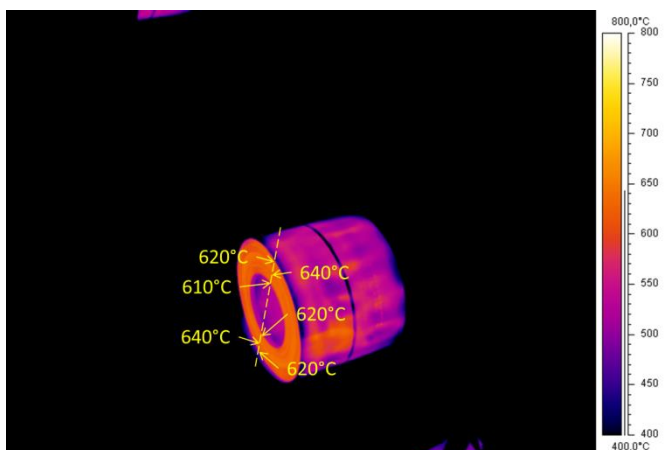


Figura 5.111 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 15 min após o bobinamento. Visão do lado DS.

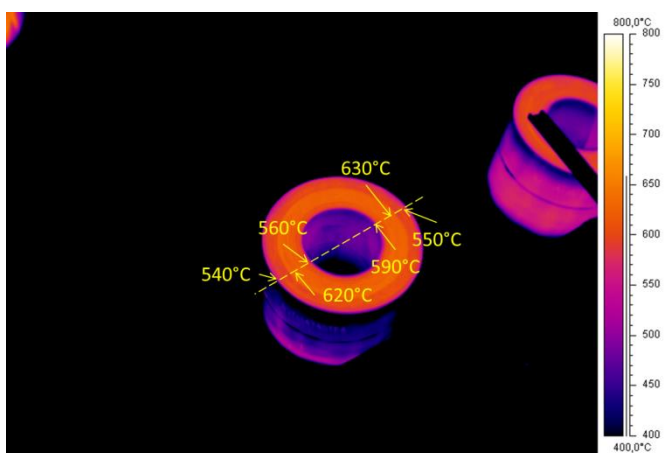


Figura 5.112 - Perfil de temperatura da BQ após seu eixo ser colocado na vertical (cerca de 24 min após sair da bobinadeira). Lado WS voltado para cima.

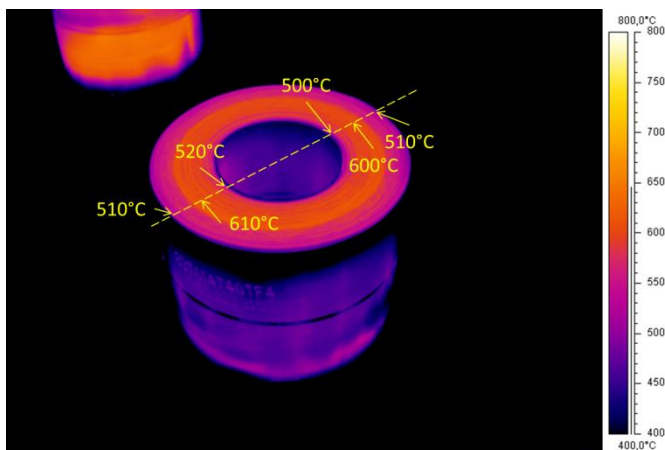


Figura 5.113 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 1 h e 5 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima.

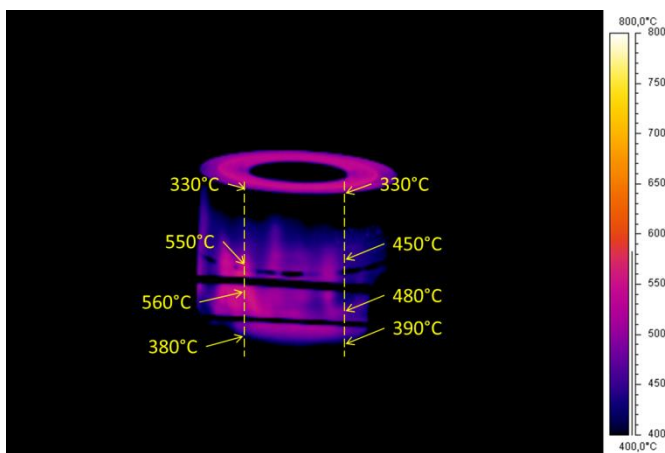


Figura 5.114 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 1 h e 36 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima.

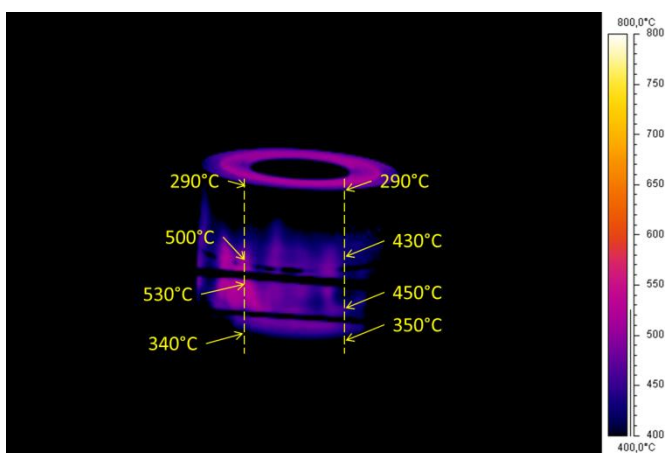


Figura 5.115 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 2 h e 23 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima.

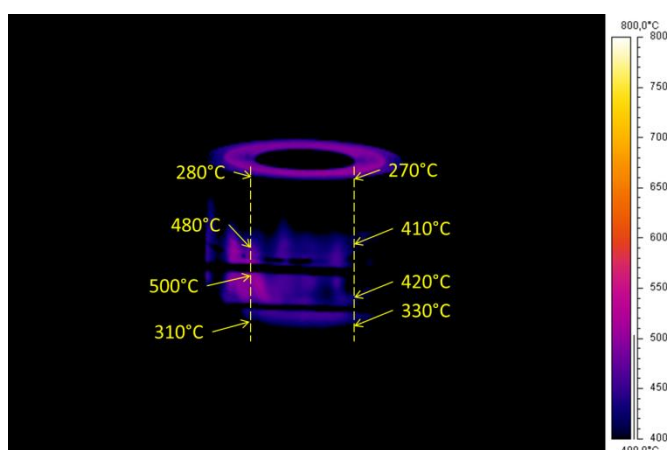


Figura 5.116 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 3 h e 2 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima.

5.4.2. Temperatura de bobinamento visada de 780°C

Algumas das imagens obtidas nesta condição estão apresentadas nas figuras de 5.117 a 5.122. Verifica-se novamente um perfil heterogêneo de resfriamento em toda a BQ. O resfriamento das espiras mais externas foi mais acelerado, mas a diferença foi menor em relação à condição apresentada anteriormente. Também nesta condição a espira externa apresenta regiões com temperaturas muito diferentes e que persistem até 4 h após a BQ sair da bobinadeira. Entre a figura 5.120 e a figura 5.122, nota-se que diferenças de temperatura no exterior da BQ se mantêm durante o resfriamento.

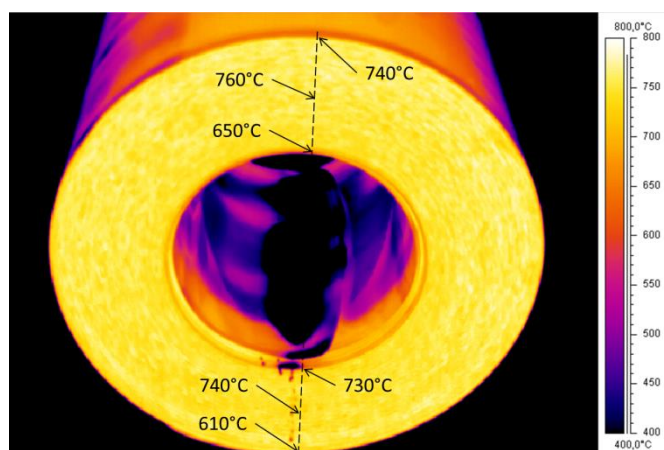


Figura 5.117 - Perfil de temperatura da BQ ao sair da bobinadeira. Visão do lado DS.

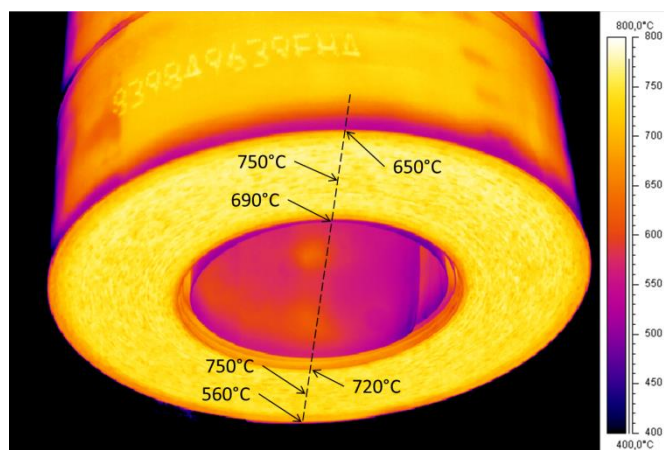


Figura 5.118 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 8 min após o bobinamento. Visão do lado DS.

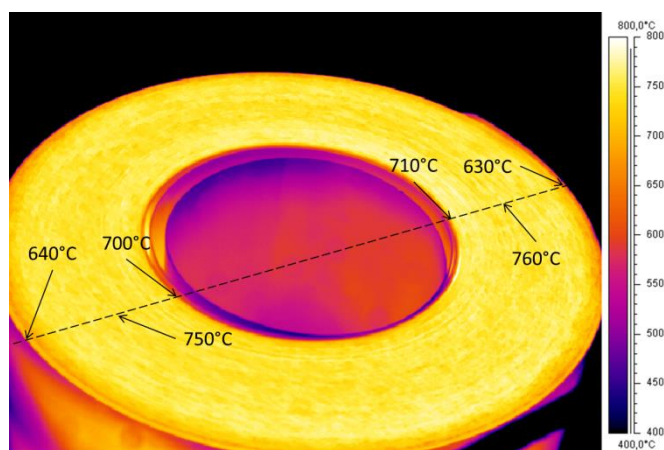


Figura 5.119 - Perfil de temperatura da BQ após seu eixo ser colocado na vertical (cerca de 10 min após sair da bobinadeira). Lado WS voltado para cima.

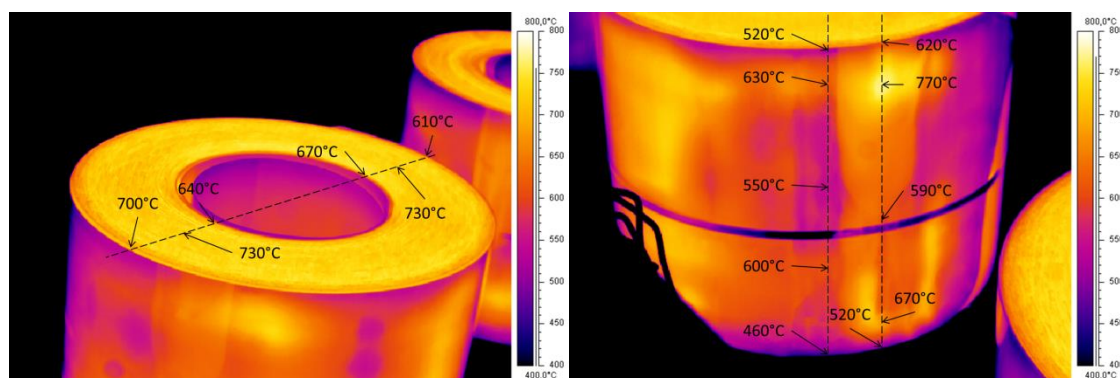


Figura 5.120 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 14 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima.

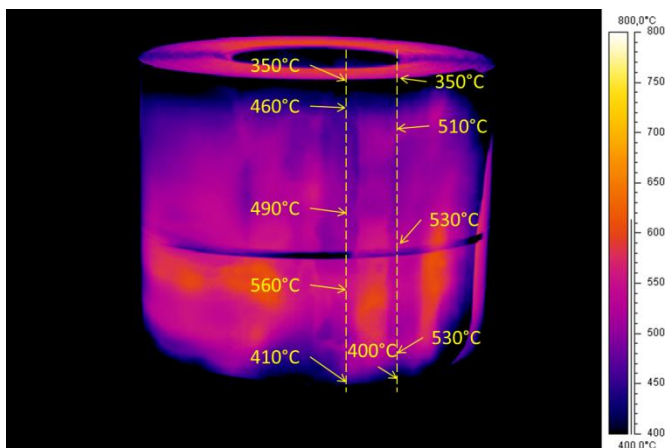


Figura 5.121 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 1 h e 35 min após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima.

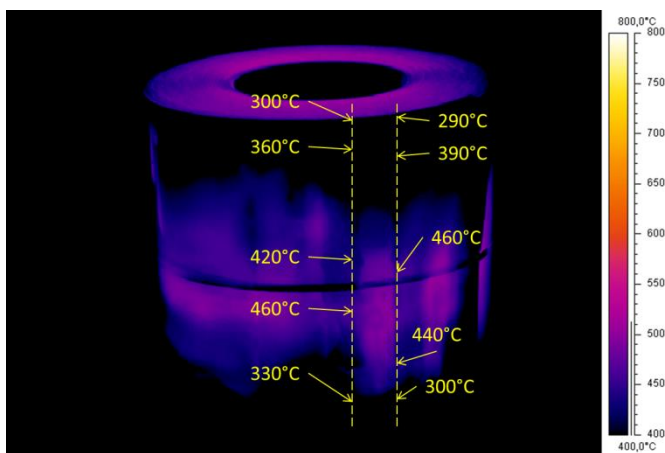


Figura 5.122 - Perfil de temperatura da BQ cerca de 4 h após sair da bobinadeira. Lado WS voltado para cima.

6. DISCUSSÃO

6.1. Variação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Tiras Laminadas a Quente

Este aço foi concebido inicialmente para ser bobinado a 650°C, conforme a condição 2 avaliada. No entanto, após a realização de algumas produções industriais, notou-se a ocorrência de oscilações de espessura. Visando solucionar este problema, foram propostas outras três condições de bobinamento (1, 3 e 4) que foram avaliadas neste estudo. Os resultados de cada condição são discutidos a seguir.

6.1.1. Condição 1: bobinamento a 518°C

Na condição de bobinamento 1, visou-se bobinar a tira em campo bainítico para se evitar a formação de ferrita, como indicado por Poliak et al.⁽⁵⁾. Conforme o diagrama TRC do aço avaliado, a tira produzida nesta condição teve o topo bobinado ainda no campo austenítico, enquanto que seu meio e base foram bobinados no campo bainítico (figura 6.1). Para o meio e a base da tira a condição sugerida por Poliak et al. foi apenas parcialmente atendida, visto que não foi possível garantir que a transformação da austenita em bainita iniciasse ainda na mesa de resfriamento. Para se conseguir bobinar a tira nesta temperatura, utiliza-se toda a extensão da mesa de resfriamento devido às limitações dimensionais e de capacidade de resfriamento da linha. Portanto, no momento em que se consegue atingir a temperatura de bobinamento, a tira já está entrando na bobinadeira, não sendo possível que a tira permaneça mais tempo na mesa após atingir a temperatura de bobinamento. Mesmo já sabendo disso de antemão, a condição ainda foi avaliada, pois após o bobinamento o aço ainda permaneceria em campo bainítico durante grande parte do tempo de resfriamento da BQ, o que levaria a austenita a se transformar predominantemente em bainita, evitando a formação de ferrita.

Na espira mais externa da bobina (pontos de 1 a 8, figura 5.1), correspondente à base da tira, verificou-se diversos pontos em que a microestrutura foi predominantemente bainítica. No entanto, ainda houve pontos em que se formou grande quantidade de

ferrita. Nesta espira as propriedades mecânicas tiveram elevada variação. O LR, por exemplo, variou até 180 MPa. Porém, esta espira é a mais susceptível às variações do ambiente ao redor da BQ e normalmente é descartada. Por isso foram avaliadas outras espiras em posições mais internas da BQ.

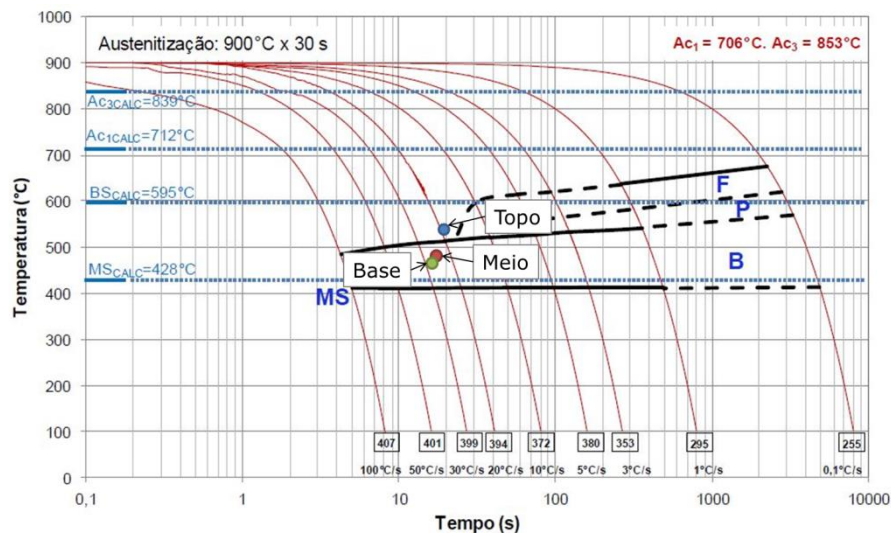


Figura 6.1 - Temperatura de bobinamento média da tira no topo, meio e base para a condição 1 no diagrama TRC do aço.

Na espira localizada a cerca de 40 m da base da tira (pontos de 9 a 12, figura 5.1), correspondente a uma região do meio da tira mas bem próxima à base, as propriedades mecânicas e a microestrutura apresentaram menor variação, porém as diferenças ainda foram consideráveis. O LR, por exemplo, variou em até 50 MPa. Este valor foi maior do que o encontrado por Kaputkina et al.⁽⁶⁾ em seu estudo sobre este mesmo fenômeno que foi de até 40 MPa, porém, para um aço 22MnB4, no qual ocorreu oscilação de espessura durante a laminação a frio. Esta diferença nas propriedades mecânicas é decorrente das quantidades variadas de ferrita, bainita e perlita na microestrutura em diferentes pontos da espira, provando que se a formação de ferrita não for evitada, a quantidade formada é muito sensível a pequenas diferenças nas taxas de resfriamento da BQ.

Na espira a cerca de 40 m do topo da tira (pontos de 13 a 16, figura 5.1), correspondente a uma região do meio da tira mas bem próxima ao topo, a variação nas propriedades foi menor do que na espira com os pontos de 9 a 12. O LR variou

até 20 MPa, menos do que o encontrado por Kaputkina et al.⁽⁶⁾, mesmo essa região tendo sido bobinada em temperatura mais elevada. A microestrutura estava mais homogênea em todos os pontos avaliados. Isso ocorreu porque esta espira está localizada mais internamente na BQ sofrendo menos influência de fatores externos.

Por fim, na espira mais interna da bobina (pontos de 17 a 20, figura 5.1), as propriedades mecânicas voltaram a apresentar elevada variação. O LR variou em até 100 MPa. A microestrutura apresentou grande quantidade de ferrita em todos os pontos avaliados, porém o refinamento foi variado. Além disso houve alguns pontos com presença de perlita fina. Essa grande variação foi decorrente da proximidade desta espira com a parte externa da bobina e a maior influência das condições do ambiente no entorno da BQ.

De modo geral, também se notou que as espiras em posições internas da BQ apresentaram maior quantidade de MA do que as posicionadas mais próximas das partes externas da BQ, apesar de elas resfriarem mais lentamente. Isso ocorre devido ao particionamento de carbono entre a ferrita e a austenita durante a transformação de fase em baixa taxa de resfriamento. Esse carbono, que se difunde para a austenita, estabiliza-a e, posteriormente em temperaturas mais baixas, se transforma em martensita ou permanece como austenita retida. Alguns autores já demonstraram a ocorrência deste fenômeno, inclusive associando a extensão do particionamento à dureza da martensita⁽²⁸⁻³¹⁾.

Portanto, não seria possível obter maior homogeneidade de propriedades mecânicas ao longo do comprimento e largura bobinando a tira em campo bainítico, pois não se conseguiu evitar a formação da ferrita e nem garantir que alguma extensão da transformação da austenita para bainita ocorresse antes do bobinamento.

6.1.2. Condição 2: bobinamento a 667°C

Na condição de bobinamento 2, topo, meio e base da tira foram bobinados em baixa temperatura no campo austenítico, conforme observado no diagrama da figura 6.2.

Esta condição foi a definida inicialmente para a produção deste aço durante seu desenvolvimento. Como já mencionado, nesta condição já se sabia que a oscilação de espessura ocorreria, mas ela foi realizada para se caracterizar o fenômeno. No entanto, nesta condição foi aplicado o recurso de bobinamento com perfil de temperatura em U, no qual o topo e a base da tira são bobinadas com cerca de 50°C acima da temperatura de bobinamento visada. A intenção desta estratégia é melhorar a homogeneidade do resfriamento da bobina.

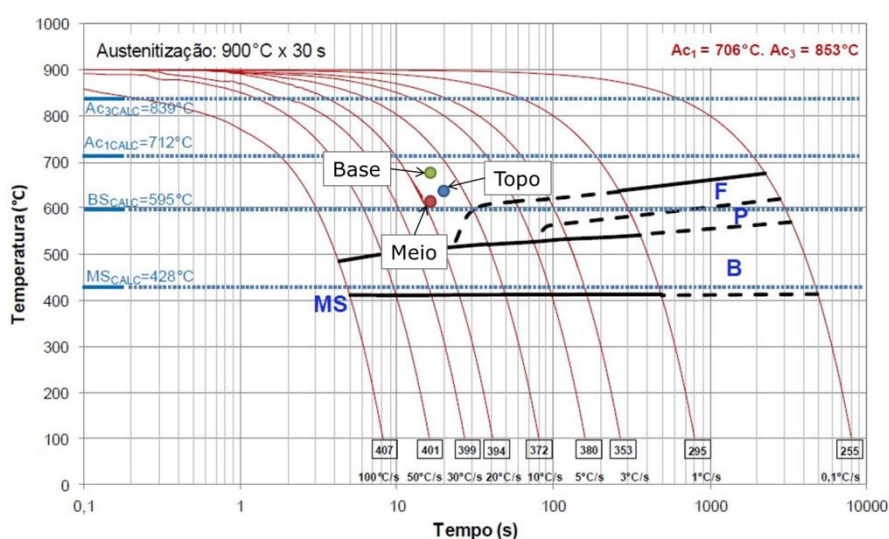


Figura 6.2 - Temperatura de bobinamento média da tira no topo, meio e base para a condição 2 no diagrama TRC do aço.

Nesta condição, a variação das propriedades mecânicas foi elevada em todas as espiras avaliadas. Na espira mais externa, correspondente à base da tira (pontos de 1 a 8, figura 5.15), o LR variou em até 260 MPa. Na espira a cerca de 40 m da base da tira (pontos de 9 a 12), LR variou em até 50 MPa. Na espira a cerca de 40 m do topo (pontos de 13 a 16), LR variou em até 170 MPa. Por fim, na espira mais interna, correspondente ao topo da tira (pontos de 17 a 20), LR variou em até 120 MPa. Isso ocorreu porque, como pode ser observado na figura 6.2 pequenas diferenças nas taxas resfriamento da bobina pode levar à formação de microestrutura ferrita-perlita ou ferrita-bainita. Isto foi comprovado pela análise das microestruturas formadas em diferentes posições da tira. No centro das posições 9 e 10 (figura 5.21 e figura 5.22), por exemplo, obteve-se uma microestrutura composta de ferrita poligonal e perlita, enquanto que nas bordas WS e DS nas mesmas posições se a microestrutura foi

composta de ferrita, bainita e MA. E para cada uma destas posições, as quantidades relativas de cada fase e o refinamento da microestrutura variam consideravelmente.

Portanto, mesmo aplicando bobinado com perfil em U, não é possível garantir homogeneidade de propriedades mecânicas em toda a BQ na condição de bobinado 2, visto que pequenas diferenças na taxa de resfriamento podem levar a formação de microestruturas muito distintas.

6.1.3. Condições 3 e 4: bobinamentos a 742 e 786°C, respectivamente

Tanto na condição 3 quanto na 4 de bobinado, a tira foi bobinada em uma temperatura elevada dentro do campo austenítico, conforme apresentado no diagrama TRC da figura 6.3. Nas duas condições todos os pontos ficaram muito próximos no diagrama TRC e os resultados foram muito parecidos. Nestes casos, a intenção era a formação de uma microestrutura mais homogênea composta de ferrita e perlita, visto que ao aliar as baixas taxas de resfriamento da BQ e uma elevada TB, haveria tempo suficiente para formação desta microestrutura em toda a BQ e que ela seria mais homogênea, evitando a formação de bainita e MA.

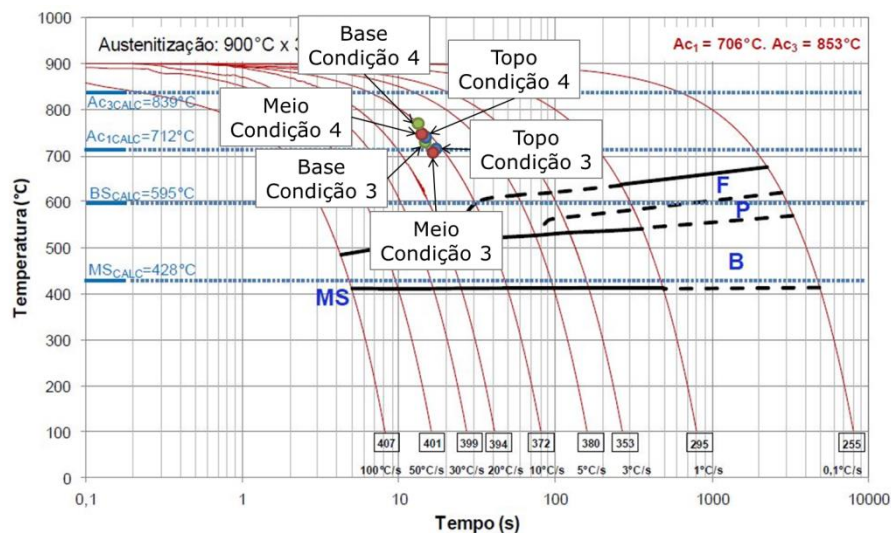


Figura 6.3 - Temperatura de bobinado média da tira no topo, meio e base para as condições 3 e 4 no diagrama TRC do aço.

Todas as espiras avaliadas para as condições de bobinamento 3 e 4 apresentaram considerável variação de espessura. A menor variação em LR foi de 70 MPa na espira a 40 m do topo para a condição 3 e de 50 MPa na espira a 40 m do topo para a condição 4, comparados aos encontrados por Kaputkina et al.⁽⁶⁾. Mesmo nas espiras em que as propriedades mecânicas variaram menos, verificaram-se microestruturas muito diferentes para os pontos avaliados. Nas posições do centro, predominou-se a microestrutura composta de ferrita poligonal e perlita, enquanto que nas bordas WS e DS foram encontradas quantidades variadas de ferrita, perlita, bainita e MA. Além disso, tanto no centro quanto nas bordas, o refinamento da microestrutura variou muito.

A heterogeneidade da microestrutura possivelmente é decorrente do particionamento do Cr e Mo do aço durante a transformação da austenita em ferrita. Ebrahimian et al.⁽³¹⁾ explicam que uma microestrutura inicialmente austenítica quando resfriada até uma temperatura que possibilite a formação de ferrita e sendo mantida nessa temperatura por um longo período, ocorre uma acumulação de carbono e elementos de liga formadores de carboneto, como o Cr e o Mo, na interface da transformação da austenita para ferrita. Isto é decorrente da menor difusividade destes elementos de liga na austenita comparada à ferrita. Com isso a difusão de carbono e destes elementos de liga se tornam tão lentas que dificultam o crescimento da ferrita, reduzindo sua taxa de formação e estabilizando cineticamente a austenita. Posteriormente, em temperaturas mais baixas a austenita poderá se converter em bainita ou MA, dependendo do seu teor de carbono.

Portanto, o bobinamento em temperatura elevada no campo austenítico também não possibilitou maior homogeneidade de propriedades mecânicas. O particionamento do elementos formadores de carbonetos e do carbono em temperaturas elevadas e em baixas taxas de resfriamento torna a transformação da austenita muito lenta, o que possibilita que pequenas variações nas condições externas às bobinas podem levar à formação microestruturas diferentes.

6.2. Influência das Diferentes Taxas de Resfriamento da BQ na sua Microestrutura

6.2.1. Temperatura de bobinamento de 510°C

Para se bobinar a tira na laminação a quente a 510°C, a taxa de resfriamento média em toda a mesa de resfriamento da linha deve ser 31°C/s. Aplicando-se essa taxa de resfriamento até 150°C, verificou-se o início de uma transformação mais expansiva a partir de 416°C. Como a microestrutura final obtida apresentou bainita e martensita, afirma-se que após austenitização a 880°C, ao se aplicar essa taxa de resfriamento, essa foi a temperatura de início de formação da martensita (Ms) para este aço. Não foi possível identificar exatamente o início da transformação bainítica (Bs), mas há indícios na curva dilatométrica de que ela se inicia próximo ou abaixo de 500°C, o que está de acordo com o diagrama TRC para este aço, apresentado na figura 6.4. Esse diagrama foi obtido anteriormente em estudo conduzido internamente no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas para este aço, conforme apresentado na seção 3.4.3 da revisão bibliográfica.

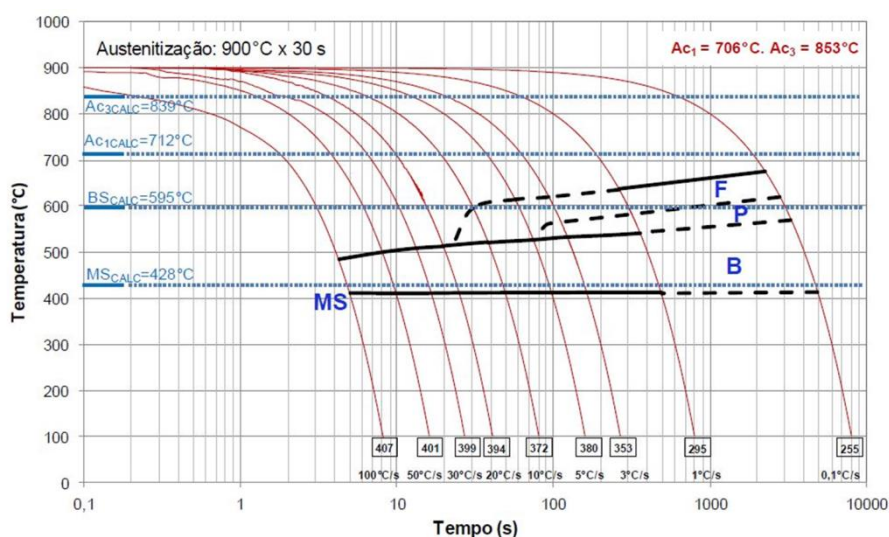


Figura 6.4 – Diagrama TRC do aço DP ligado ao Cr e Mo em avaliação.

Verificou-se também que o início da transformação somente ocorre após 12 s de resfriamento constante, indicando que nenhuma transformação ocorreria industrialmente neste aço durante o resfriamento ainda na mesa de resfriamento

utilizando taxas parecidas com estas, visto que o bobinamento se inicia antes deste tempo e a temperatura visada seria maior que 500°C. No entanto, no processo industrial, a austenita se encontra deformada, o que poderia favorecer sua transformação em temperatura mais elevadas⁽²⁾. Como demonstrado pelas simulações utilizando TR2, com TB=510°C (figura 10), a serem discutidas a seguir, a ferrita é formada a partir desta temperatura assim que se muda para as taxas mais lentas de resfriamento, indicando que a temperatura Bs é realmente menor.

Portanto, baseado na curva dilatométrica obtida no ciclo 1.1, para uma temperatura de bobinamento de 510°C, a formação da ferrita não seria evitada, impedindo a obtenção de uma microestrutura completamente bainítica ao se bobinar a tira no campo bainítico do diagrama TRC.

Para os ciclos de 1.2 a 1.4, as taxas de resfriamento após bobinamento foram variadas entre 0,5 e 0,005°C/s. Para a TB de 510°C, obtiveram-se microestruturas parecidas nas taxas de 0,5 (figura 5.61) e 0,05°C/s (figura 5.63). Porém, para a taxa de resfriamento de 0,005°C/s, a microestrutura foi consideravelmente diferente (figura 5.65). A diferença na dureza da microestrutura para TR2 entre 0,05 e 0,005°C/s foi de 32 HV. Kaputikina et al.⁽⁶⁾ encontraram diferenças na dureza de até 10 HV na bobina obtida industrialmente. A diferença obtida por eles é menor, possivelmente devido ao aço estudado, 22MnB4, não ter adição de Cr e Mo. No entanto, esta diferença foi suficiente para que houvesse oscilação de espessura durante a laminação a frio do aço.

Quanto à cinética da transformação, observou-se que para o menor valor de TR2, a transformação da austenita demorou cerca de 4,3 h, enquanto que quando TR2 foi maior, o tempo não foi maior que 38 min. A propensão deste aço ligado ao Cr e Mo em formar diferentes microestruturas decorrentes das diferentes taxas de resfriamento em posições distintas da BQ é devido à baixa velocidade de transformação da austenita em baixas taxas de resfriamento. A presença de austenita mesmo após horas de resfriamento da BQ torna a microestrutura a ser formada muito susceptível a pequenas variações das condições externas à BQ que possibilitariam resfriamento não uniforme.

Pelas simulações dilatométricas, o fenômeno explicado por Ebrahimian et al.⁽³¹⁾ relacionado à estabilização cinética da austenita relacionada ao particionamento do Cr, Mo e C fica mais evidente, pois nas microestruturas pode-se observar algumas regiões em que se forma bainita com MA ao seu redor. Isso demonstra que houve acúmulo de C na interface de transformação austenita para ferrita e que ele não se difundiu para o interior do grão austenítico prévio, possibilitando a formação deste constituinte misto.

Portanto, estes resultados comprovam que o bobinamento deste aço em campo bainítico não seria eficiente visando à obtenção de uma microestrutura mais homogênea.

6.2.2. Temperatura de bobinamento de 650°C

Para se bobinar a tira na laminação a quente a 650°C, a taxa de resfriamento média em toda a mesa de resfriamento da linha deve ser 19°C/s. Aplicando-se essa taxa de resfriamento até 150°C, verificou-se que a temperatura Bs neste caso foi 494°C (20 s) e a Ms 422°C. Esse valor foi menor do que o esperado de cerca de 510°C, baseado no diagrama TRC para este aço, apresentado na figura 6.4. Portanto, nenhuma transformação ocorreria industrialmente neste aço durante o resfriamento na mesa utilizando taxas parecidas com esta, tornando a bobina mais suscetível a variações nas condições externas formando uma microestrutura heterogênea.

Para os ciclos de 2.2 a 2.4, as taxas de resfriamento após bobinamento foram variadas entre 0,5 e 0,005°C/s. Para a TB de 650°C, obtiveram-se microestruturas consideravelmente diferentes em todas as taxas de resfriamento avaliadas. Para 0,5 e 0,05°C/s, a microestrutura apresentou ferrita, bainita e MA, porém em quantidades diferentes para cada taxa. Para 0,005°C/s, a microestrutura foi composta somente de ferrita e de bainita.

A diferença na dureza da microestrutura para TR2 entre 0,5 e 0,05°C/s foi de 25 HV, e entre 0,05 e 0,005°C/s foi de 24 HV, valores bem maiores do que o encontrado por Kaputikina et al.⁽⁶⁾, de até 10 HV em bobina obtida industrialmente, na qual houve oscilação de espessura durante a laminação a frio do aço.

Quanto à cinética da transformação, observou-se que para TR2 de 0,05°C/s a transformação da austenita demorou cerca de 1,6 h e para 0,005°C/s o tempo foi de cerca de 15,5 h. Nesta condição, a propensão deste aço em formar diferentes microestruturas decorrentes das diferentes taxas de resfriamento em posições distintas da BQ é ainda maior, devido a presença de austenita mesmo após muitas horas de resfriamento da BQ em taxas menores.

Nas microestruturas obtidas com TR2 de 0,5 e 0,05°C/s, novamente fica evidente o fenômeno explicado por Ebrahimian et al.⁽³¹⁾ relacionado à estabilização cinética da austenita devido ao particionamento do Cr, Mo e C, pois nas microestruturas pode-se observar algumas regiões de bainita com MA ao seu redor, comprovando o acúmulo de C na interface de transformação austenita para ferrita e que ele não se difundiu para o interior do grão austenítico prévio.

Portanto, estes resultados deixam claro o porquê de esta temperatura de bobinamento tornar a BQ mais suscetível à ocorrência de oscilação de espessura.

6.2.3. Temperatura de bobinamento de 730°C

Para se bobinar a tira na laminação a quente a 730°C, não se utiliza água na mesa de resfriamento. A tira deve ter temperatura de acabamento de 880°C. Com isso, a taxa de resfriamento média da tira em toda a mesa fica próxima de 13°C/s. Aplicando-se essa taxa de resfriamento até 150°C, verificou-se que a temperatura Bs neste caso foi de 530°C e Ms foi de 427°C. Nesse caso, a transformação teve início em temperatura mais próxima do esperado de cerca de 510°C, baseado no diagrama TRC para este aço, apresentado na figura 6.4.

Porem, esse valor de Bs somente seria alcançado após 27 s de resfriamento na mesa, indicando que nenhuma transformação ocorreria industrialmente neste aço durante o resfriamento utilizando taxas parecidas com esta, tornando a bobina mais suscetível a variações nas condições externas formando uma microestrutura heterogênea.

Para os ciclos de 3.2 a 3.4, as taxas de resfriamento após bobinamento foram variadas entre 0,5 e 0,005°C/s. Para a TB de 730°C, obtiveram-se microestruturas consideravelmente diferentes em todas as taxas de resfriamento avaliadas, variando entre ferrita, bainita e MA para TR2 de 0,5 e 0,05°C/s, mas com teores variados, e ferrita e perlita para TR2 de 0,005°C/s.

A diferença na dureza da microestrutura para TR2 entre 0,5 e 0,05°C foi de 12 HV, valor menor do que o obtido para TB de 650°C. Entre 0,05 e 0,005°C/s a diferença na dureza foi de 100 HV. Ambas as diferenças foram maiores do que o encontrado por Kaputikina et al.⁽⁶⁾, de até 10 HV em bobina obtida industrialmente, na qual houve oscilação de espessura durante a laminação a frio do aço, principalmente entre 0,05 e 0,005°C/s.

Quanto à cinética da transformação, observou-se que para TR2 de 0,05°C/s a transformação da austenita demorou cerca de 2,1 h e para 0,005°C/s o tempo foi de cerca de 7,7 h. Nesta condição, a propensão deste aço em formar diferentes microestruturas decorrentes das diferentes taxas de resfriamento em posições distintas da BQ também é alta, devido à presença de austenita mesmo após horas de resfriamento da BQ em taxas menores.

Nas microestruturas obtidas com TR2 de 0,5 e 0,05°C/s, novamente fica evidente o fenômeno explicado por Ebrahimian et al.⁽³¹⁾ relacionado à estabilização cinética da austenita devido ao particionamento do Cr, Mo e C, pois nas microestruturas pode-se observar algumas regiões de bainita com MA ao seu redor, comprovando o acúmulo de C na interface de transformação austenita para ferrita e que ele não se difundiu para o interior do grão austenítico prévio.

Portanto, estes resultados mostram que não seria possível obter uma microestrutura mais homogênea mesmo bobinando em temperaturas mais elevadas dentro do campo austenítico, pois a transformação da austenita se torna muito lenta, tornando a BQ muito suscetível a pequenas variações nas condições em seu exterior, formando uma microestrutura heterogênea.

6.2.4. Temperatura de bobinamento de 780°C

Os resultados obtidos para TB de 780°C foram muito parecidos com os obtidos para TB de 730°C. Para se bobinar a tira na laminação a quente a 780°C, não se utiliza água na mesa de resfriamento. A tira deve ter temperatura de acabamento de 920°C. Com isso, a taxa de resfriamento média da tira em toda a mesa fica próxima de 15°C/s. Aplicando-se essa taxa de resfriamento até 150°C, verificou-se que a temperatura Bs neste caso foi 493°C e Ms foi de 420°C, sendo esse valor de Bs menor do que o esperado de cerca de 510°C, baseado no diagrama TRC para este aço, apresentado na figura 6.4.

Porem, novamente, esse valor de Bs somente seria alcançado após 28 s de resfriamento na mesa, indicando que nenhuma transformação ocorreria industrialmente neste aço durante o resfriamento utilizando taxas parecidas com esta, tornando a bobina mais suscetível a variações nas condições externas formando uma microestrutura heterogênea.

Para os ciclos de 4.2 a 4.4, obtiveram-se microestruturas consideravelmente diferentes em todas as taxas de resfriamento avaliadas, variando entre ferrita, bainita e MA para TR2 de 0,5 e 0,05°C/s, mas com teores variados, e ferrita e perlita para TR2 de 0,005°C/s.

A diferença na dureza da microestrutura para TR2 entre 0,5 e 0,05°C foi de 22 HV, valor menor do que o obtido para TB de 650°C. Entre 0,05 e 0,005°C/s a diferença na dureza foi de 95 HV. Ambas as diferenças foram maiores do que o encontrado por

Kaputikina et al.⁽⁶⁾, de até 10 HV em bobina obtida industrialmente, na qual houve oscilação de espessura durante a laminação a frio do aço.

Quanto à cinética da transformação, observou-se que para TR2 de 0,05°C/s a transformação da austenita demorou cerca de 2,4 h e para 0,005°C/s o tempo foi de cerca de 11,4 h. Nesta condição, a propensão deste aço em formar diferentes microestruturas decorrentes das diferentes taxas de resfriamento em posições distintas da BQ também é alta, devido à presença de austenita mesmo após horas de resfriamento da BQ em taxas menores.

Nas microestruturas obtidas com TR2 de 0,5 e 0,05°C/s, novamente fica evidente o fenômeno explicado por Ebrahimian et al.⁽³¹⁾ relacionado à estabilização cinética da austenita devido ao particionamento do Cr, Mo e C.

Portanto, assim como para TB de 730°C, estes resultados mostram que não seria possível obter uma microestrutura mais homogênea mesmo bobinando em temperaturas mais elevadas dentro do campo austenítico, pois a transformação da austenita se torna muito lenta, tornando a BQ muito suscetível a pequenas variações nas condições em seu exterior, formando uma microestrutura heterogênea.

6.3. Oscilação de Espessura na Laminação a Frio

Corroborando com os resultados obtidos laboratorialmente, houve oscilação de espessura durante a laminação a frio em todas as condições avaliadas, conforme a tabela 4.2.

Para a condição 1 de bobinamento, verificou-se que a oscilação se concentrou mais no topo ou base da tira (figura 5.93), enquanto que nas condições 2 (figura 5.96 e figura 5.98), 3 (figura 5.101 e figura 5.102) e 4 (figura 5.106 e figura 5.107), a oscilação pode ter sido mais intensa no topo ou base da tira, mas ocorreu em todo seu comprimento.

Observou-se, em pontos de maior e menor espessura dentro da oscilação, que a microestrutura foi diferente em termos de constituintes presentes e de suas quantidades relativas.

Portanto, como verificado por meio da microestrutura das BQs antes da laminação a frio e pelas simulações por dilatométrica, a microestrutura heterogênea gerada em diferentes pontos da BQ é responsável pela ocorrência de oscilação de espessura na laminação a frio, em acordo com a explicação da literatura⁽⁵⁻¹⁰⁾.

6.4. Resfriamento Não Uniforme da BQ

Apesar de não ter sido possível determinar quantitativamente curvas e taxas de resfriamento da bobina após a laminação em diferentes pontos, verificou-se que a bobina apresenta pontos com temperaturas diferentes durante grande parte de seu resfriamento.

Esse comportamento está de acordo com o obtido por Kaputkina et al.⁽⁶⁾, que mostram que não somente há uma diferença de temperatura em pontos distintos da BQ, como também essa diferença aumenta durante todo o período de resfriamento.

Para as duas avaliações por termografia avaliadas, viu-se que, mesmo após horas de resfriamento, havia diferenças de temperatura em pontos muito próximos, de até 80°C, (figura 5.116 e figura 5.122).

Essas diferenças deixam evidentes que há pontos da BQ em que a austenita se transforma mais rápida, formando microestruturas com dureza mais elevada, e outros que a transformação irá demorar mais por estar em temperatura mais elevada, levando a formação de microestruturas de menor dureza.

Portanto, de fato ocorre um resfriamento não uniforme da bobina após a laminação a frio e isso pode ser levado a formação de microestrutura heterogênea em aços com composição química que tornam a transformação da austenita mais lenta, como a do aço DP ao Cr e Mo em avaliação neste trabalho.

Neste caso, seria recomendado obter meios para se garantir a maior uniformidade possível do resfriamento da BQ, avaliando-se, por exemplo, o uso de cobertores termostáticos conforme indicado por Chashchin⁽³²⁾.

7. CONCLUSÕES

Neste trabalho, confirmou-se que a origem da ocorrência da oscilação de espessura durante a laminação a frio do aço DP ligado ao Cr e Mo está no resfriamento não uniforme da bobina após a laminação a quente. Visto que a transformação da austenita começa somente após o bobinamento, independente da temperatura de bobinamento e da taxa de resfriamento aplicada após o laminador a quente, a microestrutura a ser formada é muito susceptível a pequenas variações nas condições externas à bobina.

Testes industriais foram realizados visando caracterizar a condição inicialmente estabelecida de bobinamento para este aço, em baixa temperatura ainda dentro do campo austenítico, para a qual ocorre a oscilação de espessura, e avaliar alternativas para eliminação desta ocorrência: bobinamento em campo bainítico e bobinamento em temperatura elevada no campo austenítico. Verificou-se que a tira obtida na condição inicialmente estabelecida apresentava elevada variação de propriedades mecânicas em espiras do topo e da base da bobina. Essa diferença de propriedades mecânicas é decorrente da microestrutura que se forma em regiões distintas das espiras. Em diferentes pontos de uma mesma espira, verificou-se microestrutura composta de ferrita, bainita e MA ou composta de ferrita poligonal e perlita. Essa heterogeneidade microestrutural ocorre mesmo em espiras distante 40 m das pontas da tira.

Na tira bobinada supostamente em campo bainítico, as propriedades mecânicas variaram menos ao longo de espiras individuais do topo e da base, mas ainda foi considerável ao se comparar com dados de literatura. Verificou-se que a microestrutura foi predominantemente bainítica em alguns pontos, em outros foi composta de ferrita, bainita e MA e algumas vezes apresentando perlita fina. Sendo assim, o bobinamento em campo bainítico não foi eficaz para se obter uma microestrutura suficientemente homogênea ao longo de toda a tira.

Para temperatura de bobinamento elevada dentro do campo austenítico, esperava-se obter uma microestrutura mais homogênea composta de ferrita poligonal e perlita. No entanto, ainda assim houve elevada variação das propriedades mecânicas dentro das

espiras avaliadas no topo e na base. Quanto à microestrutura, em uma mesma espira ainda houve heterogeneidade: alguns pontos com ferrita, bainita e MA em teores variados, e outros pontos com ferrita poligonal e perlita, mas também com frações variadas.

Por dilatometria, verificou-se que a transformação da austenita se torna muito lenta para as baixas taxas de resfriamento a que uma BQ está sujeita após o bobinamento. Devido ao particionamento do Cr e Mo durante a formação da ferrita, a difusão do C pela interface de transformação austenita-ferrita se torna difícil levando a uma estabilização cinética da austenita prévia, que se transforma em bainita ou MA posteriormente em baixas temperaturas. Determinou-se que a transformação da austenita pode levar muitas horas na bobina, o que confirma a susceptibilidade do aço a formar diferentes microestruturas em pontos da bobina em condições de resfriamento que dependem do ambiente no entorno.

Durante a laminação a frio das BQs produzidas, verificou-se a ocorrência de oscilação de espessura para todas as condições avaliadas. No caso da tira obtida em campo bainítico, a oscilação foi mais intensa somente no topo e na base. Nas outras condições, verificou-se a oscilação de espessura ocorrendo em toda a tira.

Por meio de análises qualitativas por termografia, verificou-se que a bobina apresenta regiões com diferentes temperaturas durante o resfriamento, o que permite concluir que o resfriamento da BQ não ocorre de maneira uniforme e que estas diferenças persistem durante grande parte do tempo em que a transformação da austenita ainda está ocorrendo.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliação da ocorrência de oscilação de espessura durante a laminação a frio variando-se o projeto de liga do aço, utilizando, por exemplo, menores teores de Cr e Mo.
- Avaliar meios de se assegurar melhor uniformidade no resfriamento da bobina após a laminação a quente utilizando, por exemplo, os cobertores termostáticos.
- Avaliar possível relação entre a forma da tira laminada a quente e o resfriamento de bobinas após a laminação a quente.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. WORLD AUTO STEEL. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0. Abr. 2017. Disponível em <<https://www.worldautosteel.org/downloads/599700/>>. Acesso em 03 fev. 2019.
2. ZHAO, J., JIANG, Z. Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels. *Progress in Materials Science*; v. 94, p. 174-242, 2018.
3. TASAN, C. C., DIEHL, M., YAN, D., BECHTOLD, M., ROTERS, F., SCHEMMANN, L., ZHENG, C., PERANIO, N., PONGE, D., KOYAMA, M., TSUZAKI, K., RAABE, D. An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure-Oriented Processing and Micromechanically Guided Design. *Annual Review of Materials Research*; v. 45, p. 391-431, 2015.
4. RASHID, M. S. Dual Phase Steels. *Annual Review of Materials Science*; v. 11, p. 245-266, 1981.
5. POLIAK, E. I., POTTORRE, N. S., SKOLLY, R. M., UMLAUF, W. P., BRANNBACKA, J. C. Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels in Production Hot Strip Rolling. *La Metallurgia Italiana*, n. 2, p. 1-8, feb. 2009.
6. KAPUTKINA, L. M., MARMULEV, A. V., HERMAN G., POLIAK, E. I. Microstructure Heredity and Non-Uniformity of Mechanical Properties of Cold Rolled Ferrite-Pearlite and Ferrite-Bainite Steel During Its Manufacturing. *Machines, Technologies, Materials*, n. 9, p. 23-26, 2013.
7. KAPUTKINA, L. M., MARMULEV, A. V., POLIAK, E. I., HERMAN, G. Effect of Coil Cooling Conditions on Microstructural and Mechanical Properties Uniformity of Flat Hot Rolled AHSS. *Material Science and Heat Treatment*, v. 54, n. 11-12, Mar. 2013.
8. KAPUTKINA, L. M., MARMULEV, A. V., SHCHETININ, I. V., HERMAN G., POLIAK, E. I. Nonuniform Structure and Properties in Hot-Rolled Low-Carbon Steel Coils. *Steel in Translation*, v. 43, n. 9, pp. 561-565, 2013.
9. JACOLOT, R. HUIN, D., MARMULEV, A., MATHEY, E. Hot rolled coil property heterogeneities due to coil cooling: impact and prediction. *Key Engineering Materials*, v. 622-623, p. 918-928, 2014.

10. MARMULEV, A. V., KAPUTKINA, L. M., HERMAN, G., POLIAK, E. I. Effects of Thermomechanical Processing on Uniformity of Microstructure and Properties of AHSS. *Materials Science Forum*, v. 783-786, p. 967-972, 2014.
11. GINZBURG, V.B. *Steel-rolling Technology: theory and practice*. New York: Marcel Dekker, 1989.
12. HIGGINS, R. A. *Engineering Metallurgy: Part I – Applied Physical Metallurgy*. 6th ed. New York: Arnold, 1993.
13. BAIN, E. C. *Alloying Elements in Steels*. Cleveland: ASM, 1939.
14. BHADESHIA, H. K. D. H., HONEYCOMB, R. W. K. *Steels: Microstructure and Properties*. 3rd ed. Oxford: Elsevier, 2006.
15. VANDER VOORT, G. F. *Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels*. United States: ASM International, 1991.
16. USINAS SIDERÚRGICAS DE MINAS GERAIS S. A. Catálogo de Produtos: Galvanizados por Imersão a Quente. Belo Horizonte, 2016. Disponível em: <<http://www.usiminas.com/nossos-produtos/galvanizados-por-imersao-quente/>>. Acesso em: 25 nov. 2016.
17. USINAS SIDERÚRGICAS DE MINAS GERAIS S. A. Catálogo de Produtos: Tiras a Quente. Belo Horizonte, 2016. Disponível em: <<http://www.usiminas.com/nossos-produtos/tiras-quente/>>. Acesso em: 25 nov. 2016.
18. KRAUSS, G. *Steels; Processing, Structure, and Performance*. 2nd ed. Materials Park: ASM International, 2015.
19. RIZZO, E. M. S. *Processos de laminação dos aços: uma introdução*. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2007.
20. ROBERTS, W. L. *Hot Rolling of Steels*. New York: Marcel Dekker, 1983.
21. USINAS SIDERÚRGICAS DE MINAS GERAIS S. A. Catálogo de Produtos: Laminados a Frio. Belo Horizonte, 2016. Disponível em: <<http://www.usiminas.com/nossos-produtos/laminados-frio/>>. Acesso em: 25 nov. 2016.
22. KLADNIG, W. F. New Development of Acid Regeneration in Steel Pickling Plants. *Journal of Iron and Steel Research, International*, v. 15, n. 4, p. 1-6, 2008.
23. DELWIG, F.W., PEMPERA, F.G. Pickling of strip using controlled turbulence. *Steel Technology International*, London, p. 220-224, 1994.
24. ABBASCHIAN, R., ABBASCHIAN, L., REED-HILL, R. E. *Physical Metallurgy Principles*. 4th ed. Stamford: Cengage Learning, 2009.

25. LLEWELLYN, D. T., HILLIS, D. J. Review: Dual Phase Steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 23, n. 6, p. 471-478, 1996.
26. TEXEIRA, I. O. *Influência das condições de processamento de laminação a quente nas propriedades mecânicas de aços if de alta resistência processados via recozimento contínuo*. Belo Horizonte: UFMG, 2003. Dissertação de Mestrado.
27. NBR ISO 6982-1:2013, Materiais Metálicos – Ensaio de Tração. Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente.
28. GHASEMI BANADKOUKI, S. S., FEREDUNI, E. Effect of prior austenite carbon partitioning on martensite hardening variation in a low ferrite-martensite dual phase steel. *Materials Science & Engineering A*, v. 619, p. 129-136, 2014.
29. GOTO, S., KAMI, C., KAWAMURA, S. Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness. *Materials Science & Engineering A*, v. 648, p. 436-442, 2015.
30. EBRAHIMIAN, A., GHASEMI BANADKOUKI, S. S. Effect of alloying element partitioning on ferrite hardening in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. *Materials Science & Engineering A*, v. 677, p. 281-289, 2016.
31. EBRAHIMIAN, A., GHASEMI BANADKOUKI, S. S. Mutual mechanical effects of ferrite and martensite in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 708, p. 43-54, 2017.
32. CHASHCHIN, V. V. Controlled Cooling of Coils of High-Carbon and Alloy Structural Steel. *Steel in Translation*, v. 40, n. 2, p. 153-156, 2010.