

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

Dissertação de Mestrado

Efeito da microestrutura prévia nas propriedades mecânicas de um aço bifásico com
requisito de expansão de furo

Autor: Marcus Vinícius Pereira Arruda
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Fevereiro - 2019

Marcus Vinicius Pereira Arruda

Efeito da microestrutura prévia nas propriedades mecânicas de um aço bifásico com requisito de expansão de furo

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

Área de concentração: Metalurgia Física.

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte
Universidade Federal de Minas Gerais
Escola de Engenharia
Fevereiro – 2019

A779e

Arruda, Marcus Vinicius Pereira.

Efeito da microestrutura prévia nas propriedades mecânicas de um aço bifásico com requisito de expansão de furo [manuscrito] / Marcus Vinicius Pereira Arruda. – 2019.

xiii,152 f., enc.: il.

Orientador: Dagoberto Brandão Santos.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Anexos: f. 149-152.

Bibliografia: f. 144-148.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Aço - Propriedades mecânicas - Teses. 4. Microestrutura - Teses. I. Santos, Dagoberto Brandão. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU:669(043)

Primeiramente a Deus.
Aos meus familiares, em especial meus filhos
Clara e Matheus, minha esposa Karla, meus pais Divina e Eli e
meus irmãos Ronald e Eduardo.

AGRADECIMENTOS

À Usiminas pela oportunidade de realizar este trabalho e fornecer todos os subsídios para a obtenção do título de mestrado. Em especial, à Gerência Geral de Pesquisa e Desenvolvimento, representada por Carlos Salaroli, Ivan de Castro e Aldo Henrique Barbosa.

Aos amigos Túlio Magno Fuzessy de Melo e Fernando de Souza Costa, pelas ricas discussões, orientações e apoio.

Ao Prof. Dagoberto Brandão Santos, pela total disponibilidade, orientação e, sobretudo, pelos ensinamentos transmitidos.

Aos demais amigos e colaboradores da Gerência de Pesquisa e Desenvolvimento de Produtos, em especial, aos lotados no Laboratório de Metalurgia Física, pelo trabalho de excelência prestado e tratamento cordial.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	1
2.	OBJETIVO	3
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1.	Aços Dual Phase	4
3.2.	Controle Microestrutural dos aços <i>Dual Phase</i>	12
3.3.	Evolução Microestrutural dos aços Dual Phase	19
3.3.1.	Nucleação da austenita	20
3.3.1.1.	Efeito da microestrutura inicial	20
3.3.1.2.	Efeito da taxa de aquecimento	22
3.3.2.	Crescimento da austenita	24
3.3.2.1.	Efeito da composição química do aço	28
3.3.2.2.	Efeito da temperatura de encharque	32
3.3.2.3.	Efeito da microestrutura inicial	34
3.3.2.4.	Efeito da taxa de aquecimento	38
3.4.	Efeito da microestrutura na capacidade de expansão de furo	42
3.5.	Técnicas Avançadas de Caracterização Microestrutural	44
3.5.1.	Análise por difração de elétrons retroespalhados – EBSD	44
3.5.2.	Levantamento de curvas de transformação via Dilatometria	49
3.5.3.	Nanoindentação	50
4.	METODOLOGIA	54
4.1.	Material	54
4.2.	Amostragem e caracterização do laminado a quente	54
4.3.	Laminação a frio piloto	55
4.4.	Simulação dos ciclos de recozimento na Gleeble®	55
4.5.	Ensaio dilatométricos	58
4.6.	Caracterização microestrutural	60
4.6.1.	Microscopia óptica e eletrônica de varredura	60
4.6.2.	Análises por EBSD	60
4.6.3.	Ensaio de nanoindentação	61
4.7.	Propriedades mecânicas	62
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
5.1.	Microestrutura	63
5.1.1.	Laminado a quente	63
5.1.2.	Após laminação a frio piloto (deformado)	68
5.2.	Após recozimento contínuo em máquina Gleeble	74
5.3.	Caracterização Microestrutural via EBSD	89
5.4.	Nanoindentação	94
5.5.	Propriedades mecânicas em tração para as diversas etapas de processamento	98
5.5.1.	Laminado a quente	98
5.5.2.	Laminado a frio (deformado)	101
5.5.3.	Simulação de recozimento contínuo (Gleeble)	103
5.6.	Expansão cônica de furo para as diversas etapas de processamento	108
5.7.	Ensaio Dilatométricos	109
5.7.1.	Pontos alotrópicos no aquecimento contínuo	110
5.7.2.	Evolução Microestrutural no Aquecimento	112

5.7.3.	Formação da austenita no aquecimento	112
5.7.4.	Transformações de fases no encharque	129
5.7.5.	Transformações de fases no resfriamento lento	130
5.7.6.	Transformações de fases no resfriamento rápido	133
6.	CONCLUSÕES	138
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	141
8.	REFERÊNCIAS.....	142
9.	ANEXOS	147

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1– Microestrutura de um aço DP da classe 800 MPa de limite resistência mecânica, indicando as fases ferrita (F), martensita (M) e constituinte MA (MA). Microscopia eletrônica de varredura. Aumento original: 10000 X. Ataque: Nital 4%. ...	4
Figura 3.2 – Representação esquemática do ciclo de recozimento contínuo (CAPL) ao qual os aços DP são submetidos.	5
Figura 3.3 – Micrografia de microscopia eletrônica de transmissão mostrando regiões da microestrutura de um aço DP com elevada densidade de deslocações. M: martensita; α : ferrita ⁽³⁾	6
Figura 3.4 – Valores de razão elástica e faixas de limites de escoamento (LE) e de resistência à tração (LR) de diferentes tipos de aços laminados a frio utilizados na fabricação de componentes automobilísticos ⁽⁵⁾	7
Figura 3.5 – Variação do expoente de encruamento (valor n) com a deformação para diversos aços ⁽⁷⁾	8
Figura 3.6 – (a) Fração de austenita retida após o tratamento do aço. (b) Queda na fração de austenita retida devido à transformação em martensita, durante a deformação plástica ⁽⁷⁾	9
Figura 3.7 – Relação entre a resistência à tração e o alongamento para vários aços de alta resistência ⁽⁸⁾	9
Figura 3.8 – Variação das propriedades mecânicas de aços DP e acalmado ao Al (DDQ) com a temperatura de envelhecimento ⁽⁹⁾	10
Figura 3.9 – Mapeamento da microestrutura ao longo da largura (borda DS, Centro e borda WS) em posições distanciadas a 5 m e 35 m a partir do topo de uma BQ do aço DP980 com requisito de expansão de furo. Aumento original: 500X. Microscopia óptica (MO) após ataque com nital 4%.	12
Figura 3.10 – Desenho esquemático da relação entre o alongamento e a expansão de furos para aços de ultra alta resistência ⁽¹²⁾	13
Figura 3.11 – Aspecto e mecanismos típicos de nucleação e propagação de falhas em regiões de estiramento de flanges em aço <i>Dual Phase</i> (F= ferrita, M= martensita) ⁽¹³⁾	14
Figura 3.12 – Microestrutura de aço DP800 sem (a) e com a adição de Nb (b) ⁽¹⁵⁾	16
Figura 3.13 – (a) Propriedades mecânicas e (b) resultados do teste de dobramento de aços DP800 convencional e com adição de Nb ⁽¹⁵⁾	16
Figura 3.14 – Aspecto de regiões solicitadas a estiramento de borda em peças feitas de aço DP800 (a) convencional e (b) com adição de Nb ⁽¹⁵⁾	17
Figura 3.15 – Relação entre o alongamento total e a capacidade de expansão de furo ⁽¹⁶⁾	17
Figura 3.16 – Relação entre o volume de segunda fase e a capacidade de expansão de furo ⁽¹⁶⁾	18
Figura 3.17 – Diagrama dos estágios de formação da austenita em função da temperatura e do tempo, para um aço com 0,12%C – 1,5Mn (Speich et. al 1981) ⁽²⁰⁾ ...	25
Figura 3.18 – Cinética de formação isotérmica da austenita para diferentes temperaturas e aços com (a) 0,06 – (b) 0,12 e (c) 0,20%C (Speich et. al 1981) ⁽²⁰⁾	26
Figura 3.19 – Taxa de crescimento da austenita em função da temperatura para duas taxas de aquecimento (Oliveira et al. 2007) ⁽³⁶⁾	27
Figura 3.20 – Crescimento da austenita em função do tempo para um aço 0,06C – 1,5Mn a 740°C (Speich et. al 1981) ⁽²⁰⁾	28
Figura 3.21 – Coexistência de ferrita, carbonetos e martensita em aço temperado a partir de temperatura próxima da Ac1 (Nina Fonstein 2015) ⁽³⁹⁾	29

Figura 3.22 – Partição do manganês na formação da austenita em região de contorno de grão durante recozimento intercrítico (Speich et. al 1981) ⁽²⁰⁾ .	30
Figura 3.23 – Microestrutura de aço com 0,1C – 0,5Mn após têmpera a partir de (a) 740°C e (b) 760°C (Girina e Bhattacharya 2003) ⁽⁴⁰⁾ .	31
Figura 3.24 – Diagrama binário Fe-C (Fonstein, 2015) ⁽³⁹⁾ .	33
Figura 3.25 – Carbonetos não dissolvidos no interior da martensita (Fonstein, 2015) ⁽³⁹⁾ .	33
Figura 3.26 – Fração de austenita formada para diferentes microestruturas prévias aquecidas com taxa de 5°C/s até as temperaturas intercríticas e congeladas com resfriamento em água. As frações foram determinadas por contagem automática via analisador de imagem ⁽³⁷⁾ .	35
Figura 3.27 – Microestruturas iniciais de um aço baixo carbono 0,17%C – 0,74%Mn (a) como laminado a quente - HR e (b) após 80% de redução a frio - CR. Imagens obtidas via MEV. ND: direção normal; RD: direção de laminação; F: ferrita; P: perlita; C: cementita ⁽²¹⁾ .	36
Figura 3.28 – Curvas dilatométricas e suas respectivas derivadas para as microestruturas iniciais HR e CR durante aquecimento a 1 K/s ⁽²¹⁾ .	37
Figura 3.29 – Microestruturas do aço HR aquecido a 1 K/s até 735°C (1008K) (a) e CR aquecido a 1 K/s até 730°C (1003K) (b), (c) e (d). F: ferrita; M: martensita; P: perlita; C: cementita ⁽²¹⁾ .	37
Figura 3.30 – Efeito da taxa de aquecimento na fração total de austenita formada durante aquecimento contínuo seguido de encharque em diferentes temperaturas intercríticas (a) e em função do tempo (b) ⁽³³⁾ .	39
Figura 3.31 – Representação esquemática do mecanismo de formação da austenita para taxas de aquecimento de 10 e 50°C/s ⁽³³⁾ .	41
Figura 3.32 – Microestruturas de amostras temperadas a partir de diferentes temperaturas intercríticas após aquecimento contínuo com taxas de aquecimento de 10°C/s e 50°C/s ⁽³³⁾ .	41
Figura 3.33 – Relação entre limite de resistência e alongamento não uniforme com a capacidade de expansão de furo de algumas classes de aços empregados na indústria automotiva ⁽⁴³⁾ .	42
Figura 3.34 – Expansão de furo (λ) em função da (a) fração volumétrica da martensita, (b) do teor de carbono calculado na martensita, (c) da contiguidade da martensita, (d) da distância média livre das colônias de martensita e (e) do tamanho dessas colônias para aços DP ⁽⁴³⁾ .	43
Figura 3.36 - Padrões de difração de elétrons retroespalhados em regiões distintas de aço ferrítico. Padrão com baixa (a) e alta (b) qualidade. BC: <i>band contrast</i> ; BS: <i>band slope</i> .	44
Figura 3.37 – (a) Mapa de qualidade do padrão em regiões de grão ferríticos e martensíticos e (b) histograma de qualidade do padrão da região mapeada em (a). (c) Separação das fases em imagem binarizada adotando o valor crítico de 122 ⁽⁵²⁾ .	46
Figura 3.38 – Imagem por microscopia óptica de aço DP (a) com seu respectivo mapa de IQ (b) e distribuição de IQ com deconvolução das regiões de ferrita e martensita (c) ⁽⁵³⁾ .	47
Figura 3.39 – (a) Mapa de Kernel Average Misorientation (KAM) de uma microestrutura do aço TRIP, com (b) identificação da distribuição das fases ferrita, bainita e austenita (imagem colorida) ⁽⁵⁴⁾ .	48
Figura 3.40 – Imagens de microestrutura de aço DP obtidas via MO, MEV e EBSD com as respectivas frações de 2° constituinte ⁽⁵⁵⁾ .	49

Figura 3.41 – Resultados de fração de ferrita formada durante o resfriamento de aço microligado ao Nb-V-Ti via método Kop, regra da alavanca e metalografia quantitativa ⁽⁵⁶⁾	50
Figura 3.42 – Matriz de nanoindentações observada ao MEV ilustrando o critério de categorização da validade de cada ponto e sua localização na microestrutura. Taylor et al. (2014) ⁽⁵⁷⁾	52
Figura 3.43 – Histograma de valores de nano dureza apresentados em distribuição normal para constituintes ferrita e martensita. Taylor et al. (2014) ⁽⁵⁷⁾	53
Figura 3.44 – Correlações dos valores de nano dureza dos constituintes ferrita e martensita com propriedades macroscópicas de limite de escoamento e expansão de furo. Taylor et al. (2014) ⁽⁵⁷⁾	53

Figura 4.1 – Desenho esquemático dos locais onde foram retiradas as amostras para caracterização metalográfica, laminação piloto e ensaio de estiramento de bordas no material laminado a quente.	55
Figura 4.2 – Desenho esquemático do corpo de prova utilizado na Gleeble® indicando os locais de amostragem para ensaios de tração e análise metalográfica posteriores.	56
Figura 4.3 – Desenho esquemático dos ciclos de recozimento simulados na Gleeble®. HF: forno de aquecimento, SF: forno de encharque, SCF: forno de resfriamento lento, 1C: forno de resfriamento primário, OA: forno de superenvelhecimento (<i>overaging</i>), 2C: forno de resfriamento secundário e WQ: têmpera em água.	57
Figura 4.4 – Esquema dos ciclos térmicos simulados em dilatômetro com o objetivo de avaliar a evolução microestrutural ao longo das etapas de (a) aquecimento, (b) encharque, (c) resfriamento lento e (d) resfriamento rápido do recozimento contínuo. .	58
Figura 4.5 – Esquema dos ciclos térmicos que serão simulados em dilatômetro com o objetivo de avaliar a evolução microestrutural em aquecimentos contínuos (a) e interrompidos (b).	59

Figura 5. 1 – Microestrutura do aço DP980 como laminado a quente em região distanciada de 5 m do topo da bobina. Análise realizada via (a) MO e (b) MEV, em posição aproximada de ¼ da largura e da espessura da amostra. Ataque: nital 2%.	64
Figura 5. 2 – Microestrutura do aço DP980 como laminado a quente em região distanciada de 15 m do topo da bobina. Análise realizada via (a) MO e (b) MEV, em posição aproximada de ¼ da largura e da espessura da amostra. Ataque: nital 2%.	65
Figura 5. 3 – Microestrutura do aço DP980 como laminado a quente em região distanciada de 35 m do topo da bobina. Análise realizada via (a) MO e (b) MEV, em posição aproximada de ¼ da largura e da espessura da amostra. Ataque: nital 2%.	66
Figura 5. 4– Microestrutura do aço DP980 como laminado a quente em região distanciada de 50 m do topo da bobina. Análise realizada via (a) MO e (b) MEV, em posição aproximada de ¼ da largura e da espessura da amostra. Ataque: nital 2%.	67
Figura 5. 5 – Aspecto microestrutural do DP980 como deformado (<i>full hard</i>) após a etapa de laminação a frio em escala piloto em posições de (a) 5 m e (b) 15 m. Análise via microscopias óptica (ampliação original 1000X) e eletrônica de varredura (ampliação original 20000X). Ataque: Nital 2%.	69
Figura 5. 6 – Aspecto microestrutural do DP980 como deformado (<i>full hard</i>) após a etapa de laminação a frio em escala piloto em posições de (a) 35 m e (b) 50 m. Análise via microscopias óptica (ampliação original 1000X) e eletrônica de varredura (ampliação original 20000X). Ataque: Nital 2%.	70

Figura 5. 7 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FBM, mapas por EBSD de (b) <i>band slope</i> e (c) <i>local misorientation</i> e suas respectivas distribuições, na condição deformada (52% de redução a frio).	72
Figura 5. 8 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FP, mapas por EBSD de (b) <i>band slope</i> e (c) <i>local misorientation</i> e suas respectivas distribuições, na condição deformada (52% de redução a frio).	73
Figura 5. 9 – Fração de ferrita medida por análise de imagem para as microestruturas obtidas após as simulações de recozimento contínuo na máquina Gleeble.	75
Figura 5.10 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 5 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 760°C. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.	77
Figura 5. 11 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 5 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 800°C. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.	78
Figura 5. 12 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 5 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 820°C. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.	79
Figura 5. 13 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 35 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 760°C. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.	80
Figura 5. 14 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 35 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 800°C. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.	81
Figura 5. 15 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 35 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 820°C. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.	82
Figura 5. 16 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 5 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 760°C. Análise realizada via MEV após ataque com nital 2%.	83
Figura 5. 17 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 5 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 800°C. Análise realizada via MEV após ataque com nital 2%.	84
Figura 5. 18 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 5 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 820°C. Análise realizada via MEV após ataque com nital 2%.	85
Figura 5. 19 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 35 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 760°C. Análise realizada via MEV após ataque com nital 2%.	86
Figura 5. 20 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 35 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 800°C. Análise realizada via MEV após ataque com nital 2%.	87
Figura 5. 21 – Microestrutura do aço DP980 em região de ¼ da largura e da espessura, em posição distanciada de 35 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 820°C. Análise realizada via MEV após ataque com nital 2%.	88
Figura 5. 22 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FBM, mapas por EBSD de (b) <i>band slope</i> e (c) <i>local misorientation</i> e suas respectivas distribuições, na condição após recozimento com 760°C de encharque.	90
Figura 5. 23 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FP, mapas por EBSD de (b) <i>band slope</i> e (c) <i>local misorientation</i> e suas respectivas distribuições, na condição após recozimento com 760°C de encharque.	91

Figura 5. 24 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FBM, mapas por EBSD de (b) <i>band slope</i> e (c) <i>local misorientation</i> e suas respectivas distribuições, na condição após recozimento com 820°C de encharque.	92
Figura 5. 25 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FP, mapas por EBSD de (b) <i>band slope</i> e (c) <i>local misorientation</i> e suas respectivas distribuições, na condição após recozimento com 820°C de encharque.	93
Figura 5. 26 – Distribuição de valores de nanodureza para as amostras de DP980 recozidas com as temperaturas de 760°C (a, b) e 820°C (c, d) a partir das diferentes microestruturas prévias FBM e FP.	95
Figura 5. 27 – Valores de nanodureza para a ferrita e 2ª fase das amostras recozidas com as temperaturas de 760°C e 820°C a partir das microestruturas prévias FBM e FP.	97
Figura 5. 28 – Valores de (a) limite de resistência, (b) limite de escoamento e (c) alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a quente – BQ, retiradas em posições ao longo da largura e do seu comprimento.	100
Figura 5. 29 – Valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a frio (deformada – <i>full hard</i>) em posições ao longo do comprimento.	102
Figura 5. 30 – Valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a frio e recozido com temperatura de encharque de 760°C em posições ao longo do comprimento e da largura.	105
Figura 5. 31 – Valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a frio e recozido com temperatura de encharque de 800°C em posições ao longo do comprimento e da largura.	106
Figura 5. 32 – Valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a frio e recozido com temperatura de encharque de 820°C em posições ao longo do comprimento e da largura.	107
Figura 5. 33 – Valores de expansão cônica de furo (ECF) para as amostras do material como laminado a quente (BQ) e após recozimento com temperaturas de encharque de 760°C, 800°C e 820°C em posições ao longo do comprimento.	109
Figura 5. 34 – Temperaturas de início (a) e fim (b) da transformação da austenita durante aquecimento contínuo com taxa de 3°C/s.	110
Figura 5. 35 – Curvas de transformação da austenita em aquecimento contínuo para as temperaturas de encharque de (a) 760°C, (b) 800°C e (c) 820°C.	111
Figura 5. 36 – Curvas de transformação da austenita em aquecimento contínuo para as diversas condições de amostragem avaliadas (imagem colorida).	112
Figura 5. 37 – Curvas dilatométricas (a e c) e suas respectivas derivadas (b e d) agrupadas pela microestrutura prévia.	113
Figura 5. 38 – (a), (c) e (e) curvas dilatométricas em aquecimento contínuo para as diferentes microestruturas prévias e taxas de aquecimento e suas respectivas derivadas (b), (d) e (f).	114
Figura 5. 39 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de 1°C/s até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a microestrutura prévia FBM . As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X.	117

- Figura 5. 40 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **10°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X. 118
- Figura 5. 41 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **100°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X. 119
- Figura 5. 42 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **1°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X. 120
- Figura 5. 43 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **10°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X. 121
- Figura 5. 44 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **100°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X. 122
- Figura 5. 45 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **1°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X. 123
- Figura 5. 46 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **10°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X. 124
- Figura 5. 47 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **100°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X. 125
- Figura 5. 48 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **1°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X. 126
- Figura 5. 49 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **10°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X. 127

Figura 5. 50 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de 100°C/s até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a microestrutura prévia FP . As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X.....	128
Figura 5. 51 – Desenho esquemático da nucleação e do crescimento da austenita em função da microestrutura prévia e da taxa de aquecimento.	129
Figura 5. 52 – Fração de austenita formada durante (a) aquecimento contínuo e (b) com patamares nas temperaturas de 760°C, 800°C e 820°C (imagem colorida).	130
Figura 5. 53 – Curvas dilatométricas durante o resfriamento lento para a temperatura de encharque de 760°C	131
Figura 5. 54 – Curvas dilatométricas durante o resfriamento lento à taxa de -2°C/s para a temperatura de encharque de 800°C	132
Figura 5. 55 – Curvas dilatométricas durante o resfriamento lento à taxa de -2°C/s para a temperatura de encharque de 820°C	132
(b) Temperatura AR ₁	133
Figura 5. 56 – Temperaturas de início (a) e fim (b) de formação da nova ferrita durante a etapa de resfriamento lento.	133
Figura 5. 57 – Temperaturas de início - B _i (a) e fim - B _f (b) de formação da bainita durante a etapa de resfriamento rápido.	135
Figura 5. 58 – Temperaturas de início - M _i (a) e fim M _f (b) de formação da martensita durante a etapa de resfriamento rápido.	136
Figura 5. 59 – Decomposição da austenita durante o resfriamento rápido para a temperatura de encharque de 760°C	137
Figura 5. 60 – Decomposição da austenita durante o resfriamento rápido para a temperatura de encharque de 800°C	137
Figura 5. 61 – Decomposição da austenita durante o resfriamento rápido para a temperatura de encharque de 820°C	137
Figura A1. 1 – Imagens das posições das nanoindentações realizadas na microestrutura da amostra FBM simulada em Gleeble com ciclo típico do CAPL com temperatura de encharque de 760°C.	147
Figura A1. 2 – Imagens das posições das nanoindentações realizadas na microestrutura da amostra FP simulada em Gleeble com ciclo típico do CAPL com temperatura de encharque de 760°C.	148
Figura A1. 3 – Imagens das posições das nanoindentações realizadas na microestrutura da amostra FBM simulada em Gleeble com ciclo típico do CAPL com temperatura de encharque de 820°C.	149
Figura A1. 4 – Imagens das posições das nanoindentações realizadas na microestrutura da amostra FP simulada em Gleeble com ciclo típico do CAPL com temperatura de encharque de 820°C.	150

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Composição química, microestruturas e propriedades mecânicas típicas de um aço da classe de 980 MPa de limite de resistência para diferentes aplicações ⁽¹²⁾	15
Tabela 4.1 – Composição química da corrida que originou a bobina laminada a quente (% em peso).	54
Tabela 4.2 – Parâmetros do tratamento de recozimento contínuo para os ciclos térmicos simulados na máquina Gleeble®.	57
Tabela 5.1 – Resultados da quantificação de fases realizada via microscopia óptica (F= ferrita, B= bainita e M= martensita).	75
Tabela 5.2 – Número de indentações válidas, valores de médios de dureza e desvio padrão para a ferrita e a segunda fase.	96
Tabela 5.3 – Resultados de dureza e propriedades mecânicas. (LE = limite de escoamento, LR = limite de resistência, AL = alongamento total para base de medida de 25 mm, RE = razão elástica).	99
Tabela 5.4 – Resultados das propriedades mecânicas em tração para o aço DP980 como deformado a frio (full hard). (LE = limite de escoamento, LR = limite de resistência, AL = alongamento total para base de medida de 25 mm, RE = razão elástica).	101
Tabela 5.5 – Resultados das propriedades mecânicas em tração para o aço DP980 após simulação de ciclos de recozimento contínuo em máquina Gleeble. (LE = limite de escoamento, LR = limite de resistência, AL = alongamento total para base de medida de 25 mm, RE = razão elástica).	104
Tabela 5.6 – Resultados de expansão cônica de furo - ECF (%) para o aço DP980 em suas diversas posições e etapas de amostragem.	108
Tabela 5.7 – Temperaturas A_{c1} e A_{c3} determinadas para as diferentes condições simuladas via dilatométrica.	115

LISTA DE SÍMBOLOS

1C	Forno de resfriamento primário
2C	Forno de resfriamento secundário
ALt	Alongamento total
ALu	Alongamento uniforme
AM	Constituinte austenita-martensita
AO	Forno de super envelhecimento (<i>overaging</i>)
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BQ	Bobina a quente
CAPL	Linha de recozimento contínuo
CGL	Linha contínua de Galvanização por imersão a quente
CP	Classe de Aço <i>Complex Phase</i>
CP&D	Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas
DP	<i>Aço Dual Phase</i>
DS	Lado de acionamento da linha de laminação (<i>drive side</i>)
ECF	Expansão cônica de furo
HF	Forno de aquecimento,
LE	Limite de escoamento em tração
LE/LR	Razão elástica
LR	Limite de resistência em tração
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia óptica
SCF	Forno de resfriamento lento
SF	Forno de encharque
TRIP	<i>Transformed Induced for Plasticity</i>
WQ	Têmpera em água
WS	<i>Work side</i>
λ	Capacidade de expansão de furo (%)
n	Expoente de encruamento

RESUMO

O presente estudo avaliou a influência de dois tipos de microestruturas prévias, obtidas no material como laminado a quente, sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas finais de um aço *Dual Phase* laminado a frio com limite mínimo de resistência de 980 MPa e requisito de expansão de furo. Para isso, chapas com duas microestruturas prévias, uma formada predominantemente por ferrita, bainita e martensita (FBM) e a outra por ferrita e perlita (FP), foram laminadas a frio em escala piloto e submetidas a ciclos de recozimento contínuo em simulador Gleeble e dilatômetro. Essas amostras foram avaliadas quanto às propriedades mecânicas em tração e expansão de furo, com caracterização microestrutural envolvendo as técnicas por microscopias óptica e eletrônica de varredura, EBSD e nanodureza. Com os resultados dessas avaliações foi possível verificar que a microestrutura prévia exerceu influência significativa nos processos de nucleação e crescimento da austenita, acarretando, assim, em variações na morfologia e constituição da microestrutura formada ao final do aquecimento, principalmente para as simulações que utilizaram baixa taxa de aquecimento e menor temperatura intercrítica. A microestrutura prévia FBM mostrou maiores valores de LR e LE e menores valores de AL quando comparada com a microestrutura prévia FP. Tal resultado foi atribuído à maior quantidade de 2ª fase na microestrutura originada a partir de FBM, confirmada via análise de imagem, EBSD e curvas de transformação por dilatometria. A adoção de temperaturas de recozimento intercrítico mais elevadas propiciou melhor homogeneidade da microestrutura e, conseqüentemente, maior capacidade de expansão de furo. Essa homogeneidade foi avaliada por nanoindentação, onde se verificou que o menor gradiente de dureza entre os constituintes da microestrutura contribuiu para os melhores resultados em expansão de furo.

Palavras-chave: Dual Phase, Expansão de Furo, Microestrutura, Nanodureza, EBSD.

ABSTRACT

The purpose of this study was to evaluate the effect of the previous hot rolled microstructure on the microstructure and final mechanical properties of a cold rolled Dual Phase 980 MPa steel grade with hole expansion (HE) requirement. Samples with different initial microstructures, one of them consisting predominantly of ferrite, bainite and martensite (FBM) and the other by ferrite and pearlite (PF), were cold rolled on a laboratory mill and submitted to continuous annealing cycles at Gleeble and dilatometer simulators. The treated specimens were submitted to tensile and HE tests and microstructural characterization by scanning electron microscope (SEM), EBSD and nanohardness. In general, the FBM microstructure showed higher values of TS and YS and lower EL than samples from FP microstructure. This result was attributed to the higher amount of second phase (bainite+martensite) in the microstructure originated from FBM, confirmed by quantifications through image analysis, EBSD and dilatometry transformation curves. The nucleation and growth of the austenite was affected by the previous microstructure, causing changes the morphology of the microstructure formed at the end of heating at lower intercritical temperature. The adoption of higher intercritical temperatures provided better homogeneity of the microstructure and, consequently, higher hole expansion capacity. The microstructural homogeneity was evaluated by nanoindentation, where it was verified that the lower hardness difference between the constituents of the microstructure given better results of hole expansion.

Keywords: Dual Phase, Hole Expansion, Microstructure, Nanohardness, EBSD.

1. INTRODUÇÃO

Os aços avançados de alta resistência têm sido cada vez mais utilizados na construção automotiva visando à redução de peso veicular e, principalmente, a melhoria das condições de segurança dos passageiros. Dentro desse grupo de aços destacam-se os bifásicos (*Dual Phase*), que são fornecidos em diversos graus de limite de resistência, partindo de 450 MPa e podendo chegar a 1180 MPa. Ainda nesse contexto, começou a surgir uma demanda por aços de alta resistência com requisito de expansão de furo. Esse parâmetro determina a capacidade de um material suportar deformações sem o surgimento de trincas em regiões de furos estampados ou de flanges laterais. Para esses casos, os aços *Dual Phase* (DP) devem possuir microestruturas especiais, com maior tolerância a trincas, o que depende tanto da sua composição química quanto dos parâmetros utilizados no seu processamento, principalmente, nas linhas de recozimento contínuo. Nesse contexto, estudos recentes estão sendo conduzidos com o intuito de se buscar correlações entre a capacidade de expansão de furo com outras propriedades do aço, tais como anisotropia, limite de resistência e razão elástica, utilizando-se de simulação numérica para prever o comportamento desses materiais em operações de flangeamento de borda.

Quanto ao processamento na linha de recozimento contínuo, diversos estudos já foram realizados com o intuito de investigar a influência dos parâmetros deste processo sobre as propriedades mecânicas dos aços DP. No entanto, o efeito das condições de laminação a quente sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas desses aços ainda é pouco conhecido.

O processamento típico dos aços DP laminados a frio na etapa de laminação a quente prevê a obtenção de uma microestrutura constituída por ferrita e perlita. Entretanto, levando-se em conta que o aumento de resistência dessa classe de aço passa por intervenções na sua composição química, que visam, principalmente, a elevação da sua temperabilidade, outros constituintes como bainita e martensita podem se formar durante o resfriamento da bobina a quente. Além disso, variações dos parâmetros do

processo ligados à estratégia de resfriamento da bobina poderão produzir variações microestruturais no material que será destinado aos processos posteriores de laminação a frio e recozimento contínuo.

Diante disso, o presente estudo visa avaliar em escala piloto a influência da microestrutura prévia, obtida no material como laminado a quente, sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas finais de um aço *Dual Phase* laminado a frio com limite mínimo de resistência de 980 MPa e requisito de expansão de furo superior a 20%.

2. OBJETIVO

Avaliar a influência da microestrutura prévia obtida no aço como laminado a quente sobre as propriedades mecânicas e a microestrutura finais de um aço *Dual Phase* laminado a frio da classe de 980 MPa de limite de resistência com requisito de expansão de furo.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços Dual Phase

Os aços *Dual Phase* (DP) formam uma classe de materiais metálicos caracterizados por exibir uma microestrutura formada por ilhas de uma fase dura, martensita, dispersas numa matriz ferrítica relativamente macia, figura 3.1. Pequenas quantidades de outros constituintes, tais como bainita, perlita, martensita-austenita (MA) e austenita retida, também podem estar presentes na microestrutura ⁽¹⁾.

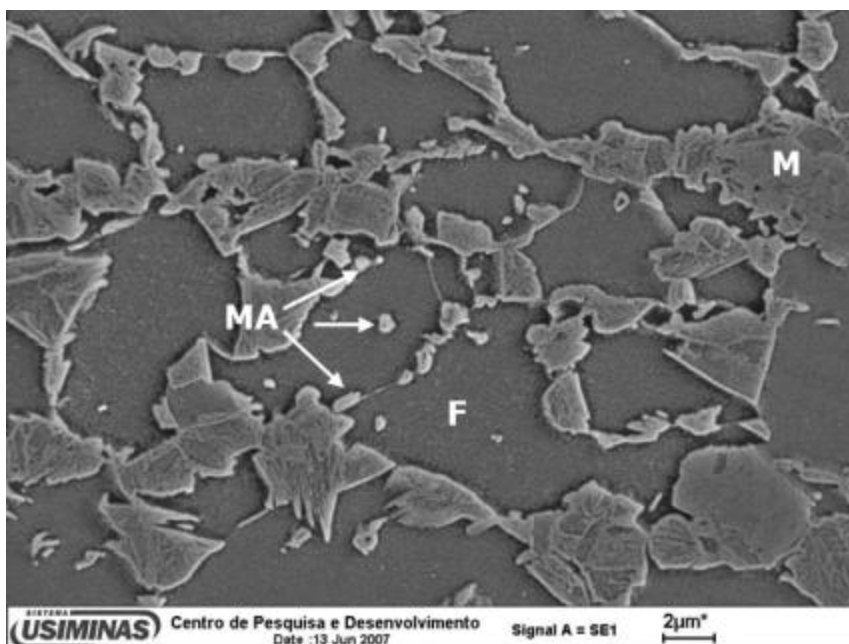


Figura 3.1– Microestrutura de um aço DP da classe 800 MPa de limite resistência mecânica, indicando as fases ferrita (F), martensita (M) e constituinte MA (MA). Microscopia eletrônica de varredura. Aumento original: 10000 X. Ataque: Nital 4%.

A microestrutura bifásica dos aços DP laminados a frio pode ser obtida a partir de um ciclo de tratamento térmico realizado em fornos de recozimento contínuo, nos quais são realizadas as etapas de aquecimento, encharque, resfriamento lento, resfriamento rápido, superenvelhecimento (também conhecido como *overaging*) e resfriamento final, conforme esquema mostrado na figura 3.2. Na etapa de encharque, na qual o material é submetido a uma temperatura intercrítica (entre A_{C1} e A_{C3}), ocorre a austenitização parcial do aço. Durante o resfriamento lento, o material é resfriado desde o final do encharque até uma temperatura geralmente entre 650°C e 710°C com taxa relativamente

baixa ($\leq 5^\circ\text{C/s}$). Nessa etapa a fração volumétrica de austenita diminui pela formação de ferrita e, ao mesmo tempo, ocorre enriquecimento de carbono na austenita, proporcionando, assim, o aumento de sua temperabilidade. Já na etapa de resfriamento rápido, que ocorre após o resfriamento lento, são aplicadas taxas mais elevadas ($\geq 15^\circ\text{C/s}$) no resfriamento do material até uma temperatura de cerca de 300°C . Nessa fase do ciclo irá ocorrer a decomposição da austenita em martensita, bainita, ferrita ou, até mesmo perlita, dependendo da taxa de resfriamento aplicada e, também, da temperabilidade da austenita prévia. Após o resfriamento rápido, o material é submetido a um tratamento de superenvelhecimento, realizado geralmente a uma temperatura abaixo da temperatura de início de transformação martensítica (M_S), que provoca uma redução da quantidade de carbono em solução sólida supersaturada na ferrita. Nessa etapa também tem início o revenimento da martensita formada, cuja extensão será uma função da temperatura e do tempo utilizados. Após a etapa de superenvelhecimento, o material é resfriado até a temperatura ambiente, encerrando, dessa forma, o ciclo de recozimento contínuo.

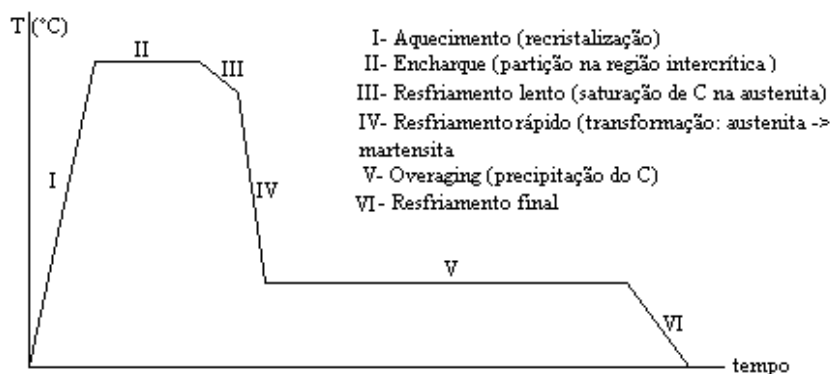


Figura 3.2 – Representação esquemática do ciclo de recozimento contínuo (CAPL) ao qual os aços DP são submetidos.

As características da microestrutura bifásica dos aços DP são responsáveis por conferir a essa classe de aço um conjunto especial de propriedades: ausência de patamar de escoamento, baixa razão elástica, alto coeficiente de encruamento inicial, boa combinação entre resistência e ductilidade, além de características de *bake hardenability*. A ausência de patamar de escoamento pode ser explicada pela grande quantidade de deslocamentos móveis produzidas nas interfaces ferrita/martensita, figura 3.3, devido à

expansão de volume e à deformação cisalhante que acontece durante a transformação da austenita para martensita no resfriamento. Essa é uma característica de considerável importância nas operações de estampagem de chapas finas, nas quais o uso de materiais que apresentam limite de escoamento definido produz superfícies irregulares, usualmente chamadas de linhas de distensão, que resultam da propagação das bandas de Lüders⁽²⁾.

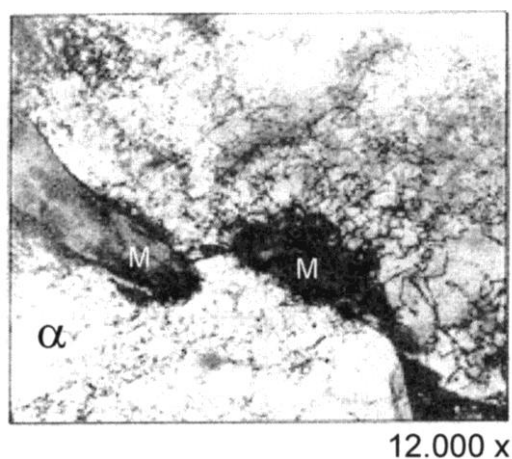


Figura 3.3 – Micrografia de microscopia eletrônica de transmissão mostrando regiões da microestrutura de um aço DP com elevada densidade de deslocações. M: martensita; α : ferrita⁽³⁾.

Os baixos valores de razão elástica se devem à presença de martensita na microestrutura, que provoca aumento do limite de resistência, e à grande quantidade de deslocações livres existentes nas interfaces ferrita/martensita, favorecendo, dessa forma, a ocorrência de escoamento em vários pontos simultaneamente. De um modo geral, baixos valores de razão elástica indicam uma maior capacidade de encruamento do material e uma maior ductilidade, fatores esses que irão contribuir para um melhor desempenho do material em operações de conformação⁽⁴⁾. A figura 3.4 mostra valores de razão elástica, bem como de limites de resistência e de escoamento, para diferentes aços utilizados na fabricação de componentes automobilísticos. Conforme se observa, os aços DP apresentam valores de razão elástica em torno de 0,5. Essa baixa razão elástica permite aos aços dessa classe absorver grande quantidade de deformação sem risco de ruptura.

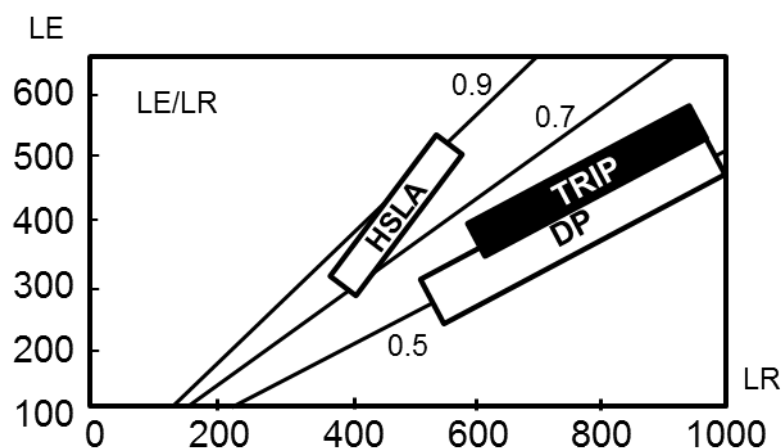


Figura 3.4 – Valores de razão elástica e faixas de limites de escoamento (LE) e de resistência à tração (LR) de diferentes tipos de aços laminados a frio utilizados na fabricação de componentes automobilísticos ⁽⁵⁾.

Um dos conceitos utilizados para explicar o encruamento baseia-se na ideia das deslocações se empilharem nos planos de deslizamento, quando bloqueadas por barreiras do cristal. Partículas microscópicas de precipitados e também átomos de solutos podem agir como barreiras, mas as barreiras mais efetivas surgem quando as deslocações que se movimentam em planos de deslizamento que se interseccionam combinam-se umas com as outras, produzindo novas deslocações, as quais não se encontram em direções de deslizamento. Essas deslocações bloqueadas atuam como barreiras à movimentação das outras deslocações, até que a tensão atinja um nível suficientemente alto capaz de romper o bloqueio ⁽⁶⁾. Como nos aços DP a quantidade inicial de deslocações é elevada, devido à presença de interfaces ferrita/martensita, rapidamente atinge-se um estágio no qual a quantidade de deslocações imóveis geradas é muito alta, o que torna o seu movimento cada vez mais restrito. Isso explica a significativa redução do expoente de encruamento com a deformação (n), observada para essa classe de aços, figura 3.5 ⁽⁷⁾.

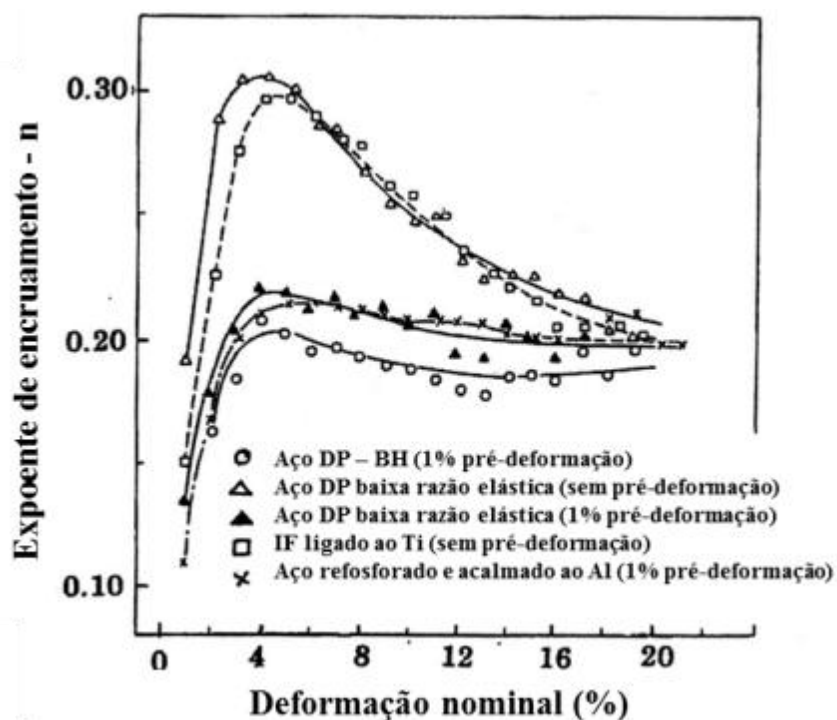


Figura 3.5 – Variação do expoente de encruamento (valor n) com a deformação para diversos aços ⁽⁷⁾.

A presença de austenita retida na microestrutura dos aços DP também contribui para o aumento do valor n , principalmente nos momentos iniciais da deformação. A austenita retida é instável à temperatura ambiente e se transforma em martensita durante a deformação, gerando deslocações móveis, o que aumenta a facilidade do material em escoar. Dessa forma, a estrição é retardada e há um aumento do limite de resistência. De acordo com a figura 3.6, os aços DP podem conter até cerca de 4% de austenita retida, a qual é totalmente transformada em martensita após uma deformação de cerca de 5%.

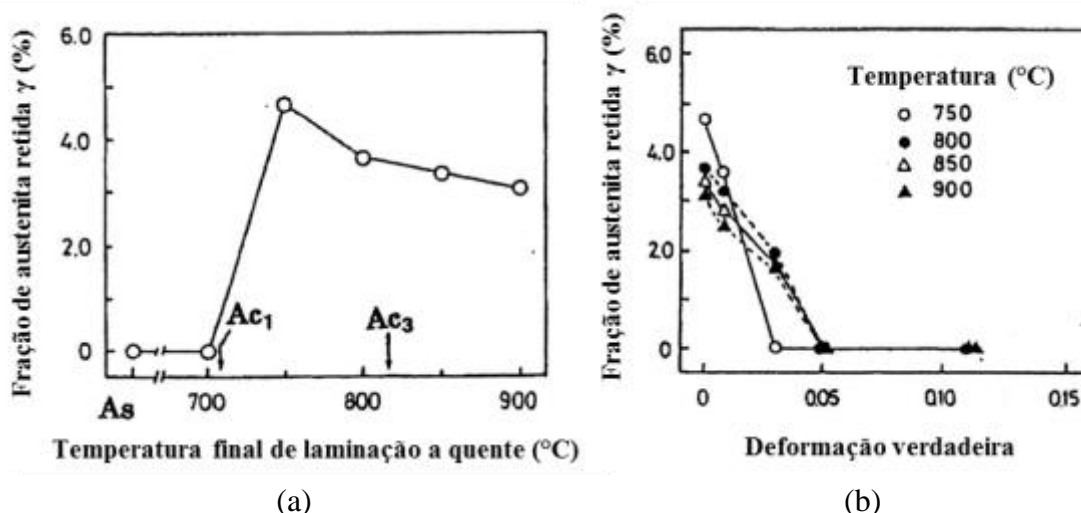


Figura 3.6 – (a) Fração de austenita retida após o tratamento do aço. (b) Queda na fração de austenita retida devido à transformação em martensita, durante a deformação plástica⁽⁷⁾.

A elevada ductilidade dos aços DP tem sido atribuída principalmente à grande quantidade de ferrita na microestrutura e à presença de austenita retida⁽⁸⁾. A figura 3.7 apresenta o alongamento total de diferentes aços com diversos níveis de resistência mecânica à tração. Conforme se observa, para um dado nível de resistência mecânica, os aços DP apresentam valores de alongamento total maiores que os exibidos pelos aços endurecidos por precipitação e por solução sólida.

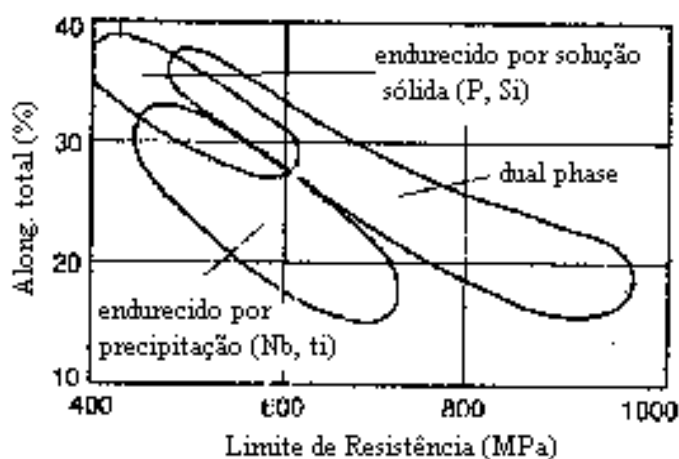


Figura 3.7 – Relação entre a resistência à tração e o alongamento para vários aços de alta resistência⁽⁸⁾.

Outro aspecto importante dos aços DP está relacionado ao aumento da resistência após conformação e pintura – *bake hardenability*. Na figura 3.8 são apresentadas curvas de envelhecimento para um aço DP e para um aço acalmado ao Al (DDQ). São mostradas, para efeito de comparação, duas condições: i) sem pré-deformação e ii) com 5% de pré-deformação. Conforme se pode observar, o limite de escoamento do aço DDQ após 5% de pré-deformação e tratamento de envelhecimento a 170°C por 20 min teve um aumento de 9 kgf/mm², passando de 18 kgf/mm² para 27 kgf/mm². Por outro lado, o limite de escoamento do aço DP, para as mesmas condições, teve um aumento de aproximadamente 21 kgf/mm², tendo passado de 21 kgf/mm² para 42 kgf/mm², resultando numa boa performance com relação à resistência à indentação. Outra vantagem do aço DP é o aumento do limite de resistência de aproximadamente 10% durante o tratamento de envelhecimento a 170°C.

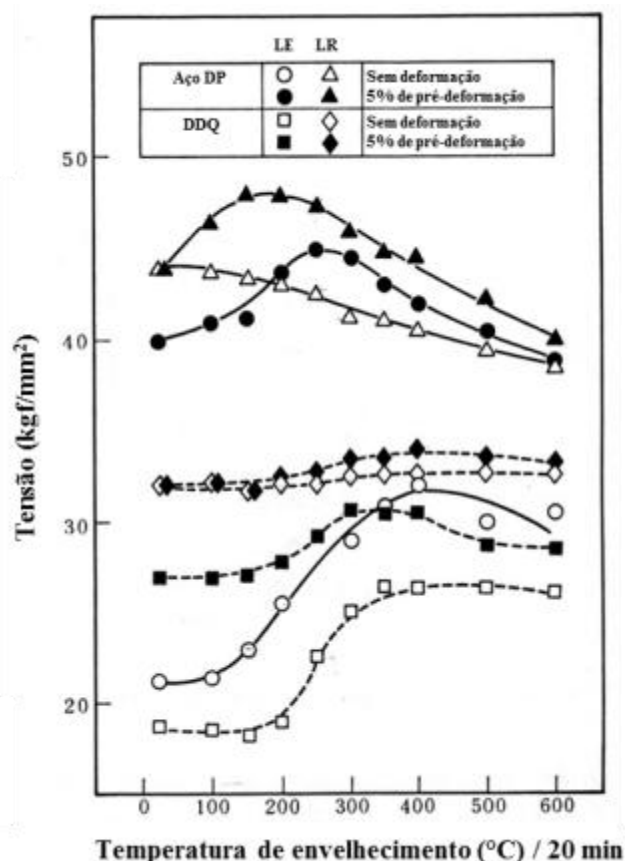


Figura 3.8 – Variação das propriedades mecânicas de aços DP e acalmado ao Al (DDQ) com a temperatura de envelhecimento ⁽⁹⁾.

As propriedades mecânicas dos aços *Dual Phase* (DP) laminados a frio são determinadas, de acordo com a literatura ^(8,10), pela sua composição química e microestrutura. Essa última será definida, principalmente, pelos produtos de transformação da austenita durante o resfriamento a partir da temperatura de recozimento intercrítico.

As características dessa microestrutura, principalmente seu tipo, sua dureza, quantidade e distribuição, determinam o limite de resistência (LR) do produto e também afetam seu limite de escoamento (LE) e seu alongamento total (AL). Então, pode-se inferir que as propriedades mecânicas em tração de um aço *Dual Phase* são influenciadas, não só por sua composição química, mas também pelas variáveis de processamento na laminação a quente e no recozimento contínuo, que por sua vez irão determinar a microestrutura final desse aço. Nesse sentido, diversos estudos já foram realizados com o intuito de se verificar a influência dos parâmetros do recozimento contínuo sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas desses aços ⁽¹¹⁾. Entretanto, pouco se sabe da influência da sua microestrutura prévia, formada ao final da laminação a quente, sobre as características mecânicas e microestruturais dos aços *Dual Phase*.

O processamento típico dos aços *Dual Phase* laminados a frio na etapa de laminação a quente prevê a obtenção de uma microestrutura constituída por ferrita e perlita. Entretanto, levando-se em conta que o aumento de resistência dessa classe de aço passa por intervenções na sua composição química, que visam, principalmente, a elevação da sua temperabilidade, a formação de outros constituintes como bainita e martensita será favorecida durante o resfriamento da bobina a quente (BQ). Isso pode ser visto em estudos recentes, realizados no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento (CP&D) da Usiminas, onde foi observada uma variação significativa na microestrutura de um aço DP980 após a laminação a quente, a qual foi indicada como a causa principal de trincas de borda ocorridas durante o processamento do material na laminação a frio. Outra evidência de variação microestrutural observada no aço DP980 após a laminação a quente pode ser vista na figura 3.9. Essas micrografias foram obtidas ao longo da largura (DS, Centro e WS) em posições distanciadas a 5 m e 35 m a partir do início do comprimento de uma BQ. Verifica-se que a microestrutura varia ao longo da largura e

do comprimento da BQ, mostrando constituintes como ferrita, bainita e martensita, para as regiões próximas das bordas e do início da BQ, e ferrita e perlita para as regiões mais distantes das extremidades. Esse comportamento está de acordo com os princípios básicos da metalurgia onde se espera que as regiões sujeitas a uma maior taxa de retirada de calor tenham maior capacidade de formação de constituintes de baixa temperatura de transformação (bainita e martensita).

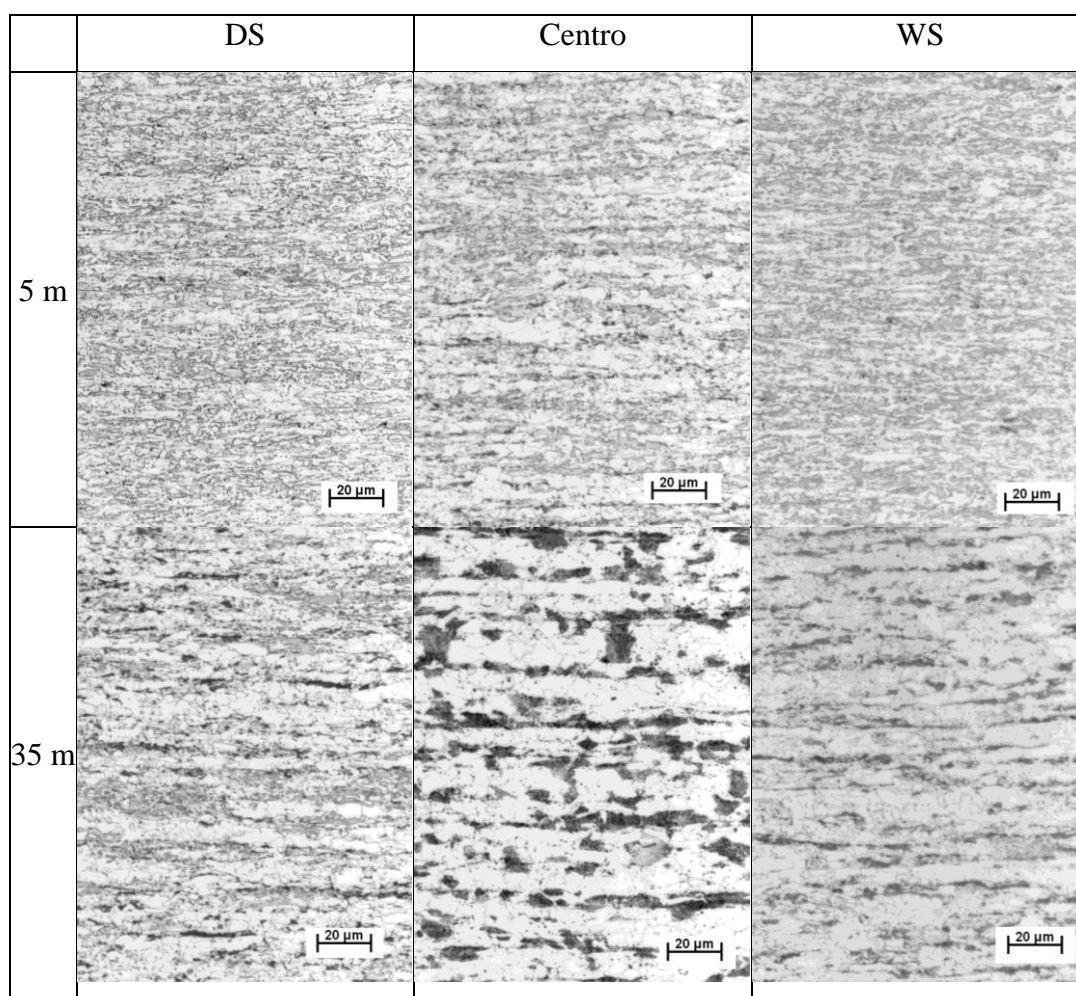


Figura 3.9 – Mapeamento da microestrutura ao longo da largura (borda DS, Centro e borda WS) em posições distanciadas a 5 m e 35 m a partir do topo de uma BQ do aço DP980 com requisito de expansão de furo. Aumento original: 500X. Microscopia óptica (MO) após ataque com nital 4%.

3.2. Controle Microestrutural dos aços *Dual Phase*

Seguindo um dos conceitos básicos da metalurgia, pode-se dizer que, quando se aumenta a dureza de uma chapa de aço, sua conformabilidade tende a piorar. Entretanto,

alguns estudos têm que quando esse aumento de dureza é acompanhado por um controle da microestrutura, pode-se garantir, assim, uma conformabilidade adequada à aplicação de interesse ⁽¹²⁾.

Aços DP de alta resistência com valores de alongamento total elevados, tendem a ser favoráveis aos processos de conformação cujo estiramento é predominante. Entretanto, esta propriedade tende a deteriorar a conformabilidade desses aços em operação onde prevalece a ductilidade local, como por exemplo, em operações de dobramento, flangeamento de bordas e expansão de furos. Desse modo, faz-se necessário o controle da microestrutura, a fim de melhorar estas duas propriedades de maneira simultânea (figura 3.10).

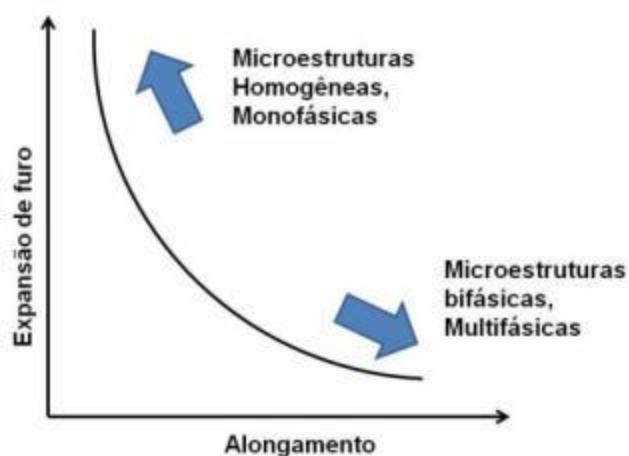
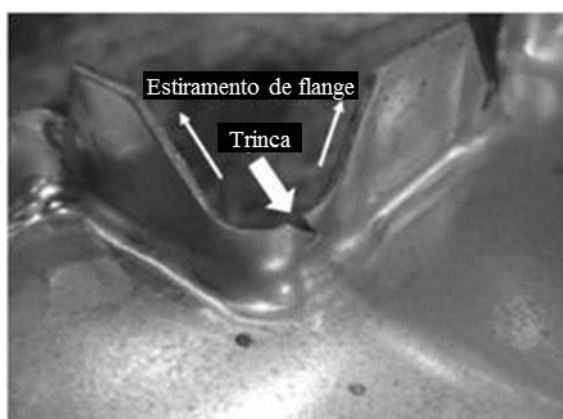


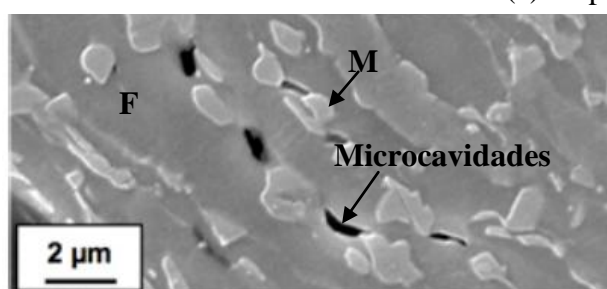
Figura 3.10 – Desenho esquemático da relação entre o alongamento e a expansão de furos para aços de ultra alta resistência ⁽¹²⁾.

Quando se busca um elevado alongamento total, uma microestrutura composta por uma matriz ferrítica macia com ilhas duras de martensita é eficaz. Para se conseguir essa microestrutura, adições de elementos químicos alfacênicos e otimização do padrão de tratamento térmico de recozimento contínuo são frequentemente realizadas. Já quando é solicitada a propriedade de expansão de furo, deve-se buscar uma microestrutura mais homogênea e com baixa diferença de dureza entre os constituintes, de forma a prevenir a ocorrência prematura de vazios e microfissuras nas interfaces das fases macias e duras ⁽⁴⁾, tais como mostrados na figura 3.11. Como medida para se obter essa microestrutura mais uniforme, tem-se, por exemplo, a redução do teor de carbono, para

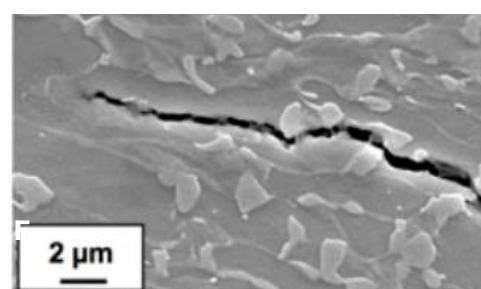
evitar a formação de carbonetos duros e grosseiros, e a adoção de temperaturas de recozimento mais elevadas ⁽¹²⁾.



(a) Aspecto



(b) Nucleação de microcavidades



(c) Propagação de trincas

Figura 3.11 – Aspecto e mecanismos típicos de nucleação e propagação de falhas em regiões de estiramento de flanges em aço *Dual Phase* (F= ferrita, M= martensita) ⁽¹³⁾.

A tabela 3.1 ilustra as principais composições químicas e microestruturas de aços laminados a frio de ultra-alta resistência, fabricados em linhas de recozimento contínuo (CAPL) e de galvanização por imersão a quente contínua (CGL). Segundo Fujita ⁽¹²⁾, as composições químicas básicas são C-Mn-Si e C-Mn para os aços laminados a frio e galvanizados a quente (cujo teor de Si foi reduzido para garantir a qualidade da superfície), respectivamente. Chapas de aço que necessitam possuir boa capacidade de expansão de furo (λ) necessitam de uma menor concentração de carbono (que contribui para restringir a formação de carbonetos duros), comparativamente aos aços da mesma classe de resistência, e sua microestrutura é constituída basicamente por uma bainita de elevada dureza. Por outro lado, a microestrutura das chapas de aço que apresentam valores elevados de alongamento é composta principalmente por uma matriz macia de ferrita e ilhas de martensita dura. Para se obter uma boa combinação entre expansão de

furo e alongamento, as frações de ferrita, bainita e martensita deverão ser balanceadas de forma a controlar as diferenças de dureza entre esses constituintes.

Tabela 3.1 – Composição química, microestruturas e propriedades mecânicas típicas de um aço da classe de 980 MPa de limite de resistência para diferentes aplicações ⁽¹²⁾.

Tipo		Composição química base	Microestrutura	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	λ (%)	Razão elástica
Laminado a frio	Expansão de furo (λ)	C-Si-Mn	Bainita	843	1011	10	92	0,83
	AL e λ balanceado		Ferrita, bainita e martensita	737	1012	13	55	0,73
Galvanizado	Alongamento (AL)	C-Mn	Ferrita e martensita	632	1013	16	35	0,62

Hebesberger, Pichler e Pauli ⁽¹⁴⁾ e Girina, Fonstein e Bhattacharya ⁽¹⁵⁾ mostraram que a capacidade de expansão de furos, assim como a de dobramento, dos aços *Dual Phase* é governada principalmente pela morfologia da microestrutura e pela diferença de dureza entre a matriz ferrítica e o segundo constituinte. Com relação à morfologia, a homogeneização e o refinamento da microestrutura melhoram a capacidade de expansão de furo. Para alcançar uma melhor homogeneidade, é muito importante impedir o bandeamento da microestrutura, de maneira que o segundo constituinte se distribua uniformemente dentro da matriz ferrítica, o que reduz as tensões internas durante o processo de conformação e atrasa a ocorrência de fratura em regiões de alta deformação, como raios de concordância e arestas de corte. A microestrutura mais refinada, por sua vez, atua no sentido de dificultar a propagação de trincas, também atrasando a ocorrência de rupturas em regiões de alta deformação. Além disso, quanto menor e mais homogênea a distribuição das partículas de segundo constituinte mais deslocamentos geometricamente necessárias são introduzidas, melhorando, assim, a conformabilidade. A redução da diferença de dureza entre a ferrita e o segundo constituinte também provoca a redução das tensões residuais durante a deformação, retardando a fratura. De acordo com os autores supracitados ^(14, 15), a redução do gradiente de dureza pode ser alcançada aumentando-se as quantidades relativas de bainita e/ou martensita revenida no segundo constituinte dos aços *Dual Phase*.

Na figura 3.12 observa-se uma comparação entre microestruturas de um aço *Dual Phase* da classe de 800 MPa (DP800) de resistência mecânica com e sem adição de nióbio. Como se pode observar, a microestrutura do DP800 com Nb é muito mais fina e significativamente menos bandeada. Analisando-se a figura 3.13a, percebe-se que apesar da grande diferença microestrutural, as propriedades mecânicas permaneceram quase que inalteradas. Entretanto, a capacidade de dobramento apresentou uma melhoria significativa com a utilização do aço com adição de Nb, figura 3.13b. Além disso, não foi observada a presença de trincas em arestas de peças puncionadas confeccionadas a partir do aço DP800 com Nb, figura 3.14.

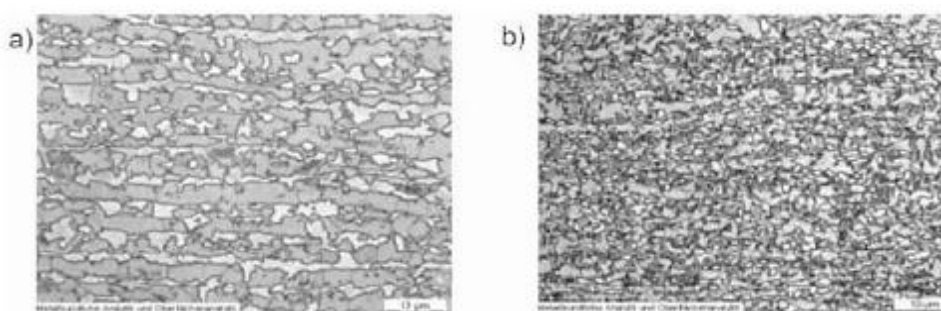


Figura 3.12 – Microestrutura de aço DP800 sem (a) e com a adição de Nb (b) ⁽¹⁵⁾.

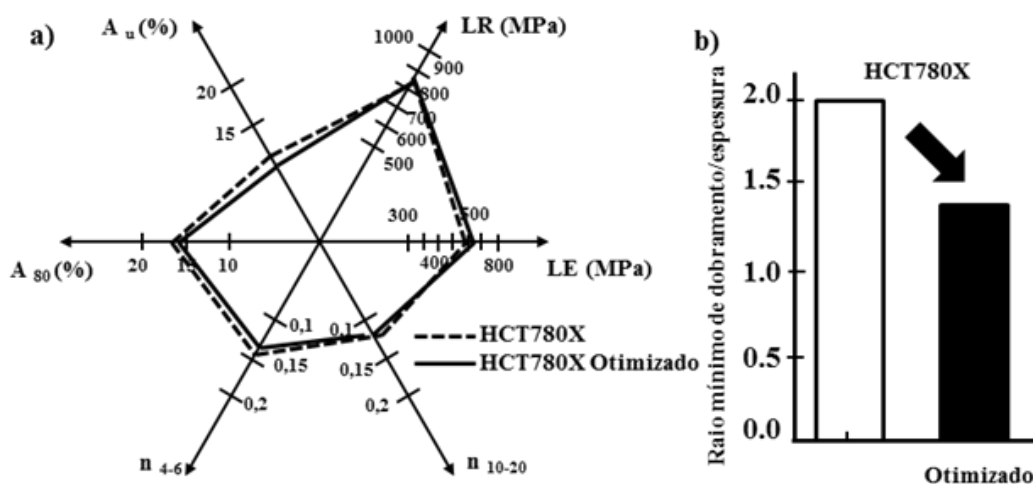


Figura 3.13 – (a) Propriedades mecânicas e (b) resultados do teste de dobramento de aços DP800 convencional e com adição de Nb ⁽¹⁵⁾.

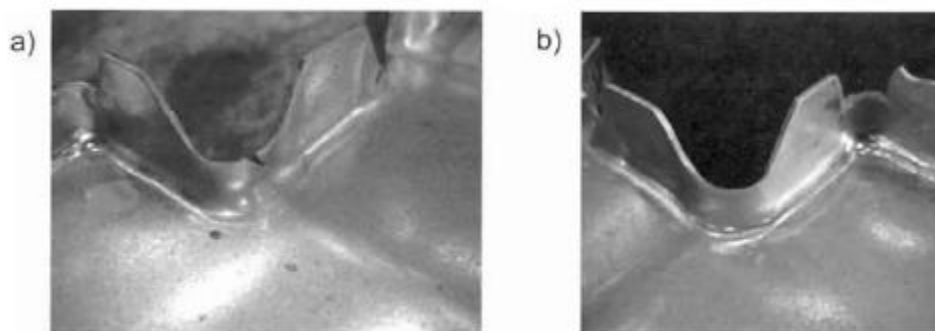


Figura 3.14 – Aspecto de regiões solicitadas a estiramento de borda em peças feitas de aço DP800 (a) convencional e (b) com adição de Nb ⁽¹⁵⁾.

Nishimoto *et al.* ⁽¹⁶⁾ estudaram a influência de diversos fatores associados à capacidade de expansão de furos de aços *Dual Phase*. Eles verificaram que em furos usinados a expansão de furo é fortemente influenciada pelo alongamento total medido em ensaio de tração, conforme pode ser visto na figura 3.15. Entretanto, em furos puncionados o limite de flangeamento não apresentou qualquer correlação com esse parâmetro.

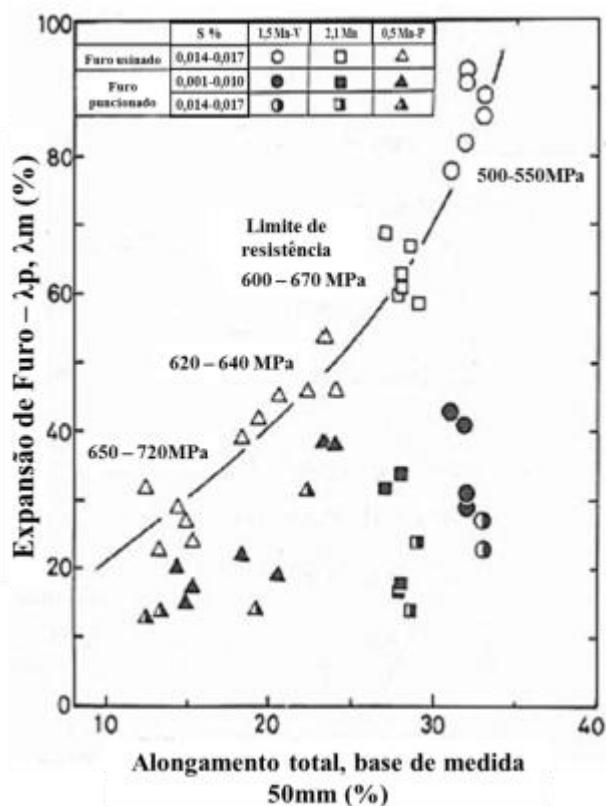


Figura 3.15 – Relação entre o alongamento total e a capacidade de expansão de furo ⁽¹⁶⁾.

Nishimoto *et al.* ⁽¹⁶⁾ também verificaram que quanto maior a fração volumétrica de martensita menor é a capacidade de expansão de furo, conforme mostrado na figura 3.16. Segundo os autores, a maior quantidade do constituinte de mais alta resistência provoca um aumento na quantidade de microtrincas próximo à borda de corte, acarretando em uma significativa concentração de tensões nessa região, o que, conseqüentemente, provoca a aceleração na formação e propagação de trincas em solicitações posteriores de estiramento do flange.

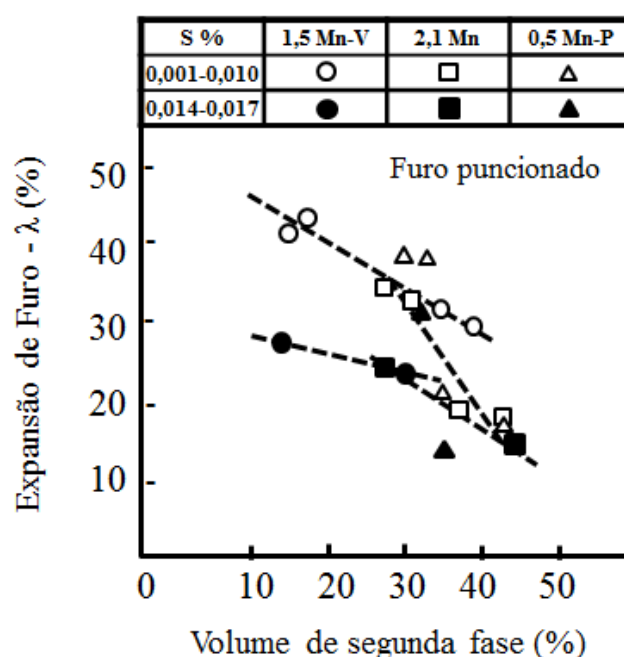


Figura 3.16 – Relação entre o volume de segunda fase e a capacidade de expansão de furo ⁽¹⁶⁾.

Sudo e Kokubo ⁽¹⁷⁾ já haviam verificado que a capacidade de expansão de furo diminuía à medida que a diferença de resistência mecânica entre a matriz e o segundo constituinte na microestrutura era maior. Eles também observaram que aços *Dual Phase* que continham bainita, além de martensita, tenderam a apresentar melhor desempenho em operações de expansão de furo. Tal comportamento foi atribuído à menor diferença de dureza entre a bainita e a martensita, sendo por isso, demandada maior deformação para a nucleação de cavidades em microestrutura ferrita/martensita/bainita do que em microestrutura ferrita/martensita.

Estudo realizado por Lee, Cho e Chin ⁽¹⁸⁾ sugere que o desempenho de materiais em processos de estiramento de flange pode estar associado à capacidade de distribuição de deformação, normalmente expressa pelo valor n (expoente de encruamento). Nesse estudo foi verificado que materiais que apresentam elevado grau de encruamento sob baixas deformações, como o aço TRIP e o *Dual Phase*, tendem a apresentar menor resistência à fratura em solicitações de estiramento de flange. Segundo esses autores ⁽¹⁸⁾, durante o processo de corte em materiais com valor n mais elevado, a extensão da região encruada e, conseqüentemente, o nível de tensões locais adjacente à borda de corte é maior, o que causa uma deterioração no desempenho do material durante o processo de estampagem.

Devido à melhor combinação entre resistência mecânica e comportamento em operações de deformação com predominância de dobramento e estiramento-flangeamento, os aços *Dual Phase* com menor gradiente de dureza entre os constituintes surgem com uma boa opção para a redução de peso de automóveis. Conforme comentado anteriormente, uma das maneiras de se conseguir um aço *Dual Phase* com essas características é aumentando a participação da bainita no segundo constituinte, o que, por sua vez, pode ser obtido com alterações em parâmetros de processamento termomecânico e de composição química.

3.3. Evolução Microestrutural dos aços Dual Phase

Diversos aspectos da formação da austenita nas etapas de aquecimento e encharque em temperaturas intercríticas (entre $Ac1$ e $Ac3$) estão discutidos em publicações fundamentais ⁽¹⁹⁻²⁵⁾. Os principais fatores que influenciam a prática de tratamentos térmicos intercríticos incluem mecanismos específicos de nucleação e crescimento da austenita, a existência e o tempo de incubação da transformação, a microestrutura prévia, a uniformidade do carbono na austenita, assim como a partição do carbono e de elementos de liga entre as fases ferrita e austenita.

Neste item serão sumarizados aspectos teóricos e práticos a respeito da formação da austenita nas etapas de aquecimento e encharque.

3.3.1. Nucleação da austenita

A microestrutura final de aços resfriados a partir de temperaturas intercríticas depende da decomposição da fase austenítica formada ao final do encharque. Desta forma, a morfologia e a composição química desta fase, que resultam da sua nucleação e crescimento nas etapas de aquecimento e encharque, são determinantes para a microestrutura final do material.

A formação da austenita ocorre por processo difusional, sendo afetada pela distribuição de carbono na microestrutura em transformação. Dessa forma, tanto a microestrutura inicial quanto a taxa de aquecimento exercem forte influência no processo de formação da austenita.

3.3.1.1. Efeito da microestrutura inicial

A nucleação da austenita no aquecimento dos aços com microestrutura constituída por ferrita e perlita irá ocorrer predominantemente nas interfaces dos grãos de ferrita com as colônias de perlita. Já em aços com carbonetos esferoidizados dispersos em uma matriz ferrítica, a austenita irá nuclear preferencialmente nos carbonetos situados nos contornos de grão da ferrita. Neste caso, os sítios de nucleação serão mais abundantes e uniformemente distribuídos nessa microestrutura em relação à microestrutura ferrita-perlita. Na literatura, foi sugerido que os carbonetos presentes no interior dos grãos de ferrita não contribuem para a nucleação da austenita e sim para o seu crescimento em direção ao interior da ferrita posteriormente à sua ^(17, 26).

Para um material temperado, com microestrutura inicial martensítica, submetido ao aquecimento até temperaturas intercríticas, a austenita irá nuclear primeiramente em regiões de contorno triplo da austenita prévia, depois na superfície dos planos dos contornos de grão dessa austenita prévia e, por fim, nos contornos das ripas de martensita. Essa nucleação irá produzir uma austenita com aspecto acicular

(Widmannstätten), que depois de submetida a resfriamento poderá produzir uma nova martensita com aspecto acicular mantido ⁽²⁶⁻²⁸⁾.

A deformação da microestrutura prévia, por laminação a frio, aumenta a densidade de defeitos internos, tais como as deslocações, que poderão servir como pontos de nucleação heterogênea da fase austenítica, ocasionando, assim, uma maior quantidade de núcleos de austenita uniformemente distribuídos na microestrutura.

A cinética de formação da austenita durante o aquecimento até a região intercrítica é afetada por processos paralelos de recristalização e de dissolução de carbonetos. De acordo com Speich et al. 1981 ⁽²⁰⁾, a nucleação nas interfaces ferrita-perlita é o primeiro estágio de formação da austenita, com alta taxa de crescimento para dentro das colônias de perlita.

Uma comparação da cinética de austenitização durante o aquecimento isotérmico de um aço 0,11C – 1,58Mn – 0,4Si, nas condições de laminado a quente e com 25% e 50% de redução a frio, revelou que o tempo da completa dissolução da perlita diminuiu substancialmente com o aumento da quantidade de deformação a frio, pelo aumento da força motriz e/ou diminuição da energia de ativação da transformação (El-Sesy et al. 1990) ⁽²⁹⁾.

A adoção de elevada quantidade de redução a frio irá gerar mais deslocações e mais carbonetos fragmentados, aumentando, assim, o número de sítios para nucleação e encurtando o caminho de difusão do carbono. Em um estudo com um aço 0,13C – 1,54Mn – 0,22Si – 0,016Nb submetido a diversas reduções a frio, uma distribuição mais fina da martensita foi obtida após a têmpera da amostra originada da maior quantidade de deformação a frio, o que é um indicativo de grão mais fino de austenita formados no aquecimento e encharque (Granbom 2008) ⁽³⁰⁾.

3.3.1.2. Efeito da taxa de aquecimento

O efeito da microestrutura inicial sobre a nucleação da austenita é fortemente dependente da taxa de aquecimento, ou seja, dos fatores que irão controlar o rearranjo dos defeitos da rede assim como a extensão dos processos de recuperação e recristalização antes da austenitização. Os processos difusionais no aquecimento que irão ocorrer antes da formação da austenita a partir da ferrita ($\alpha \rightarrow \gamma$), tais como, revenimento da martensita em aços previamente temperados, recristalização da ferrita, esferoidização da cementita lamelar, entre outros, têm efeito crucial na nucleação e subsequente crescimento da austenita.

Um aquecimento lento até temperaturas intercríticas para aços laminados a quente ou normalizados propicia a esferoidização da cementita antes da transformação $\alpha \rightarrow \gamma$, assim como o completo revenimento da martensita para aços temperados. Adicionalmente, o trabalho a frio aumenta a taxa de esferoidização durante esse aquecimento. Assim, para aquecimento em baixas taxas a nucleação da austenita ocorre de maneira similar nesses dois casos.

Um trabalho realizado por Cho ⁽³¹⁾ utilizou um aço com 0,16C – 1,38Mn – 0,24Si para realizar comparações de aquecimento de diferentes microestruturas iniciais como ferrita-perlita em aço laminado a quente (F+P), bainita, e F+P laminada a frio com 20% e 50% de redução. Em aquecimento contínuo com taxas de 0,3 e 300°C/s, a fração volumétrica da austenita foi medida entre as temperaturas de início e fim da transformação. A microestrutura inicial constituída por bainita demonstrou a menor sensibilidade à variação da taxa de aquecimento, enquanto a F+P laminada a quente se mostrou mais sensível a essa variação, aumentando as temperaturas de início e fim da transformação austenítica em 20 e 50°C, respectivamente. Já a microestrutura laminada a frio F+P mostrou pouca variação dessas temperaturas.

Huang et al. ⁽³²⁾ estudaram o efeito da taxa de aquecimento sobre a formação da austenita durante o aquecimento contínuo e encharque para temperaturas intercríticas em aços DP (0,06C - 1,86Mn – 0,155Mo) e TRIP (0,178C – 1,55Mn – 1,74Si).

Utilizando taxas de 1, 10 e 100°C/s, os autores verificaram para o aquecimento contínuo que, com o aumento da taxa as temperaturas de início e fim da transformação foram deslocadas para valores mais altos reduzindo, assim, a quantidade austenita para uma mesma temperatura final avaliada. Ao mesmo tempo, foi verificado um aumento da taxa de crescimento da austenita para uma dada temperatura de encharque após aquecimento com taxas mais altas. Esse comportamento foi observado de maneira similar para as duas condições avaliadas de microestrutura inicial, laminada a quente e a frio, fato atribuído ao processo de nucleação da austenita ser muito dependente da taxa de aquecimento.

Após a rápida transformação das colônias de perlita em austenita no aço laminado a quente, a austenita irá nuclear nos contornos da ferrita competindo com o crescimento da austenita nucleada a partir da perlita. Assim, baixas taxas de aquecimento irão favorecer o crescimento da austenita nucleada na perlita, enquanto o aquecimento com taxas elevadas irá promover uma nucleação adicional nos contornos de grão da ferrita ⁽²¹⁾.

Para os aços laminados a frio, outros fatores devem ser levados em consideração, tais como a forma e distribuição das colônias de perlita, que são modificadas pela deformação a frio. Para aquecimento lento, o processo de recristalização irá se completar antes do início da nucleação da austenita, dessa forma a cinética de transformação da austenita comentada anteriormente para a microestrutura laminada a frio pode ser aplicada nessa situação. Contudo, a morfologia da austenita resultante deverá ser diferente em razão das colônias de perlita terem sido modificadas durante o trabalho a frio. Para taxas de aquecimento elevadas a recristalização da ferrita será finalizada em temperaturas mais altas e, por isso, irá acontecer simultaneamente com a formação da austenita ⁽²¹⁾.

De acordo com os resultados do estudo de Huang et al. ⁽³²⁾, a ferrita continua se recristalizando quando se inicia a nucleação e o crescimento da austenita nas colônias de perlita. Os autores observaram pequenas partículas de austenita nos contornos da ferrita, dessa forma pode-se inferir que a nucleação e o crescimento da austenita a partir

da perlita ocorreram sem uma competição significativa com a austenita de contorno. Como resultado dessa simulação, verificou-se que a austenita se formou com alta taxa de crescimento em blocos paralelos com a direção de laminação, onde previamente se encontravam as colônias de perlita.

Monhanty et al. ⁽³³⁾ estudaram um aço DP780 com 0,08C – 1,9Mn – 0,01Nb e adições de Mo e Cr, verificando que o aumento da taxa de aquecimento de 10°C/s para 50°C/s foi capaz de produzir uma maior quantidade de austenita ao final do encharque em temperatura intercrítica.

3.3.2. Crescimento da austenita

Speich et al. ⁽²⁰⁾ observaram três estágios durante a austenitização isotérmica no aquecimento de aços com microestrutura inicial constituída por ferrita e perlita: (i) crescimento rápido da fase austenítica para dentro da perlita; (ii) crescimento lento da austenita em regiões de ferrita, controlado pela difusão de carbono para a temperatura da ordem de 850°C ou pela difusão do manganês em temperaturas inferiores, próximas a 740 e 780°C; (iii) obtenção do equilíbrio da difusão de elementos de liga na austenita (principalmente o Mn), sendo a taxa inicial aproximadamente três ordens de magnitude menor que na ferrita. Esses estágios foram representados em um diagrama mostrado na figura 3.17.

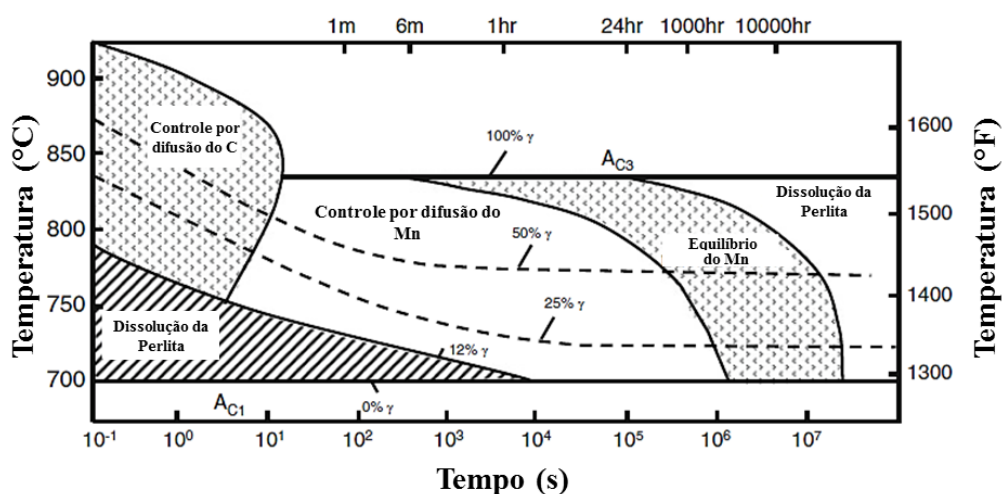


Figura 3.17 – Diagrama dos estágios de formação da austenita em função da temperatura e do tempo, para um aço com 0,12% C – 1,5Mn (Speich et. al 1981) ⁽²⁰⁾.

Durante o estágio 1 da austenitização, o aumento da quantidade de austenita se deu às custas da perlita, não sendo verificada a diminuição da fase ferrítica (Souza et al. 1982) ⁽³⁴⁾. Alguma quantidade de perlita, no entanto, permanece retida durante o segundo estágio do crescimento da austenita. Nesse estágio a nucleação da austenita se dará nas interfaces ferrita-perlita e o crescimento da austenita nucleada inicialmente ocorrerá simultaneamente.

Um estudo detalhado de transformação da perlita em austenita foi realizado por Savran et al. (2007) ⁽³⁵⁾, para um aço médio carbono (0,36 – 0,47% C), mostrou que essa transformação simultânea irá ocorrer dependendo da taxa de aquecimento adotada. Para taxas muito baixas (0,05°C/s), as placas de ferrita e cementita irão se transformar ao mesmo tempo. Já para taxas elevadas (20°C/s), dois estágios foram observados de maneira distinta: a ferrita no interior da colônia de perlita se transformando inicialmente em austenita e posteriormente a ocorrência da dissolução das lamelas de cementita.

A influência do teor de carbono na cinética de crescimento da austenita foi avaliada por Speich et al. (1981) ⁽²⁰⁾, utilizando diferentes aços (0,06 – 0,12 e 0,20% C), temperaturas e tempos para encharque em região intercrítica. As curvas isotérmicas de austenitização para esses aços são mostradas na figura 3.18. Nesses gráficos pode ser visto que o equilíbrio da quantidade de austenita foi obtido apenas para baixas temperaturas

intercríticas, para os aços com menores teores de carbono (0,06 e 0,12%C) e para tempos superiores a 15 min.

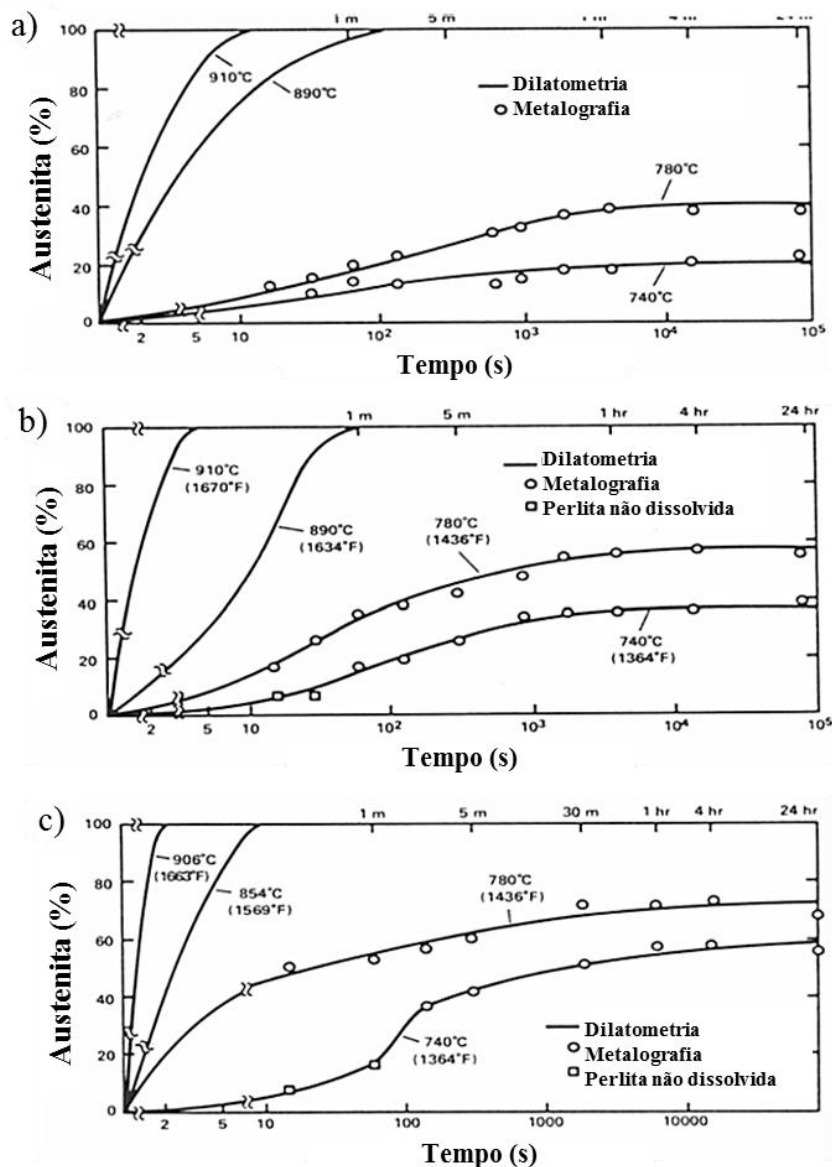


Figura 3.18 – Cinética de formação isotérmica da austenita para diferentes temperaturas e aços com (a) 0,06 – (b) 0,12 e (c) 0,20%C (Speich et. al 1981)⁽²⁰⁾.

Nessas curvas de austenitização isotérmica é possível avaliar que a taxa de formação da austenita varia com o tempo, sendo identificados diferentes estágios: (i) uma faixa de transformação rápida da austenita a partir da perlita, (ii) uma diminuição da taxa de crescimento em razão do esgotamento dos sítios preferenciais de nucleação da austenita

e (iii) um lento crescimento da austenita para o interior da ferrita, controlado pela baixa taxa de difusão nas interfaces ferrita-austenita.

A máxima taxa de formação da austenita é sempre observada no início do encharque em tratamentos isotérmicos e tende a diminuir progressivamente. Oliveira et al. (2007)⁽³⁶⁾ verificaram para um aço de 0,15%C – 1,42%Mn – 0,37%Si – 0,03%Nb, que a austenitização alcançou a máxima taxa próxima da temperatura final da dissolução da perlita, conforme mostrado na figura 3.19.

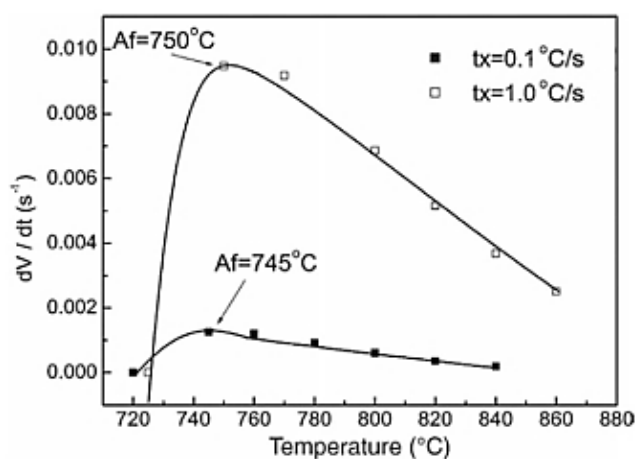


Figura 3.19 – Taxa de crescimento da austenita em função da temperatura para duas taxas de aquecimento (Oliveira et al. 2007)⁽³⁶⁾.

Yi et al. (1985)⁽³⁷⁾ realizaram uma interessante interpretação desse ponto de inflexão na curva de austenitização para um aço com 0,04C – 1,8Mn – 2,2Si. Nesse estudo, a máxima taxa de crescimento da austenita era percebida sempre para uma fração de 25% dessa fase, que foi consideravelmente maior que o volume de perlita presente na microestrutura do aço antes do recozimento. É conhecido que a taxa de difusão do carbono em regiões de contorno de grão é muito maior quando comparada com a difusão no seu interior, o que favorece o crescimento preferencial da austenita ao longo dos contornos de grão da ferrita. Dessa forma, os autores verificaram que a taxa de crescimento isotérmico da austenita diminuiu claramente quando os grãos de ferrita presentes na microestrutura prévia foram completamente envolvidos pela formação da austenita, que passou a crescer para o interior dos grãos ferríticos, porém, com taxas mais modestas. A figura 3.20 exemplifica esse mecanismo para um experimento de

avaliação do crescimento da austenita em aquecimento isotérmico a 740°C, para um aço com 0,06C – 1,5Mn.

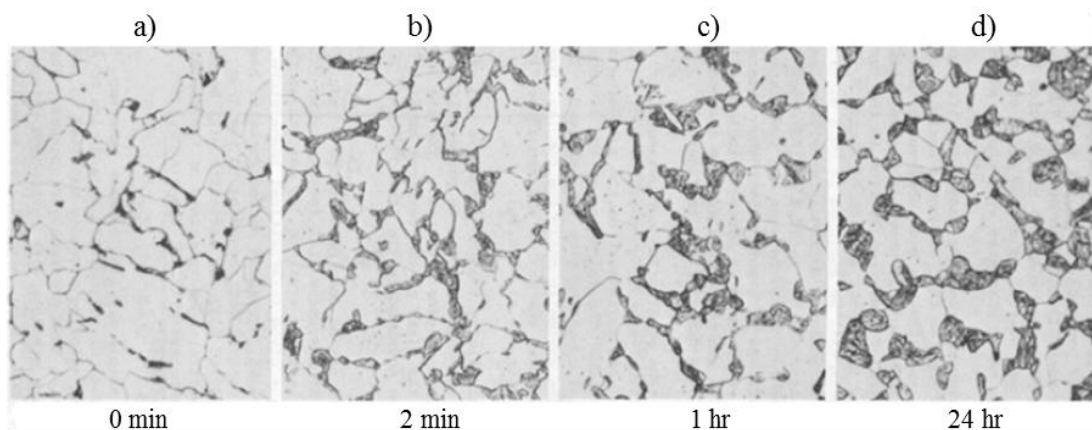


Figura 3.20 – Crescimento da austenita em função do tempo para um aço 0,06C – 1,5Mn a 740°C (Speich et. al 1981)⁽²⁰⁾.

A determinação de valores absolutos para a cinética de crescimento da austenita em regiões intercríticas é, na maioria das vezes, controversa e apresenta inconsistências significativas, podendo-se destacar como fatores que influenciam nessa avaliação o tempo de incubação da transformação, variação da composição química do aço, a microestrutura inicial, a temperatura e a taxa de aquecimento adotada pelos estudos.

3.3.2.1. Efeito da composição química do aço

O efeito da composição química no processo de austenitização abrange uma série de fatores tais como a mudança da energia de ativação da transformação ferrita-austenita, da difusividade do carbono, do balanço termodinâmico do carbono na austenita, do gradiente de concentração do carbono entre as fases ferrita e austenita, assim como os valores críticos das temperaturas de equilíbrio, início e fim de formação da austenita (Ae, Ac1 e Ac3). No caso das temperaturas críticas, esse efeito pode ser avaliado pelas equações de Andrews (1965)⁽³⁸⁾:

$$Ae1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W \quad (eq.1)$$

$$Ae3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 104V + 13.1W - 30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 120As - 400Ti \quad (eq.2)$$

Uma importante característica dos estágios iniciais da austenitização é a concorrência da nucleação e crescimento, o que torna um problema a distinção do efeito individual dos elementos de liga, que irá depender, neste caso, de condições experimentais. Por exemplo, o aumento do manganês irá subir a energia de ativação da transformação $\alpha \rightarrow \lambda$, aparentemente devido ao fato de ocorrer a segregação de manganês na superfície das partículas de carbonetos, diminuindo, assim, a taxa de dissolução dessas partículas e, conseqüentemente, modificando a nucleação da austenita.

Para tempos curtos, a dissolução da cementita ocorre a uma taxa muito superior quando comparada com a de carbonetos especiais formados por cromo, molibdênio, vanádio e nióbio. Isso significa que, antes da dissolução de carbonetos especiais, o teor de carbono efetivo na austenita pode ser menor do que o calculado a partir da equação abaixo, onde C_{st} é o carbono total da liga e V_{γ} é a fração da austenita.

$$C_{\gamma} = C_{st} / V_{\gamma} \quad (\text{eq.3})$$

Nesse caso, para um tempo curto e encharque em temperatura pouco acima da A_{c1} , poderá produzir uma microestrutura com três fases coexistentes, ferrita, carbonetos e austenita de baixo carbono (transformada em martensita após têmpera), como mostrado na figura 3.21.

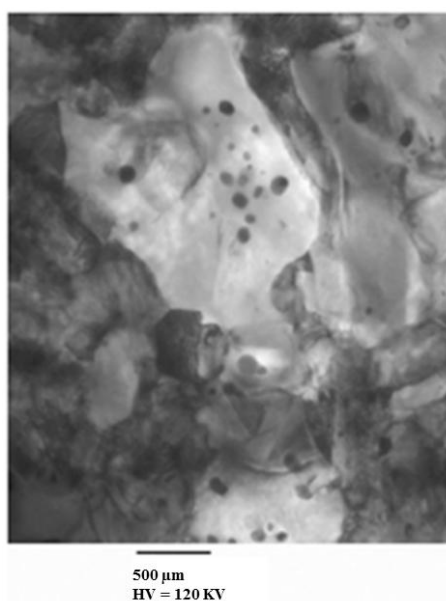


Figura 3.21 – Coexistência de ferrita, carbonetos e martensita em aço temperado a partir de temperatura próxima da A_{c1} (Nina Fonstein 2015) ⁽³⁹⁾.

Tempos curtos de encharque adotados na produção industrial dos aços avançados de alta resistência (AHSS) tendem a promover uma concentração não uniforme de carbono e elementos de liga na austenita. Nesse contexto, as regiões de contornos de grão da fase austenítica serão mais ricas em manganês, formando uma espécie de barreira que irá diminuir a atividade termodinâmica do carbono localmente. Esse fenômeno irá produzir contornos da austenita com maiores concentrações de carbono e manganês em relação ao seu núcleo. Como consequência, as regiões de contorno da austenita irão apresentar maior temperabilidade em relação ao interior do grão, provocando uma anel de martensita ao redor de um núcleo de ferrita e perlita após o resfriamento (Speich et al. 1981)⁽²⁰⁾. A figura 3.22 mostra esquematicamente esse mecanismo para a formação da austenita a partir de contornos da ferrita.

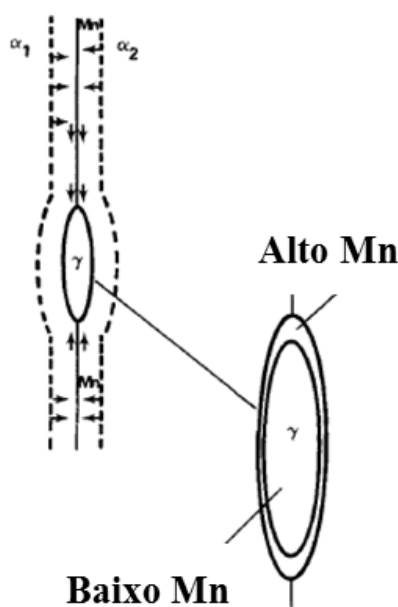


Figura 3.22 – Partição do manganês na formação da austenita em região de contorno de grão durante recozimento intercrítico (Speich et. al 1981)⁽²⁰⁾.

Em contrapartida, para maiores temperaturas intercríticas, a austenita já formada irá crescer para o interior da ferrita, ocorrendo, assim, uma diminuição dos teores de carbono e manganês na região de interface ferrita-austenita. Dessa forma, essa região irá apresentar baixa temperabilidade ocorrendo, possivelmente, a formação de perlita durante o resfriamento, como está mostrado na figura 3.23, extraída do trabalho de Girina e Bhattacharya (2003)⁽⁴⁰⁾.

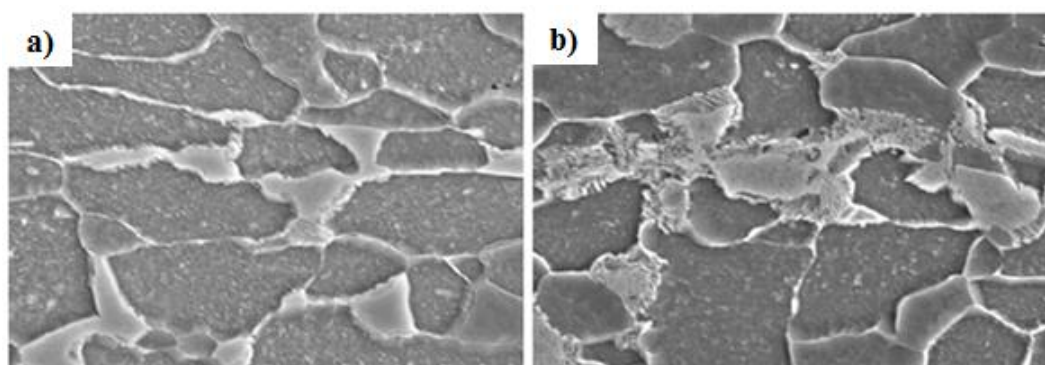


Figura 3.23 – Microestrutura de aço com 0,1C – 0,5Mn após têmpera a partir de (a) 740°C e (b) 760°C (Girina e Bhattacharya 2003)⁽⁴⁰⁾.

Alguns elementos químicos podem afetar indiretamente o crescimento da austenita, em particular, alterando a microestrutura inicial ou retardando o processo de recristalização da ferrita. Girina et al. (2008)⁽⁴¹⁾ realizaram um estudo da formação da austenita durante o aquecimento contínuo de amostras de aço laminado a frio, utilizando uma taxa de 10°C/s, onde foi verificado que o aumento do Nb em 0,03% não afetou as temperaturas de início e fim de transformação da austenita, Ac1 e Ac3, respectivamente. Contudo, para uma dada temperatura intercrítica o aço com 0,03% de Nb apresentou maior quantidade de austenita em relação ao aço sem Nb. Isso foi atribuído, primeiramente, ao fato de o Nb refinar a microestrutura inicial do aço como laminado a quente e, assim, ser possível criar maior quantidade de interfaces e outros defeitos durante a laminação a frio, que irão favorecer a nucleação da austenita no aquecimento. Em segundo lugar, é conhecido que a adição de Nb retarda a recristalização da ferrita fazendo com que os processos de austenitização e recristalização ocorram de maneira simultânea no aquecimento. Dessa forma, a presença da ferrita deformada durante o processo de austenitização contribui para a aceleração da nucleação e crescimento da austenita (Azizi-Alizamini, 2011)⁽²¹⁾.

3.3.2.2. Efeito da temperatura de encharque

A temperatura de encharque é um fator chave para o controle do volume de austenita e, conseqüentemente, do teor de carbono dissolvido nessa fase, fato que influenciará de maneira significativa a estabilidade da austenita e a microestrutura final formada após o resfriamento.

A velocidade com que o contorno da austenita se movimenta, ou seja, a taxa de crescimento da fase (v) é descrita pela equação abaixo:

$$v = D \frac{dC}{dx} \left(\frac{1}{\Delta C^{\gamma \leftrightarrow \alpha}} + \frac{1}{\Delta C^{C \leftrightarrow \alpha}} \right) \quad (\text{eq.3})$$

Onde o valor de v é proporcional a difusividade do carbono na austenita (D) e do gradiente de concentração no interior do grão (dC/dx), e inversamente proporcional ao passo de difusão x , assim como à diferença de concentração de carbono nas interfaces austenita-ferrita ($\Delta C^{\gamma \leftrightarrow \alpha}$) e carboneto austenita ($\Delta C^{C \leftrightarrow \alpha}$) (Wycliffe et al. 1981) ⁽²⁴⁾.

Com o aumento da temperatura de encharque esses parâmetros irão variar de maneira a contribuir com o crescimento abrupto de v , pois a difusão do carbono irá aumentar enquanto os gradientes de concentração de carbono nas interfaces austenita-ferrita e austenita-carboneto diminuem, conforme pode ser visto pelas linhas GS e SE, respectivamente, no diagrama Fe-C mostrado na figura 3.24. Nessa condição, a diminuição do gradiente de concentração de carbono na interface austenita-ferrita é mais pronunciada em comparação com a região de contorno austenita-carboneto e, por isso, a taxa de crescimento da austenita para o interior da ferrita será maior em relação ao seu crescimento à custa do carboneto. Como resultado dessa condição de formação da austenita em temperatura de encharque elevada em aços com grande quantidade de carbonetos estáveis, uma microestrutura final após o seu resfriamento irá exibir um número elevado de carbonetos não dissolvidos dentro da martensita, conforme mostrado na figura 3.25.

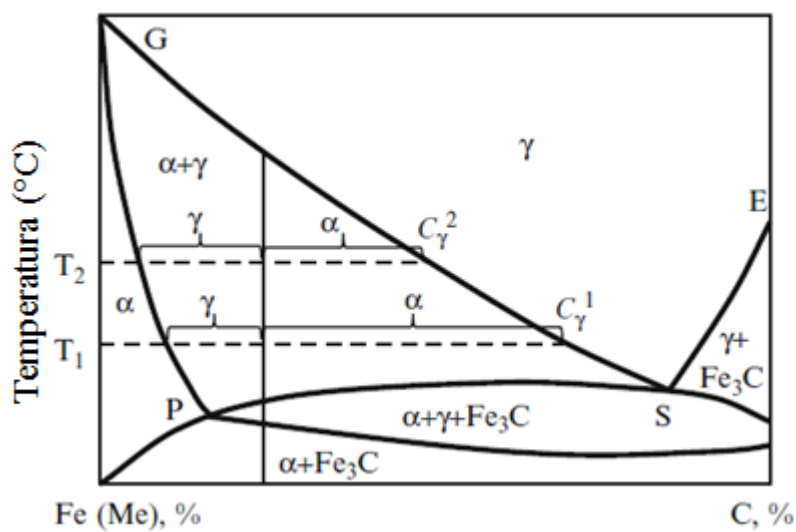


Figura 3.24 – Diagrama binário Fe-C (Fonstein, 2015) ⁽³⁹⁾.

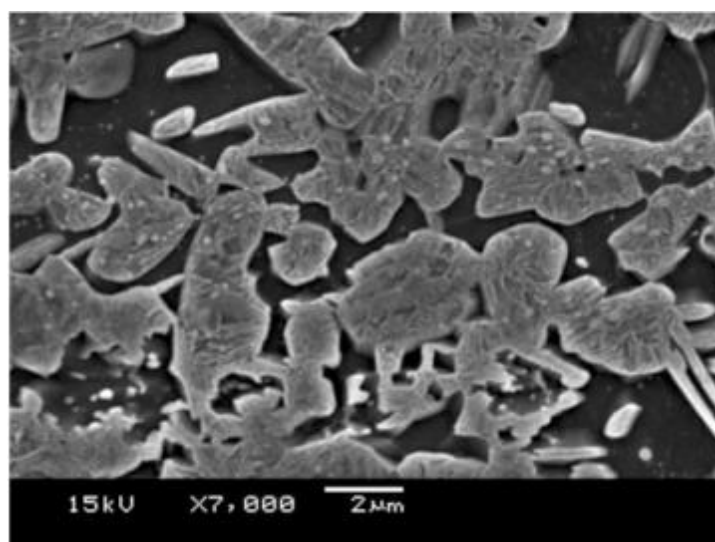


Figura 3.25 – Carbonetos não dissolvidos no interior da martensita (Fonstein, 2015) ⁽³⁹⁾.

No caso de aços com microestrutura inicial formada por perlita-ferrita, a taxa de dissolução da perlita irá depender, também, da temperatura de encharque. Um aumento na temperatura de encharque de 730°C para 780°C pode aumentar em até três ordens de magnitude a taxa de dissolução da perlita (Fonstein, 2015) ⁽³⁹⁾.

3.3.2.3. Efeito da microestrutura inicial

Adicionalmente ao que já foi discutido sobre influência na nucleação da austenita, a microestrutura prévia também afeta a cinética de crescimento e a morfologia da mistura de ferrita e austenita, que será fundamental na microestrutura final do aço após o seu resfriamento.

Em termos de austenitização, o efeito da microestrutura original se manifesta com a alteração das temperaturas críticas nas transformações de fase e na taxa de crescimento da austenita quando do aumento da temperatura ou tempo de encharque.

Em ordem crescente de taxa de crescimento da austenita, Dyachenko (1982)⁽²²⁾ classificou quatro tipos de microestruturas iniciais da seguinte maneira: ferrita com carbonetos esferoidizados, ferrita com perlita lamelar, martensita e ferrita perlita deformada a frio.

Yi et al. (1985)⁽³⁷⁾ realizaram um estudo onde se avaliou a formação da austenita partindo de quatro diferentes microestruturas prévias produzidas em laboratório. Duas delas eram formadas por ferrita e perlita, com e sem deformação, FP-1 e FP-2, respectivamente, e duas martensíticas, uma delas com 100% de martensita (MT-1) e a outra com martensita e carbonetos não dissolvidos (MT-2). A figura 3.26 mostra as curvas de formação da austenita obtidas neste estudo, onde, de forma mais evidente, verifica-se a mudança da taxa de transformação da austenita para temperaturas acima de 800°C. Com esses resultados os autores inferiram que a microestrutura prévia não exerceu influência significativa na taxa de formação da austenita nos estágios iniciais.

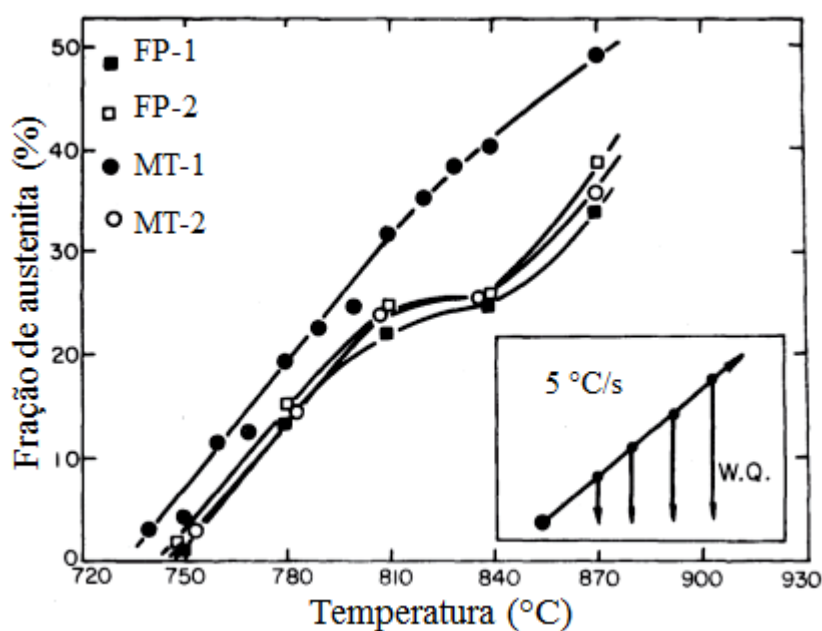


Figura 3.26 – Fração de austenita formada para diferentes microestruturas prévias aquecidas com taxa de 5°C/s até as temperaturas intercríticas e congeladas com resfriamento em água. As frações foram determinadas por contagem automática via analisador de imagem ⁽³⁷⁾.

Azizi-Alizamini et al. (2010) ⁽²¹⁾ avaliaram a formação da austenita no aquecimento a partir de diferentes microestruturas de um aço baixo carbono 0,17%C – 0,74%Mn. Uma microestrutura inicial foi avaliada para o aço como laminado a quente (HR) e a outra como laminada a frio com 80% de redução (CR). A microestrutura inicial do material como laminado a quente foi constituída de ferrita e perlita distribuídas com certo bandeamento e algumas partículas de cementita em contornos de grão da ferrita. Já o material laminado a frio mostrou os mesmos constituintes com intensa deformação e alinhamento dos grãos de ferrita e das colônias de perlita com o sentido de laminação. Outra característica dessa microestrutura foi a fragmentação e o encurvamento das lamelas da perlita. A figura 3.27 mostra o aspecto dessas microestruturas iniciais.

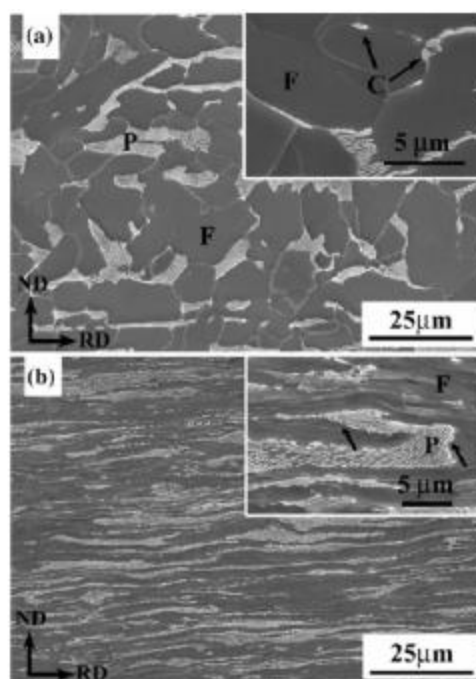


Figura 3.27 – Microestruturas iniciais de um aço baixo carbono 0,17% C – 0,74% Mn (a) como laminado a quente - HR e (b) após 80% de redução a frio - CR. Imagens obtidas via MEV. ND: direção normal; RD: direção de laminação; F: ferrita; P: perlita; C: cementita⁽²¹⁾.

Nesse estudo, a austenitização completa das amostras com diferentes microestruturas adotando uma mesma taxa de aquecimento (1K/s) mostrou as curvas dilatométricas apresentadas na figura 3.28. Os autores subdividiram as transformações de fases em 5 regiões distintas, as quais foram identificadas como: (1) expansão térmica da microestrutura ferrita-perlita; (2) recristalização da ferrita na amostra laminada a frio; (3) transformação da perlita em austenita; (4) transformação da ferrita em austenita e (5) expansão térmica da austenita. As principais diferenças na formação da austenita a partir das microestruturas iniciais do aço como laminado a quente (HR) e laminado a frio (CR) se manifestaram na sua nucleação e crescimento. Para o aço CR a formação da austenita foi ligeiramente antecipada e cresceu com uma taxa menor em relação à amostra do aço HR. Tal fato foi atribuído ao processo de esferoidização e recristalização, ocorridos simultaneamente durante a formação da austenita para as amostras do aço CR, que retardaram o crescimento da austenita a partir da perlita. Já para o aço HR a austenita nucleou preferencialmente em regiões de interface ferrita-perlita e cresceu com taxa significativamente maior para o interior das colônias de

perlita em relação à amostra do aço CR. A figura 3.29 mostra as microestruturas dessas amostras congeladas (temperadas) em diferentes regiões do ciclo de aquecimento, que corroboraram com o mecanismo citado acima.

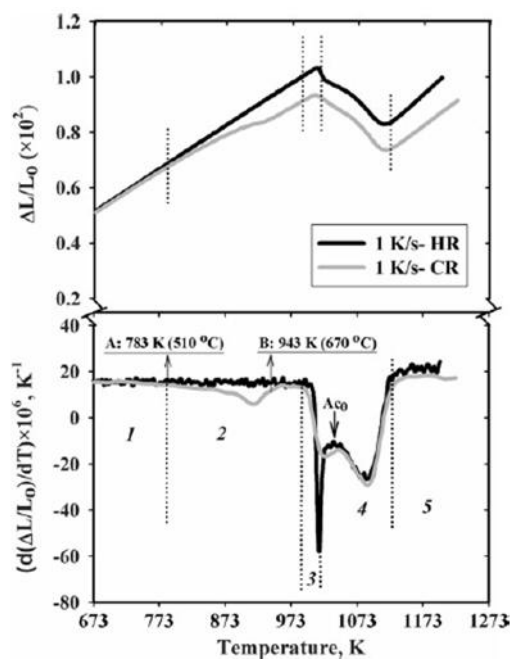


Figura 3.28 – Curvas dilatométricas e suas respectivas derivadas para as microestruturas iniciais HR e CR durante aquecimento a 1 K/s⁽²¹⁾.

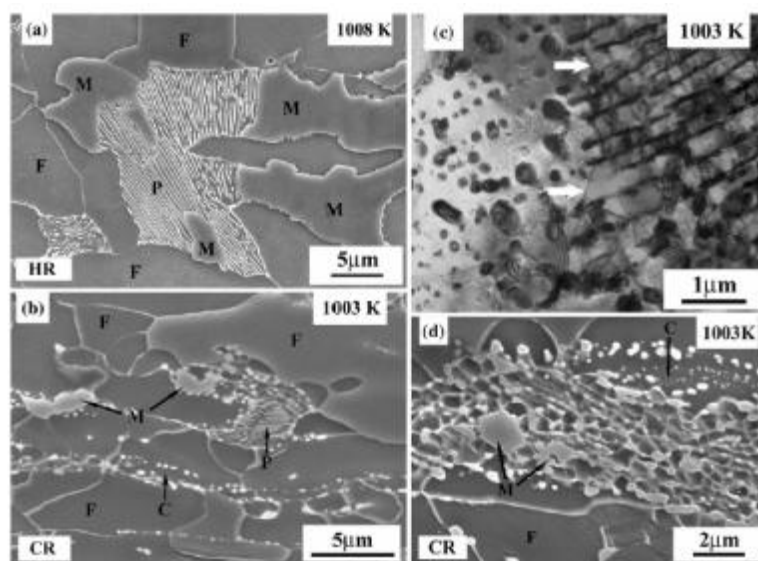


Figura 3.29 – Microestruturas do aço HR aquecido a 1 K/s até 735°C (1008K) (a) e CR aquecido a 1 K/s até 730°C (1003K) (b), (c) e (d). F: ferrita; M: martensita; P: perlita; C: cementita⁽²¹⁾.

3.3.2.4. Efeito da taxa de aquecimento

O crescimento da fração de austenita (V) com o tempo pode ser descrita pela equação (eq.4) de Avrami (Avrami 1940) ⁽⁴²⁾:

$$V = 1 - \exp(-Kt^n) \quad \text{eq.4}$$

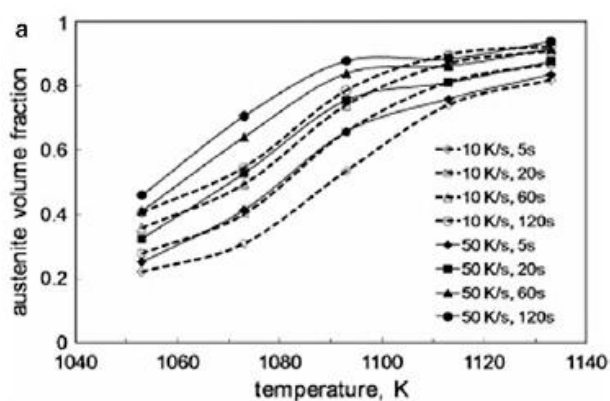
Para um aço de microestrutura ferrita-perlita com 0,15C – 1,42Mn – 0,37Si – 0,031Nb, foi avaliado por Oliveira et al. (2007) ⁽³⁶⁾ que o parâmetro K , que representa a integral da taxa de formação a austenita (nucleação e crescimento), aumentou em duas ordens de grandeza quando a taxa de aquecimento passou de 0,1 para 1°C/s, sendo obtidas frações de austenita de 0,5 e 0,85, respectivamente.

Uma significativa aceleração do crescimento da austenita durante encharques isotérmicos de aços DP e TRIP foi observada por Huang et al. (2004) ⁽³²⁾ quando as temperaturas objetivadas foram alcançadas adotando taxas de aquecimento mais elevadas.

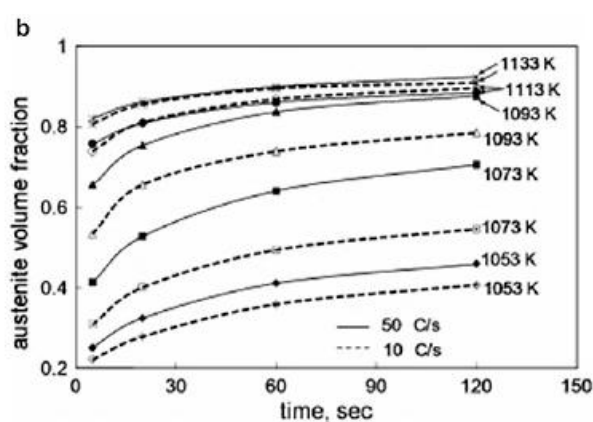
Azizi-Alizamini et al. (2010) ⁽²¹⁾ avaliaram o efeito da taxa de aquecimento (1K/s a 900K/s) sobre a formação da austenita partir de diferentes microestruturas de um aço baixo carbono 0,17%C – 0,74%Mn. Uma microestrutura inicial foi avaliada para o aço como laminado a quente (HR) e a outra como laminada a frio (CR) com 80% de redução. Nesse estudo foi verificado que o aumento da taxa de aquecimento influenciou a formação da austenita apenas para o aço HR.

Em outro estudo, Mohanty e colaboradores ⁽³³⁾ realizaram uma avaliação sistemática do efeito da taxa de aquecimento para uma aço laminado a frio com 0,08C – 1,9Mn – 0,01Nb e com adições de Cr e Mo. As simulações foram realizadas em linha industrial de galvanização a quente (CGL) adotando-se taxas de 10 e 50K/s. Para a taxa de 50K/s foi observada uma maior quantidade de austenita formada ao final do patamar isotérmico para uma faixa de temperatura entre 780-800°C. Já para 820°C, a porção de austenita formada isotermicamente se mostrou igual para ambas as taxas de aquecimento. A figura 3.30 mostra o efeito da taxa de aquecimento sobre a fração de austenita formada em aquecimento seguido de diferentes patamares isotérmicos com

tempos variados. Verifica-se que a quantidade de austenita aumenta continuamente com a temperatura e o tempo de encharque para ambas as taxas de aquecimento. O efeito da taxa de aquecimento foi mais pronunciado em uma faixa de temperatura de 780-820°C (1053 K – 1093 K), onde a maior taxa resultou em maiores quantidades de austenita formada. Já para temperaturas superiores a 840°C (1113 K) essa diferença não foi significativa.



(a)



(b)

Figura 3.30 – Efeito da taxa de aquecimento na fração total de austenita formada durante aquecimento contínuo seguido de encharque em diferentes temperaturas intercríticas (a) e em função do tempo (b) ⁽³³⁾.

A figura 3.31 mostra esquematicamente o mecanismo de formação da austenita para as diferentes taxas de aquecimento adotadas nesse estudo, com ênfase na morfologia da microestrutura obtida a partir do resfriamento rápido ao final das condições de aquecimento. Como comentado anteriormente, a ocorrência simultânea da recristalização da ferrita e a formação da austenita irá exercer papel fundamental na

morfologia final da microestrutura formada a partir do resfriamento de uma mistura de ferrita-austenita.

Independentemente da taxa de aquecimento, as regiões ricas em carbono presentes na microestrutura inicial laminada a frio (martensita, bainita, perlita e carbonetos) serão núcleos preferenciais para a transformação austenítica. Por conveniência, dentre essas regiões ricas em carbono, o crescimento da austenita será maior nos locais com perlita em razão da maior quantidade dos núcleos de austenita formados nas interfaces ferrita-carbonetos.

Com a adoção de alta taxa de aquecimento, o tempo disponível para a difusão do carbono será reduzido e a quantidade de ferrita recristalizada será pequena em razão da recristalização da ferrita ser atrasada. Dessa forma, a nucleação da austenita será menor nos contornos da ferrita quando comparado com a transformação em baixa taxa de aquecimento e ocorrerá preferencialmente nas regiões ricas em carbono. Em outras palavras, o crescimento da austenita nucleada nas regiões ricas em carbono não irá concorrer com o crescimento a partir dos núcleos de austenita em contornos de grão. O baixo tempo disponível para altas taxas de aquecimento limita a difusão do carbono em curtas distâncias, favorecendo o crescimento da austenita para dentro das colônias de perlita. Conseqüentemente, a austenita formada irá assumir aspecto mais alongado com alinhamento preferencial à direção de laminação, onde a distância entre os núcleos de austenita será menor.

Para aquecimento em baixas taxas, o processo de recristalização será adiantado e, para uma mesma temperatura de recozimento, a quantidade de ferrita recristalizada será maior na microestrutura. Esse fato associado ao maior tempo disponível para o carbono difundir irão facilitar a nucleação da austenita nos contornos da ferrita simultaneamente com a nucleação em áreas ricas em carbono. Com isso, a microestrutura resultante será formada por uma rede de pequenas ilhas de austenita ao longo dos grãos de ferrita. Essas considerações podem ser verificadas pelo exame da microestrutura após um tempera a partir de diferentes temperaturas intercríticas alcançadas após aquecimento contínuo em diferentes taxas, 10°C/s e 50°C/s (figura 3.32).

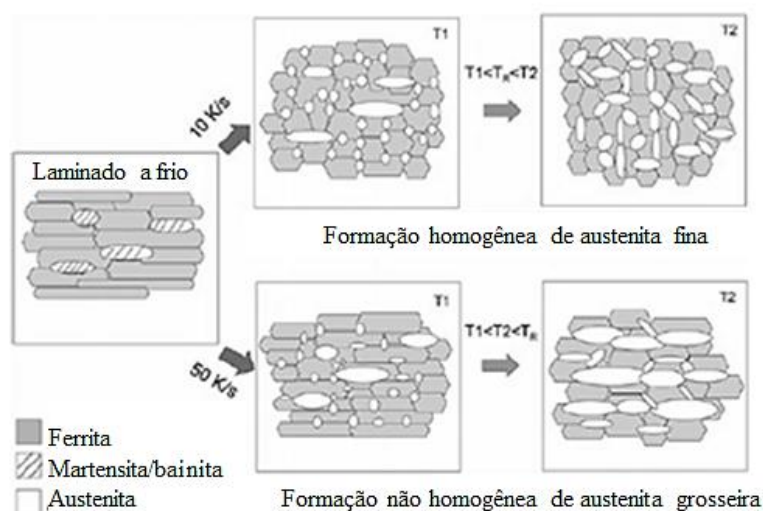


Figura 3.31 – Representação esquemática do mecanismo de formação da austenita para taxas de aquecimento de 10 e 50°C/s⁽³³⁾.

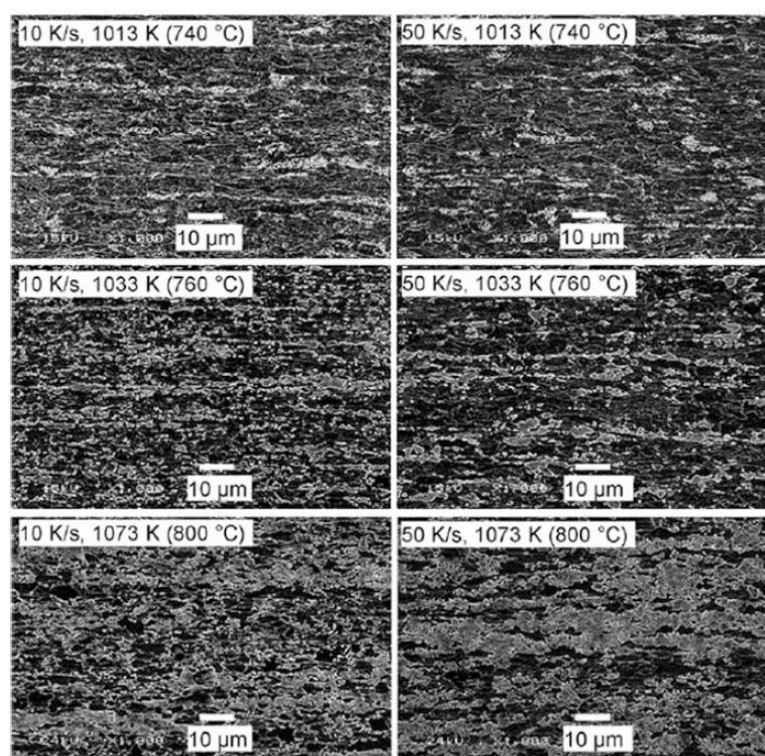


Figura 3.32 – Microestruturas de amostras temperadas a partir de diferentes temperaturas intercríticas após aquecimento contínuo com taxas de aquecimento de 10°C/s e 50°C/s⁽³³⁾.

Para aquecimento em temperaturas próximas à de completa austenitização (A_{c3}), o efeito da taxa de aquecimento sobre o volume de austenita formada será quase insignificante em razão da alta difusividade do carbono e menores distâncias de difusão

pela grande quantidade de austenita. Assim sendo, as diferenças nos processos de austenitização relacionadas com variações de taxas de aquecimento mostradas por diversas publicações são reflexos de um balanço dos processos de nucleação e crescimento da austenita que, por sua vez, serão controlados pela inter-relação da cinética de recristalização e formação da austenita típica de cada classe de aço.

3.4. Efeito da microestrutura na capacidade de expansão de furo

Terrazas et al. (2017)⁽⁴³⁾ abordaram em estudo recente a influência de parâmetros relacionados à morfologia da microestrutura, especialmente do constituinte martensita, sobre a capacidade de expansão de furo dos aços Dual Phase das classes de resistência de 980 MPa e 1180 MPa. Neste estudo foi mostrada uma particularidade dos aços Dual Phase, em comparação com outras classes de aço, de não apresentar relação consistente entre a propriedade de expansão de furo e o limite de resistência ou o alongamento não uniforme (figura 3.33). De maneira geral, quando o limite de resistência de um aço aumenta, sua capacidade de expansão de furo tende a diminuir. Para os aços DP com limites de resistência inferiores a 780 MPa essa relação ainda é válida. Contudo, os aços DP com limites de resistência superiores a 780 MPa tendem a apresentar valores dispersos e que não seguem essa tendência.

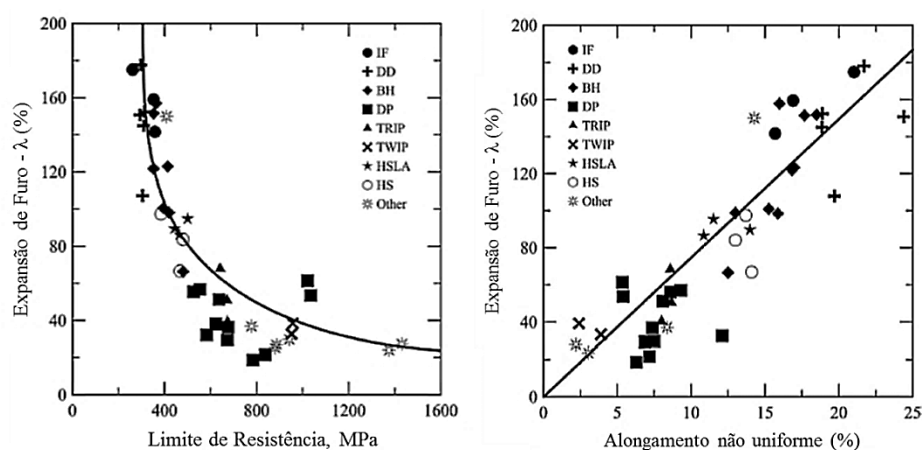


Figura 3.33 – Relação entre limite de resistência e alongamento não uniforme com a capacidade de expansão de furo de algumas classes de aços empregados na indústria automotiva⁽⁴³⁾.

A partir dessa constatação, os autores buscaram avaliar parâmetros na microestrutura que pudessem ser relacionados com a capacidade de expansão de furo desses aços. Nesse trabalho, Terrazas *et al* ⁽⁴³⁾ levantaram relações da expansão de furo com medidas realizadas na martensita, como a sua quantidade, tamanho, conectividade, distância livre média e número de colônias por unidade de área. A partir desses parâmetros foi possível estimar o teor de carbono dessa fase e, assim, relacioná-lo com a expansão de furo.

A figura 3.34 mostra graficamente as relações levantadas pelo autor. Tais resultados mostraram que o número de colônias de martensita por unidade de área, o qual representa a homogeneidade da microestrutura, possui correlação direta com a capacidade de expansão de furo dos aços DP, ou seja, quanto maior o número de colônias por unidade de área maior a capacidade de expansão de furo. Outro parâmetro que exibiu relação consistente com a expansão de furo foi o teor de carbono calculado para a martensita. O aumento do teor de carbono dissolvido na martensita, que confere maior dureza a essa fase, resultou em os valores de capacidade de expansão de furo consideravelmente menores, para os aços DP por eles avaliados. Tal resultado foi atribuído ao aumento da diferença de dureza entre as fases ferrita e martensita ⁽⁴³⁾.

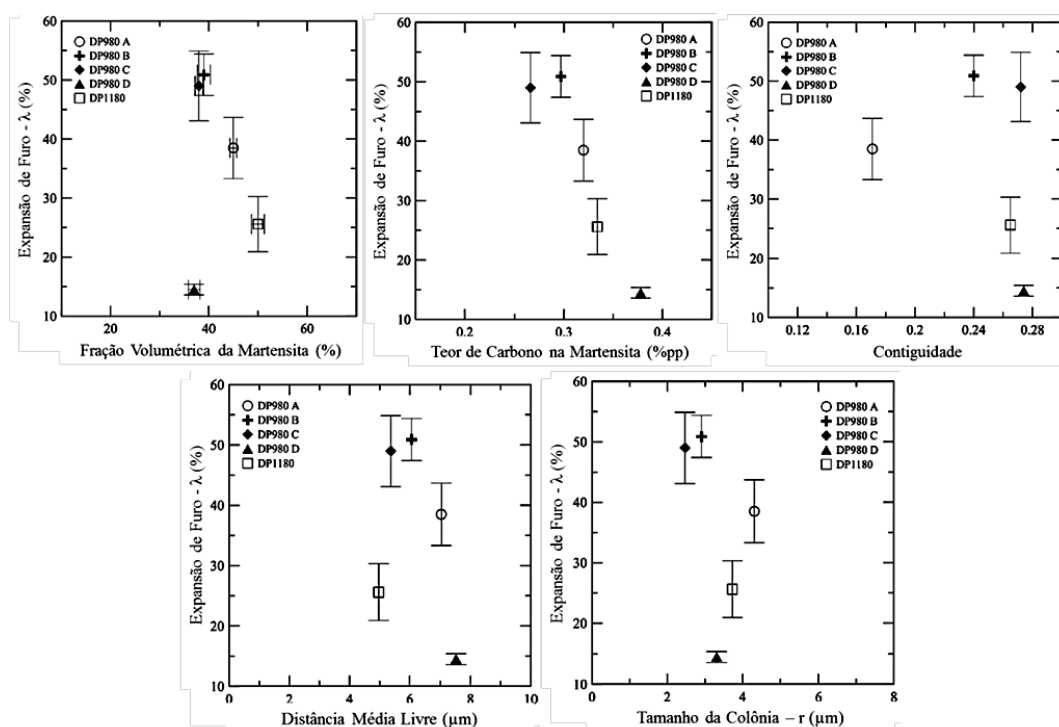
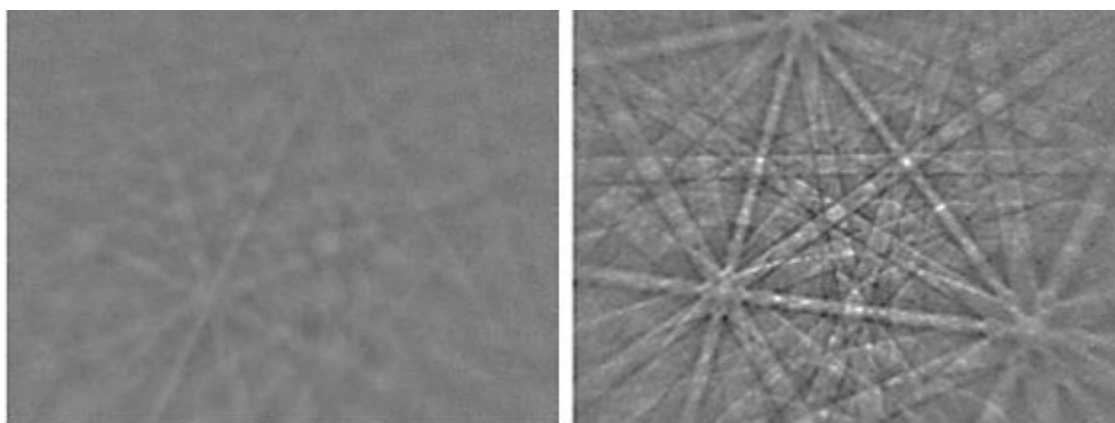


Figura 3.34 – Expansão de furo (λ) em função da (a) fração volumétrica da martensita, (b) do teor de carbono calculado na martensita, (c) da contiguidade da martensita, (d) da distância média livre das colônias de martensita e (e) do tamanho dessas colônias para aços DP ⁽⁴³⁾.

3.5. Técnicas Avançadas de Caracterização Microestrutural

3.5.1. Análise por difração de elétrons retroespalhados – EBSD

Uma das técnicas para caracterização microestrutural de aços avançados de alta resistência (AHSS) é o EBSD, que vem sendo amplamente utilizada para a determinação da estrutura cristalina e da textura cristalográfica dos materiais, a partir da análise do padrão de elétrons retroespalhados (EBSP – *Electron Backscattering Pattern*). No equipamento utilizado no Laboratório de Metalografia da Usiminas, existem dois parâmetros relacionados à qualidade do padrão de difração EBSP, o *Band Contrast* (BC) e o *Band Slope* (BS). No primeiro utiliza-se a intensidade média do EBSP, enquanto que no segundo, o gradiente máximo de intensidade na borda da banda de difração, também conhecida como banda de Kikuchi (MAITLAND, 2007)⁽⁴⁴⁾. Os valores de BC e BS variam de 0 a 255, que é o valor de saturação do detector de EBSD, no caso do equipamento disponível no CP&D. A figura 3.36 apresenta dois padrões com qualidades distintas, com os respectivos valores de BC e BS.



(a) BC = 103; BS = 54

(b) BC = 162; BS = 222

Figura 3.35 - Padrões de difração de elétrons retroespalhados em regiões distintas de aço ferrítico. Padrão com baixa (a) e alta (b) qualidade. BC: *band contrast*; BS: *band slope*.

Os primeiros estudos que utilizaram análises da qualidade do padrão aplicaram o método para avaliar deformação plástica em metais⁽⁴⁵⁻⁵¹⁾. Como a presença de defeitos cristalinos provoca distorção da estrutura cristalina do material, a qualidade de EBSP é diretamente afetada. Dessa forma, a ocorrência de defeitos pontuais (átomos intersticiais, substitucionais e lacunas) e, principalmente, defeitos lineares como as

discordâncias, reduzem consideravelmente o qualidade do padrão de difração de elétrons. Portanto, quanto maior a deformação plástica, menores serão os valores de BC e BS.

Tendo em vista o potencial do método para diferenciar regiões com densidades de discordâncias distintas, Wilson e Spanos (2001)⁽⁵²⁾ aplicaram o mapeamento de qualidade de EBSP para identificar constituintes em aço ferrítico hipoeutetóide. Como as densidades de discordâncias da ferrita, da bainita e da martensita são significativamente diferentes, o método pôde ser aplicado para a identificação dos constituintes do aço. A figura 3.37 apresenta o mapa de qualidade do padrão em região constituída por ferrita e martensita. No histograma apresentado na figura 3.37b é possível identificar nitidamente a existência de duas populações distintas, uma com média de qualidade mais baixa, correspondente à martensita, e outra com média mais alta, correspondente à ferrita. Adotando 122 como valor crítico de índice de qualidade para separação das populações, arbitrariamente escolhido pelo autor, pôde-se diferenciar os constituintes presentes na área analisada, conforme apresentado pelos autores na figura 3.37c. É importante salientar que, diferentemente dos métodos de quantificação via análise de imagem por microscopia óptica ou MEV, o método de quantificação via EBSD não é baseado na análise do contraste de imagem, mas nos valores de índice de qualidade do EBSP. Dessa forma, os mapas gerados em escala de cinza são apenas uma referência para a escolha do valor crítico para separação dos microconstituintes.

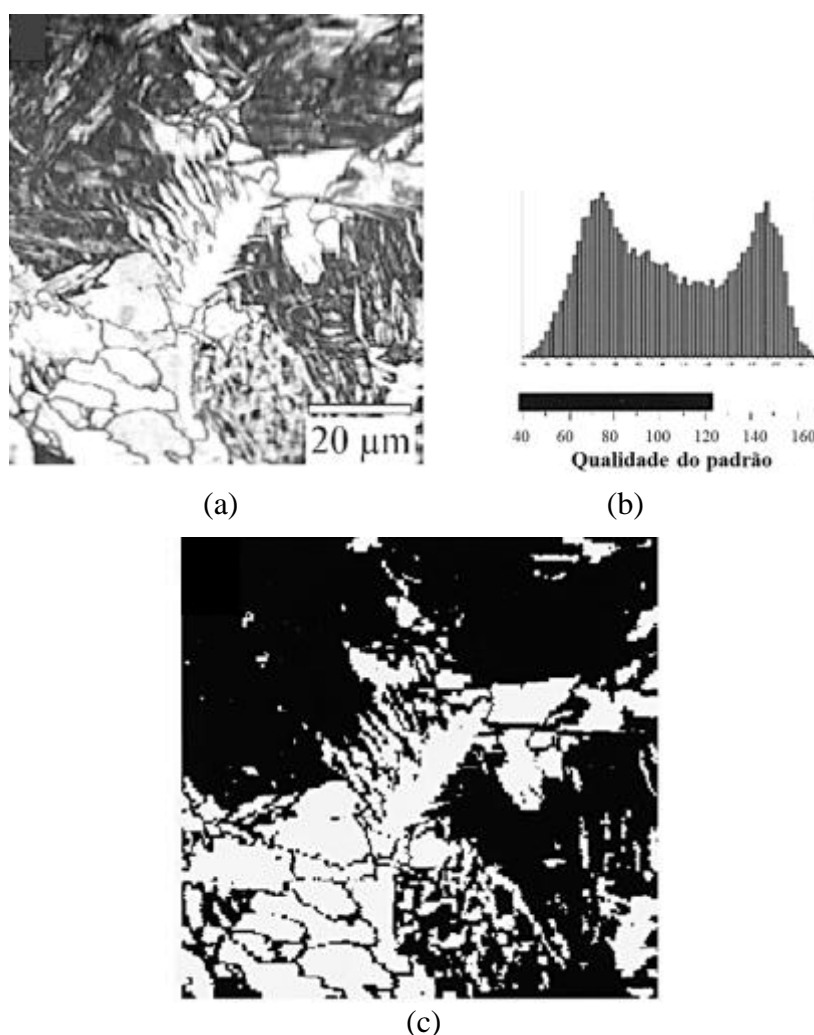


Figura 3.36 – (a) Mapa de qualidade do padrão em regiões de grão ferríticos e martensíticos e (b) histograma de qualidade do padrão da região mapeada em (a). (c) Separação das fases em imagem binarizada adotando o valor crítico de 122⁽⁵²⁾.

Outra possibilidade interessante para quantificação de microconstituintes em aços via análise da qualidade do EBSD foi desenvolvida por Wu⁽⁵³⁾, que propôs a realização de uma deconvolução da distribuição da qualidade do padrão de imagem (IQ). Partindo-se da premissa de que cada constituinte apresenta uma distribuição normal de IQ, a distribuição relativa a uma área analisada pode ser descrita por uma somatória de distribuições normais com diferentes médias e desvios padrão, referentes a cada um dos microconstituintes presentes nos aços. A figura 3.38 apresenta um exemplo da metodologia aplicada para um aço DP.

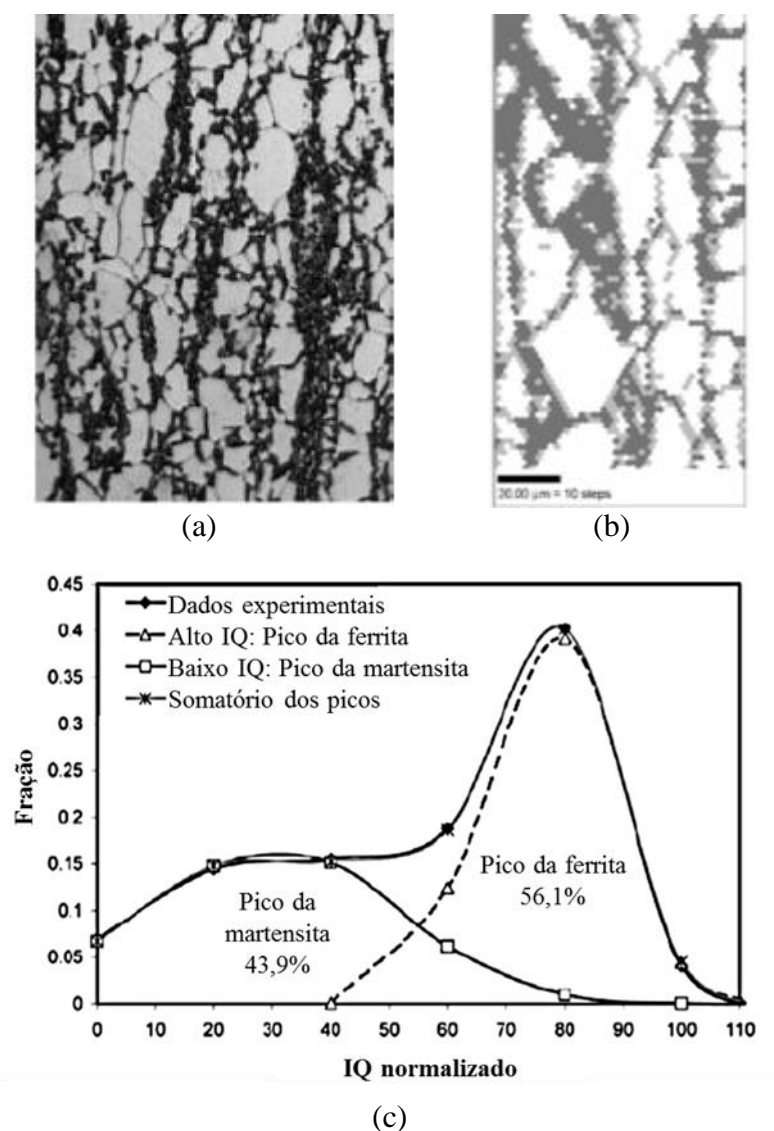


Figura 3.37 – Imagem por microscopia óptica de aço DP (a) com seu respectivo mapa de IQ (b) e distribuição de IQ com deconvolução das regiões de ferrita e martensita (c) ⁽⁵³⁾.

Zaefferer e outros (2008) ⁽⁵⁴⁾ utilizaram, além do método da qualidade do padrão, outro parâmetro conhecido como *Kernel Average Misorientation* (KAM), calculado pela média da diferença angular entre um ponto e seus vizinhos. As discordâncias, além de provocarem uma redução da qualidade do padrão de difração de elétrons retroespalhados, causam uma pequena mudança na orientação da rede cristalina, que pode ser medida por meio do KAM. Segundo o autor, este método propiciou uma melhor identificação de constituintes presentes em aço TRIP, em comparação ao método de qualidade de EBSP. É importante considerar que o método KAM não é aplicável para análise de regiões com padrão de difração muito baixo, em que não é

possível identificar a orientação cristalina a partir do padrão adquirido. Isso torna o método inviável para a análise de amostras com alta densidade de discordâncias, como em regiões com alto grau de encruamento ou em alguns grãos martensíticos. Assim como Wilson e Spanos⁽⁵²⁾, Zaefferer⁽⁵⁴⁾ também adota um valor crítico para separação da ferrita e da bainita, de modo a minimizar o número de pontos isolados. Quando um valor crítico muito alto é escolhido, pontos isolados de bainita são identificados no interior dos grãos ferríticos e o contrário ocorre quando um valor muito baixo é empregado. Os resultados obtidos são apresentados na figura 3.39.

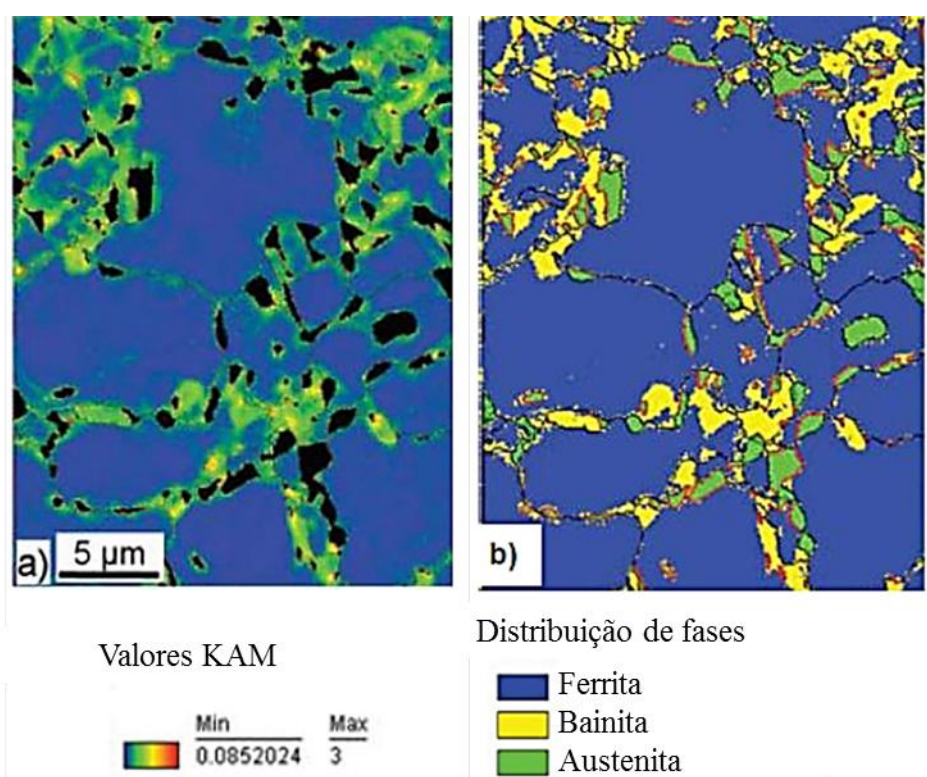


Figura 3.38 – (a) Mapa de Kernel Average Misorientation (KAM) de uma microestrutura do aço TRIP, com (b) identificação da distribuição das fases ferrita, bainita e austenita (imagem colorida)⁽⁵⁴⁾.

Barbé e Verbeken (2008)⁽⁵⁵⁾ desenvolveram um importante estudo comparativo entre técnicas de quantificação de segundo constituinte em aços DP, no qual foram comparados valores obtidos via análise de imagem de microscopia óptica e eletrônica de varredura e via EBSD. Para as análises de imagem foi adotado o método de metalografia quantitativa, utilizando o aplicativo Kontron KS400 Image Analysis, enquanto que para os mapeamentos via EBSD foi utilizado o método IQ. Todos os métodos utilizados apresentaram resultados diferentes. A análise de imagem via MEV

atingiu valores de segundo constituinte aproximadamente 5% maiores em relação aos resultados obtidos via MO e 7% acima dos resultados de EBSD/IQ. Esse comportamento foi atribuído aos grãos pequenos de martensita dispersos em matriz ferrítica, que não puderam ser identificados via MO e EBSD. Vale mencionar que no estudo citado foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura convencional, com resolução limitada. Provavelmente a realização de uma análise via EBSD em um sistema com MEV/FEG (*Field Emission Gun*) de alta resolução sanaria o problema mencionado, já que partículas menores de segundo constituinte seriam detectadas. A figura 3.40 apresenta as imagens e os resultados obtidos via métodos avaliados no estudo.

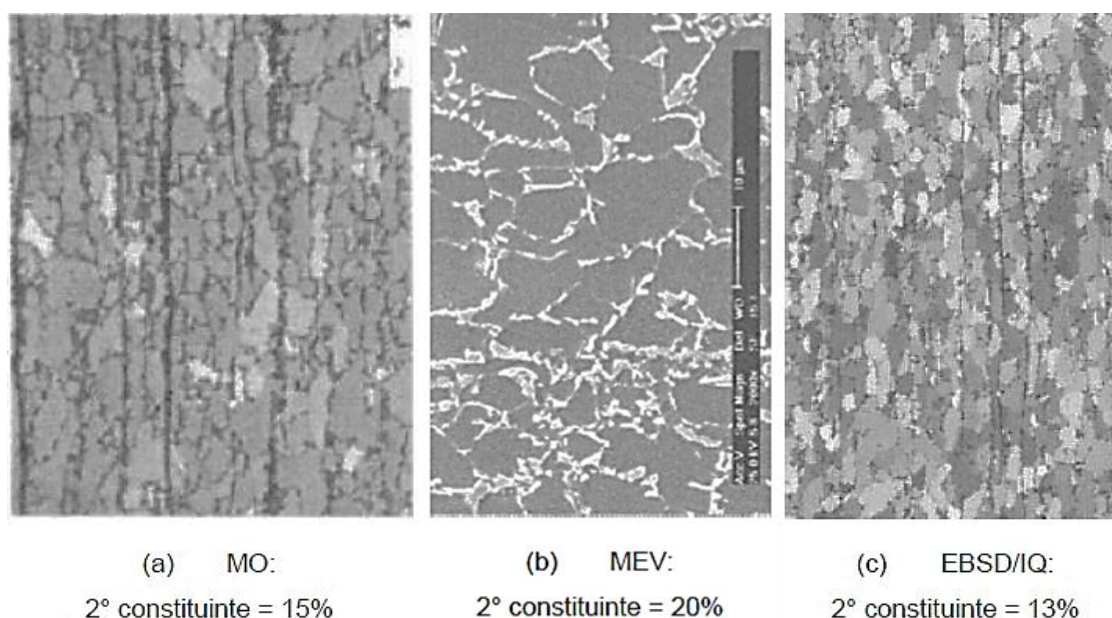


Figura 3.39 – Imagens de microestrutura de aço DP obtidas via MO, MEV e EBSD com as respectivas frações de 2° constituinte⁽⁵⁵⁾.

3.5.2. Levantamento de curvas de transformação via Dilatometria

A dilatometria também é uma ferramenta utilizada para a análise microestrutural de aços AHSS. Além de possibilitar a identificação das temperaturas de transformação de fases, é possível estimar a fração de austenita transformada no recozimento intercrítico, por meio da regra da alavanca. Esta ferramenta é muito utilizada para estudos de mapeamento microestrutural e para o entendimento dos mecanismos envolvidos durante o recozimento de aços DP. A regra da alavanca é um recurso aplicado para estimar a

fração volumétrica transformada para reações que envolvem o campo bifásico, ou seja, uma fase transformando-se em outra. Quando são formadas várias fases/constituintes como ferrita e perlita, por exemplo, a regra da alavanca torna-se menos precisa. Devido a esta imprecisão, Kop₍₂₁₎ propôs um novo método alternativo à regra da alavanca para tratamento dos dados dilatométricos, levando em consideração a contribuição dilatométrica da cementita, além da ferrita e da austenita. Santos e Marra⁽⁵⁶⁾ estudaram a aplicação do método Kop à transformação durante o resfriamento de um aço microligado ao Nb-V-Ti. Os resultados indicaram que o método proposto é mais preciso para temperaturas mais baixas, enquanto que a regra da alavanca apresentou maior precisão para temperaturas mais altas, conforme apresentado na figura 3.41.

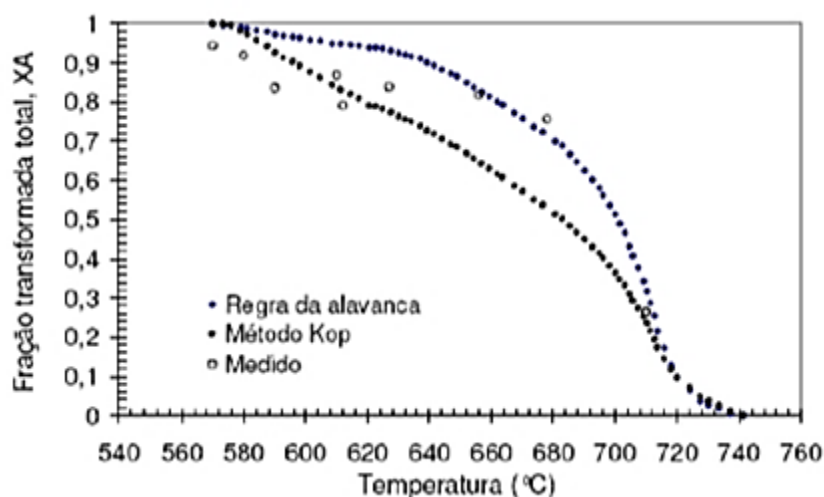


Figura 3.40 – Resultados de fração de ferrita formada durante o resfriamento de aço microligado ao Nb-V-Ti via método Kop, regra da alavanca e metalografia quantitativa⁽⁵⁶⁾.

3.5.3. Nanoindentação

Recentemente, diversas técnicas estão sendo adotadas com o intuito de se avaliar a resistência individual dos constituintes da microestrutura dos aços DP. Dentre esses métodos pode-se destacar a microdureza Vickers, equações baseadas em composição química, micro-pillar e a nanoindentação. Considerando o elevado grau de refinamento da microestrutura dos aços DP, técnicas como a de microdureza Vickers, mesmo com a adoção de pequenas cargas, produzem impressões que são demasiadamente grandes

para a escala reduzida da microestrutura dessa classe de aço. Estimativas de dureza dos constituintes baseadas na sua composição química não levam em consideração variações de taxas de resfriamento ou processos térmicos posteriores, como o revenimento, podendo acarretar erros, principalmente nos acasos dos aços DP que possuem diversas etapas em seu tratamento térmico. O ensaio por micro-pillar é capaz de fornecer curvas de tensão deformação individualmente para os constituintes da microestrutura, que são de grande valor para modelamento por elementos finitos de microestrutura. Contudo, a preparação da amostra, custo, tempo e a pouca precisão, tendem a tornar a técnica pouco acessível e, por isso, raramente são encontrados resultados desse ensaio para aços DP.

Alguns estudos recentes tem utilizado a técnica de nanoindentação em aços sendo possível levantar a dureza de constituintes individuais. Em razão da pequena profundidade e tamanho, múltiplas impressões podem ser realizadas em uma mesma fase e, a partir de uma média de valores, determinar a sua dureza.

Taylor et al. ⁽⁵⁷⁾ realizaram uma avaliação sistemática da dureza dos constituintes ferrita e martensita de um aço DP980 por nanoindentação e correlacionaram esse valor com as propriedades mecânicas macroscópicas, tais como dureza Vickers, tração e expansão de furo.

Nesse estudo, o teste de nanoindentação foi realizado por um equipamento Hysitron[®] TI950 Triboindenter utilizando amostras preparadas com procedimento padrão de análise metalográfica e polimento final com sílica coloidal 0,05 μm em politriz vibratória. Uma matriz de 15 x 15 indentações foi realizada com indentador do tipo Berkovich com controle de deslocamento até uma profundidade de 40 nm, com uma taxa de aplicação de carga de 20 nm/s, tempo de permanência de 2 s e descarregamento a 20 nm/s. Uma distância de 2 μm foi adotada entre as indentações como forma de evitar a sobreposição de zonas deformadas plasticamente ⁽⁵⁷⁾. Depois de realizadas, as indentações foram categorizadas via MEV seguindo o procedimento mostrado na figura 3.42. Nessa avaliação a superfície foi atacada com reativo nital 2% para revelar a posição de cada indentação na microestrutura.

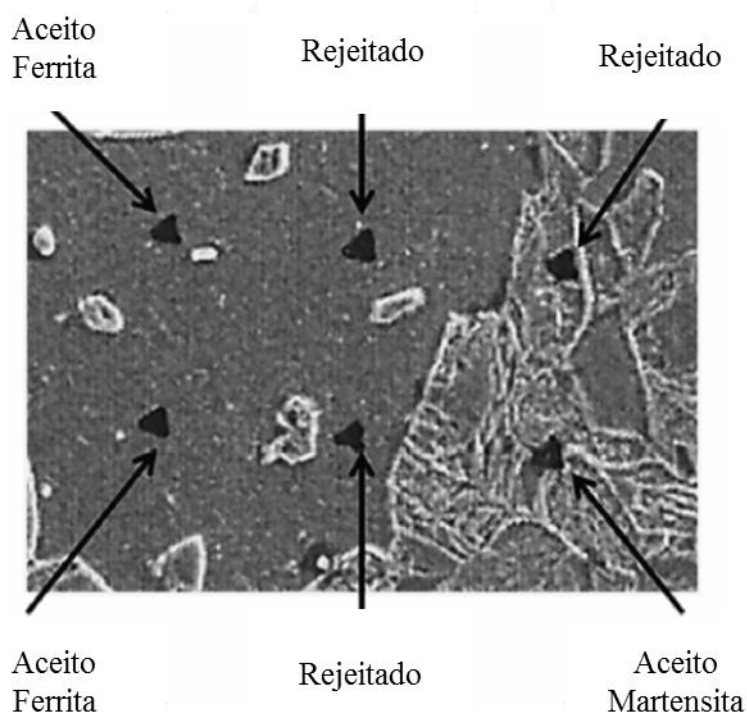


Figura 3.41 – Matriz de nanoindentações observada ao MEV ilustrando o critério de categorização da validade de cada ponto e sua localização na microestrutura. Taylor et al. (2014) ⁽⁵⁷⁾.

Uma vez categorizados, os valores de dureza em escala Giga Pascal (GPa) foram plotados separadamente para os constituintes ferrita e martensita, conforme mostrado na figura 3.43, possibilitando, assim, estabelecer boas correlações com as propriedades macroscópicas de limite de escoamento e expansão de furo (figura 3.44).

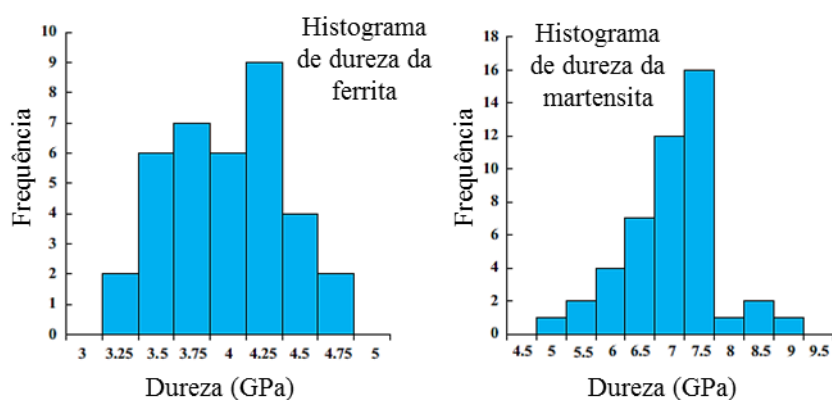


Figura 3.42 – Histograma de valores de nano dureza apresentados em distribuição normal para constituintes ferrita e martensita. Taylor et al. (2014)⁽⁵⁷⁾.

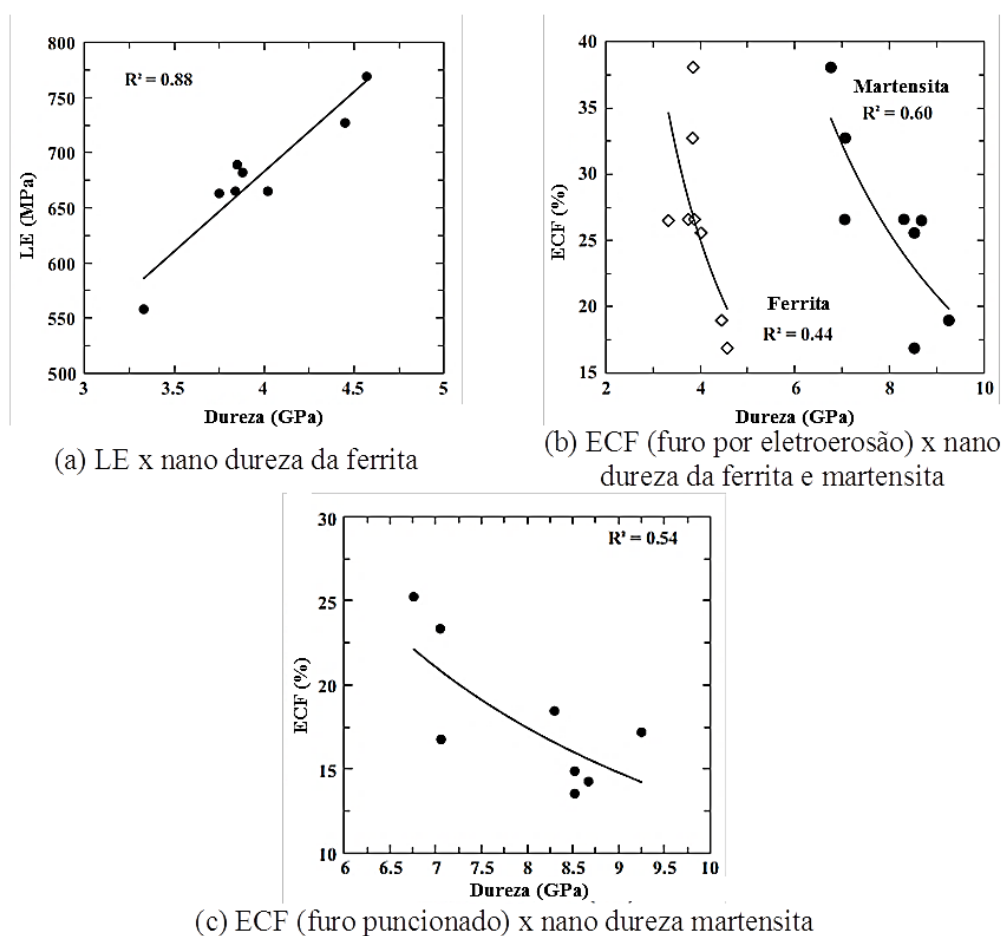


Figura 3.43 – Correlações dos valores de nano dureza dos constituintes ferrita e martensita com propriedades macroscópicas de limite de escoamento e expansão de furo. Taylor et al. (2014)⁽⁵⁷⁾.

4. METODOLOGIA

4.1. Material

Neste estudo foi avaliado um projeto de liga referente ao aço DP980 com requisito de expansão de furo, produzido experimentalmente pela Usiminas em escala industrial. As amostras foram obtidas a partir do material como laminado a quente, distanciadas a 5 m, 15 m, 35 m e 50 m do topo de uma bobina a quente. As dimensões das amostras foram de 700 x 1100 x 3,3mm (CxLxE). A composição química da corrida que originou essas bobinas, juntamente com as faixas visadas para o DP980, está mostrada na tabela 4.1.

Tabela 4. 1 – Composição química da corrida que originou a bobina laminada a quente (% em peso).

Nº da corrida	C	Mn	Si	P	S	Al	N	Ti	B
490716	0,11	2,30	0,58	0,024	0,004	0,060	0,0038	0,028	0,0050
Faixa visada	0,11 - 0,14	2,30 - 2,50	0,45 - 0,60	\leq 0,025	\leq 0,004	0,030 - 0,070	\leq 0,0060	0,025 - 0,035	0,0030 - 0,0050

4.2. Amostragem e caracterização do laminado a quente

As amostras do material laminado a quente foram caracterizadas por ensaios metalográficos e de tração em regiões de borda (WS e DS), um quarto (1/4) e centro da largura da tira, de forma a tentar verificar as possíveis diferenças microestruturais decorrentes do processo de laminação a quente do aço. Depois de mapeadas, essas regiões foram cortadas em amostras com dimensões de 200 mm X 250 mm, para posterior laminação a frio em escala piloto. Foram retiradas, ainda, amostras para ensaio de expansão cônica de furo visando avaliar as características de estiramento de borda em diferentes regiões da bobina a quente. A figura 4.1 mostra um desenho esquemático dos locais amostrados no material laminado a quente.

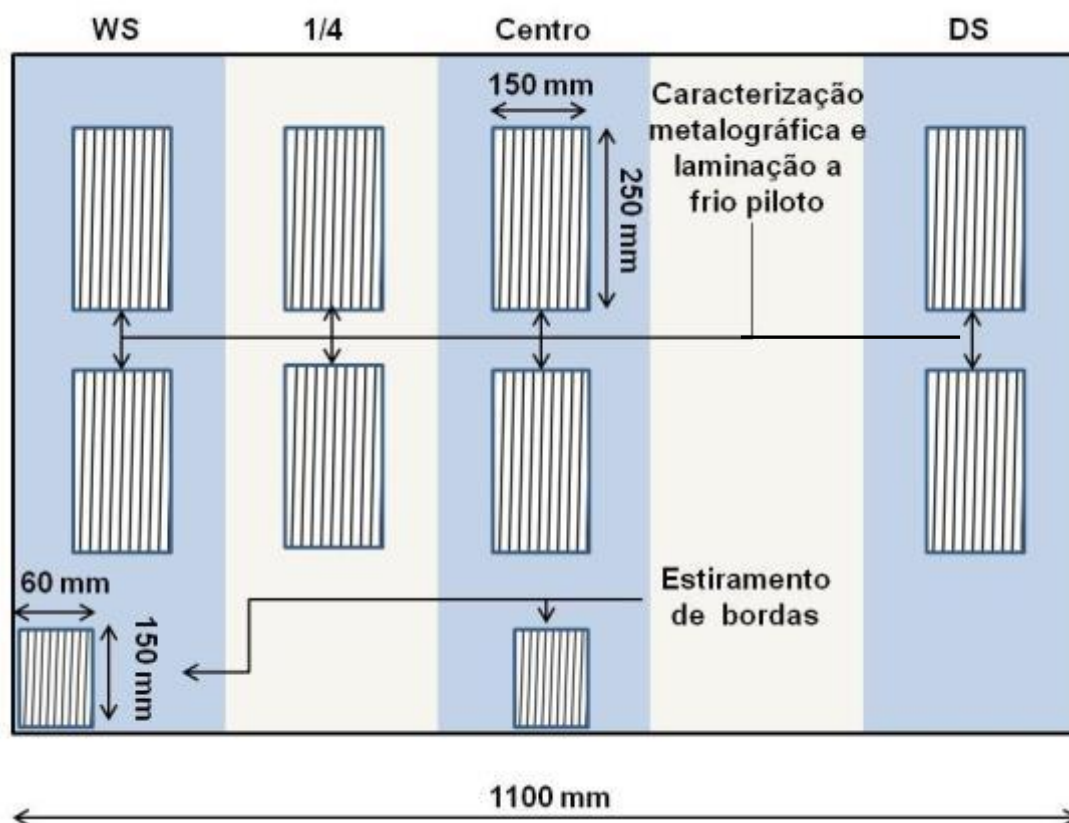


Figura 4.1 – Desenho esquemático dos locais onde foram retiradas as amostras para caracterização metalográfica, laminação piloto e ensaio de estiramento de bordas no material laminado a quente.

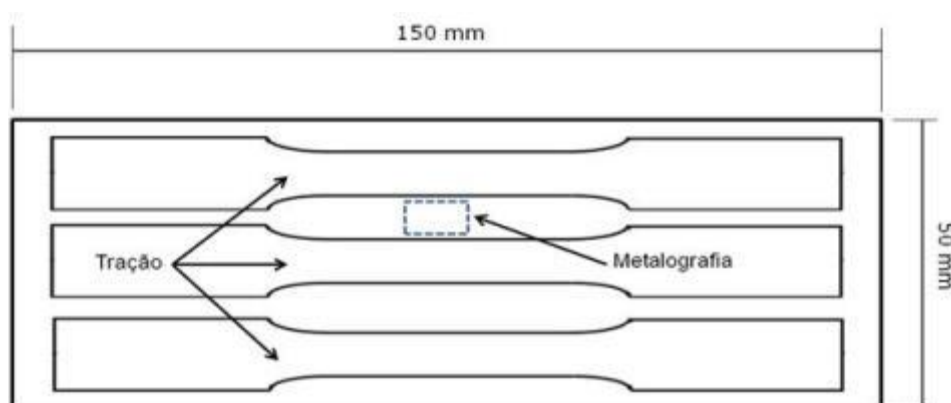
4.3. Laminação a frio piloto

As amostras de 200 mm X 250 mm obtidas a partir de diferentes regiões da bobina a quente, com espessura de 3,30 mm, foram laminadas a frio em escala piloto para a espessura de 1,60 mm, resultando em 52% de redução a frio. Tal redução a frio é comumente adotada durante o processamento industrial de aços *Dual Phase* dessa classe de resistência.

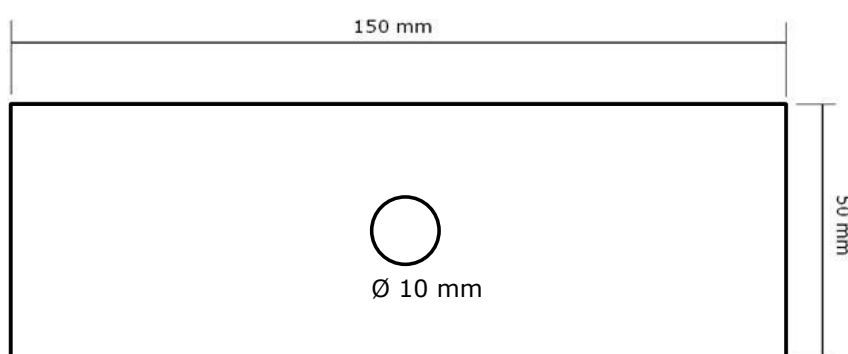
4.4. Simulação dos ciclos de recozimento na Gleeble®

Utilizando a máquina Gleeble 3500, foram realizadas simulações dos ciclos de recozimento em condições semelhantes às adotadas na linha de recozimento contínuo da Usiminas (CAPL). Além da temperatura visada no processamento industrial desse material, de 800°C, outras duas temperaturas de encharque de 820°C e 760°C

foram testadas. Os parâmetros restantes dos tratamentos térmicos simulados foram próximos daqueles empregados industrialmente e foram mantidos constantes em todas as simulações realizadas na Gleeble. As amostras utilizadas nessa etapa foram obtidas a partir das chapas laminadas a frio em escala piloto, na condição *full hard*. Após as simulações, o material foi avaliado quanto às propriedades mecânicas em tração, microestrutura e expansão cônica de furo. A figura 4.2 mostra um desenho esquemático da amostra tratada na Gleeble, indicando os locais onde foram retirados os corpos de prova para realização dos ensaios de tração, análise metalográfica e expansão de furo. O esquema básico dos ciclos a serem simulados na Gleeble® e os parâmetros de recozimento a serem utilizados são mostrados na figura 4.3 e na tabela 4.2, respectivamente.



(a) Cp para ensaio de tração e metalografia.



(b) Cp para ensaio de expansão de furo.

Figura 4.2 – Desenho esquemático do corpo de prova utilizado na Gleeble® indicando os locais de amostragem para ensaios de tração e análise metalográfica posteriores.

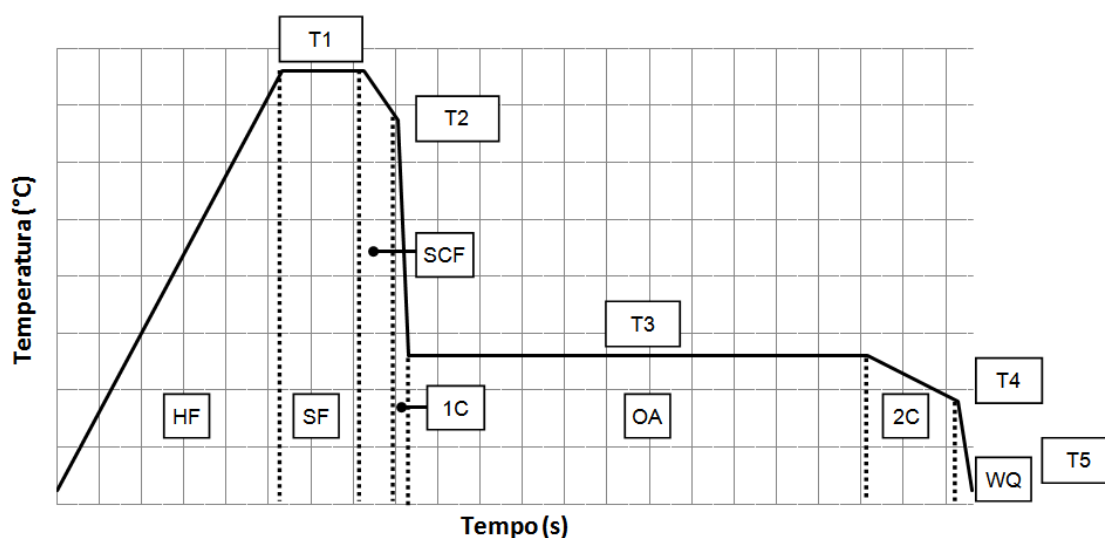


Figura 4.3 – Desenho esquemático dos ciclos de recozimento simulados na Gleeble®. HF: forno de aquecimento, SF: forno de enchaque, SCF: forno de resfriamento lento, 1C: forno de resfriamento primário, OA: forno de superenvelhecimento (*overaging*), 2C: forno de resfriamento secundário e WQ: têmpera em água.

Tabela 4. 2 – Parâmetros do tratamento de recozimento contínuo para os ciclos térmicos simulados na máquina Gleeble®.

Fornos									
HF		SF		SCF			1C		
Tempo (s)	Taxa (°C/s)	T1 (°C)	Tempo (s)	T2 (°C)	Tempo (s)	Taxa (°C/s)	T3 (°C)	Tempo (s)	Taxa (°C/s)
262,0	2,9	780	95,5	680	38,9	-2,6	260	13,3	-32
	3,0	800				-3,1			
	3,1	820				-3,6			

Fornos							
OA		2C			WQ		
T3 (°C)	Tempo (s)	T4 (°C)	Tempo (s)	Taxa (°C/s)	T5 (°C)	Tempo (s)	Taxa (°C/s)
260	535,8	180	104,0	-0,8	25	17,0	-9,2

4.5. Ensaios dilatométricos

Os ensaios dilatométricos foram realizados visando a obtenção das temperaturas alotrópicas bem como monitorar as transformações de fase que ocorrem durante o ciclo de recozimento, dando ênfase nas etapas de aquecimento, encharque, resfriamento lento e resfriamento rápido do ciclo térmico de recozimento. Os ensaios foram conduzidos utilizando um dilatômetro *Bähr DIL805* equipado com o *software WinTA9.0*[®] para aquisição e tratamento de dados. Foram utilizados corpos de prova retangulares medindo 4 mm de largura e 10 mm de comprimento, extraídos das amostras na condição *full hard* com o maior eixo paralelo à direção de laminação. A figura 4.4 apresenta o esquema dos ciclos avaliados nessa etapa.

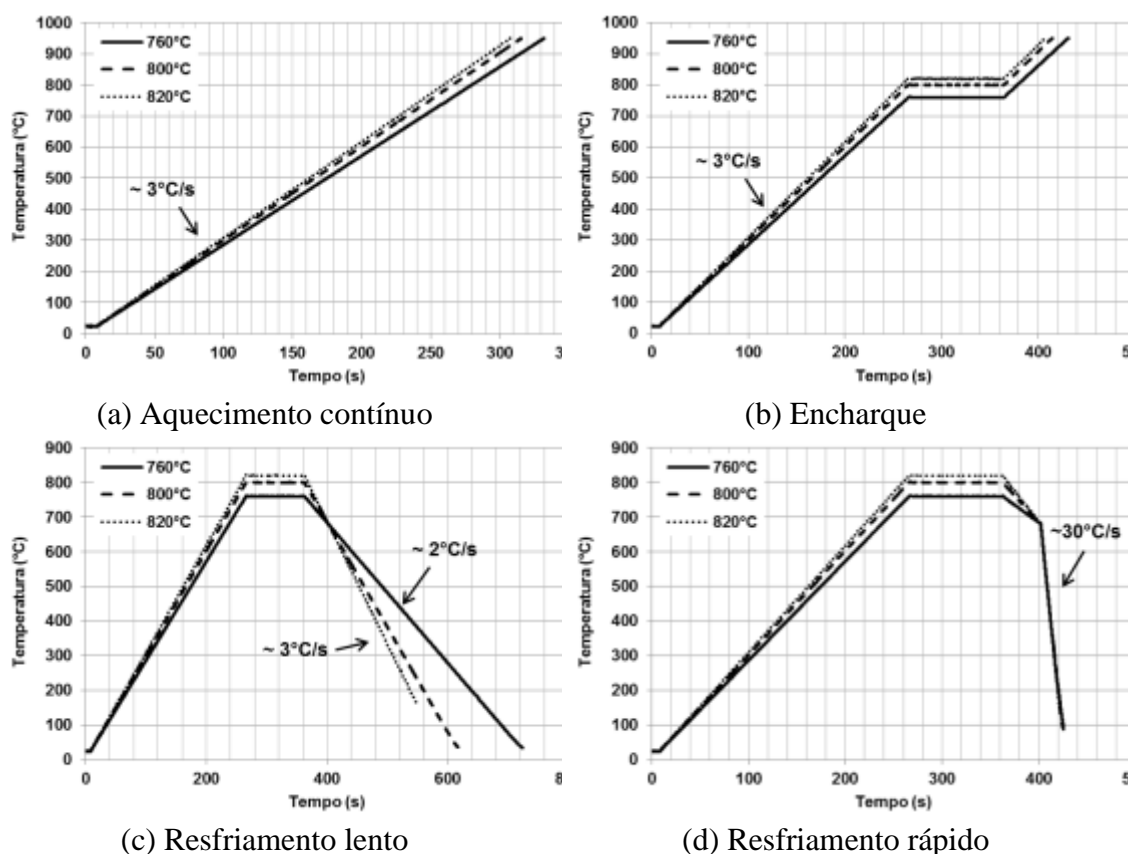
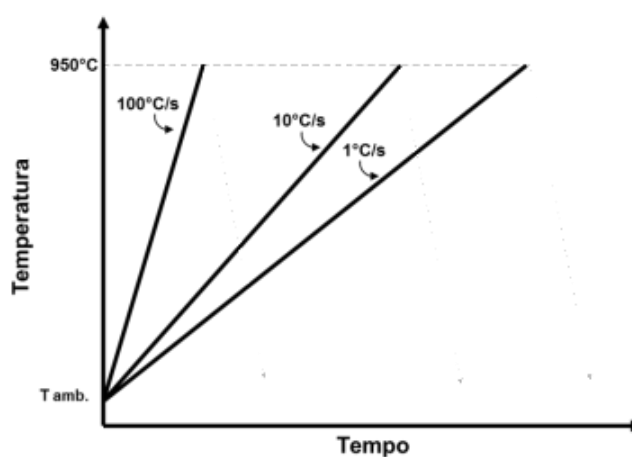
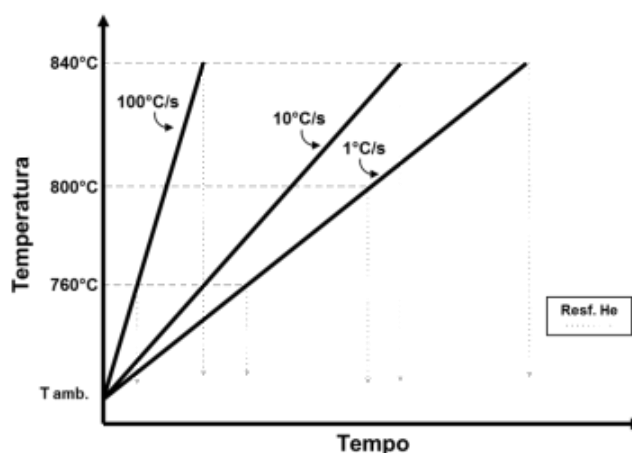


Figura 4.4 – Esquema dos ciclos térmicos simulados em dilatômetro com o objetivo de avaliar a evolução microestrutural ao longo das etapas de (a) aquecimento, (b) encharque, (c) resfriamento lento e (d) resfriamento rápido do recozimento contínuo.

Em ciclos interrompidos, mostrados esquematicamente na figura 4.5, avaliou-se a nucleação e crescimento da austenita para diferentes taxas de aquecimento (1°C/s , 10°C/s e 100°C/s) e temperaturas intercríticas (760°C , 800°C e 840°C). A temperatura mais alta de 840°C se diferencia da temperatura de 820°C utilizada nas simulações anteriores pelo fato de nesse ensaio buscar a avaliação do final da austenitização. Ao final de cada condição, as amostras foram submetidas a elevada taxa de resfriamento utilizando gás He, de forma que a toda a austenita formada fosse transformada em martensita. Com isso, a observação da martensita presente na microestrutura forneceu informações indiretas da transformação austenítica no aquecimento.



(a) Aquecimentos contínuos



(b) Aquecimentos interrompidos

Figura 4.5 – Esquema dos ciclos térmicos que serão simulados em dilatômetro com o objetivo de avaliar a evolução microestrutural em aquecimentos contínuos (a) e interrompidos (b).

4.6. Caracterização microestrutural

4.6.1. Microscopia óptica e eletrônica de varredura

As amostras obtidas nas simulações de recozimento realizadas na Gleeble® e no dilatômetro foram caracterizadas quanto à microestrutura por microscopias óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). Para essas análises, as amostras foram preparadas utilizando técnicas metalográficas convencionais, com corte, lixamento e polimento seguido de ataque com dois reagentes distintos. O ataque com Nital 2% foi usado para a caracterização dos constituintes presentes e também para a determinação da fração de ferrita na microestrutura. Já o ataque com reagente do tipo LePera (mistura de metabissulfito de sódio e picral) foi usado para a determinação da fração volumétrica conjunta de martensita e constituinte AM (austenita-martensita) presente na microestrutura. A determinação das frações volumétricas foi feita usando o software *Axiovision*®, em imagens adquiridas em microscópio óptico Zeiss®.

4.6.2. Análises por EBSD

Para as análises por EBSD, as amostras foram embutidas em suportes de resina condutora, com polimento convencional até o abrasivo de diamante com granulometria de 1 μm e, posteriormente, com polimento com sílica coloidal por 45 minutos, com o intuito de remover a superfície endurecida pelo processo de polimento anterior que é prejudicial às análises por essa técnica. Adotou-se um tamanho de passo de 0,15 μm para uma área de varrimento foi de 25 x 50 μm , com o maior comprimento alinhado com a direção de laminação. Para essas análises foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura com emissão por campo (MEV/FEG), modelo ZeissUltra® equipado com câmera de detecção de elétrons retroespalhados do fabricante HKL®.

4.6.3. Ensaio de nanoindentação

Com o objetivo de determinar a dureza individual dos constituintes presentes na microestrutura do aço DP980 após simulações do ciclo térmico completo em Gleeble, as amostras simuladas com a menor e a maior temperatura de encharque, 760°C e 820°C, foram selecionadas. O ensaio foi realizado no equipamento Hysitron TI750 Triboindenter, acoplado ao microscópio de força atômica SPM9600, utilizando amostras preparadas com procedimento padrão de análise metalográfica e polimento final com sílica coloidal 0,05 µm em politriz automática (Mini-met®). Uma matriz de 5 x 9 indentações foi realizada com indentador do tipo Berkovich, com carga de 7500 µN, e tempo total do ensaio de 23 s, sendo 10 s para aplicação da carga, 3 s de permanência na carga máxima e 10 s de descarregamento. Uma distância de 3 µm foi adotada entre as indentações, como forma de evitar a sobreposição de zonas deformadas plasticamente. Depois de realizadas, as indentações foram categorizadas via MEV, com o intuito de se revelar a posição de cada uma delas na microestrutura. Nessa etapa, as posições das indentações foram registradas na superfície das amostras sem ataque químico e, posteriormente, as mesmas regiões foram fotografadas com a microestrutura revelada após ataque por imersão em reagente Nital 2% por 5 s. As fotomicrografias foram realizadas com ampliações originais de 2000X e 5000X, que registraram o aspecto geral da matriz e o detalhe das nanoindentações, respectivamente.

A implementação dessa técnica exigiu o estabelecimento de uma série de parâmetros, contribuindo para o entendimento e o desenvolvimento de uma metodologia para a análise por nanoindentação, aplicável na determinação da dureza individual dos constituintes presentes em microestruturas dos aços avançados de alta resistência com elevado grau de refinamento.

4.7. Propriedades mecânicas

Foram realizados ensaios de tração, dureza e expansão cônica de furos (ECF) em corpos de prova *sub-size* retirados das amostras recozidas na Gleeble®, conforme esquema mostrado no item 4.4. Os valores médios dos limites de escoamento e de resistência e do alongamento total, foram determinados de acordo com a norma ASTM A370⁽²⁴⁾, com base em três corpos de prova para cada condição de recozimento. Os ensaios de tração foram realizados em máquina universal eletromecânica, modelo Instron 5882, com capacidade de 10t. Já os ensaios de expansão de furo foram realizados em prensa de duplo efeito com capacidade de força de 1000 kN, adotando uma metodologia desenvolvida com base na norma ISO 16630⁽²⁶⁾, para utilização de amostras recozidas em Gleeble.

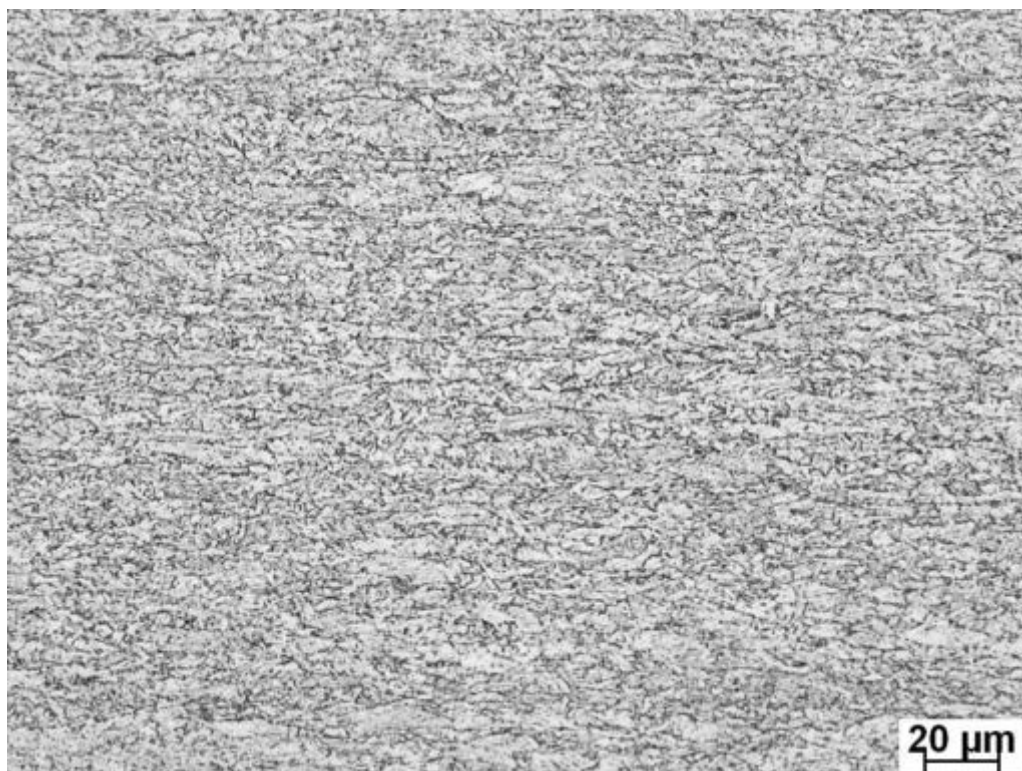
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Microestrutura

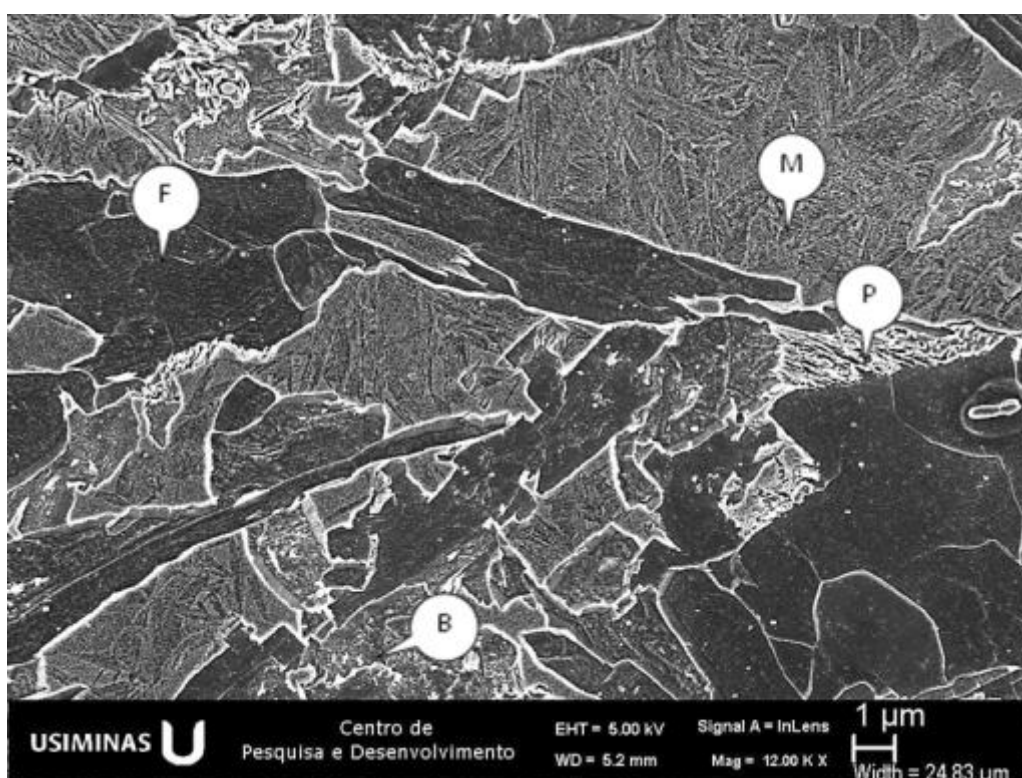
5.1.1. Laminado a quente

As figuras 5.1 a 5.4 mostram o aspecto da microestrutura do aço DP980 como laminado a quente avaliada por microscopias óptica e eletrônica de varredura. Essas micrografias foram obtidas em posições ao longo do comprimento da bobina a quente (BQ), distanciadas do seu topo de laminação em 5 m, 15 m, 35 m e 50 m e em regiões próximas a $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura da BQ.

Conforme se verifica nas figura 5.1, as amostras da ponta da bobina, retiradas a 5 m do seu topo, possuem microestrutura acicular com presença de ferrita, bainita, martensita e, ainda, alguns carbonetos de ferro (cementita, Fe_3C). Esses constituintes se encontram finamente distribuídos e de maneira aleatória. A formação dessa microestrutura, com presença de martensita e de bainita, ao final da laminação a quente, tende a incrementar sua resistência à deformação, tornando necessário o emprego de cargas mais elevadas na laminação a frio. Para as demais posições de amostragem, 15 m, 35 m e 50 m (figuras 5.2, 5.3 e 5.4), a microestrutura é majoritariamente formada por bandas de ferrita e perlita. Embora não se tenha adotado uma técnica metalográfica para a quantificação dessas características, visualmente, percebe-se que à medida que se aumenta a distância do topo da bobina a microestrutura se apresenta com um maior grau de bandeamento, mais heterogênea e menos refinada. Essas variações microestruturais ao longo do comprimento da bobina podem ser atribuídas às diferentes taxas de resfriamento aplicadas ao final da laminação a quente do material. Quanto ao bandeamento, menores taxas de resfriamento irão favorecer a formação de microestruturas em faixas onde ocorre segregação química originada durante solidificação da placa, e que é fortemente dependente dos teores de fósforo e manganês. No aço avaliado, em função do baixo teor de fósforo (0,024%), acredita-se que o manganês tenha sido o principal responsável por esse efeito. Por questão de resolução dos constituintes ao maior aumento disponível no microscópio óptico, a quantificação de fases foi realizada somente para a amostra a 35 m, cujos resultados mostraram 74% de ferrita e 26% de perlita.

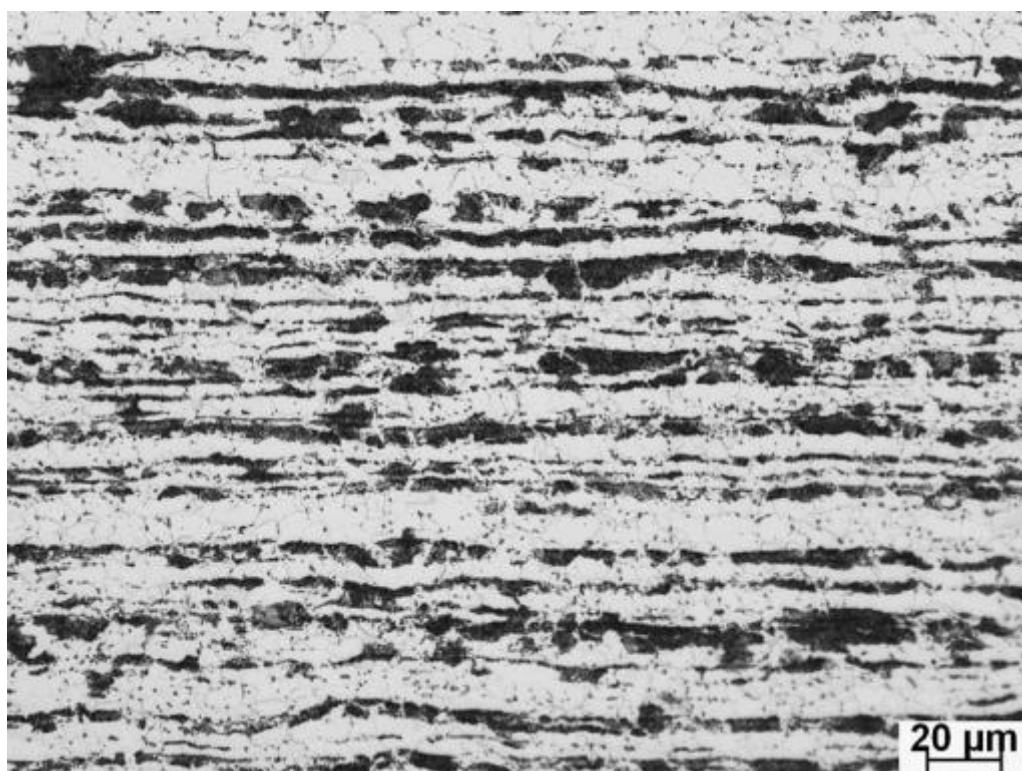


(a) Ampliação original 500X

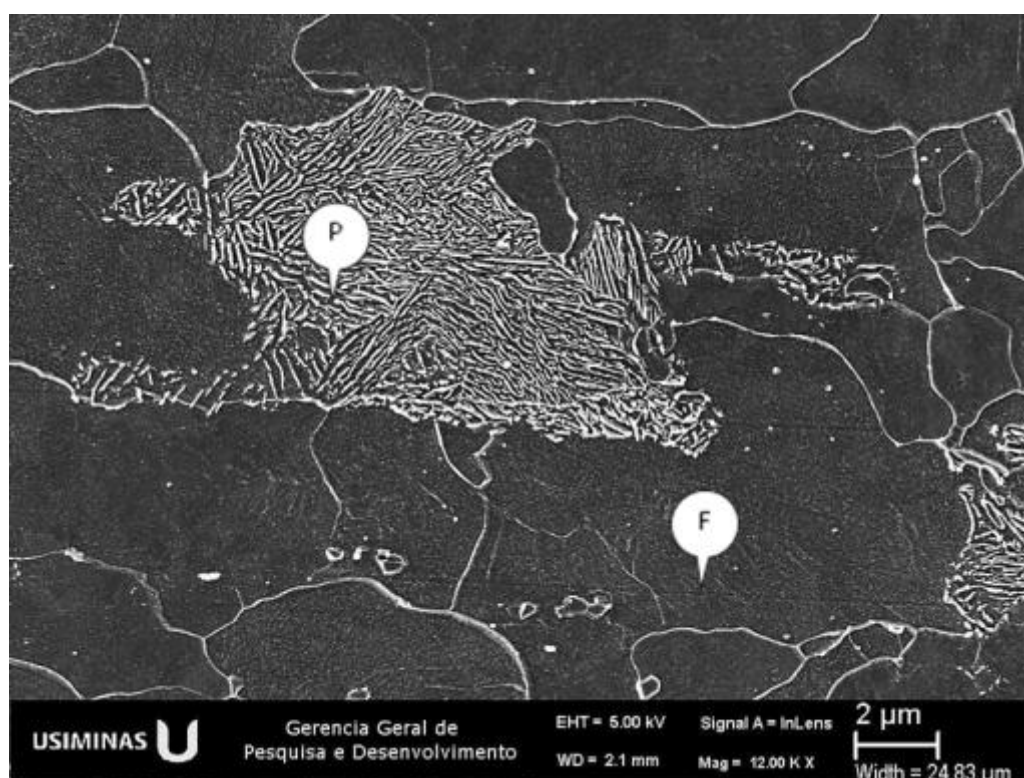


(b) Ampliação original 12000X

Figura 5. 1 – Microestrutura do aço DP980 como laminado a quente em região distanciada de **5 m** do topo da bobina. Análise realizada via (a) MO e (b) MEV, em posição aproximada de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura da amostra. Ataque: nital 2%.

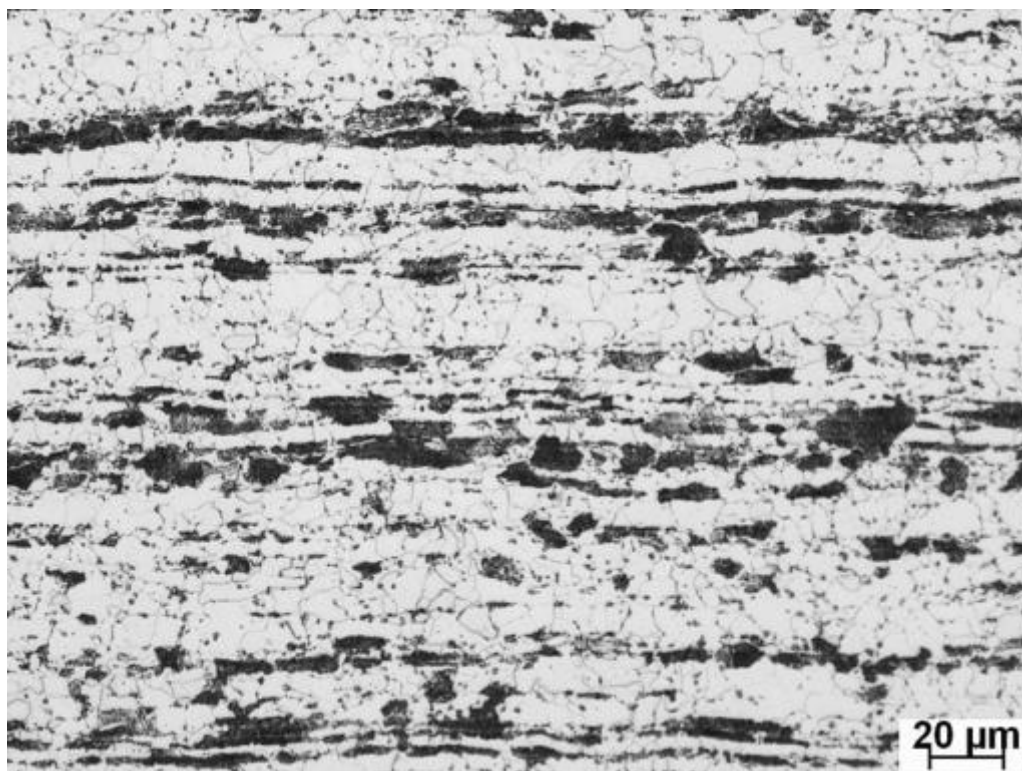


(a) Ampliação original 500X

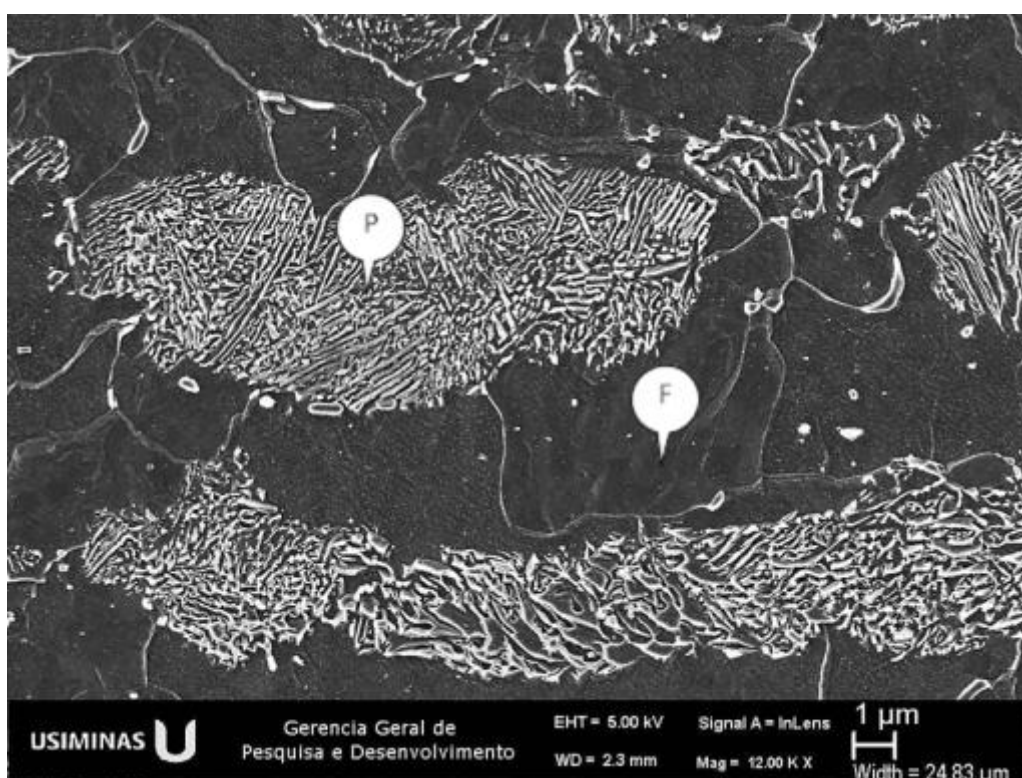


(b) Ampliação original 12000X

Figura 5. 2 – Microestrutura do aço DP980 como laminado a quente em região distanciada de **15 m** do topo da bobina. Análise realizada via (a) MO e (b) MEV, em posição aproximada de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura da amostra. Ataque: nital 2%.

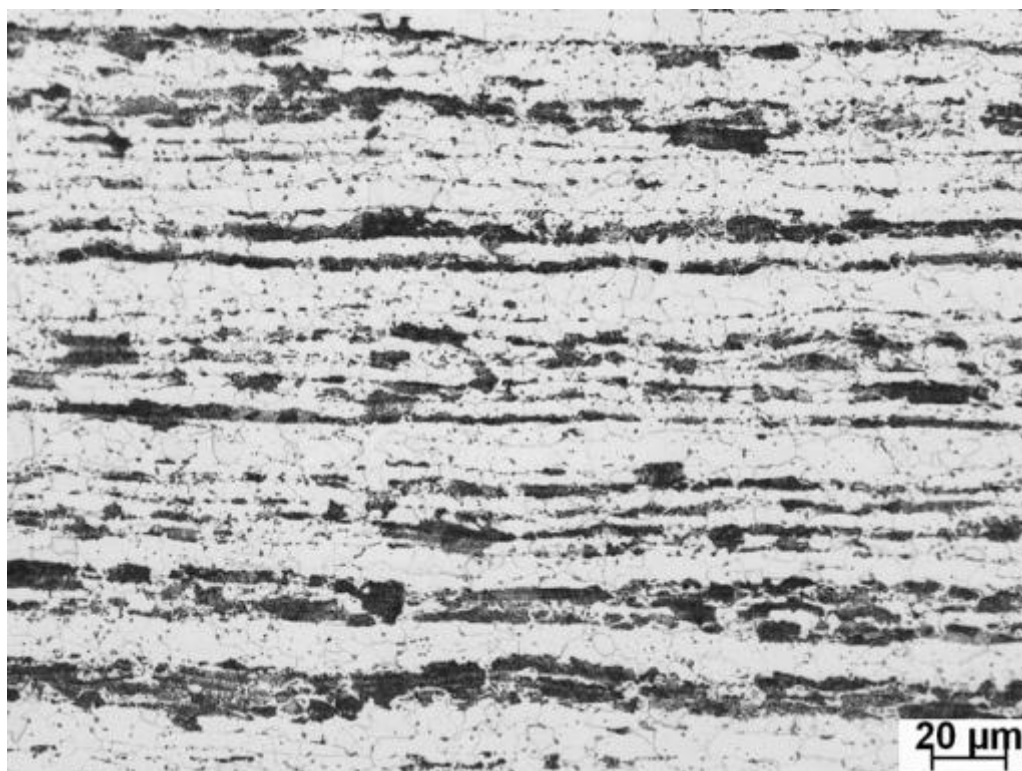


(a) Ampliação original 500X

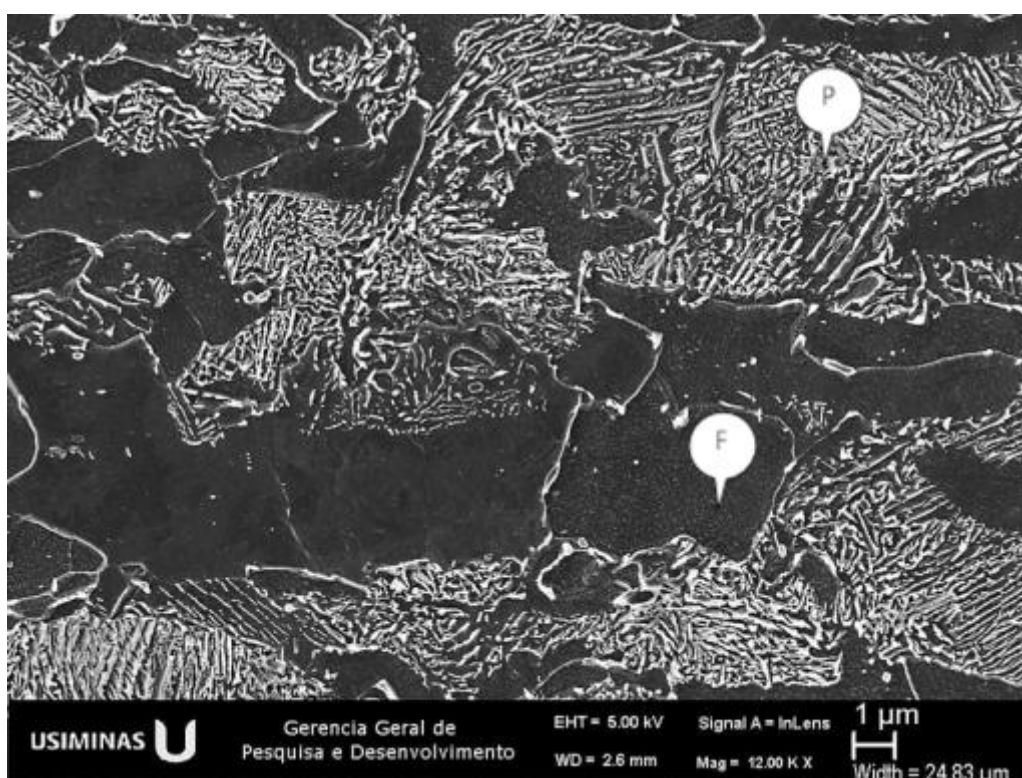


(b) Ampliação original 12000X

Figura 5.3 – Microestrutura do aço DP980 como laminado a quente em região distanciada de 35 m do topo da bobina. Análise realizada via (a) MO e (b) MEV, em posição aproximada de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura da amostra. Ataque: nital 2%.



(a) Ampliação original 500X



(b) Ampliação original 12000X

Figura 5. 4– Microestrutura do aço DP980 como laminado a quente em região distanciada de 50 m do topo da bobina. Análise realizada via (a) MO e (b) MEV, em posição aproximada de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura da amostra. Ataque: nital 2%.

5.1.2. Após laminação a frio piloto (deformado)

O aspecto da microestrutura a $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura do DP980 após a deformação de 52% pela laminação a frio em escala piloto pode ser visto nas figuras 5.5 e 5.6, para as diversas regiões avaliadas ao longo do comprimento da bobina.

Para a amostra representativa da região de 5 m (figura 5.5a), verificou-se que a ferrita se encontra com aspecto de deformação mais intensa quando comparada com as demais amostras avaliadas. Tal fato pode ser atribuído à presença de segunda fase formada por martensita e bainita na microestrutura prévia dessa região. A martensita, principalmente, por ser um constituinte de elevada dureza, não se deforma facilmente como a ferrita que, por sua vez, é macia, e, por isso, a deformação de microestruturas bifásicas contendo esses dois constituintes irá se concentrar na ferrita. Outra diferença observada para a região de 5 m em relação às demais, refere-se à maior densidade de contornos de grãos da ferrita, com presença de carbonetos e segunda fase.

As microestruturas das demais regiões de 15 m, 35 m e 50 m (figuras 5.5b, 5.6a e b), são constituídas por grãos alongados de ferrita e colônias de perlita, ambos deformados.

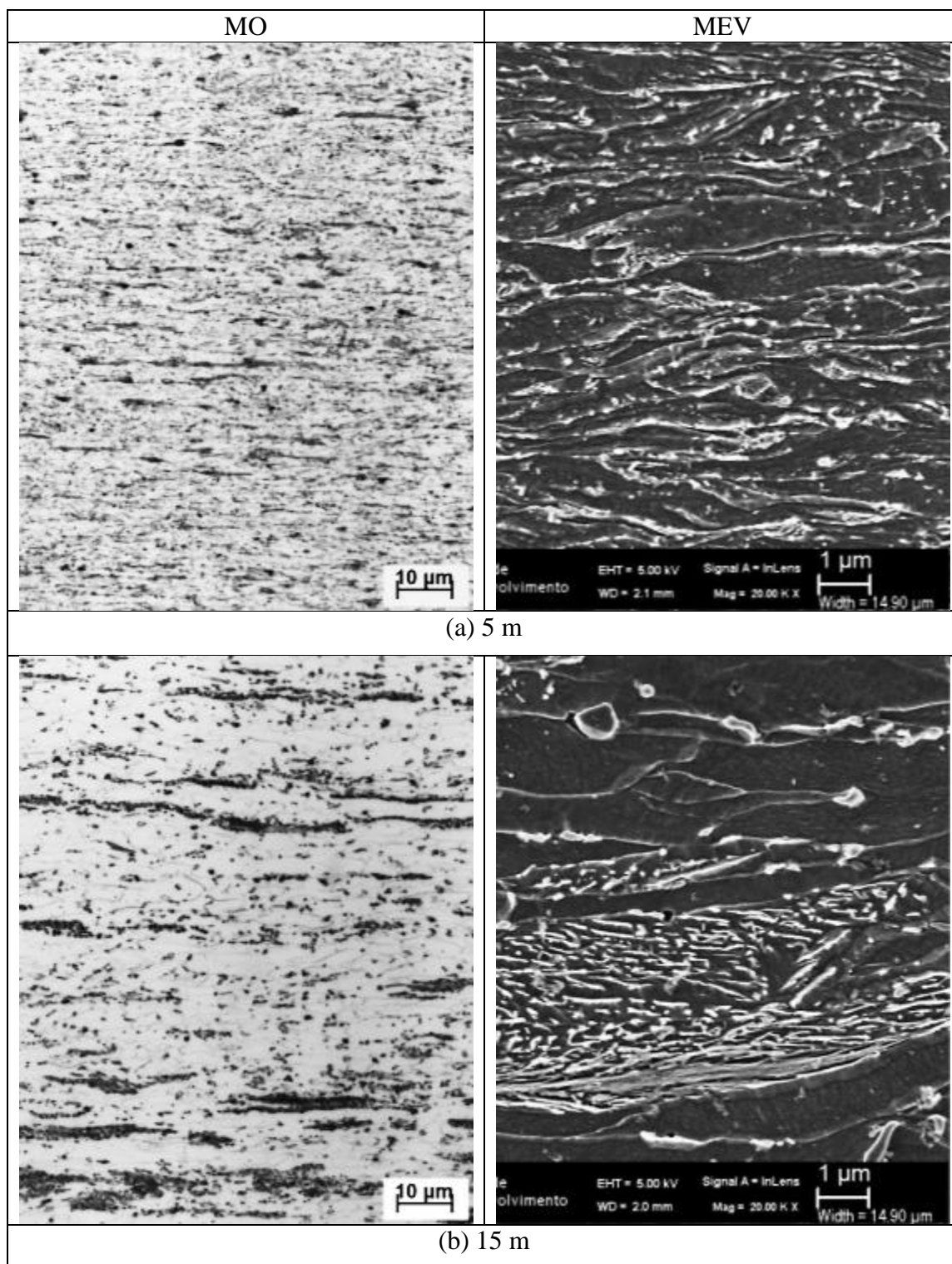


Figura 5. 5 – Aspecto microestrutural do DP980 como deformado (*full hard*) após a etapa de laminação a frio em escala piloto em posições de (a) 5 m e (b) 15 m. Análise via microscopias óptica (ampliação original 1000X) e eletrônica de varredura (ampliação original 20000X). Ataque: Nital 2%.

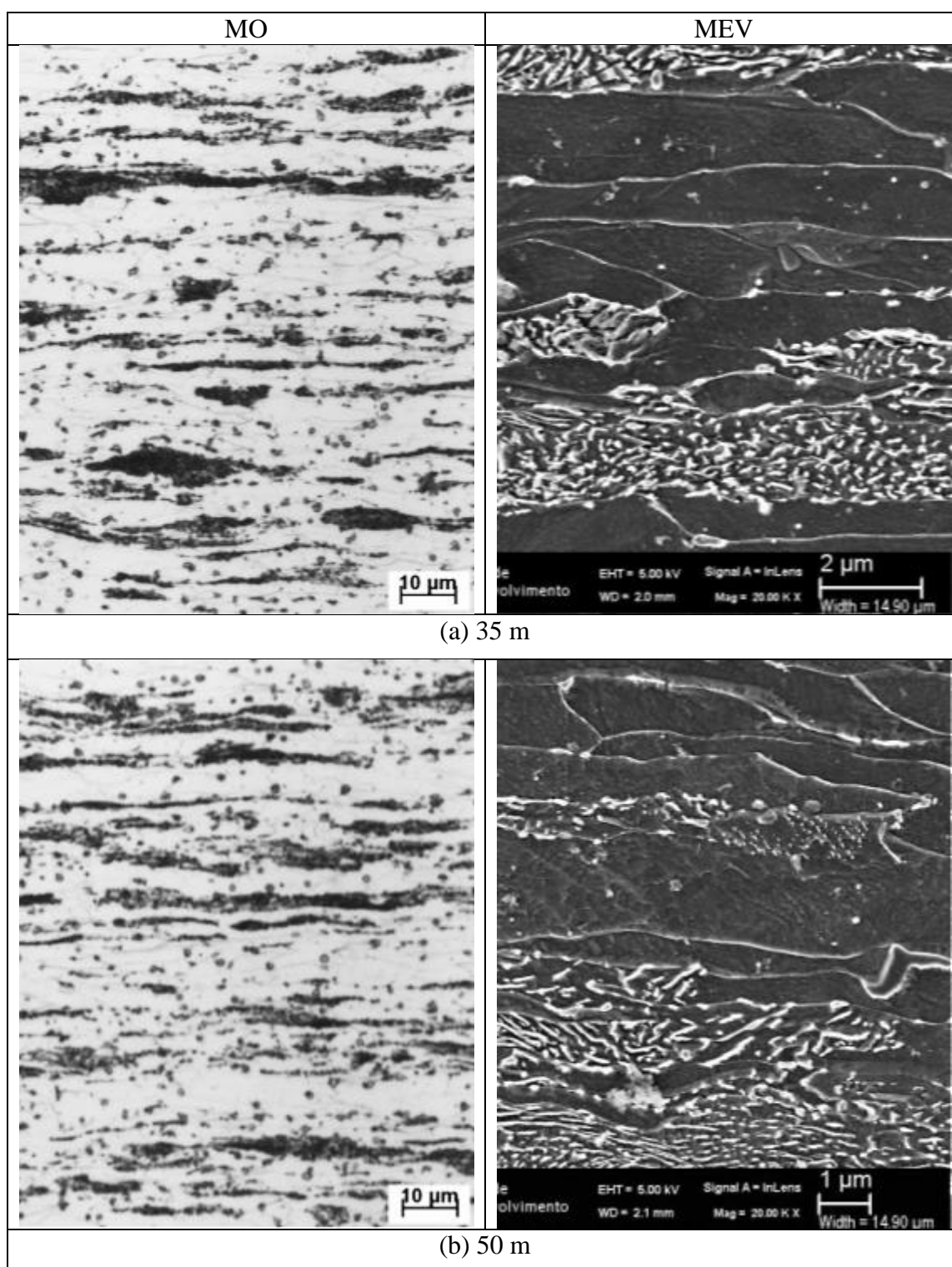
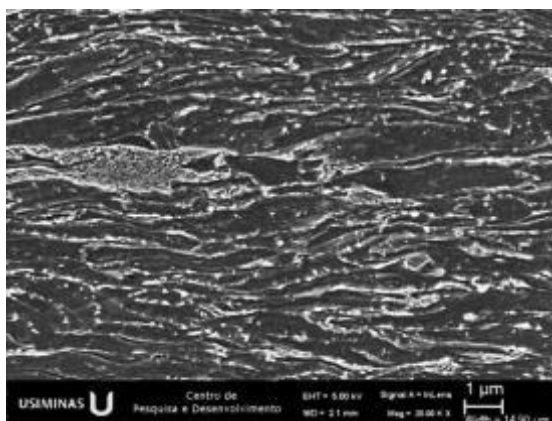


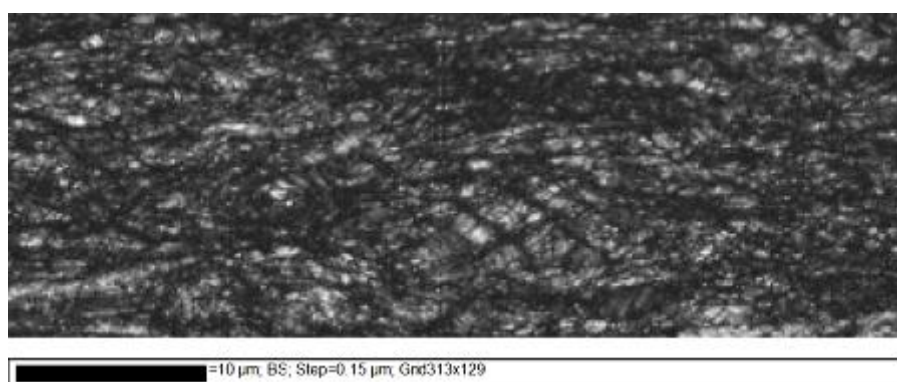
Figura 5. 6 – Aspecto microestrutural do DP980 como deformado (*full hard*) após a etapa de laminação a frio em escala piloto em posições de (a) 35 m e (b) 50 m. Análise via microscopias óptica (ampliação original 1000X) e eletrônica de varredura (ampliação original 20000X). Ataque: Nital 2%.

Para facilitar a citação dessas microestruturas prévias ao longo da discussão de análises mais específicas, tais como, EBSD, dilatométrica e nanodureza, as designações FBM e FP foram estabelecidas para as posições de 5 m e 35 m, respectivamente.

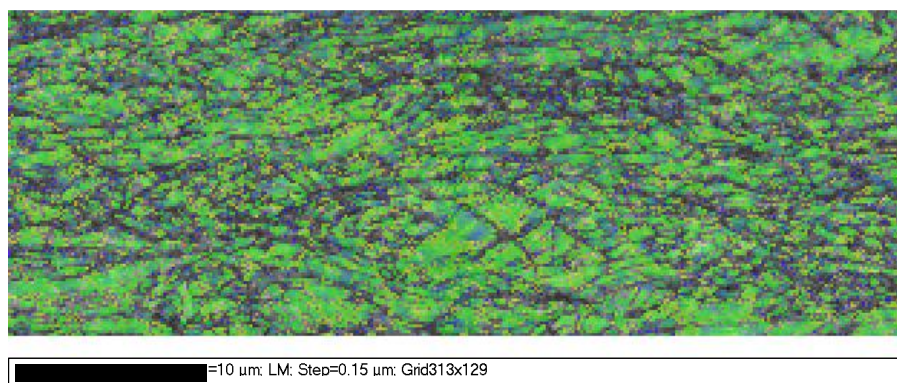
As figuras 5.7 e 5.8 mostram, respectivamente, o aspecto das microestruturas prévias FBM e FP após a redução a frio de 52%, juntamente com os resultados das análises por EBSD. Para a microestrutura prévia FBM (figura 5.7a) verifica-se um aspecto de deformação mais intenso, com maior densidade de contornos de grão, quando comparado com o da microestrutura FP (figura 5.8a). Tal avaliação foi confirmada pelas análises via EBSD (figuras 5.7b e 5.8b), onde uma considerável distorção da estrutura cristalina do material foi indicada pelo baixo padrão de qualidade de difração de elétrons (EBSP - *Electron Backscatter Pattern*) para FBM em relação à FP. A baixa qualidade do EBSP está relacionada com baixos valores de *band slope* que, por sua vez, indicam a ocorrência de defeitos lineares gerados por deformação plástica, tais como as deslocamentos⁽⁴²⁾. Uma maior densidade desses defeitos significa uma quantidade maior de pontos de nucleação heterogênea da fase austenítica durante o aquecimento dessas microestruturas⁽⁴³⁾. Além disso, o fato de a microestrutura FBM se apresentar mais refinada em relação à FP favorece a nucleação e o crescimento da austenita durante o aquecimento devido à taxa de difusão do carbono em regiões de contorno de grão ser muito maior quando comparada com seu interior⁽⁴⁴⁾.



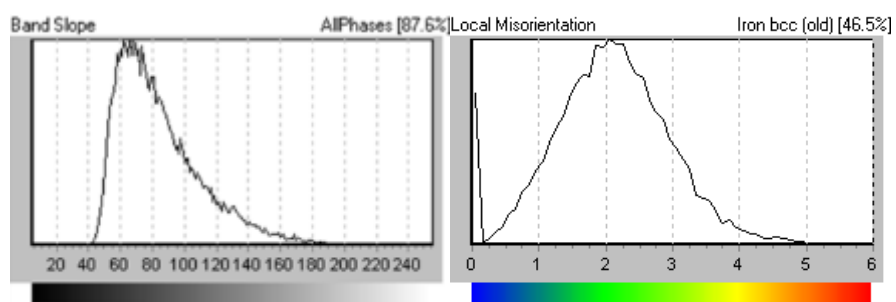
(a)



(b)



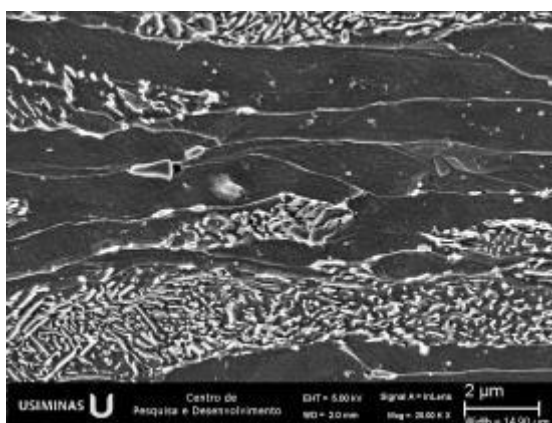
(c)



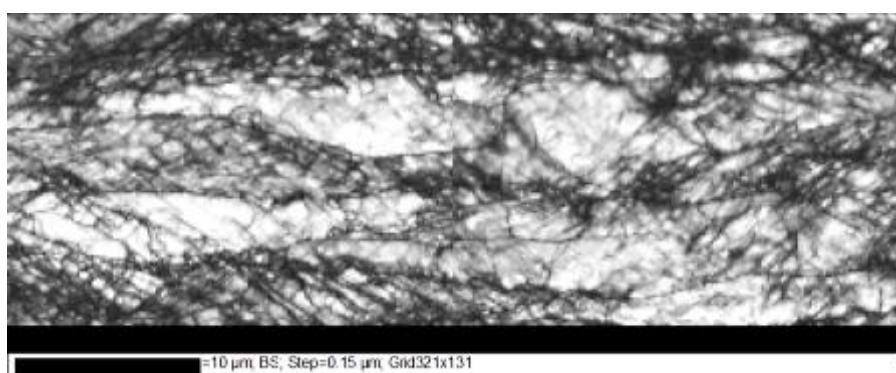
(d)

(e)

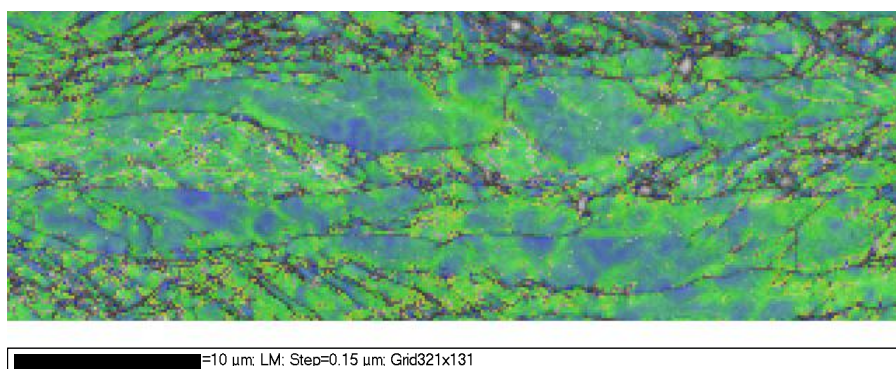
Figura 5. 7 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FBM, mapas por EBSD de (b) *band slope* e (c) *local misorientation* e suas respectivas distribuições, na condição deformada (52% de redução a frio).



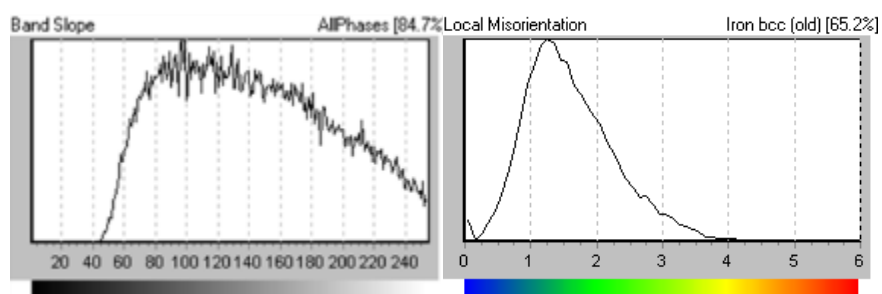
(a)



(b)



(c)



(d)

(e)

Figura 5. 8 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FP, mapas por EBSD de (b) *band slope* e (c) *local misorientation* e suas respectivas distribuições, na condição deformada (52% de redução a frio).

5.2. Após recozimento contínuo em máquina Gleeble

Após a realização da etapa de laminação a frio em escala piloto de cada região amostrada ao longo do comprimento da bobina a quente, essas amostras foram submetidas a simulações dos ciclos de recozimento contínuo em máquina Gleeble[®], adotando as temperaturas de encharque de 760°C, 800°C e 820°C. A tabela 5.1 mostra os resultados da quantificação de fases realizada para cada condição testada. Nessa avaliação, não foi possível identificar separadamente as frações de bainita e martensita pelo método de análise de imagem, convencionalmente adotado por microscopia óptica. Deste modo, a fração de segunda fase foi definida como sendo o somatório das frações de bainita e martensita e obtida pela diferença de 100% pela fração de ferrita medida. O resultado da quantificação da ferrita pode ser visualizado graficamente na figura 5.9. Verifica-se que a quantidade de ferrita é consideravelmente reduzida quando se aumenta a temperatura de encharque de 760°C para 800°C, o que é explicado pela maior formação de austenita para as temperaturas intercríticas mais elevadas. Contudo, quando a temperatura passou de 800°C para 820°C verificou-se um aumento sistemático da fração de ferrita. Tal fato pode ser atribuído à formação da nova ferrita durante a etapa resfriamento lento, a qual é favorecida para a austenita formada em temperaturas mais elevadas e, conseqüentemente, com menor teor de carbono dissolvido.

Em termos quantitativos, a posição de amostragem ao longo da bobina não mostrou uma influência significativa sobre a microestrutura final do DP980.

Tabela 5. 1 – Resultados da quantificação de fases realizada via microscopia óptica (F= ferrita, B= bainita e M= martensita).

Posição ao longo do comprimento da BQ	Encharque (°C)	Ferrita (%)	2ª fase (B+M) (%)	Desvio padrão
5 m	760	48	52	4
	800	18	82	2
	820	24	76	3
15 m	760	54	46	3
	800	25	75	3
	820	28	72	3
35 m	760	49	51	2
	800	20	80	3
	820	28	72	4
50 m	760	46	54	3
	800	22	78	2
	820	25	75	3

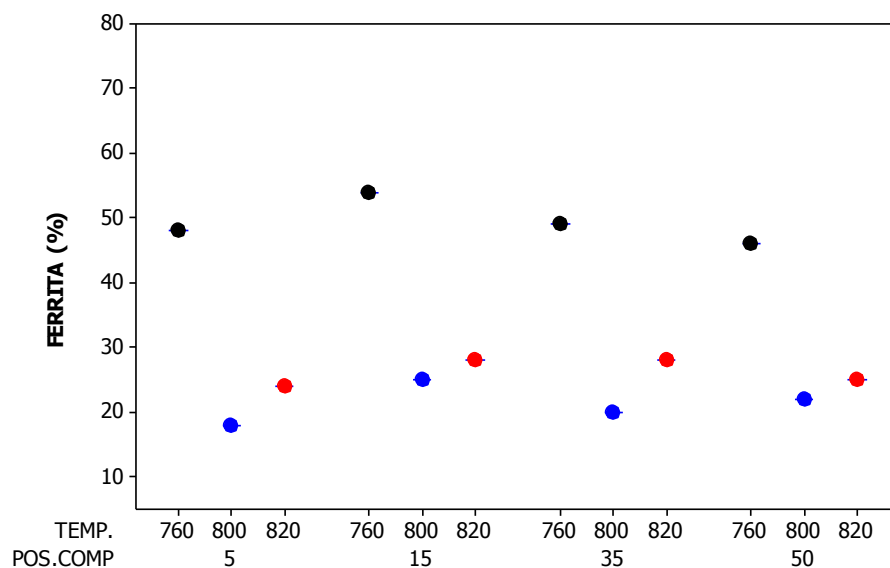
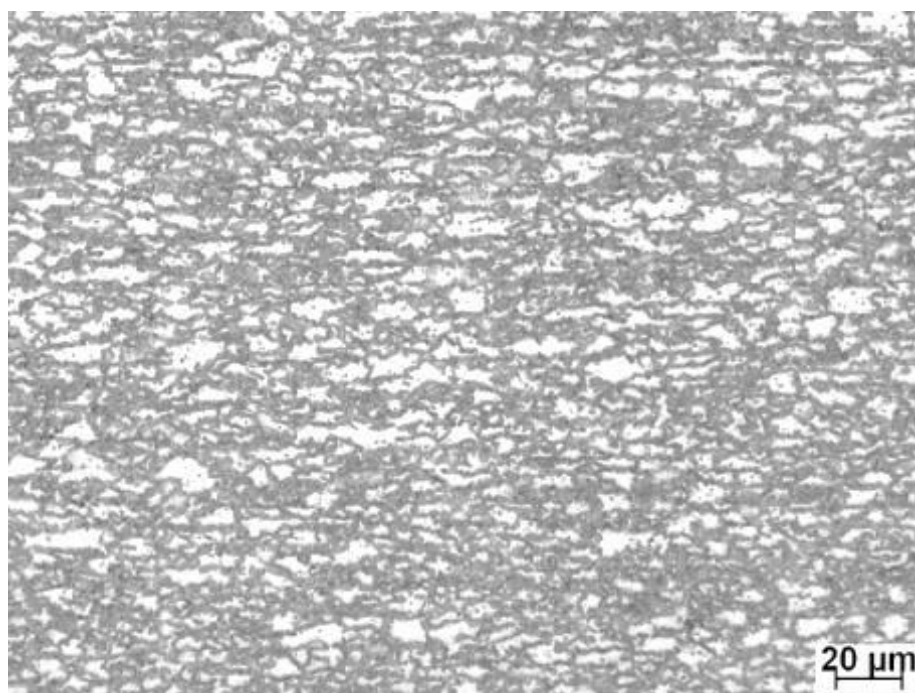
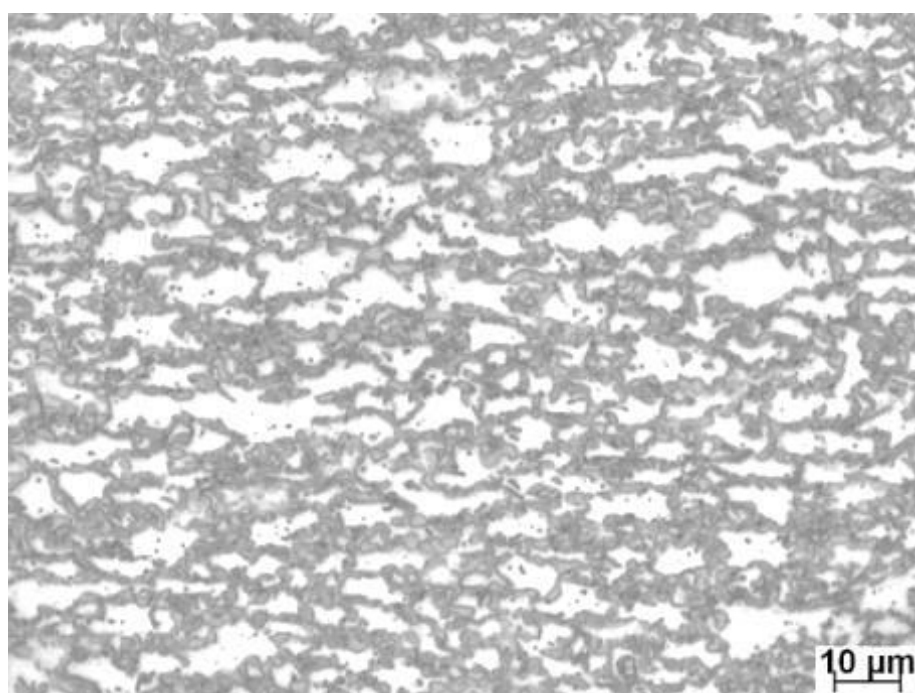


Figura 5. 9 – Fração de ferrita medida por análise de imagem para as microestruturas obtidas após as simulações de recozimento contínuo na máquina Gleeble.

O aspecto típico da microestrutura final para as condições distanciadas de 5 m e 35 m do topo da BQ, simuladas está mostrado nas figuras 5.10 a 5.21. De maneira geral, a avaliação dessas microestruturas indicou que a fração de segunda fase, especialmente de bainita, aumentou com a elevação da temperatura de encharque, como já era esperado. Dessa forma, para a menor temperatura avaliada, 760°C, a microestrutura final se mostrou constituída por ferrita e martensita, enquanto que para as temperaturas de encharque de 800°C e 820°C, a microestrutura apresentou ferrita, bainita e martensita. Portanto, pode-se considerar que a temperatura de encharque foi determinante para promover as principais mudanças na microestrutura das amostras simuladas. Contudo, uma diferença que pode ser considerada diz respeito à disposição da 2ª fase na microestrutura especialmente para a posição de 5 m em relação à 35 m, para a temperatura de encharque de 760°C. Nessa amostra, a 2ª fase está distribuída majoritariamente no contorno de grão da ferrita formando um aspecto de rede. Já para a posição mais distante do topo (35 m), a segunda fase formou preferencialmente nas regiões das colônias de perlita presentes na microestrutura prévia FP que, por sua vez, se encontrava bandeada.

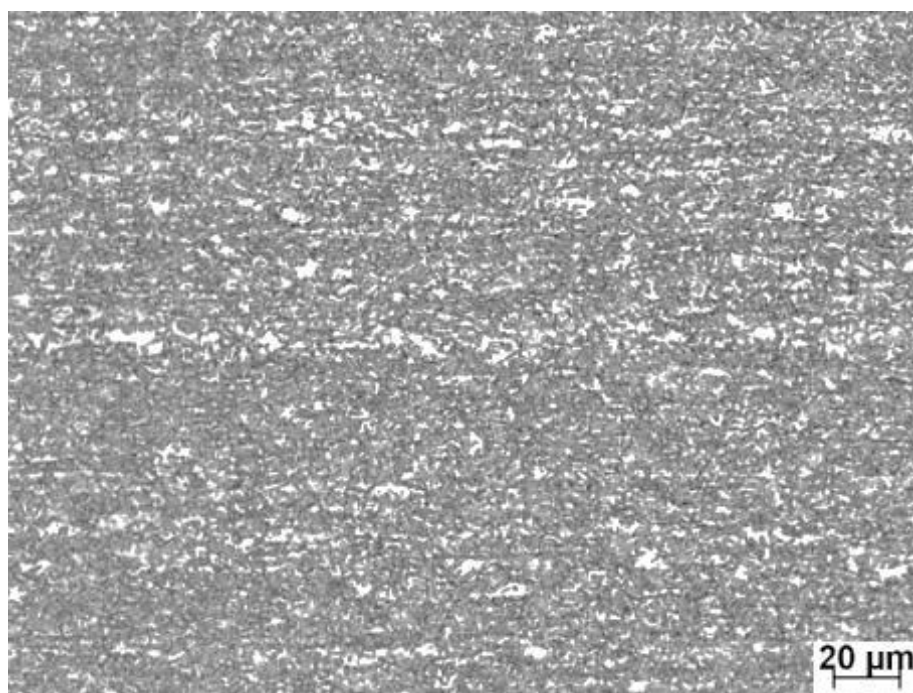


(a) Ampliação original 500X

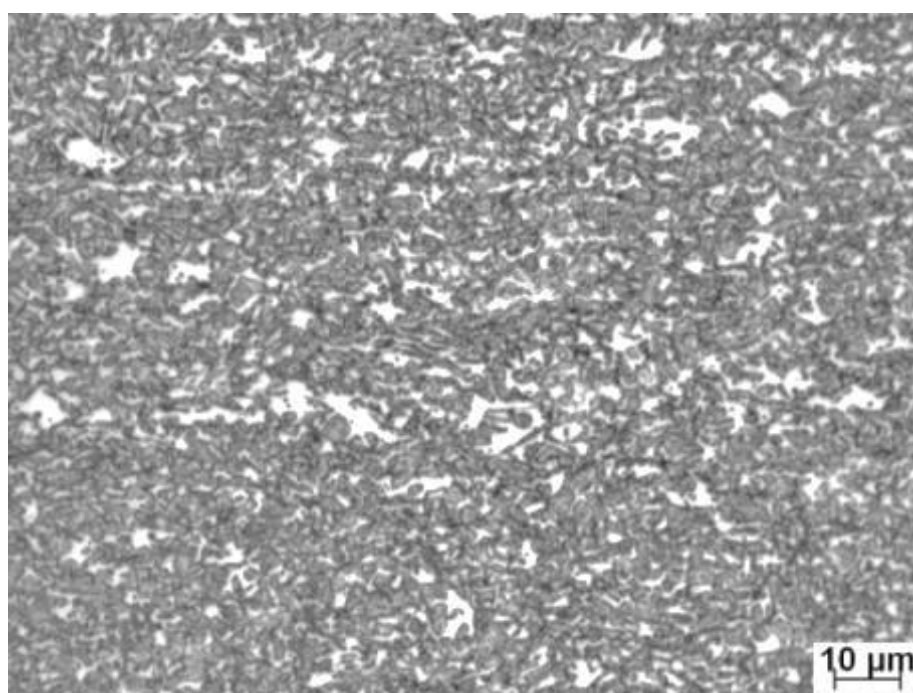


(b) Ampliação original 1000X

Figura 5.10 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de 5 m do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de 760°C. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.

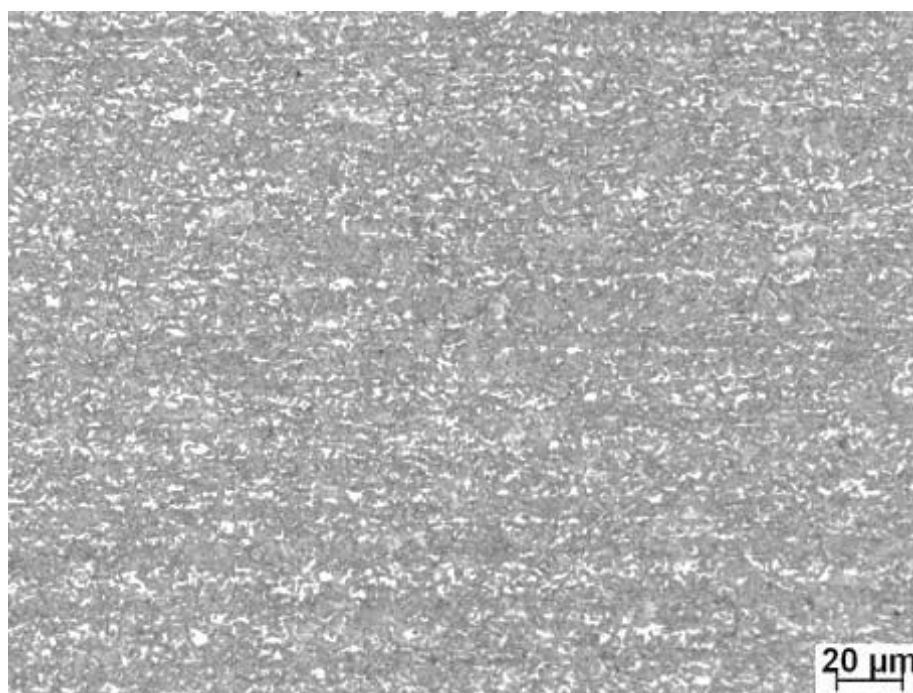


(a) Ampliação original 500X

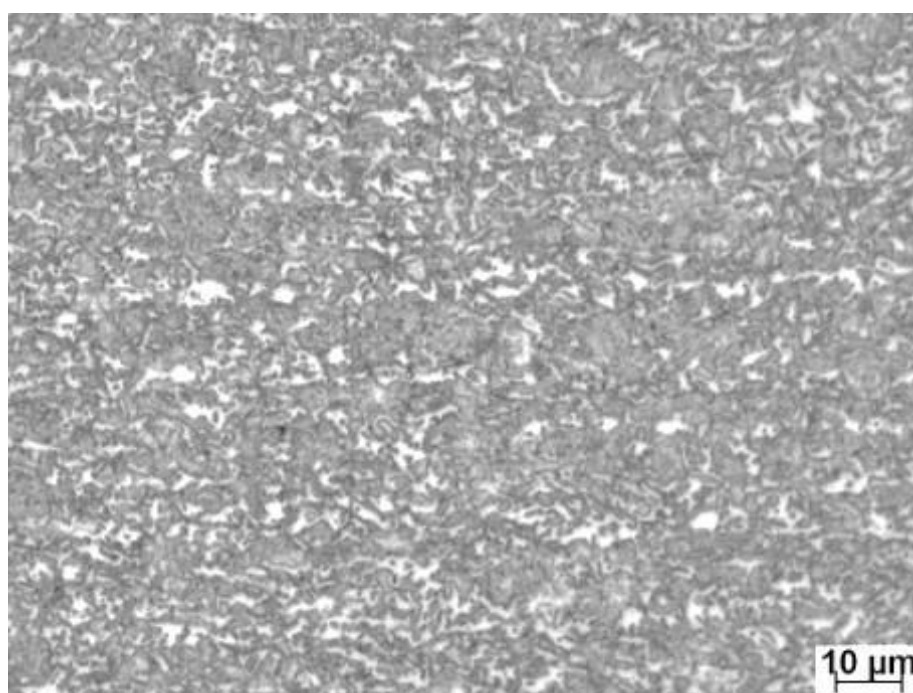


(b) Ampliação original 1000X

Figura 5. 11 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **5 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **800°C**. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.

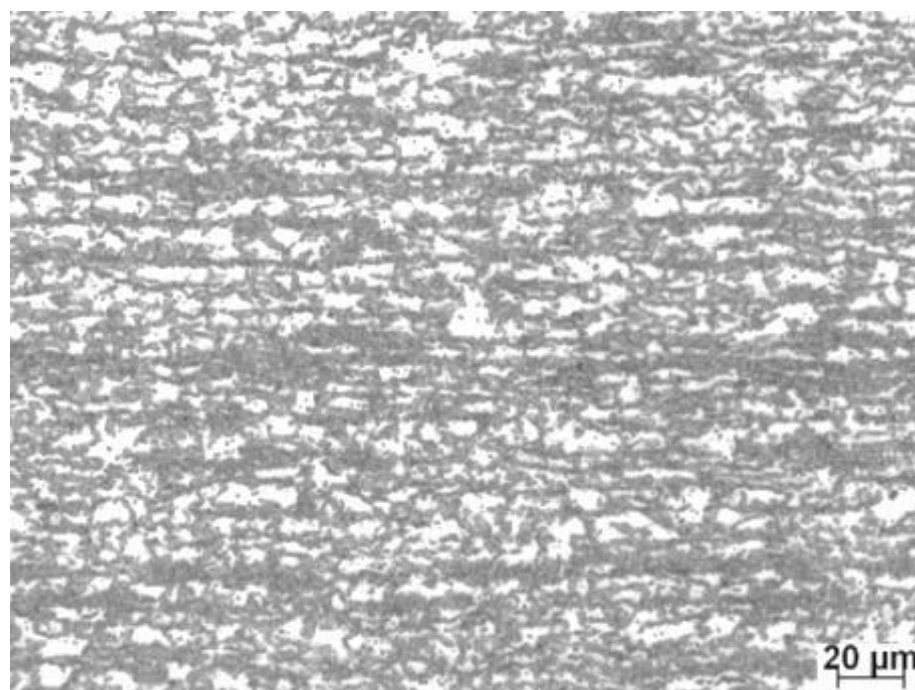


(a) Ampliação original 500X

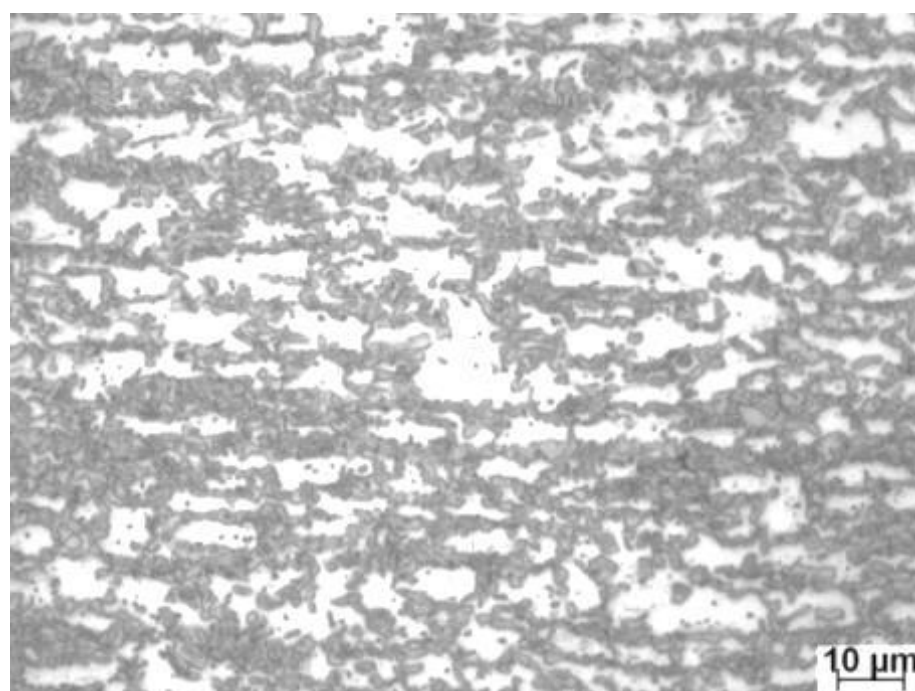


(b) Ampliação original 1000X

Figura 5. 12 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **5 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **820°C**. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.

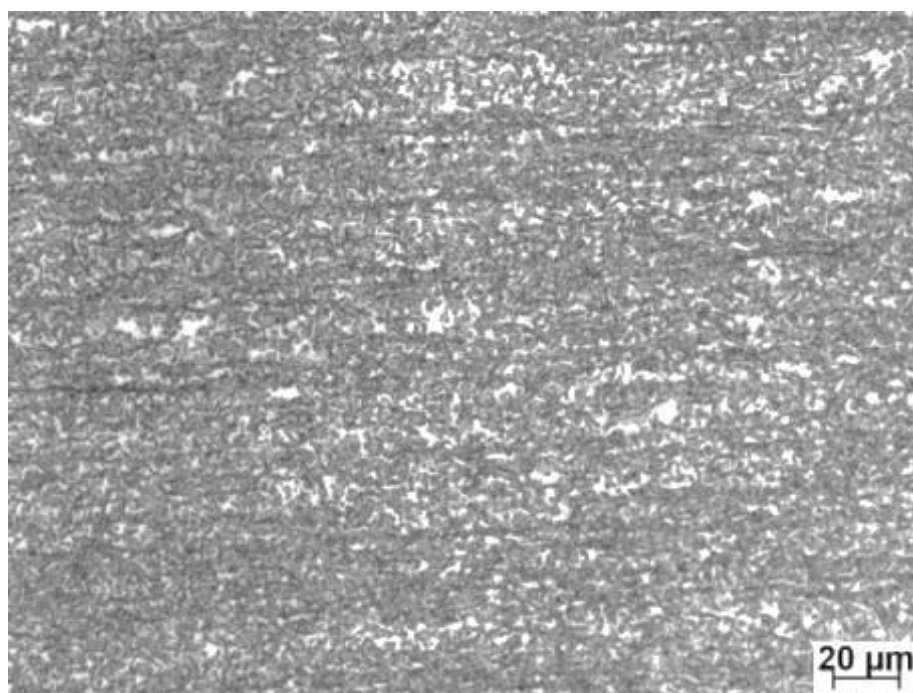


(a) Ampliação original 500X

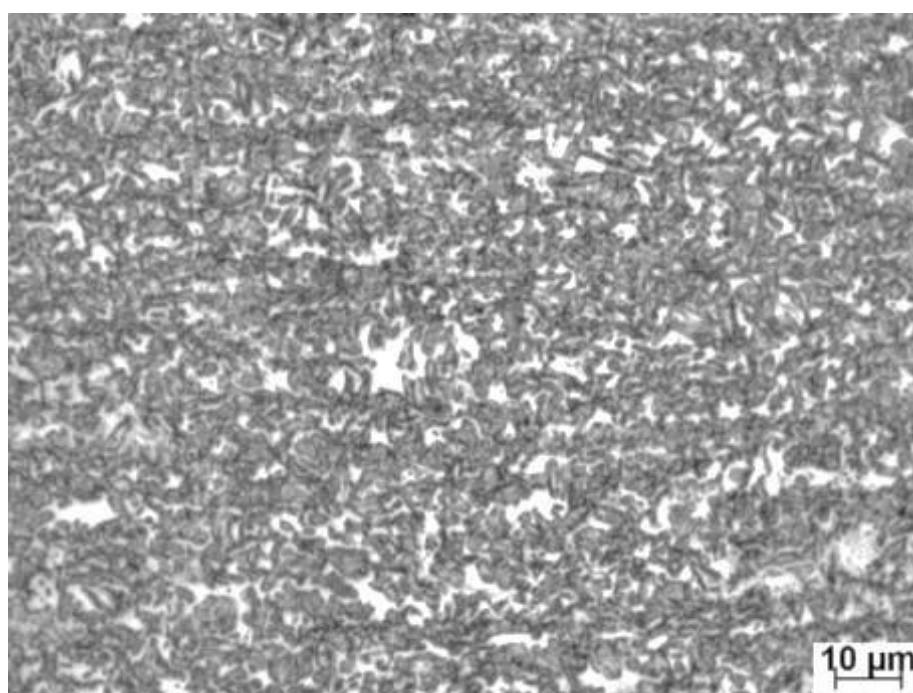


(b) Ampliação original 1000X

Figura 5. 13 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **35 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **760°C**. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.

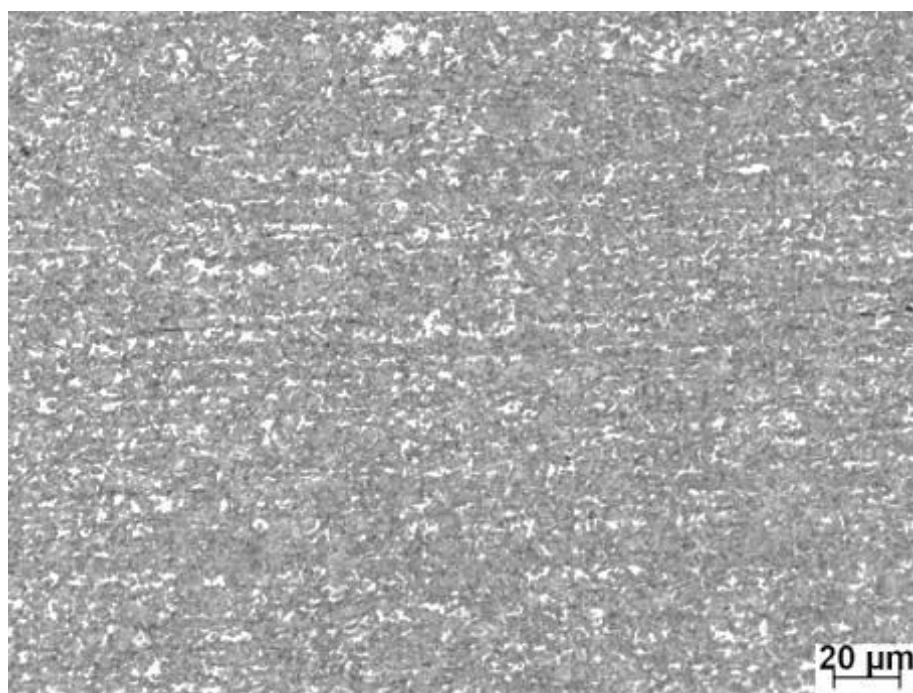


(a) Ampliação original 500X

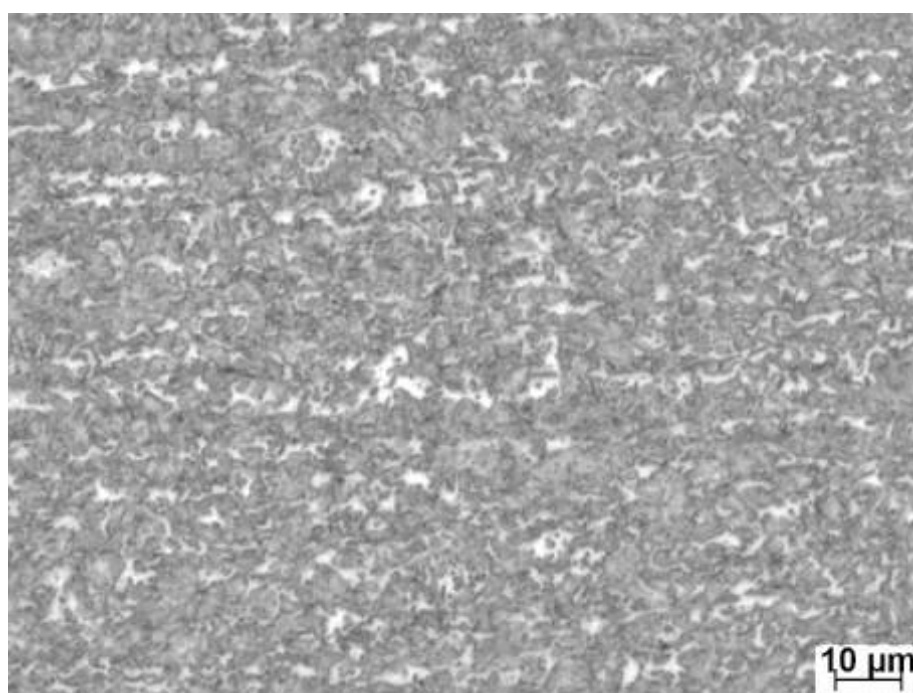


(b) Ampliação original 1000X

Figura 5. 14 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **35 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **800°C**. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.

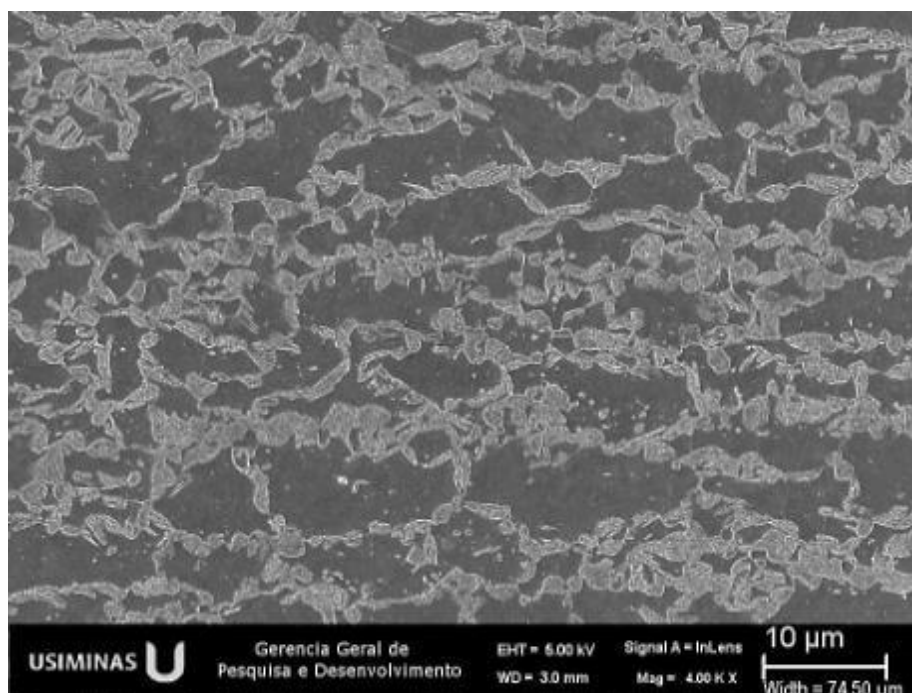


(a) Ampliação original 500X

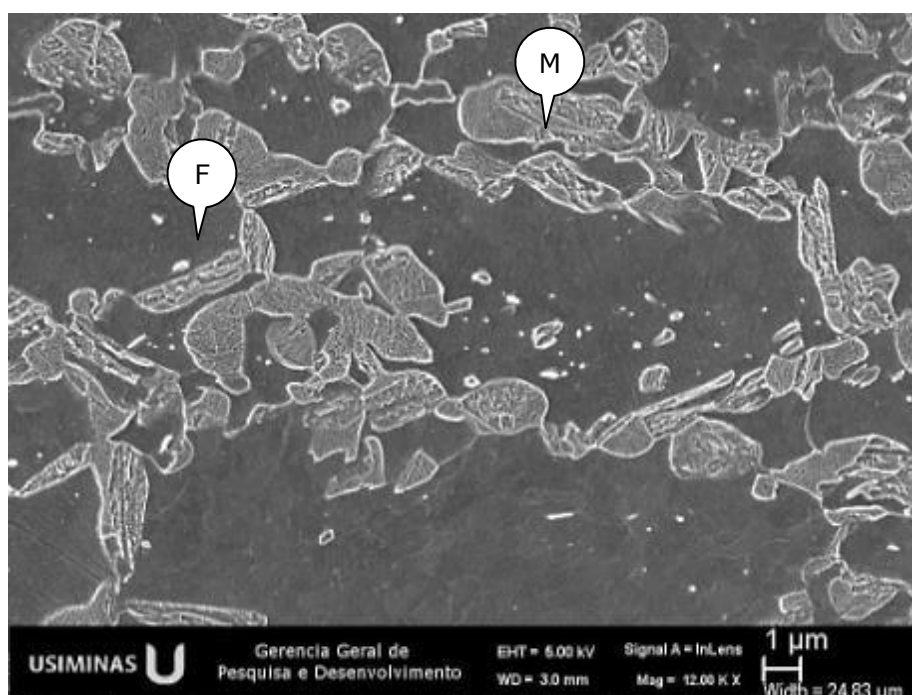


(b) Ampliação original 1000X

Figura 5. 15 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **35 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **820°C**. Análise realizada via MO após ataque com nital 2%.

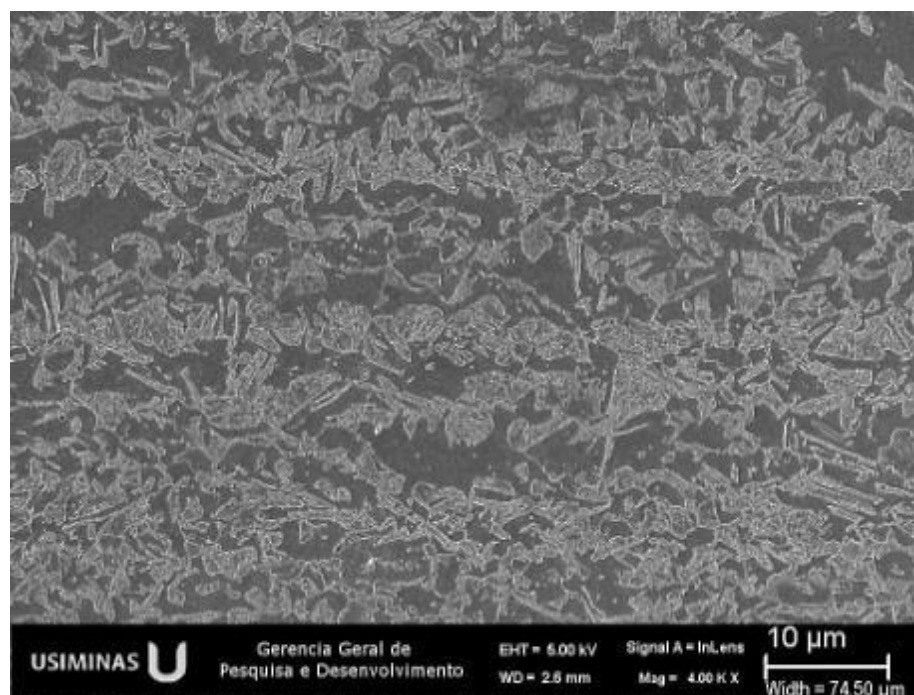


(a) Ampliação original 4000X

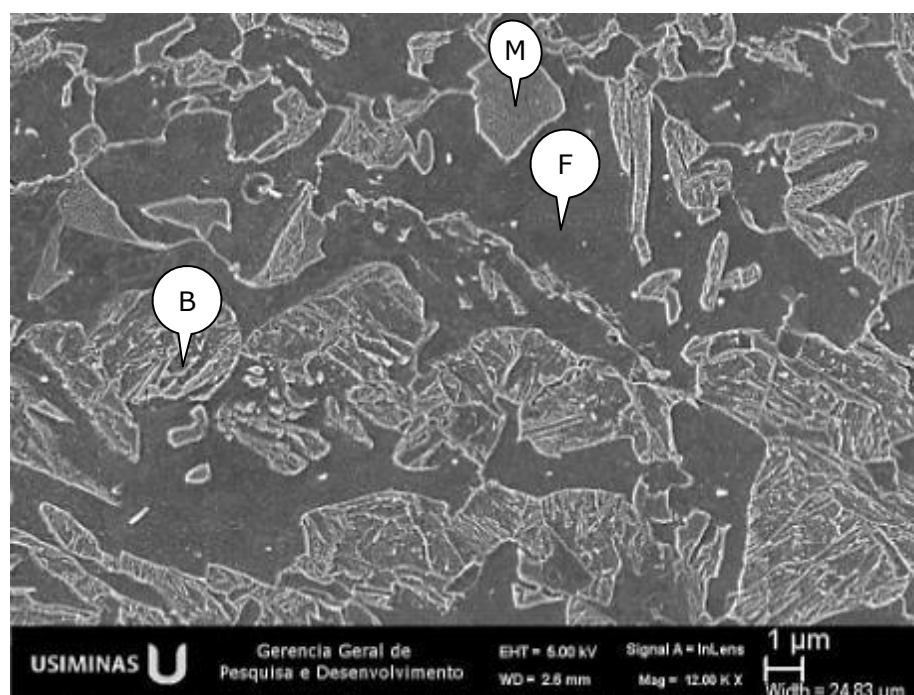


(b) Ampliação original 12000X

Figura 5. 16 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **5 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **760°C**. Análise realizada via **MEV** após ataque com nital 2%.

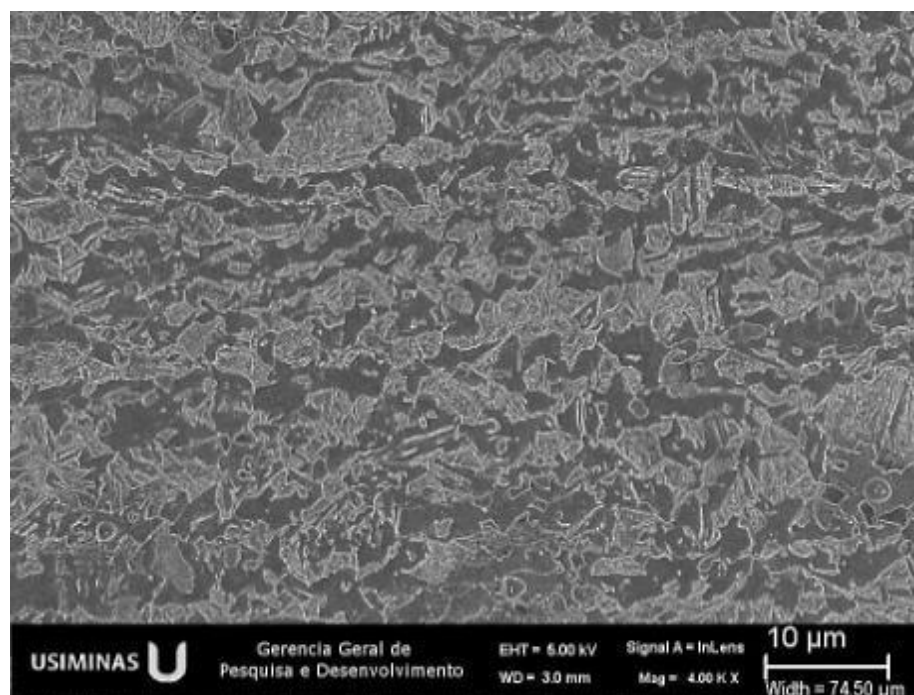


(a) Ampliação original 4000X

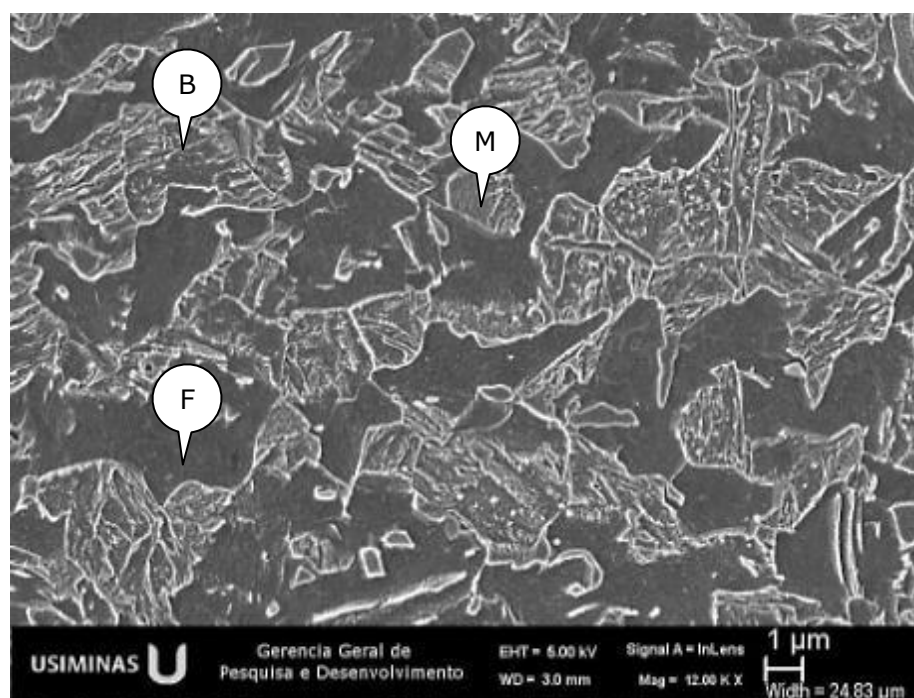


(b) Ampliação original 12000X

Figura 5. 17 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **5 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **800°C**. Análise realizada via **MEV** após ataque com nital 2%.

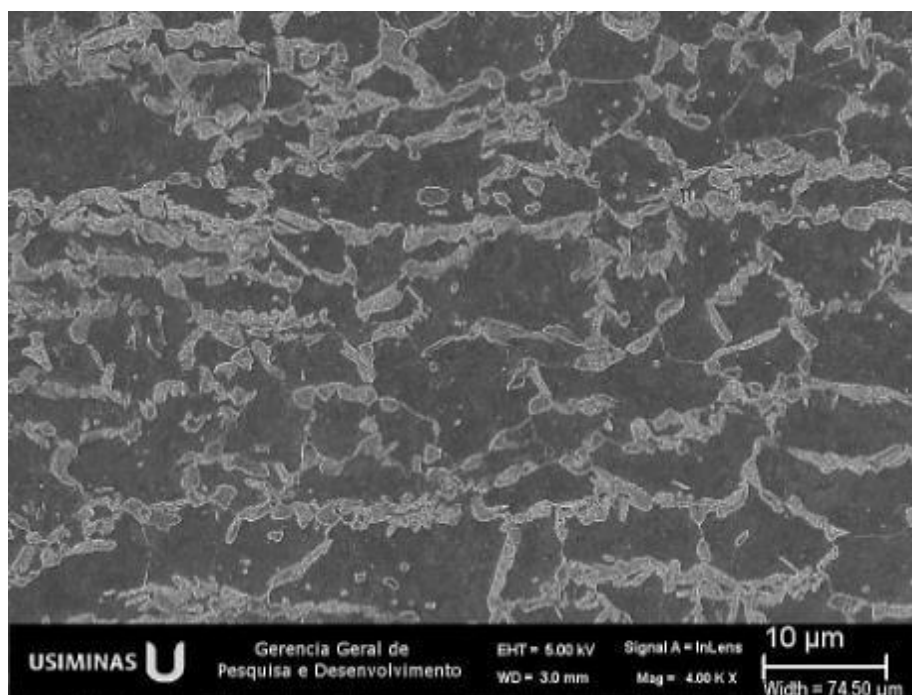


(a) Ampliação original 4000X

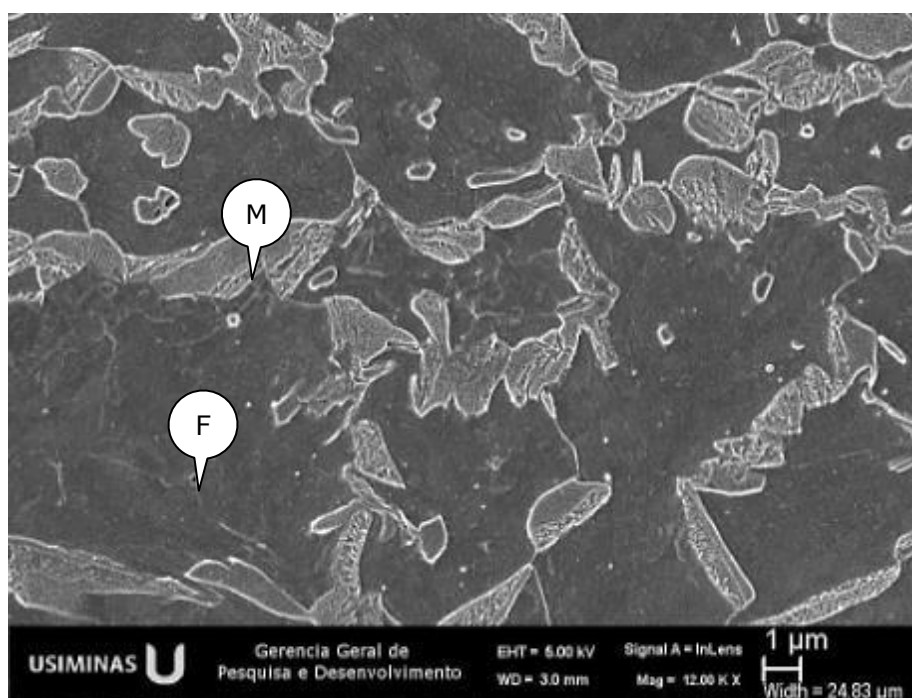


(b) Ampliação original 12000X

Figura 5. 18 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **5 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **820°C**. Análise realizada via **MEV** após ataque com nital 2%.

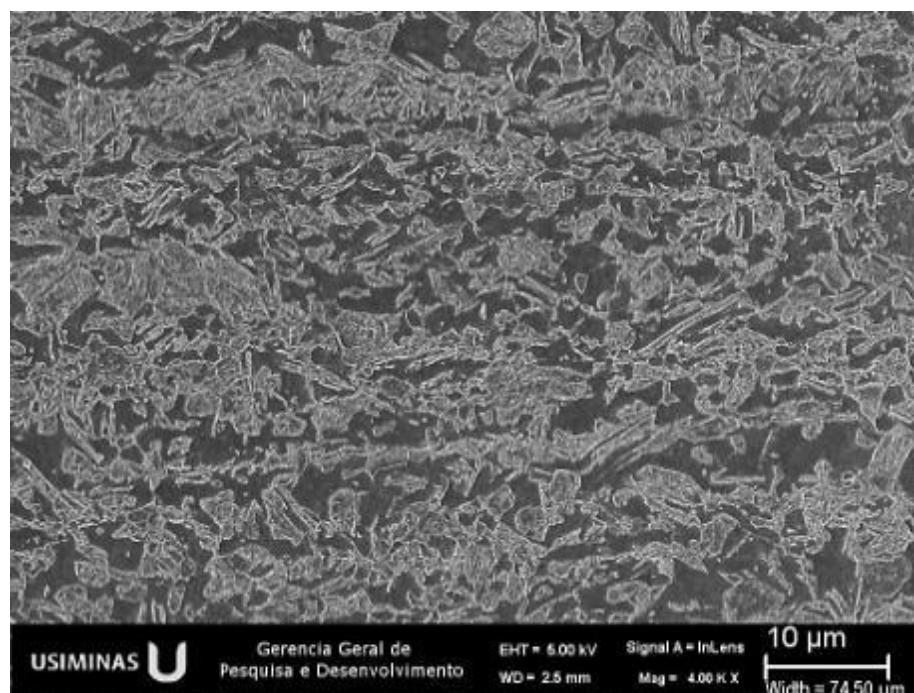


(a) Ampliação original 4000X

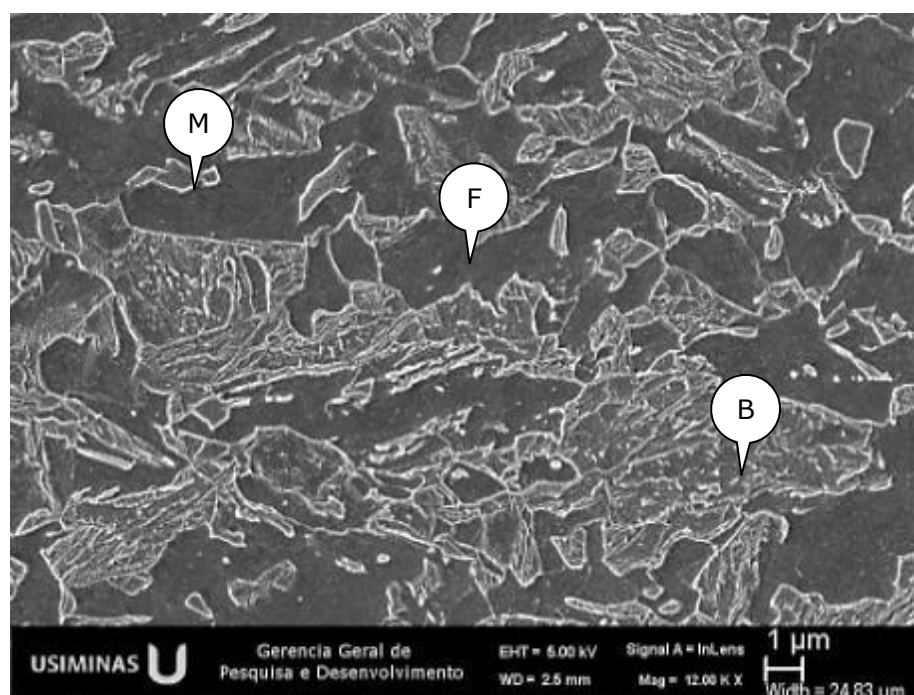


(b) Ampliação original 12000X

Figura 5. 19 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **35 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **760°C**. Análise realizada via **MEV** após ataque com nital 2%.

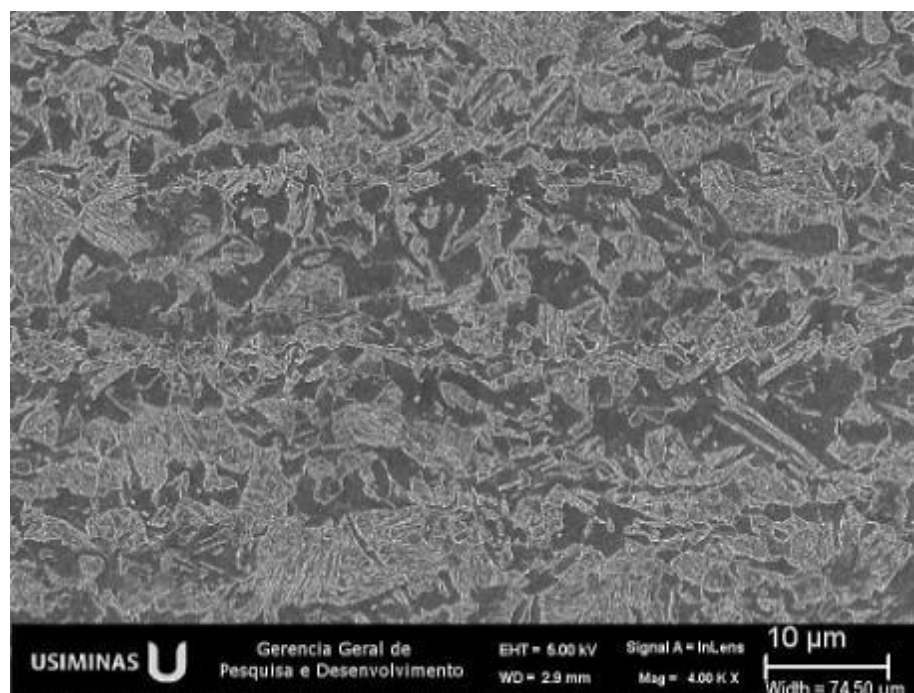


(a) Ampliação original 4000X

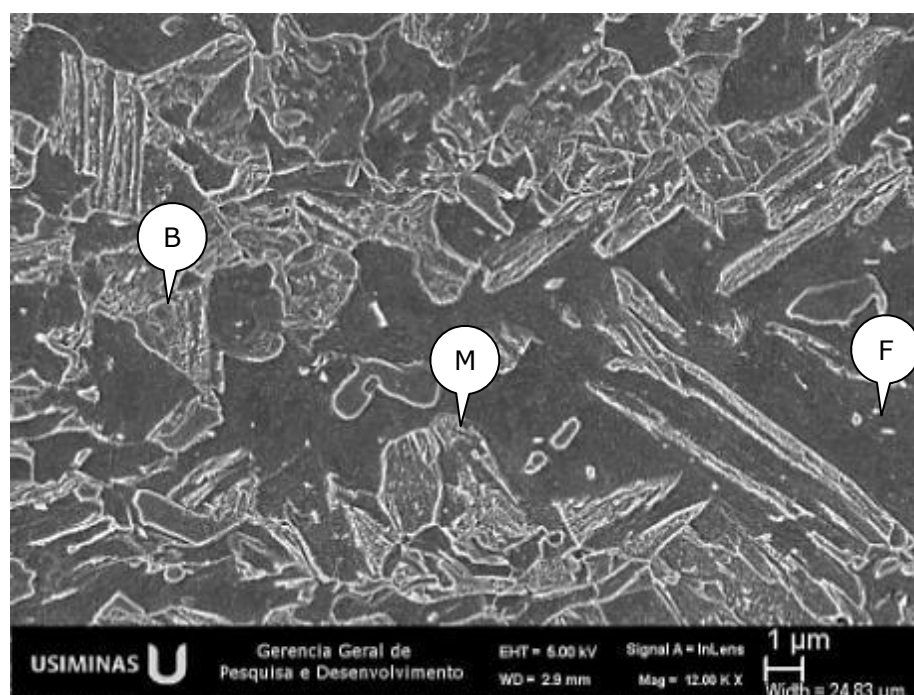


(b) Ampliação original 12000X

Figura 5. 20 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **35 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **800°C**. Análise realizada via **MEV** após ataque com nital 2%.



(a) Ampliação original 4000X



(b) Ampliação original 12000X

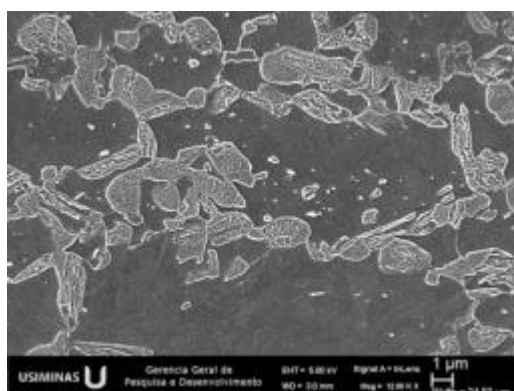
Figura 5. 21 – Microestrutura do aço DP980 em região de $\frac{1}{4}$ da largura e da espessura, em posição distanciada de **35 m** do topo da bobina após simulação de recozimento com encharque de **820°C**. Análise realizada via **MEV** após ataque com nital 2%.

5.3. Caracterização Microestrutural via EBSD

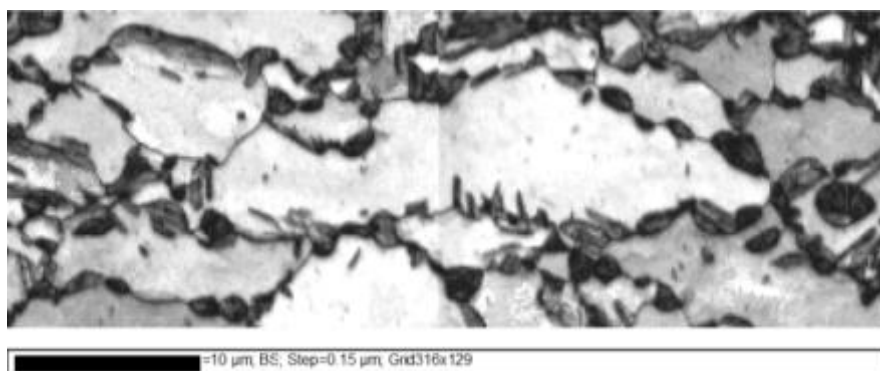
As amostras provenientes das microestruturas prévias FBM e FP tratadas com temperatura de 760°C e 820°C de encharque, foram avaliadas por EBSD, cujos resultados estão mostrados nas figuras 5.22 a 5.25.

Conforme os mapas dos valores de *band slope* e *local misorientation* e suas respectivas distribuições dos valores da qualidade do padrão (EBSP) é possível inferir maiores volumes de 2ª fase para a microestrutura FBM em relação à FP. Para os mapeamentos de *band slope*, o grau de desorientação pode ser associado com as fases presentes, sendo, nesse caso, a ferrita o constituinte de melhor qualidade de EBSP, ou altos valores de *band slope*, e a martensita o pior padrão de qualidade. Já para o *local misorientation*, o mapa de desorientação é tratado matematicamente de forma que o valor de cada ponto medido seja suavizado levando-se em consideração todos os seus vizinhos.

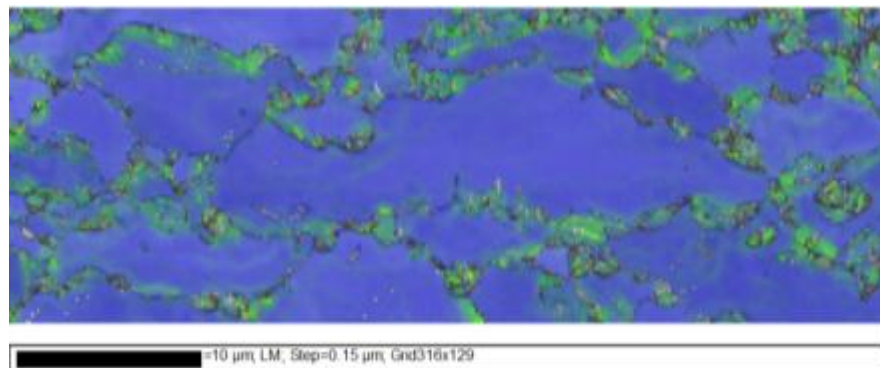
Para as amostras recozidas com temperatura de encharque de 820°o maior volume de 2ª fase formada para temperaturas intercríticas mais elevadas foi facilmente percebido pelos mapas de *band slope*, assim como a sua distribuição se deslocou em direção de valores inferiores de BS. Contudo, não foram verificadas diferenças significativas que indicassem a influencia das microestruturas prévias. O aspecto bimodal das distribuições obtidas nessa análise sugere que a partir de um tratamento matemático desses dados, tal como a deconvolução, seja possível estimar as frações volumétricas das fases presentes na microestrutura. Embora essa avaliação não tenha sido realizada no presente estudo, esse tratamento dos dados de *band slope* pode ser uma alternativa interessante para a caracterização de aços multi-constituídos.



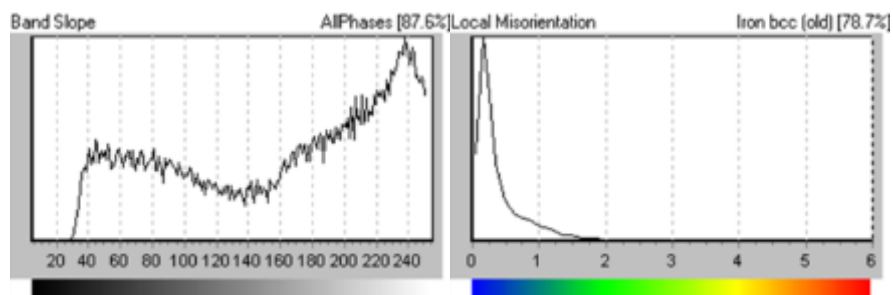
(a)



(b)



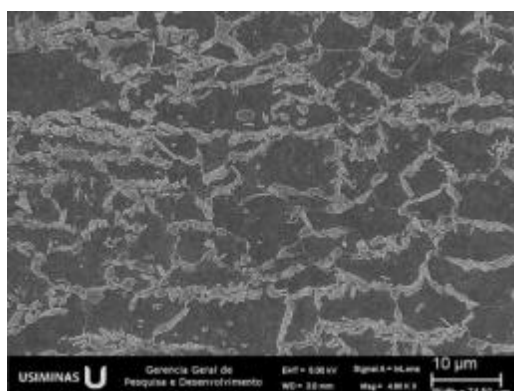
(c)



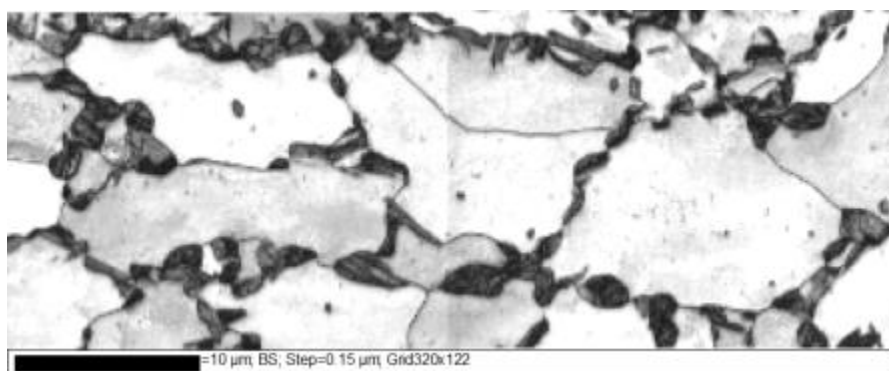
(d)

(e)

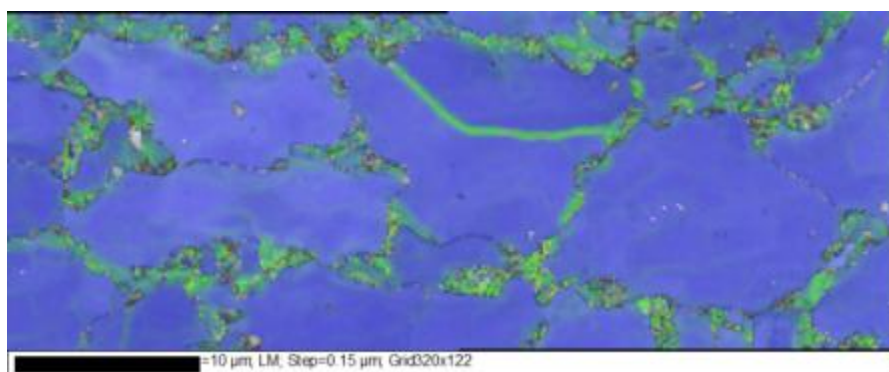
Figura 5. 22 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FBM, mapas por EBSD de (b) *band slope* e (c) *local misorientation* e suas respectivas distribuições, na condição após recozimento com 760°C de encharque.



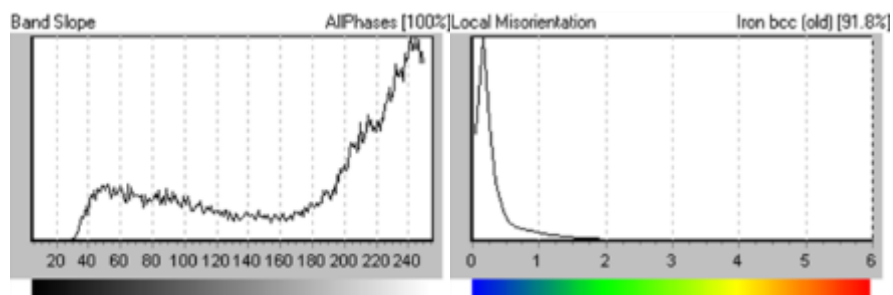
(a)



(b)



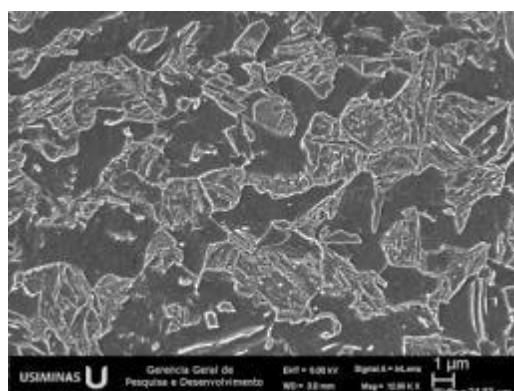
(c)



(d)

(e)

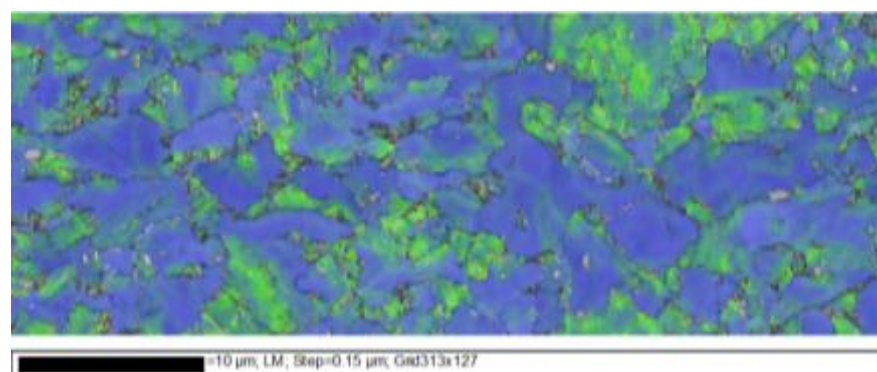
Figura 5. 23 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FP, mapas por EBSD de (b) *band slope* e (c) *local misorientation* e suas respectivas distribuições, na condição após recozimento com 760°C de encharque.



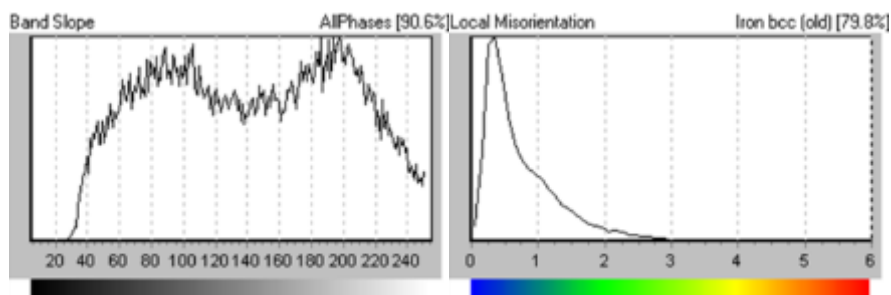
(a)



(b)



(c)



(d)

(e)

Figura 5. 24 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FBM, mapas por EBSD de (b) *band slope* e (c) *local misorientation* e suas respectivas distribuições, na condição após recozimento com 820°C de encharque.

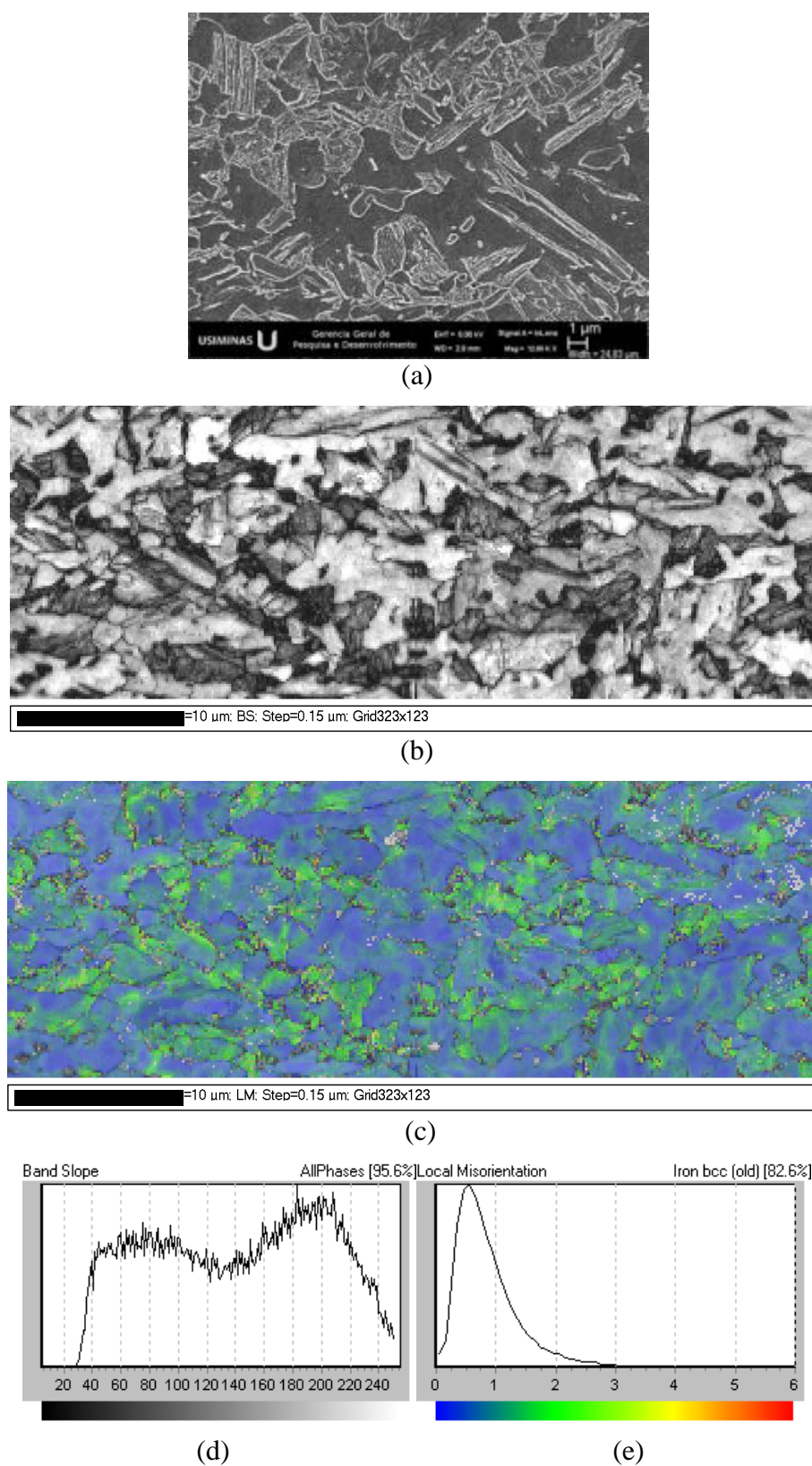


Figura 5. 25 – Aspecto ao MEV da microestrutura prévia (a) FP, mapas por EBSD de (b) *band slope* e (c) *local misorientation* e suas respectivas distribuições, na condição após recozimento com 820°C de encharque.

5.4. Nanoindentação

Os ensaios de nanoindentação foram realizados para as microestruturas após as simulações de recozimento contínuo na Gleeble utilizando as temperaturas de 760°C e 820°C em ambas as amostras FBM e FP. Para cada amostra foi realizado um total de 45 indentações cujos valores foram plotados nos histogramas mostrados na figura 5.26. Para facilitar as comparações, os eixos de cada histograma foram configurados com os mesmos valores.

A partir da avaliação desses resultados é possível verificar que a amostra proveniente da microestrutura prévia FBM mostrou valor médio de dureza significativamente maior em relação à FP após recozimento com a temperatura de 760°C, o que, de certa forma, está coerente com os resultados em tração obtidos para essa condição, os quais serão mostrados no item 5.5.3 deste capítulo. Já para a temperatura mais alta, 820°C, os resultados não mostraram variação expressiva entre as microestruturas iniciais o que também foi percebido nos resultados de tração nessa condição.

A flutuação desses valores de nanodureza em torno da média, expressa pelo desvio padrão, é um fator importante a ser considerado nessas análises, uma vez que pode indicar um índice de homogeneidade da microestrutura, ou o gradiente de dureza entre as fases, que possui relação direta com a capacidade de expansão de furo⁽⁴⁵⁾. Nesse sentido, a dispersão dos valores foi consideravelmente menor nas amostras tratadas a 820°C, independentemente da microestrutura prévia, corroborando com os melhores resultados em expansão de furo obtidos para essa condição (ver discussão a seguir no item 5.6).

As imagens obtidas via MEV antes e após ataque químico com Nital 2% para revelar a microestrutura na região das indentações, são mostradas no anexo A1.

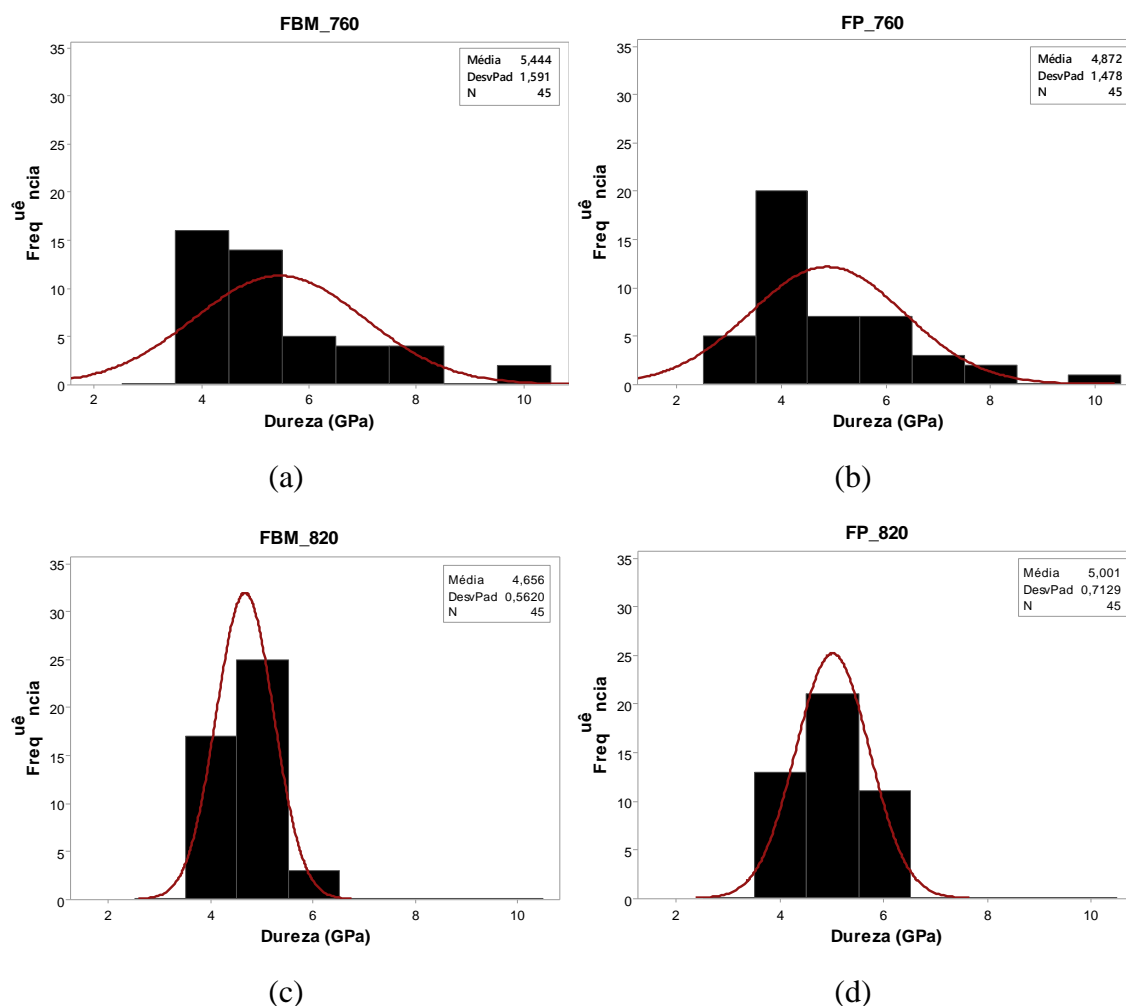


Figura 5. 26 – Distribuição de valores de nanodureza para as amostras de DP980 recozidas com as temperaturas de 760°C (a, b) e 820°C (c, d) a partir das diferentes microestruturas prévias FBM e FP.

O número de medições individuais de dureza em cada fase variou de acordo com o volume do constituinte na microestrutura. Para as amostras tratadas com a menor temperatura de encharque (760°C) o número de dados obtidos para a segunda fase diminuiu consideravelmente em relação aos pontos medidos na ferrita. Já para as amostras recozidas com a temperatura de 820°C a situação se inverteu, sendo validado um maior número de indentações para a segunda fase, com maior volume, em relação à ferrita. Para facilitar a visualização dessa classificação, a tabela 5.2 mostra a quantidade de dados válidos para a ferrita e a segunda fase, assim como os valores médios e o desvio padrão para cada condição avaliada.

Tabela 5. 2 – Número de indentações válidas, valores de médios de dureza e desvio padrão para a ferrita e a segunda fase.

Amostras	Temperatura (°C)	N° de indentações válidas			Dureza média (GPa)		Desvio Padrão (GPa)	
		Ferrita	2ª fase	Total	Ferrita	2ª fase	Ferrita	2ª fase
FBM	760	13	13	26	4,1	7,1	0,2	1,3
	820	11	21	32	4,0	5,1	0,4	0,4
FP	760	13	5	18	3,7	7,6	0,3	1,7
	820	7	18	25	4,2	5,7	0,4	0,4

Os resultados da tabela 5.2, assim como os histogramas mostrados na figura 5.27, revelam que a média e a dispersão dos valores de dureza para a ferrita, não variaram significativamente para as diferentes microestruturas prévias e temperaturas de encharque avaliadas. Contudo, os valores médios de dureza da segunda fase, assim como a sua dispersão, diminuíram consideravelmente quando a temperatura de encharque aumentou de 760°C para 820°C. Tal fato ocorreu devido a segunda fase ser formada por diferentes constituintes, tais como a bainita, martensita e MA, para as amostras tratadas a 760°C, diferentemente das amostras simuladas com temperatura de 820°C, que apresentaram a segunda fase constituída majoritariamente por bainita. Os resultados dessa análise mostram que uma microestrutura mais homogênea e com menor gradiente de dureza entre as fases, proporcionaram melhores valores em expansão de furo obtidos nas amostras tratadas com a mais alta temperatura, os quais serão mostrados no item 5.5.3 deste capítulo

Os valores de dureza das fases levantados por nanoindentação são similares aos encontrados pelos autores He, Zhu e Huang ⁽⁶⁰⁾ em um estudo cujo objetivo foi avaliar as propriedades mecânicas dos constituintes da microestrutura de um aço da classe *Complex Phase*.

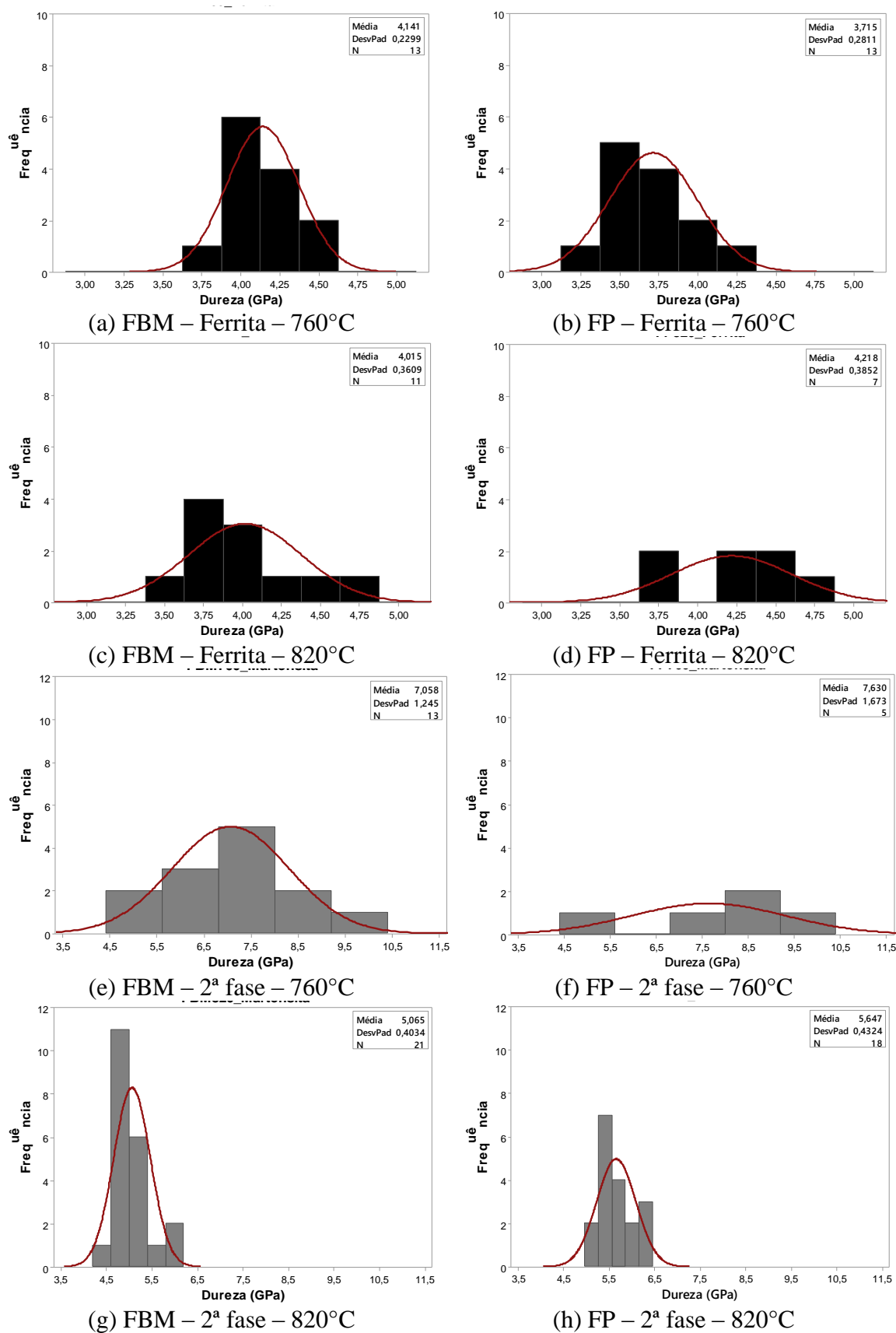


Figura 5. 27 – Valores de nanodureza para a ferrita e 2ª fase das amostras recozidas com as temperaturas de 760°C e 820°C a partir das microestruturas prévias FBM e FP.

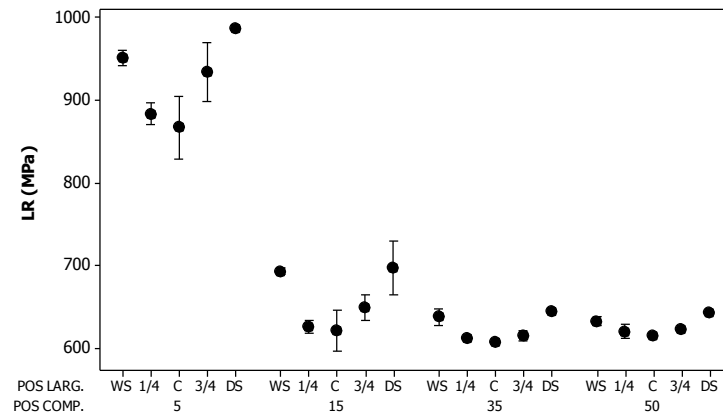
5.5. Propriedades mecânicas em tração para as diversas etapas de processamento

5.5.1. Laminado a quente

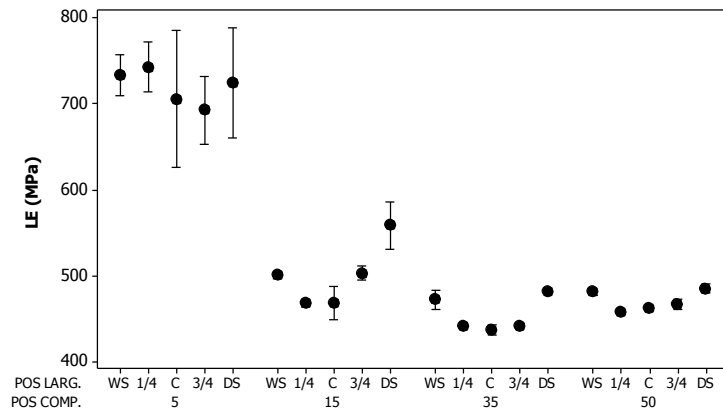
Os valores de limite de resistência (LR), escoamento (LE) e alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração em direção transversal à de laminação do material, são mostrados na tabela 5.3. A representação gráfica desses valores está mostrada na figura 5.28. De maneira geral, observa-se que os valores de LR e LE foram maiores para a região de 5 m em relação às regiões mais distantes do topo (15 m, 35 m e 50 m). Ao longo da largura, verifica-se, também, que as regiões de borda apresentaram esses limites superiores em relação ao centro da largura. À medida que se distancia do topo da bobina, essa diferença é menos perceptível. Quanto ao alongamento total, verifica-se uma tendência de redução para as amostras obtidas em regiões mais próximas do topo e das bordas do material.

Tabela 5. 3 – Resultados de dureza e propriedades mecânicas. (LE = limite de escoamento, LR = limite de resistência, AL = alongamento total para base de medida de 25 mm, RE = razão elástica).

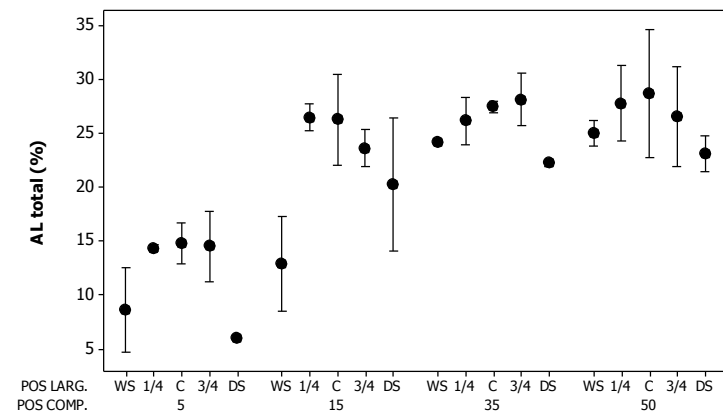
Posição no comprimento da BQ	Posição na largura da BQ	Dureza HV _{5 kgf}	LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%) BM=25 mm	RE
5 m	WS	354	734	951	9	0,77
	¼	344	743	884	14	0,84
	Centro	321	706	867	15	0,81
	¾	328	693	934	15	0,74
	DS	350	724	987	6	0,73
15 m	WS	197	501	693	13	0,72
	¼	201	469	626	26	0,75
	Centro	196	468	621	26	0,75
	¾	210	504	649	24	0,78
	DS	213	559	697	20	0,80
35 m	WS	195	473	637	24	0,74
	¼	205	442	612	26	0,72
	Centro	193	437	606	27	0,72
	¾	171	443	615	28	0,72
	DS	183	482	644	22	0,75
50 m	WS	192	482	632	25	0,76
	¼	194	458	620	28	0,74
	Centro	195	463	615	29	0,75
	¾	201	468	623	27	0,75
	DS	194	485	642	23	0,76



(a)



(b)



(c)

Figura 5. 28 – Valores de (a) limite de resistência, (b) limite de escoamento e (c) alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a quente – BQ, retiradas em posições ao longo da largura e do seu comprimento.

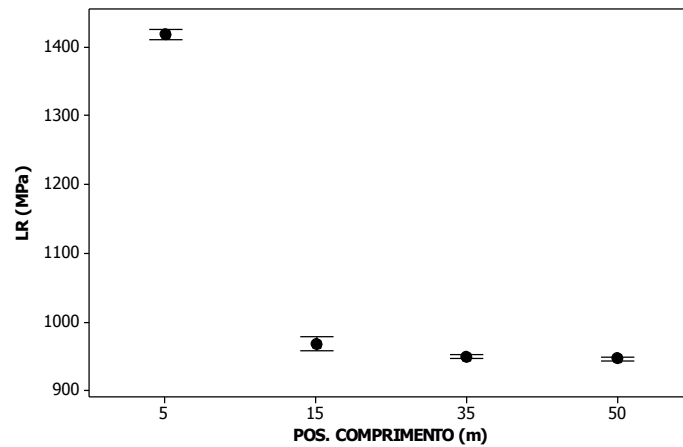
5.5.2. Laminado a frio (deformado)

Após a laminação a frio, realizou-se ensaio de tração para as amostras na condição de deformadas representativas das regiões de $\frac{1}{4}$ da largura para cada posição ao longo do comprimento avaliada. Os resultados obtidos nesses ensaios estão mostrados na tabela 5.4 e representados graficamente na figura 5.29.

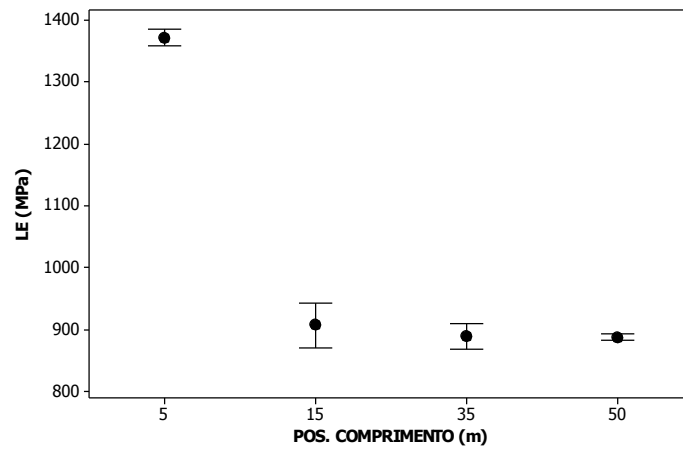
Assim como no material como laminado a quente, apenas a região de 5 m se diferencia de forma significativa em relação às demais, com maiores valores de LR e LE e menor AL.

Tabela 5. 4 – Resultados das propriedades mecânicas em tração para o aço DP980 como deformado a frio (full hard). (LE = limite de escoamento, LR = limite de resistência, AL = alongamento total para base de medida de 25 mm, RE = razão elástica).

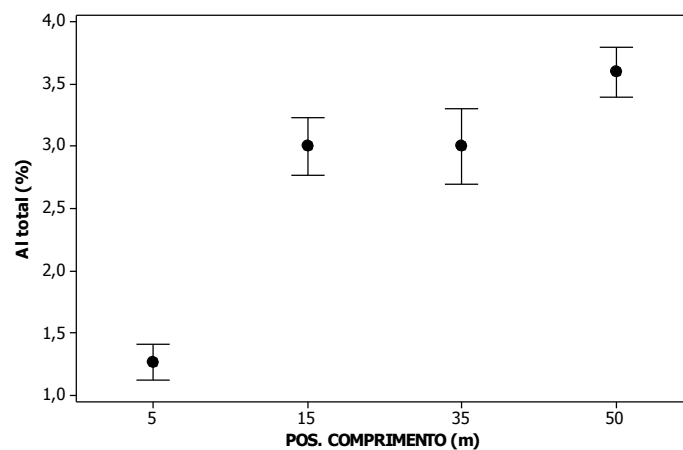
Posição ao longo do comprimento da BQ	Posição ao longo da largura da BQ	LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%) BM=25 mm	RE
5 m	$\frac{1}{4}$	1371	1418	1,3	0,97
15 m	$\frac{1}{4}$	907	967	3,0	0,94
35 m	$\frac{1}{4}$	889	949	3,0	0,94
50 m	$\frac{1}{4}$	887	946	3,6	0,94



(a) Limite de resistência



(b) Limite de escoamento



(c) Alongamento total

Figura 5. 29 – Valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a frio (deformada – *full hard*) em posições ao longo do comprimento.

5.5.3. Simulação de recozimento contínuo (Gleeble)

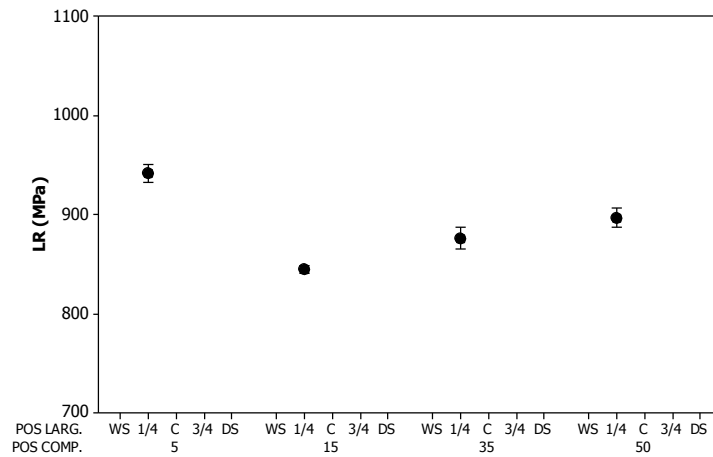
As propriedades mecânicas em tração para as amostras simuladas em tratamento térmico típico de recozimento contínuo com temperaturas de encharque de 760°C, 800°C e 820°C, são mostradas na tabela 5.5 nas figuras 5.30, 5.31 e 5.32, respectivamente.

Para a menor temperatura de encharque avaliada, 760°C (figura 5.31), a região de 5 m mostrou maiores valores de LR e LE e menores valores de AL quando comparado com as regiões mais distantes do topo da bobina. Já para as demais temperaturas de encharque essa diferença não é facilmente percebida, sendo que para temperatura de 800°C na qual LE ainda preserva a tendência de apresentar valores superiores para a região de 5 m em relação às demais.

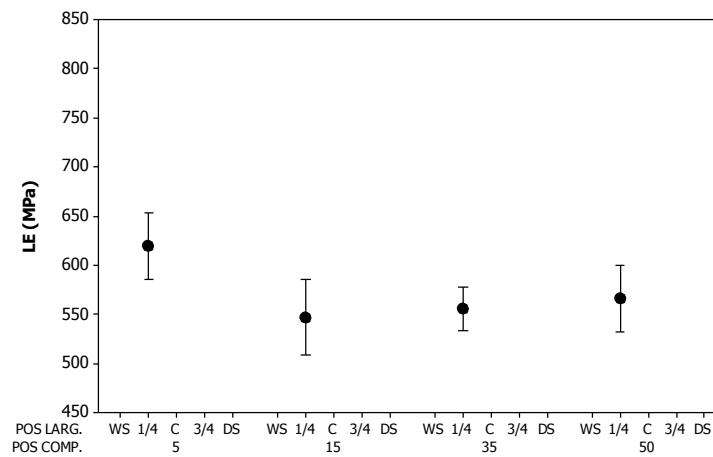
Com o aumento da temperatura de encharque, especialmente de 760°C para 800°C, verificou-se uma tendência de aumento na dureza, LE, LR e no alongamento. Este efeito era de certa forma esperado para as propriedades de dureza, LE e LR, tendo em vista o aumento da fração de segunda fase (bainita + martensita) verificado na caracterização microestrutural. Contudo, no caso do alongamento total o efeito deveria ser o inverso, uma vez que essa propriedade tem relação com a característica e quantidade de ferrita, que diminuiu com o aumento da temperatura de encharque. Deste modo, sugere-se que a ferrita formada para a menor temperatura de encharque (760°C), possua alguma peculiaridade, tal como, recristalização incompleta, endurecimento por solução sólida ou, até mesmo, uma distribuição diferenciada na microestrutura, que tenha influenciado essa propriedade. Cabe ressaltar que, os resultados da caracterização microestrutural para essa temperatura mostrou que a martensita foi formada preferencialmente no contorno da ferrita, gerando uma rede dessa fase dura envolvendo a fase macia. Tal característica da microestrutura pode ter influenciado a ductilidade do material, a qual foi percebida pela diminuição do alongamento total.

Tabela 5. 5 – Resultados das propriedades mecânicas em tração para o aço DP980 após simulação de ciclos de recozimento contínuo em máquina Gleeble. (LE = limite de escoamento, LR = limite de resistência, AL = alongamento total para base de medida de 25 mm, RE = razão elástica).

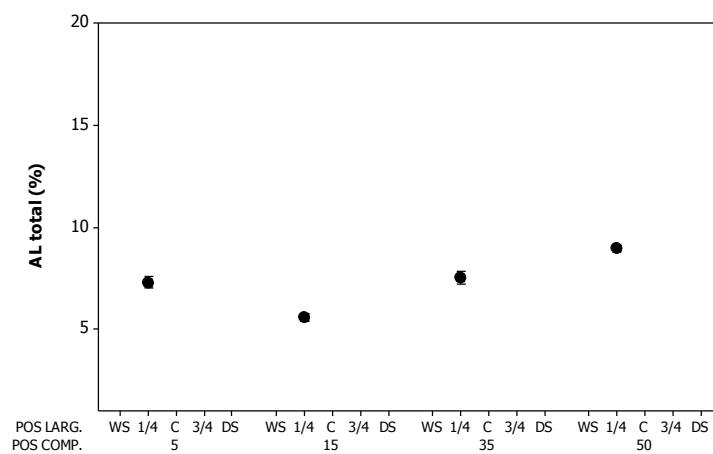
Posição ao longo do comprimento da BQ	Temperatura de encharque (°C)	Posição ao longo da largura da BQ	LE (MPa)	LR (Mpa)	AL (%) BM=25 mm	RE
5 m	760	¼	619	942	7	0,66
	800	WS	725	991	13	0,73
		¼	712	993	12	0,72
		Centro	694	995	13	0,70
		¾	689	980	12	0,70
		DS	-	-	-	-
820	¼	695	961	13	0,72	
15 m	760	¼	547	845	6	0,65
	800	WS	646	980	15	0,66
		¼	651	954	13	0,68
		Centro	622	940	16	0,66
		¾	633	948	16	0,67
		DS	675	994	13	0,68
820	¼	702	983	14	0,71	
35 m	760	¼	556	877	8	0,63
	800	WS	636	958	14	0,66
		¼	648	946	14	0,68
		Centro	608	940	17	0,65
		¾	-	-	-	-
		DS	694	984	13	0,71
820	¼	751	990	12	0,76	
50 m	760	¼	566	897	9	0,63
	800	WS	649	961	15	0,68
		¼	620	935	15	0,66
		Centro	649	945	14	0,69
		¾	-	-	-	-
		DS	-	-	-	-
820	¼	723	982	14	0,74	



(a) Limite de resistência

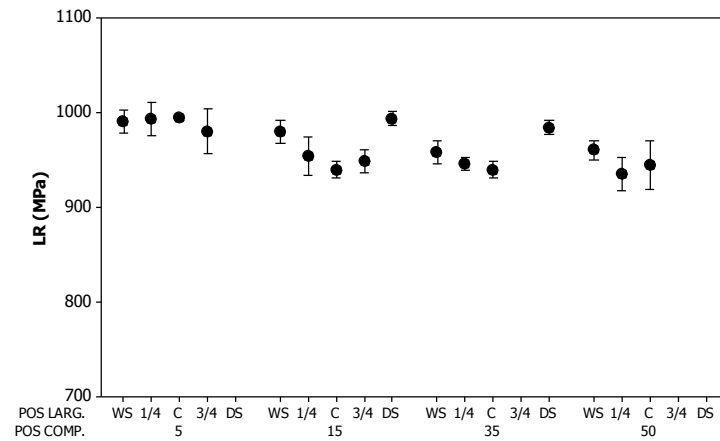


(b) Limite de escoamento

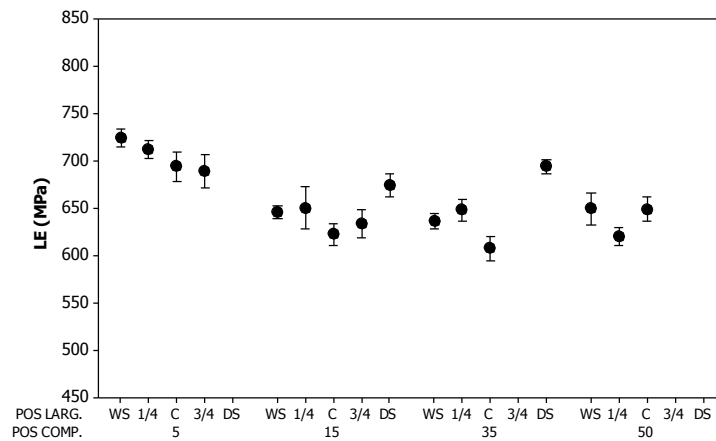


(c) Alongamento total

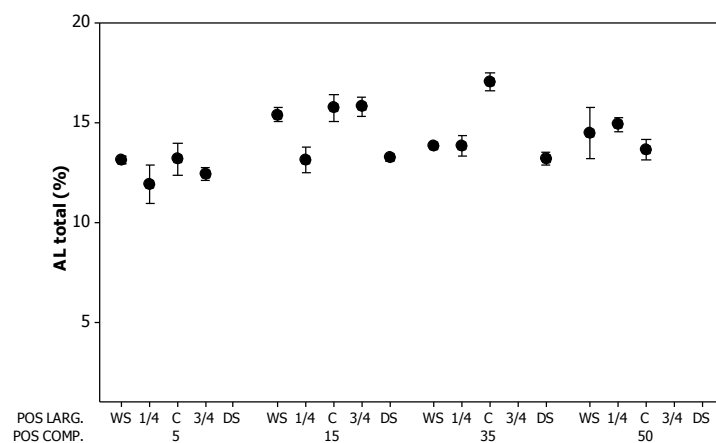
Figura 5. 30 – Valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a frio e recozido com temperatura de encharque de **760°C** em posições ao longo do comprimento e da largura.



(a) Limite de resistência

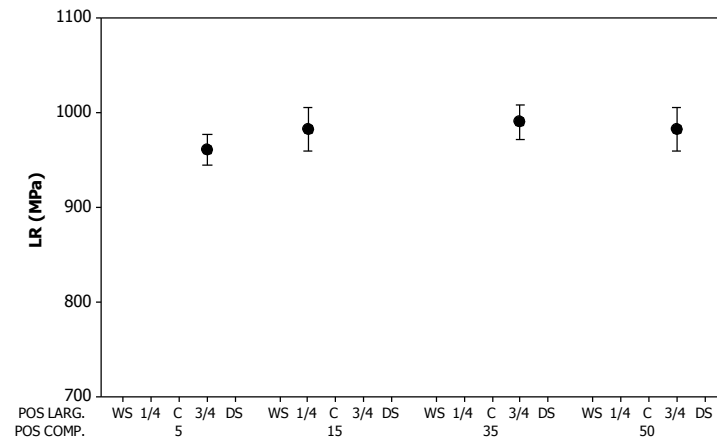


(b) Limite de escoamento

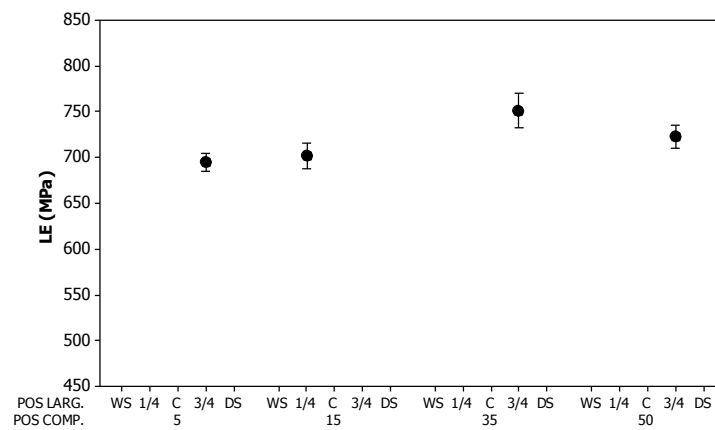


(c) Alongamento total

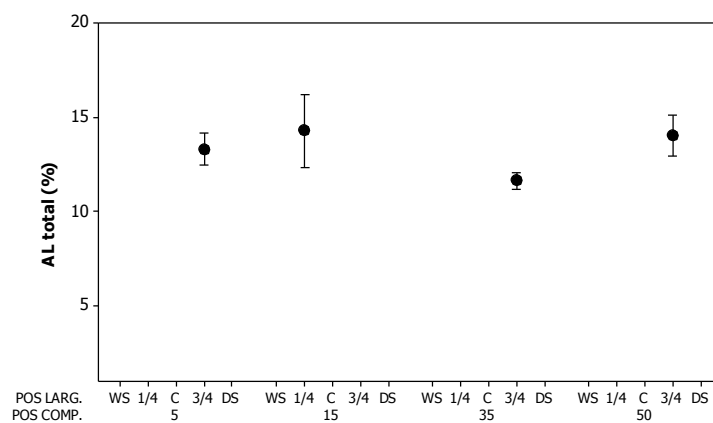
Figura 5. 31 – Valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a frio e recozido com temperatura de encharque de **800°C** em posições ao longo do comprimento e da largura.



(a) Limite de resistência



(b) Limite de escoamento



(c) Alongamento total

Figura 5. 32 – Valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento total (AL) obtidos em ensaio de tração para as amostras do material como laminado a frio e recozido com temperatura de encharque de 820°C em posições ao longo do comprimento e da largura.

5.6. Expansão cônica de furo para as diversas etapas de processamento

Os resultados obtidos no ensaio de expansão cônica de furo (ECF) para o material DP980 como laminado a quente e após simulações de recozimento contínuo, são mostrados na tabela 5.6 e na figura 5.33. A amostra obtida a 5 m do topo do material como laminado a quente apresentou menores percentuais de expansão em relação às demais posições ao longo do comprimento da BQ (15 m e 35 m). Esse resultado pode ser atribuído aos constituintes presentes na microestrutura do material, uma vez que, foi verificada a presença de ferrita, bainita e martensita para amostra a 5 m do topo, enquanto que para as demais amostras a microestrutura foi constituída por ferrita e perlita. Nesse caso, a diferença de dureza entre as fases presentes foi determinante para a obtenção dos resultados de expansão de furo. Para as amostras recozidas, o aumento da temperatura de encharque mostrou uma tendência de aumento nos valores de expansão de furo. Tal fato pode ser explicado pela maior homogeneidade microestrutural obtida para as temperaturas de encharque mais elevadas. Com relação à microestrutura prévia não foi percebida influência significativa nos resultados em expansão de furo.

Tabela 5. 6 – Resultados de expansão cônica de furo - ECF (%) para o aço DP980 em suas diversas posições e etapas de amostragem.

Etapa de amostragem	Posição ao longo do comprimento	ECF (%)	Desvio
BQ	5 m	28	1
	15 m	34	1
	35 m	36	1
Após simulação de recozimento com temperatura de encharque de 760°C	5 m	21	2
	15 m	21	2
	35 m	25	3
Após simulação de recozimento com temperatura de encharque de 800°C	5 m	23	1
	15 m	24	1
	35 m	27	3
Após simulação de recozimento com temperatura de encharque de 820°C	5 m	28	6
	15 m	29	2
	35 m	29	3

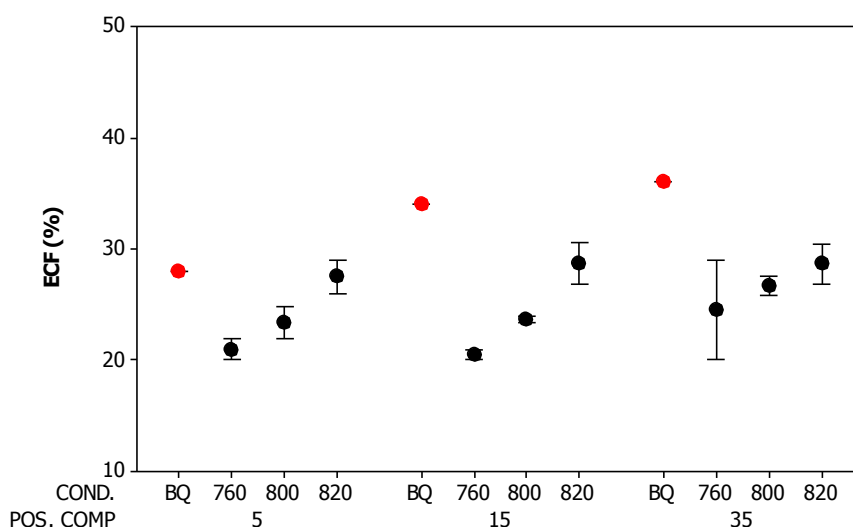


Figura 5. 33 – Valores de expansão cônica de furo (ECF) para as amostras do material como laminado a quente (BQ) e após recozimento com temperaturas de encharque de 760°C, 800°C e 820°C em posições ao longo do comprimento.

5.7. Ensaios Dilatométricos

A formação e a decomposição da austenita para os aços *Dual Phase* laminados a frio já foram objetos de estudo por diversos autores. Contudo, na maioria dessas avaliações, a formação da austenita é estudada partindo de microestrutura deformada (*full hard*) constituída basicamente por ferrita e perlita. No presente estudo, as avaliações por dilatométrica tiveram por objetivo comparar a formação e a decomposição da austenita partindo de uma microestrutura com presença de ferrita, bainita e martensita (FBM), obtida para a região de 5 m do topo de uma bobina a quente, em comparação com a microestrutura prévia típica que é constituída por ferrita e perlita (FP), conseguida na região de 35 m dessa mesma BQ.

Conhecer a formação e a decomposição da austenita durante o ciclo de recozimento contínuo para os aços DP é importante, haja vista que a microestrutura final dependerá exclusivamente da decomposição dessa fase formada até o final do encharque.

O ciclo de recozimento contínuo típico do aço DP é dividido em etapas de aquecimento, encharque, resfriamento lento, resfriamento rápido, envelhecimento (*overaging*) e

resfriamento final. Durante o aquecimento a microestrutura sofre transformações decorrentes dos fenômenos de recristalização da ferrita, dissolução dos carbonetos de cementita contidos na segunda fase e formação da austenita. No encharque uma temperatura intercrítica é mantida por um determinado tempo, de forma que ao seu final coexistam ferrita e austenita. Prosseguindo com o ciclo de recozimento, a austenita será decomposta em ferrita, bainita e martensita, durante as etapas de resfriamento lento e rápido, e, ainda, a de envelhecimento (*overaging*). As simulações via dilatométrie, cujos resultados são mostrados nas seções a seguir, foram realizadas com ênfase na formação e na decomposição da austenita durante as etapas de aquecimento, encharque, resfriamento lento e resfriamento rápido.

5.7.1. Pontos alotrópicos no aquecimento contínuo

As figuras 5.34 e 5.35 mostram, respectivamente, as temperaturas de início (Ac_1) e fim (Ac_3) de formação da austenita e as curvas dilatométricas em função da temperatura de transformação da austenita, para as condições de amostragem avaliadas.

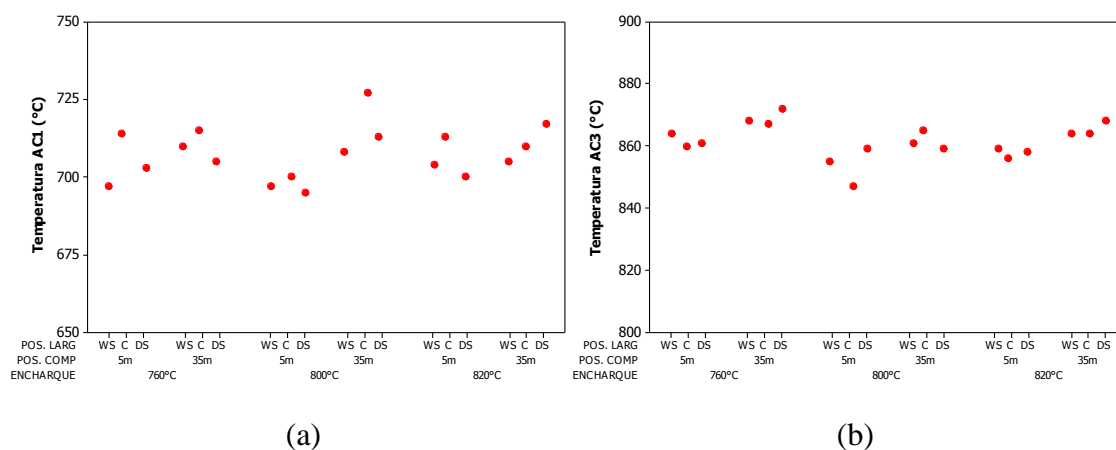


Figura 5. 34 – Temperaturas de início (a) e fim (b) da transformação da austenita durante aquecimento contínuo com taxa de $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

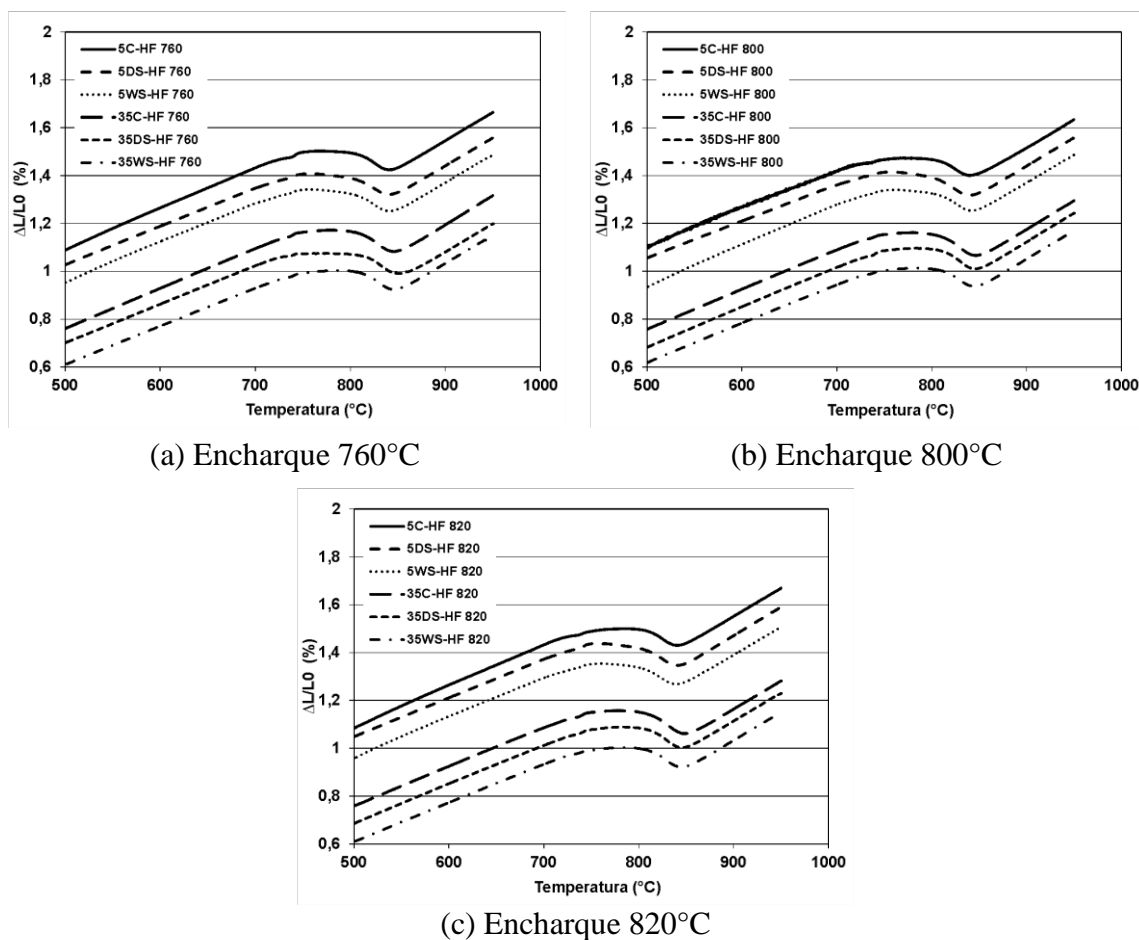


Figura 5. 35 – Curvas de transformação da austenita em aquecimento contínuo para as temperaturas de encharque de (a) 760°C, (b) 800°C e (c) 820°C.

De acordo com as temperaturas Ac_1 e Ac_3 levantadas, verifica-se que a transformação da austenita foi antecipada para a microestrutura prévia FBM em relação à FP. Tal resultado é similar ao encontrado por Melo et al. ⁽¹⁷⁾, em estudo onde se investigou a formação da austenita partindo de duas microestruturas prévias distintas, ambas deformadas a frio: (1) bainita; (2) ferrita e perlita. Neste trabalho os autores observaram que a bainita propiciou uma diminuição de aproximadamente 10°C na temperatura Ac_1 . Por outro lado, a temperatura Ac_3 não foi alterada. Do ponto de vista de Melo et al. ⁽¹⁷⁾, durante a evolução microestrutural na etapa de aquecimento, pode ter ocorrido algum ganho na cinética de dissolução da bainita e martensita em virtude da presença de carbonetos mais finos, em comparação com os encontrados numa estrutura constituída tipicamente por ferrita e perlita, o que favoreceu a formação e o crescimento da austenita. Esse efeito pode ser melhor visualizado na figura 5.36, que mostra a fração de

austenita transformada durante o aquecimento, determinada mediante o uso da regra da alavanca, para as amostras referentes ao centro das posições de 5 m e 35 m do comprimento. Para as temperaturas próximas de 760°C, ou seja, nos estágios iniciais da austenitização, verifica-se que a diferença da quantidade de austenita formada é menor comparada com as temperaturas superiores. Tais resultados estão de acordo com o trabalho de Yi e colaboradores ⁽³⁷⁾.

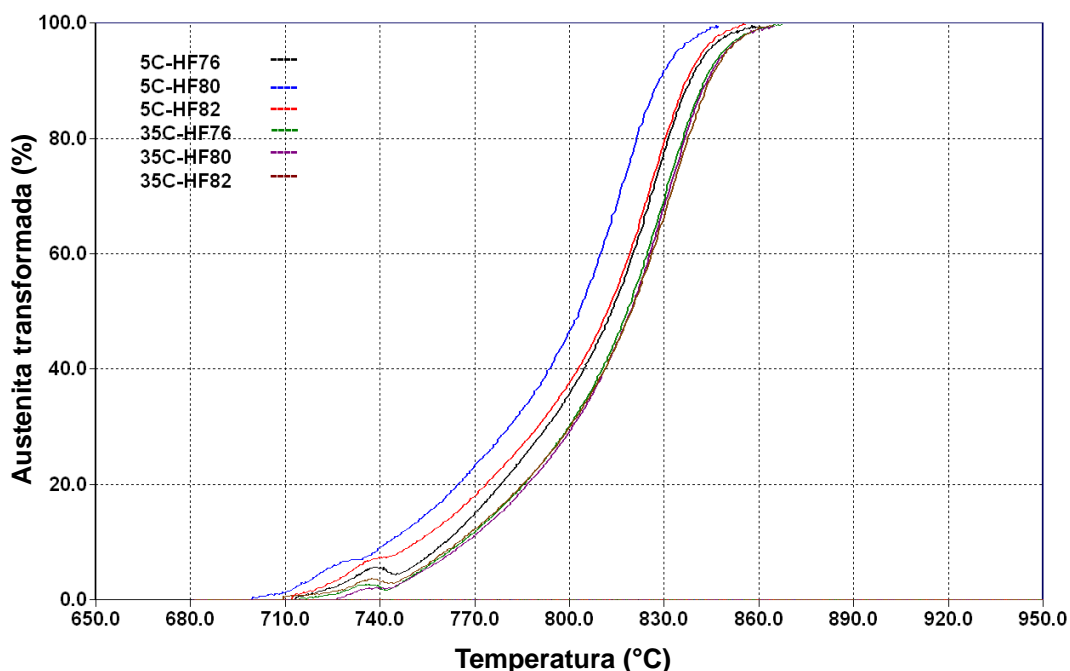


Figura 5. 36 – Curvas de transformação da austenita em aquecimento contínuo para as diversas condições de amostragem avaliadas (imagem colorida).

5.7.2. Evolução Microestrutural no Aquecimento

5.7.3. Formação da austenita no aquecimento

As figuras 5.37 e 5.38, juntamente com a tabela 5.7, mostram as curvas dilatométricas obtidas em aquecimento contínuo e as temperaturas de início (Ac_1) e fim (Ac_3) de formação da austenita adotando as diferentes taxas de aquecimento (1°C/s, 10°C/s e 100°C/s) para as microestruturas iniciais FBM e FP. De maneira geral, verificou-se que as temperaturas Ac_1 e Ac_3 não foram influenciadas significativamente pela microestrutura prévia e nem pela taxa de aquecimento. Somente na maior taxa simulada (100°C/s) é que se verificou uma tendência de aumento da Ac_3 para ambas as microestruturas iniciais. As curvas referentes à microestrutura inicial FBM

(figura 5.39 a) chamaram a atenção por apresentar um desvio de linearidade para o segmento inicial, antes do início da transformação austenítica, mais acentuado em relação às curvas levantadas para a microestrutura prévia FP (figura 5.39 c). Tal diferença sugere variações dimensionais decorrentes do processo de relaxação da microestrutura provocada pela etapa de recristalização que ocorre em temperaturas acima de cerca de 500°C. Esse fato dificultou a medição precisa das temperaturas Ac_1 e Ac_3 pelo método da tangente à curva dilatométrica e implicou, assim, no uso das curvas de derivadas, que apresentaram inflexões mais evidentes do processo de austenitização (figura 5.39 b e d).

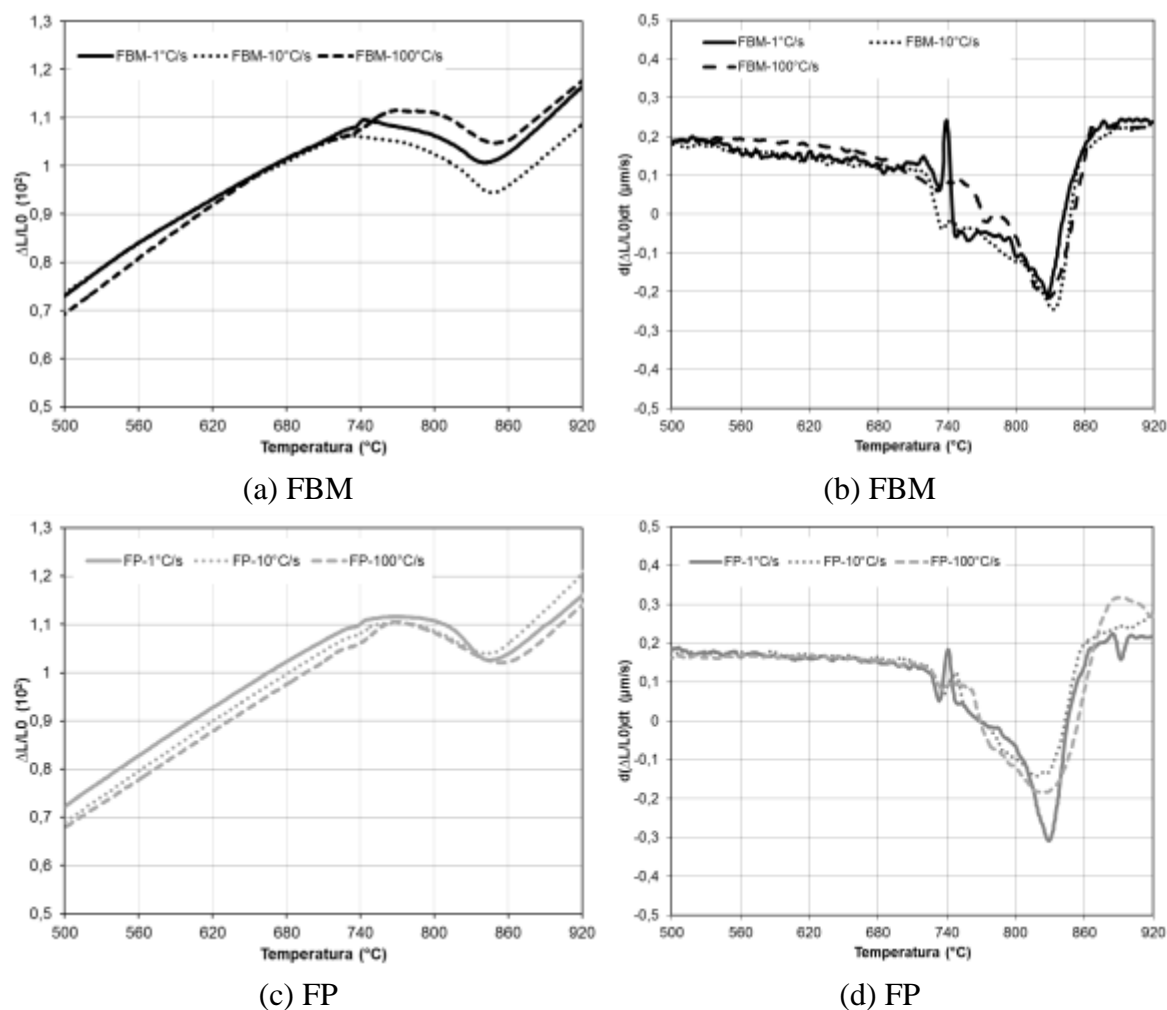
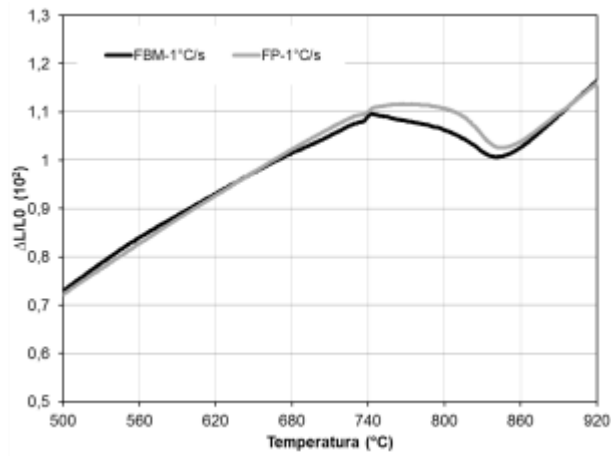
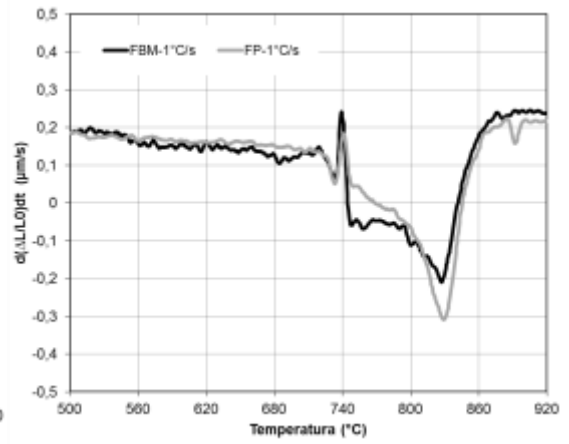


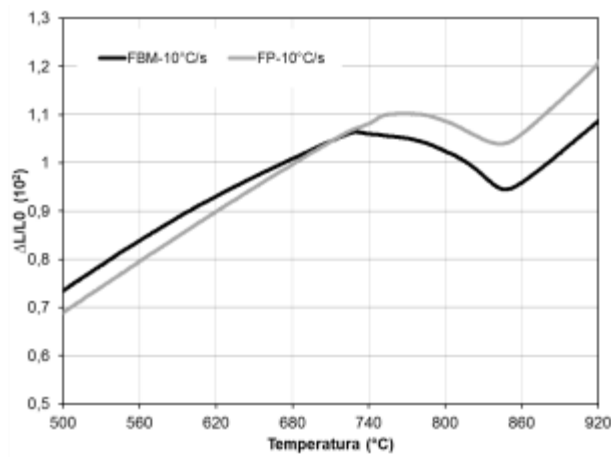
Figura 5. 37 – Curvas dilatométricas (a e c) e suas respectivas derivadas (b e d) agrupadas pela microestrutura prévia.



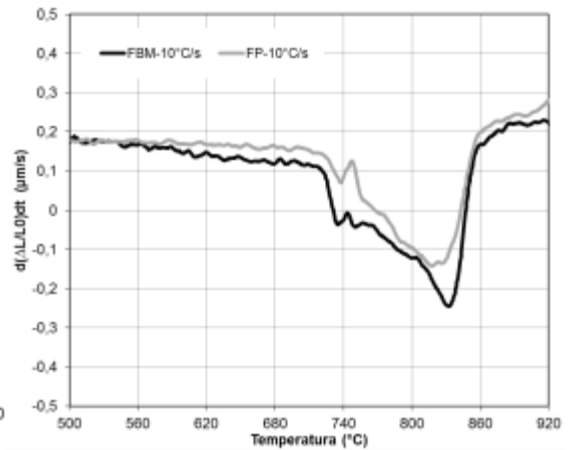
(a) 1°C/s



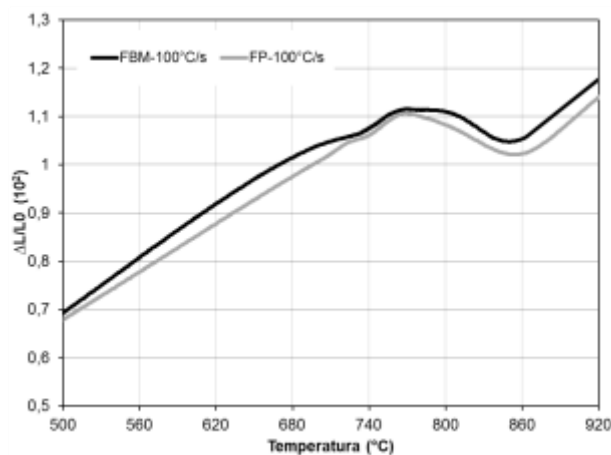
(b) 1°C/s



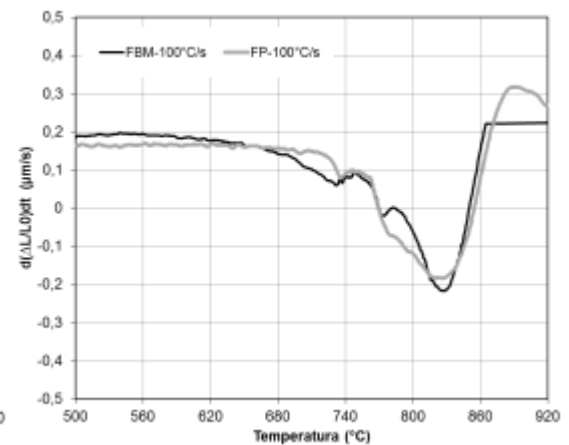
(c) 10°C/s



(d) 10°C/s



(e) 100°C/s



(f) 100°C/s

Figura 5. 38 – (a), (c) e (e) curvas dilatométricas em aquecimento contínuo para as diferentes microestruturas prévias e taxas de aquecimento e suas respectivas derivadas (b), (d) e (f).

Tabela 5. 7 – Temperaturas A_{c1} e A_{c3} determinadas para as diferentes condições simuladas via dilatometria.

Microestrutura prévia	Taxa de Aquecimento ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	Temperaturas ($^{\circ}\text{C}$)	
		A_{c1}	A_{c3}
FBM	1	730	860
	10	726	860
	100	718	867
FP	1	723	860
	10	725	860
	100	728	874

As micrografias obtidas nas amostras submetidas às simulações de aquecimento interrompido para as diferentes microestruturas prévias (FBM e FP), taxas de aquecimento (1, 10 e $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$) e temperaturas intercríticas (760°C , 800°C e 840°C), estão mostradas nas figuras 5.39 a 5.50, analisadas por MO e MEV. A partir da avaliação qualitativa dessas microestruturas foi possível identificar que, muito embora as temperaturas A_{c1} e A_{c3} não tenham se alterado significativamente, os processos de nucleação e crescimento da austenita foram influenciados pela microestrutura prévia e pela taxa de aquecimento. Para o aquecimento mais lento ($1^{\circ}\text{C}/\text{s}$) da amostra com microestrutura inicial FBM, a austenita nucleou-se preferencialmente no contorno dos grãos de ferrita, crescendo a partir desses núcleos para o interior da ferrita com o aumento da temperatura de encharque. Já para a microestrutura FP, os primeiros núcleos foram vistos na interface entre a ferrita e as colônias de perlita, e o crescimento da austenita se deu preferencialmente para dentro dessas colônias, em um primeiro momento, e posteriormente para o interior da ferrita. Dessa forma, a microestrutura final oriunda de FBM mostrou uma distribuição mais aleatória quando comparada com a microestrutura final originada por FP, que se apresentou com um bandejamento típico de microestruturas laminadas. Tal resultado pode ser atribuído a duas características da microestrutura prévia FBM: (i) ela é mais refinada em relação à microestrutura FP, e (ii) ela é constituída por ilhas de martensita, bainita e perlita distribuídas de maneira mais aleatória quando comparada à microestrutura FP, formada por bandas de ferrita e perlita alinhadas com a direção de laminação. Além disso, do ponto de vista de Melo e colaboradores⁽⁶¹⁾, durante a evolução microestrutural na etapa de aquecimento pode ter

ocorrido algum ganho na cinética de dissolução da bainita e da martensita, em virtude da presença de carbonetos mais finos, em comparação com aqueles encontrados numa estrutura constituída por ferrita e perlita, o que favoreceu a formação e o crescimento da austenita.

Já para as taxas mais elevadas (10 e 100°C/s), a nucleação e o crescimento da austenita para a microestrutura prévia FBM alterou-se consideravelmente, assumindo também um aspecto bandeado, embora em menor nível quando comparado com a microestrutura FP. Esse fato pode ser explicado pela presença de ferrita não recristalizada na microestrutura final das amostras simuladas. Durante o aquecimento, essa ferrita não recristalizada atuou como sítios para a nucleação da austenita, fazendo com que a microestrutura final assumisse certo bandamento para ambas amostras, FBM e FP. Nessa última, além de a ferrita não recristalizada ser mais presente na microestrutura final, ela foi percebida mesmo com a adoção da maior temperatura intercrítica testada (840°C). Além disso, os carbonetos de ferro não dissolvidos, ou cementita esferoidizada, foram mais abundantes na amostra FP em relação à FBM. Isso demonstra que a cinética das etapas iniciais de recristalização e dissolução da cementita foi favorecida pelo maior nível de energia acumulada por deformação na amostra FBM. Para facilitar o entendimento do mecanismo de formação da austenita sugerido pelas simulações realizadas no presente estudo, foi confeccionado um desenho esquemático mostrado na figura 5.51.

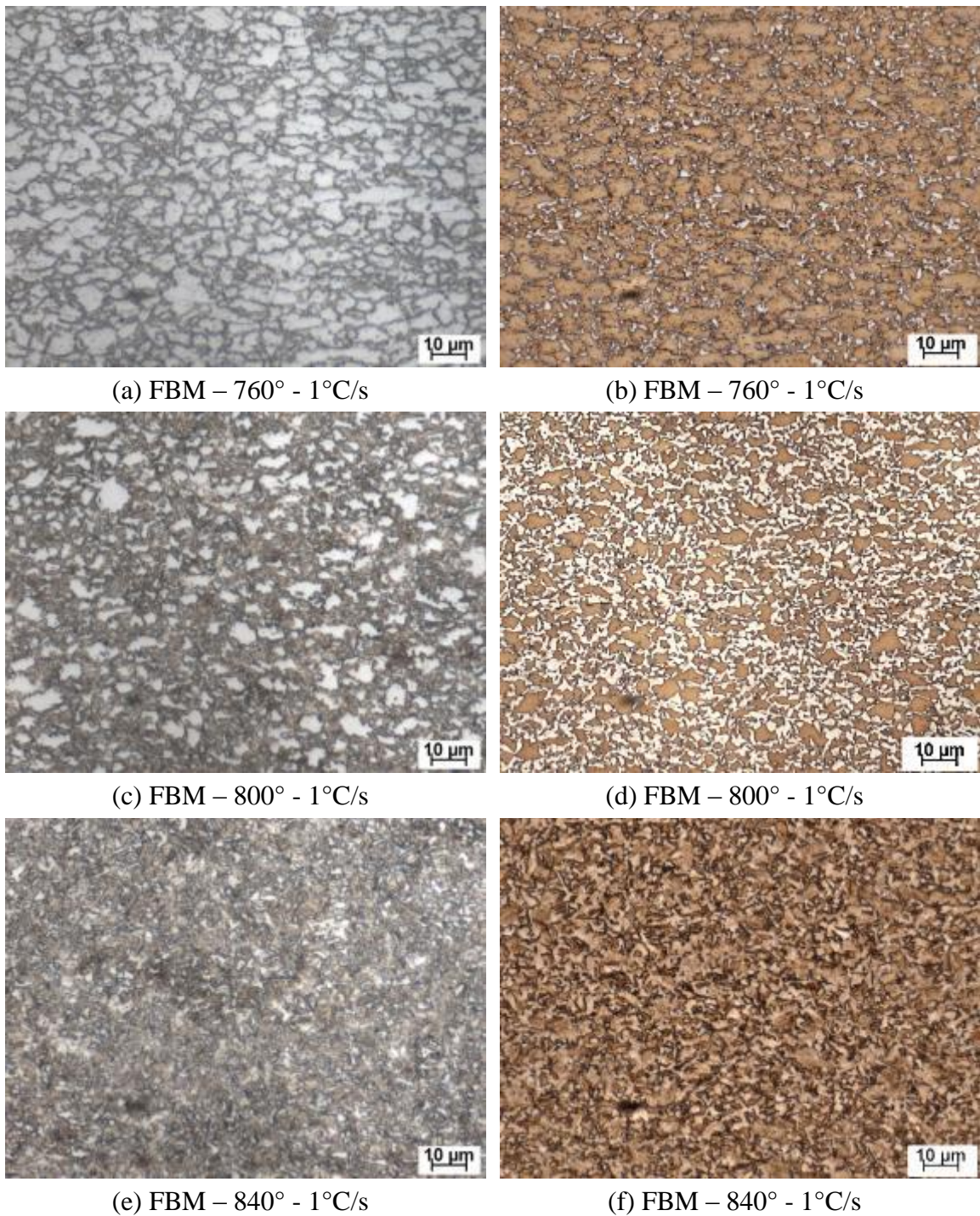


Figura 5. 39 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de 1°C/s até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C , (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X.

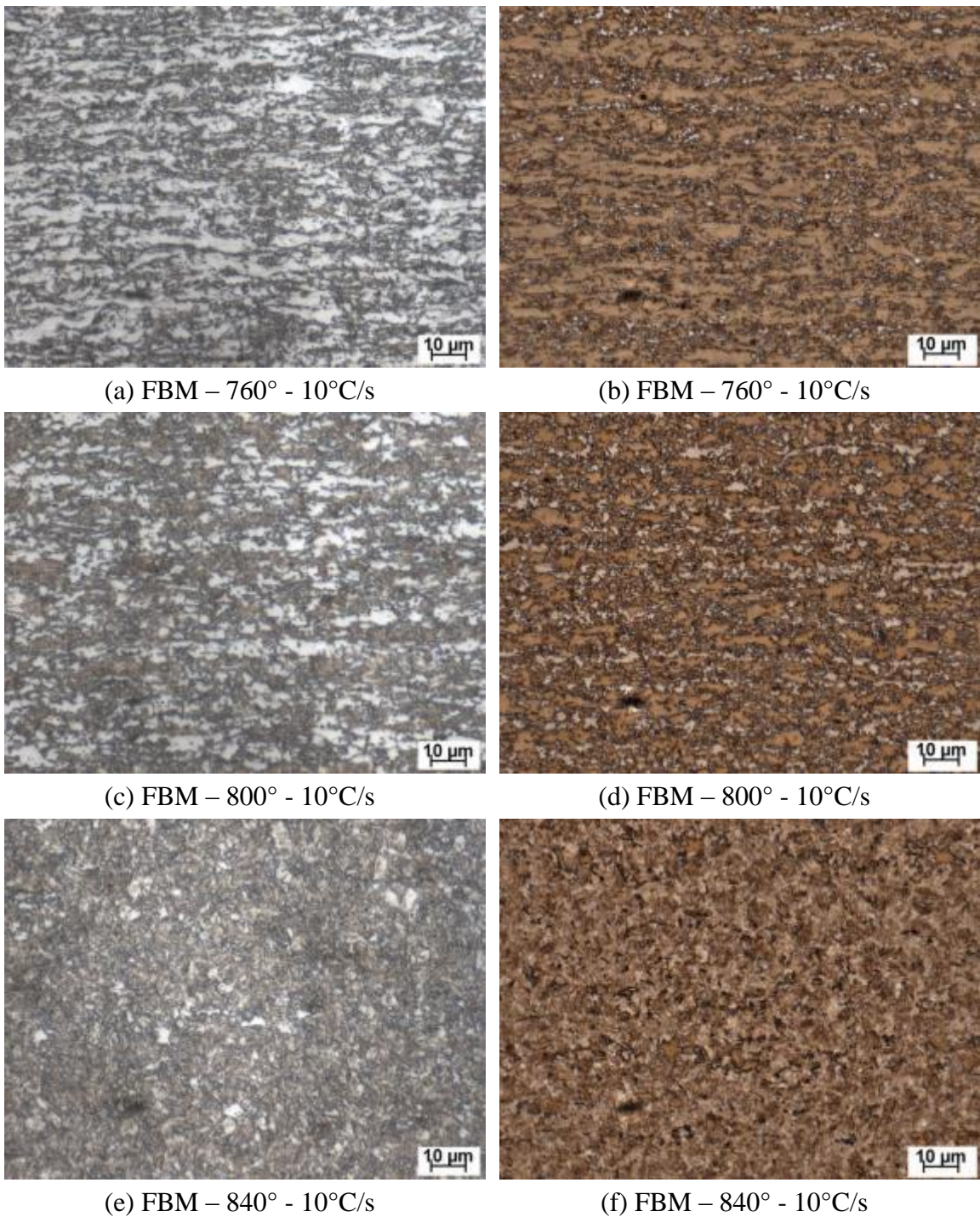


Figura 5. 40 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **10°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X.

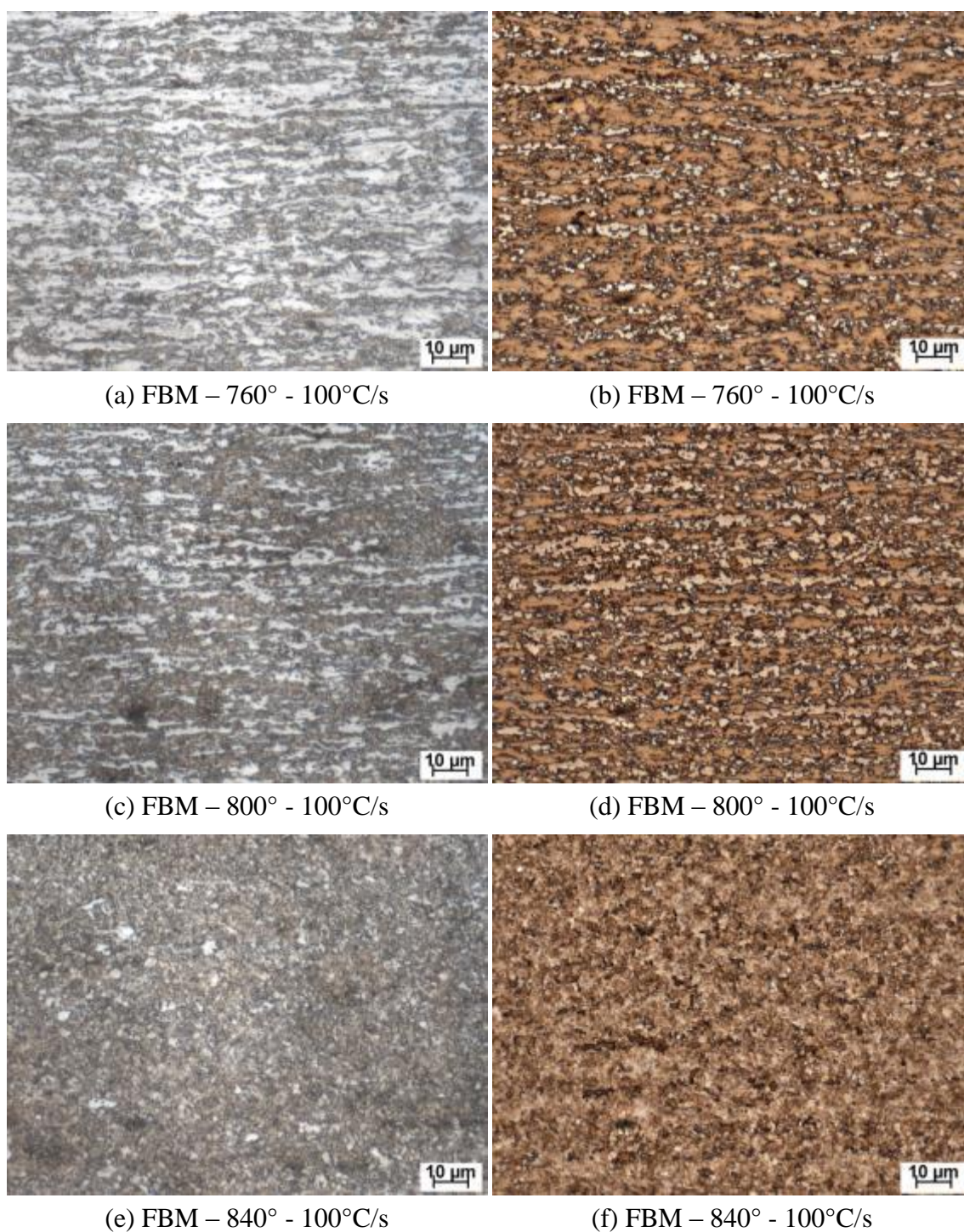


Figura 5. 41 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **100°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X.

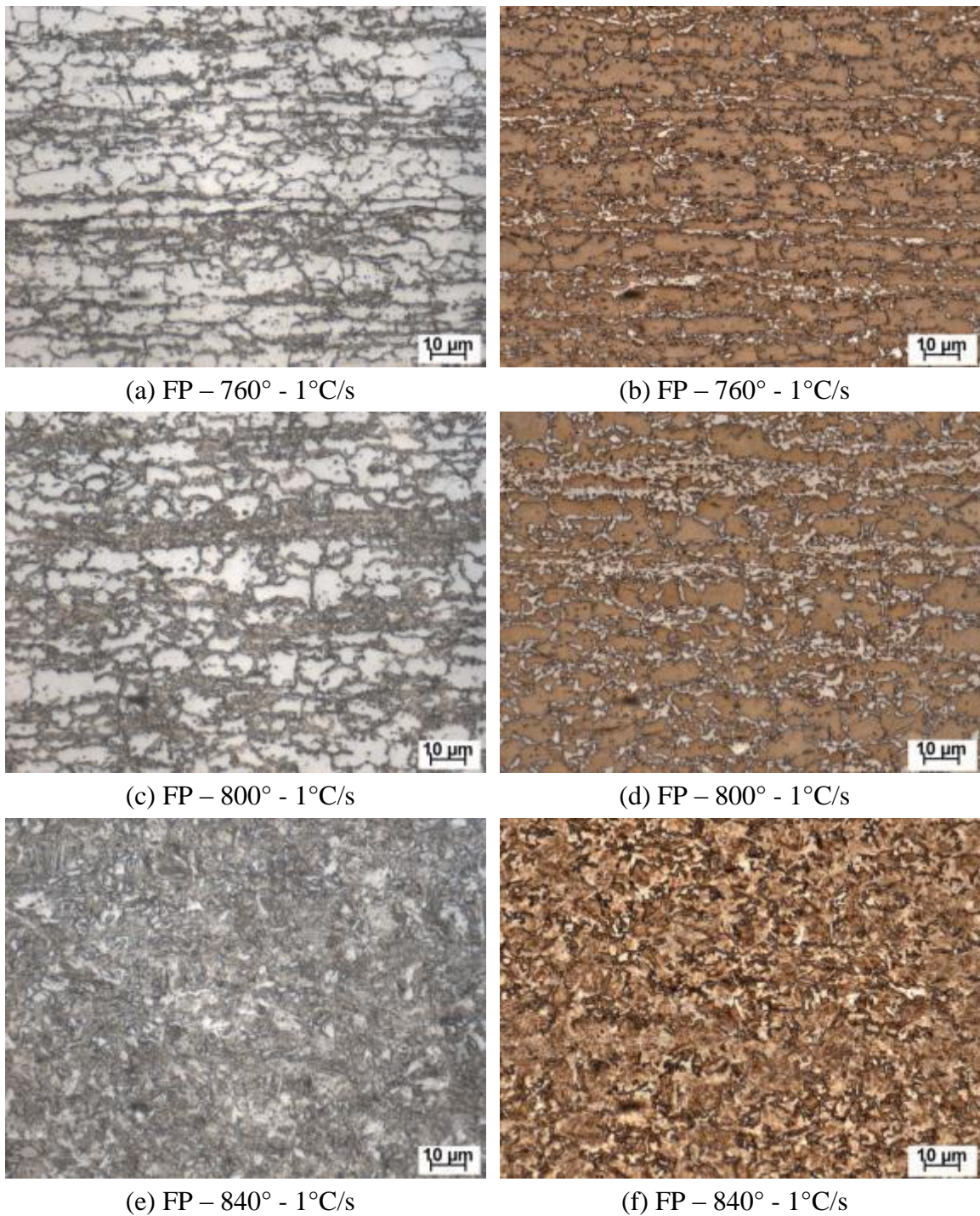


Figura 5. 42 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de 1°C/s até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C , (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X.

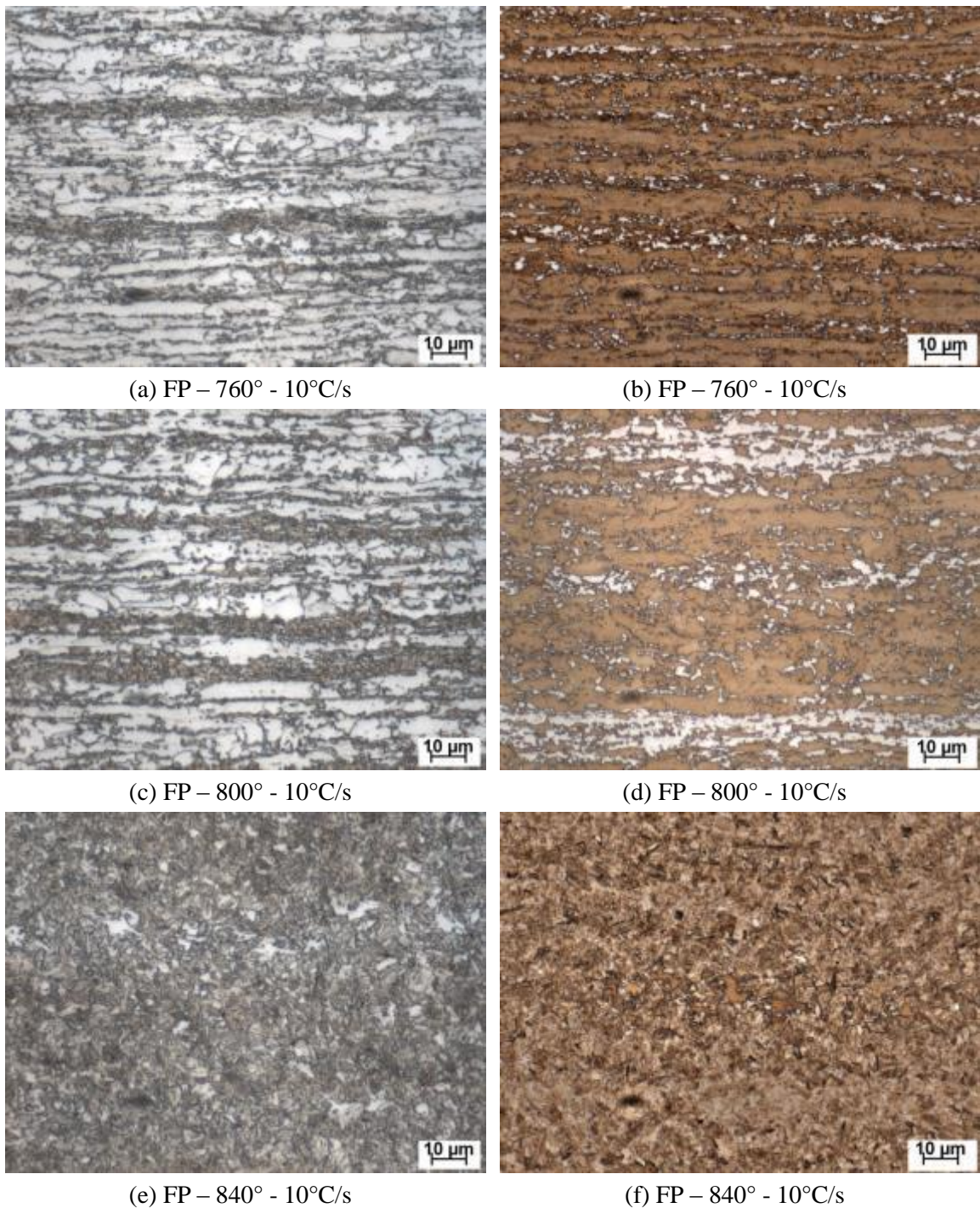


Figura 5. 43 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de 10°C/s até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C , (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X.

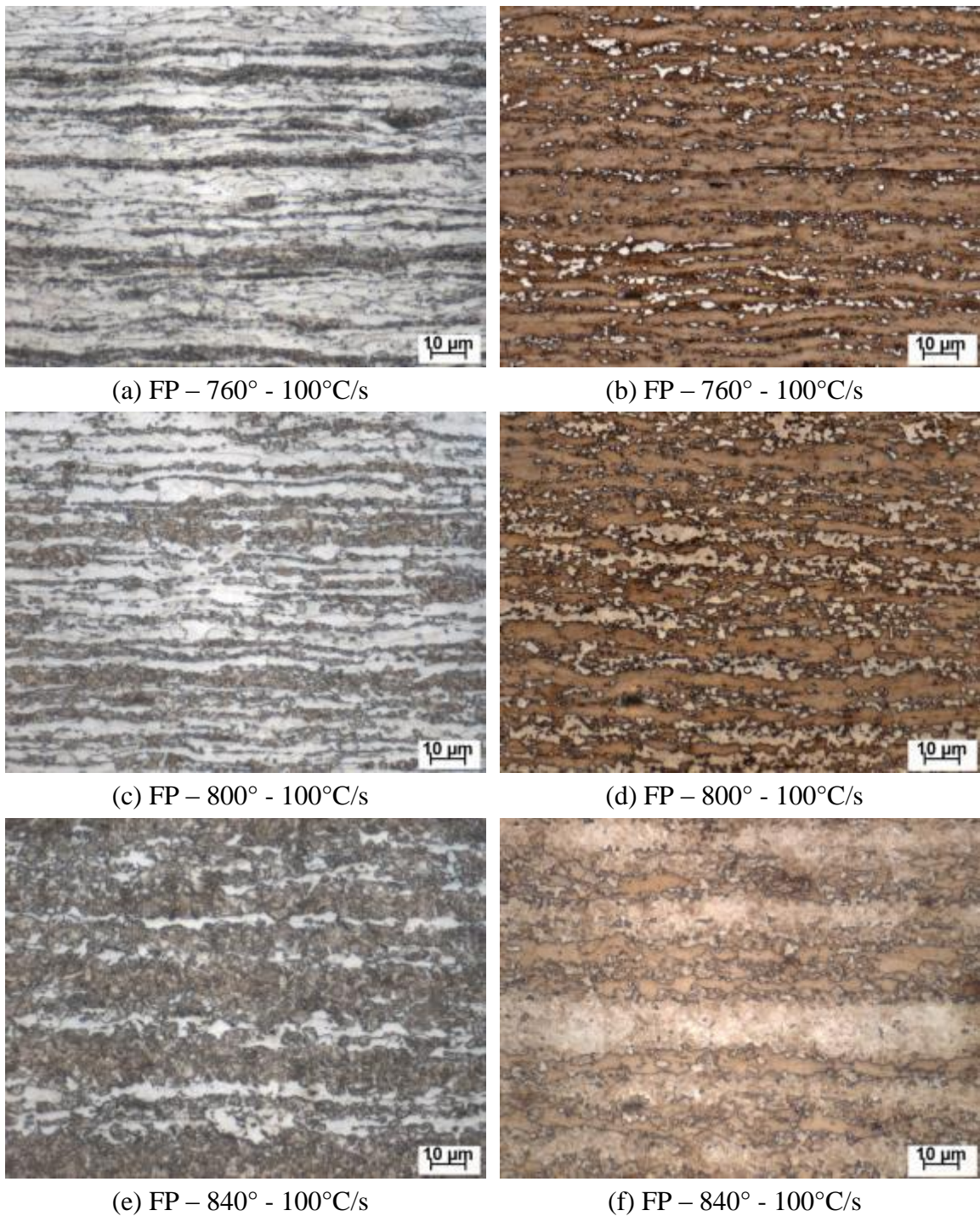
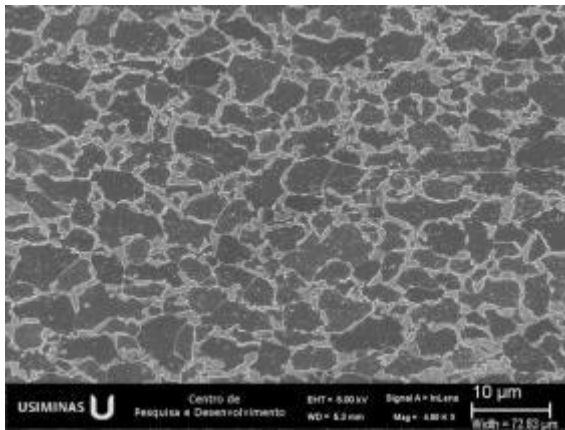
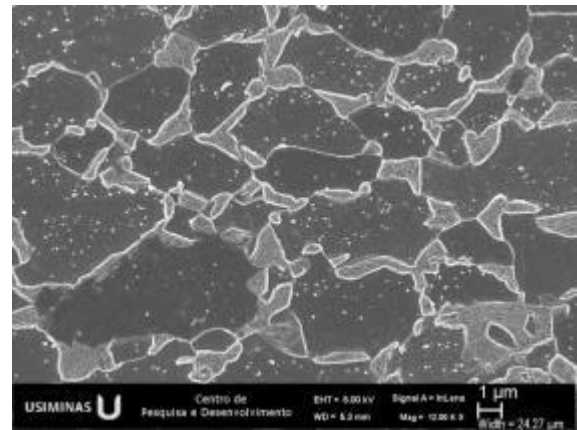


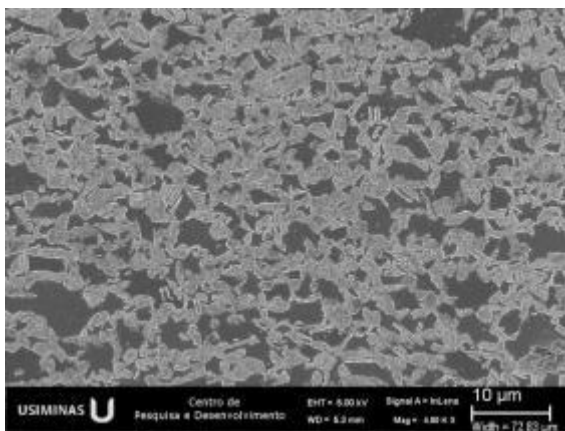
Figura 5. 44 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **100°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em microscopia óptica: 1000X.



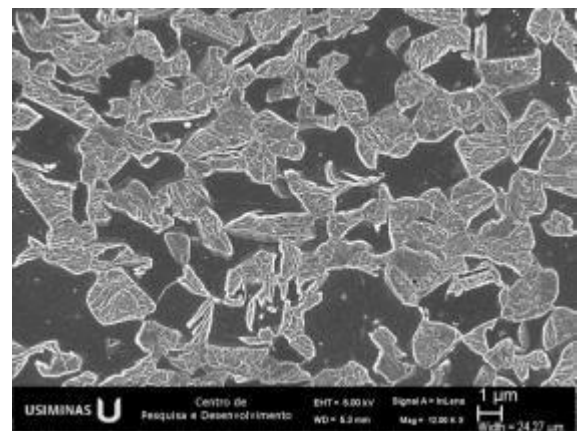
(a) FBM – 760° - 1°C/s



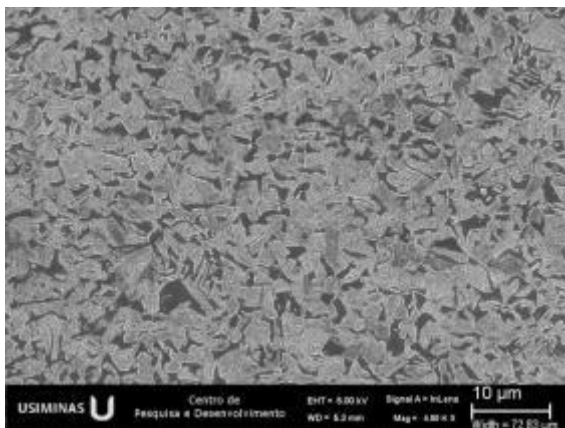
(b) FBM – 760° - 1°C/s



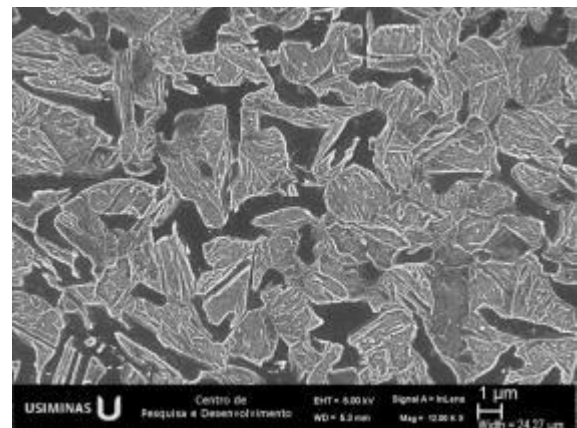
(c) FBM – 800° - 1°C/s



(d) FBM – 800° - 1°C/s

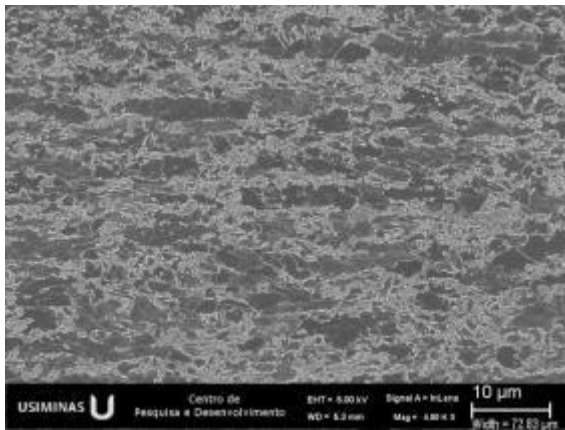


(e) FBM – 840° - 1°C/s

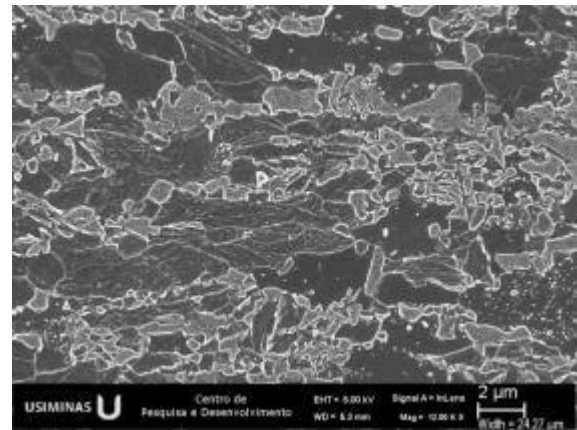


(f) FBM – 840° - 1°C/s

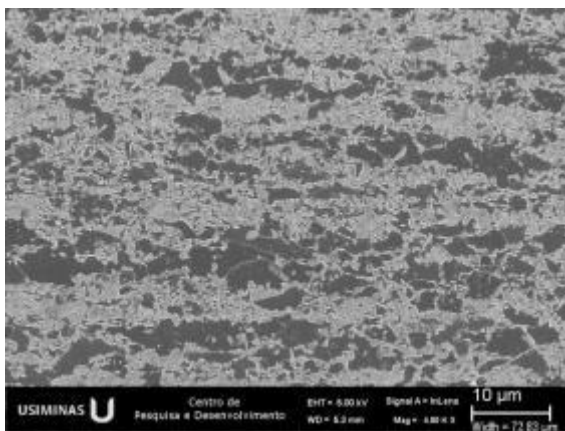
Figura 5. 45 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de 1°C/s até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X.



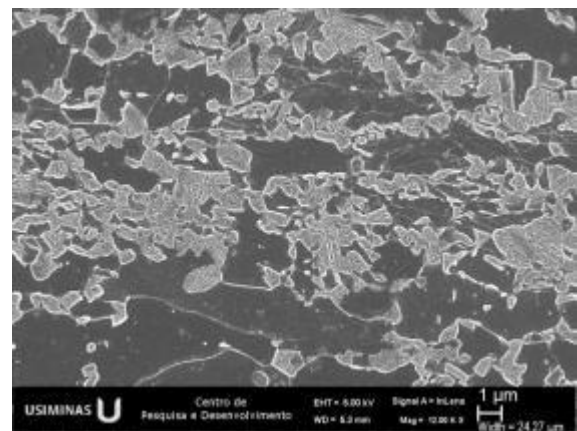
(a) FBM – 760° - 10°C/s



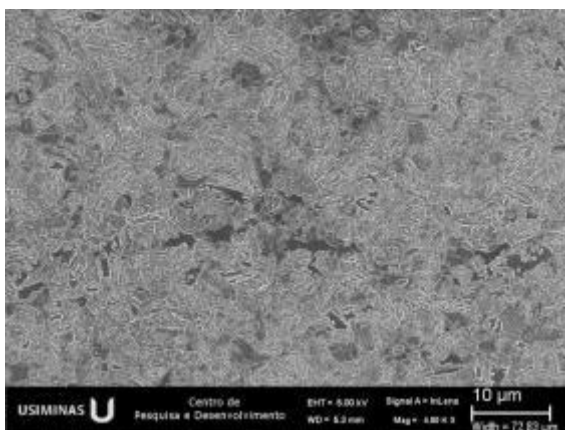
(b) FBM – 760° - 10°C/s



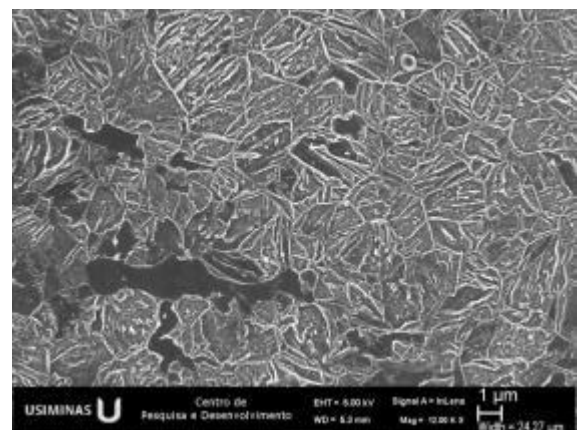
(c) FBM – 800° - 10°C/s



(d) FBM – 800° - 10°C/s



(e) FBM – 840° - 10°C/s



(f) FBM – 840° - 10°C/s

Figura 5. 46 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **10°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X.

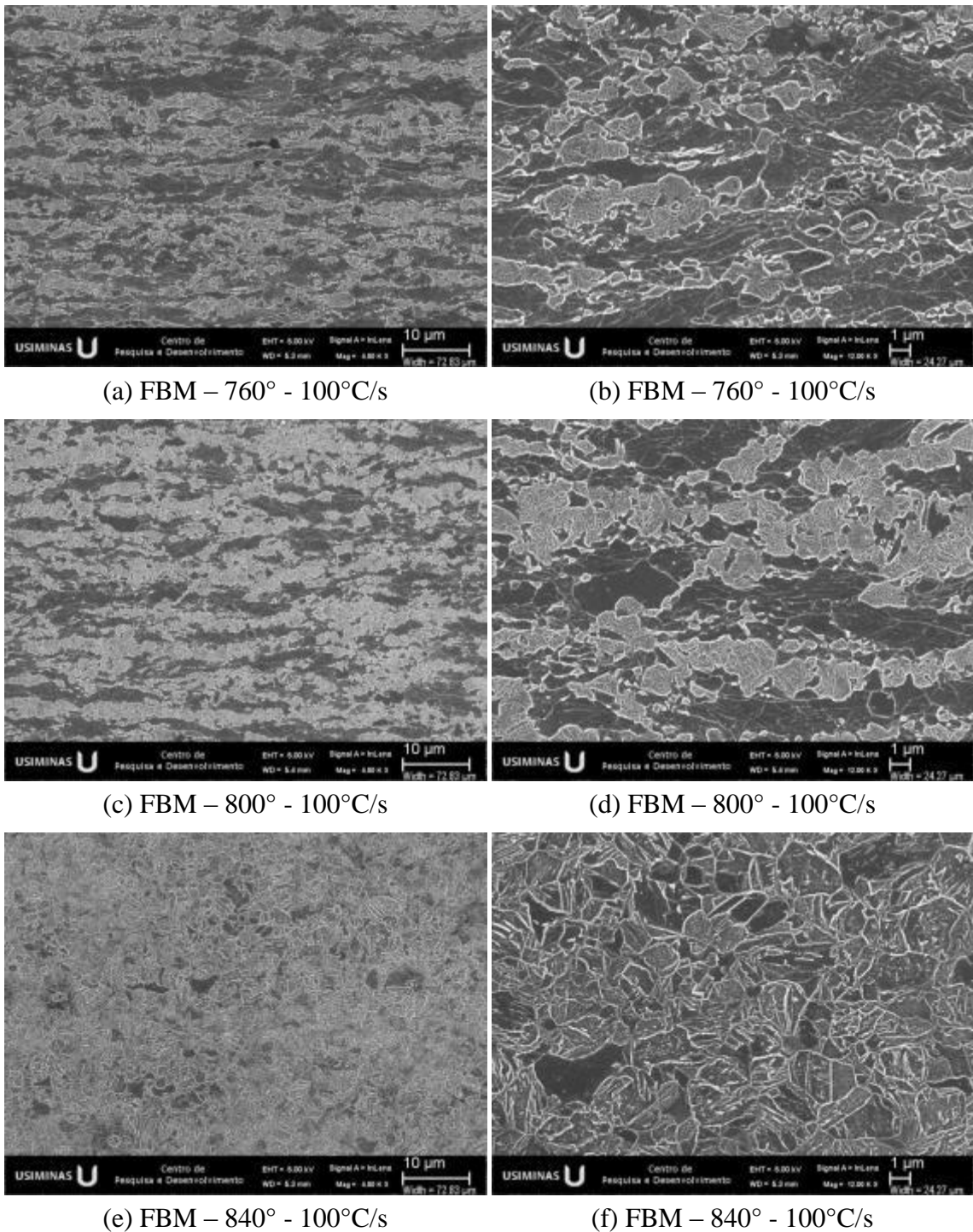
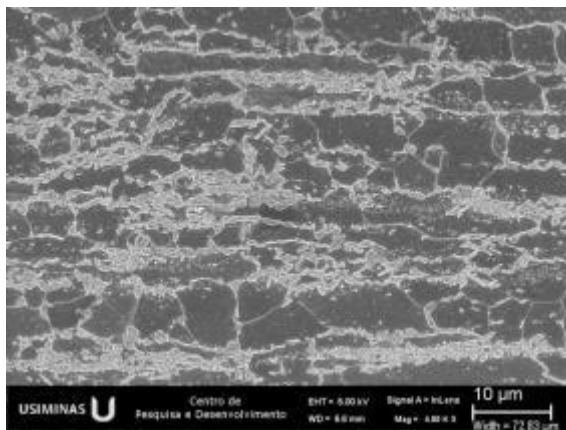
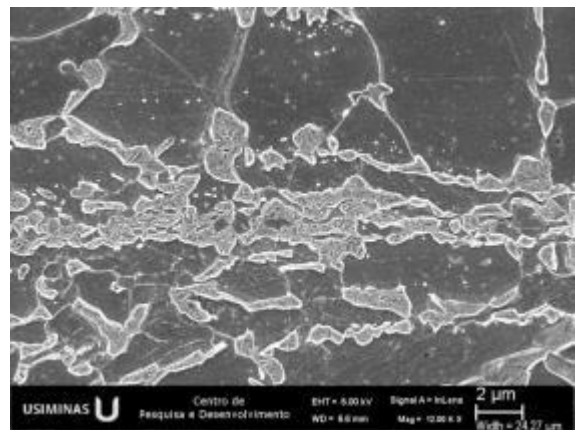


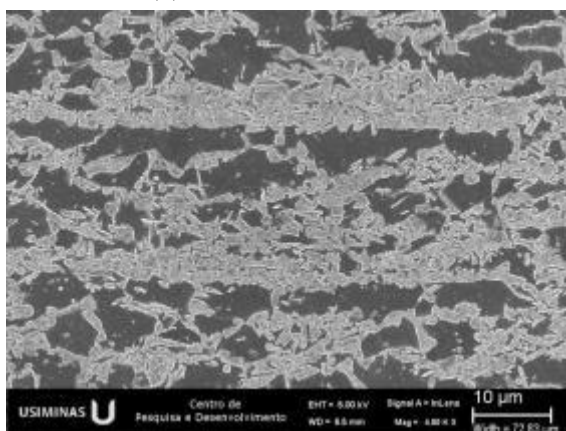
Figura 5. 47 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **100°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FBM**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X.



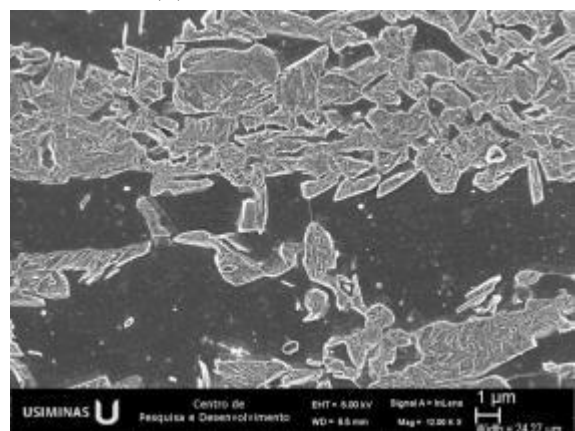
(a) FP – 760° - 1°C/s



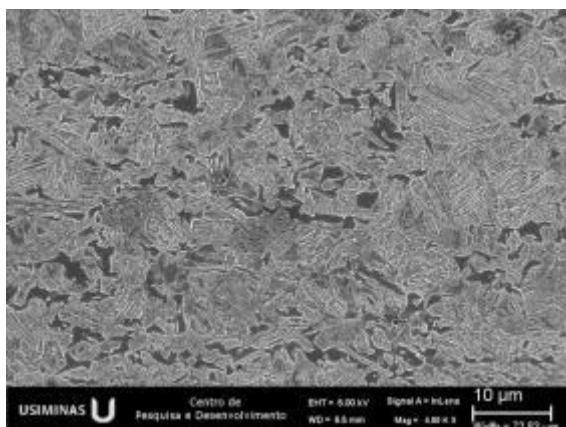
(b) FP – 760° - 1°C/s



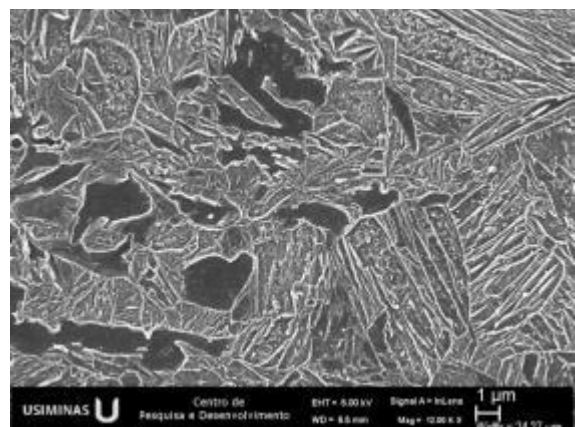
(c) FP – 800° - 1°C/s



(d) FP – 800° - 1°C/s

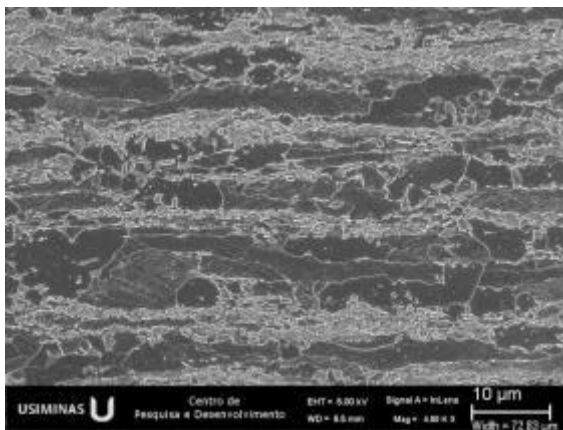


(e) FP – 840° - 1°C/s

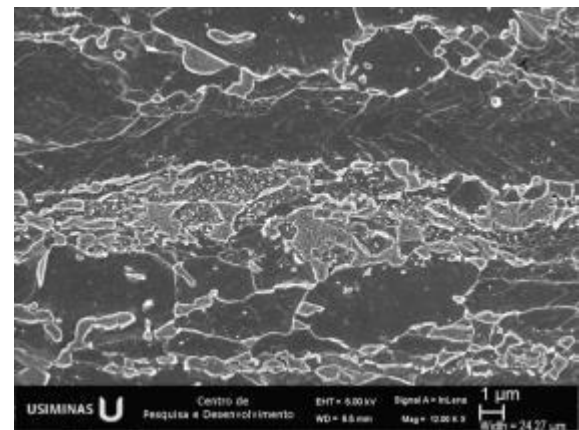


(f) FP – 840° - 1°C/s

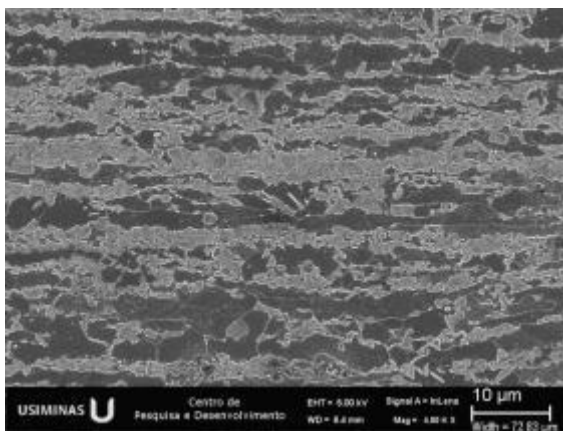
Figura 5. 48 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de 1°C/s até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C , (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X.



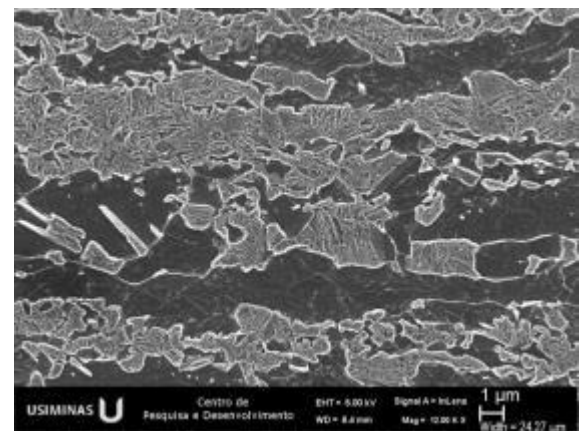
(a) FP – 760° - 10°C/s



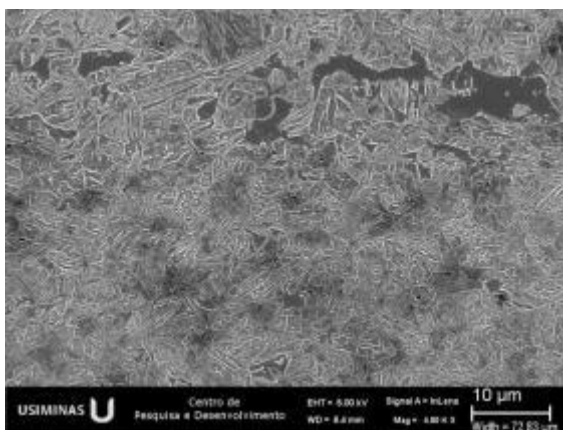
(b) FP – 760° - 10°C/s



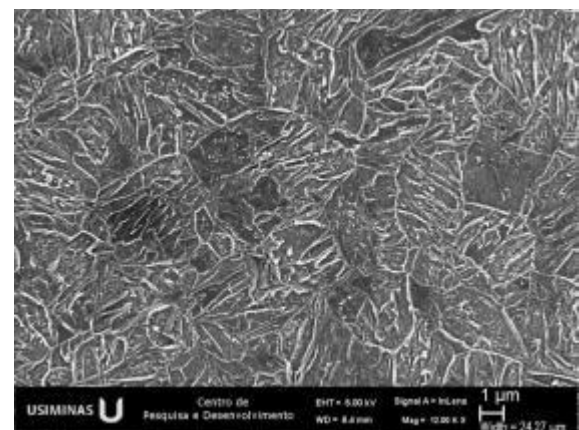
(c) FP – 800° - 10°C/s



(d) FP – 800° - 10°C/s

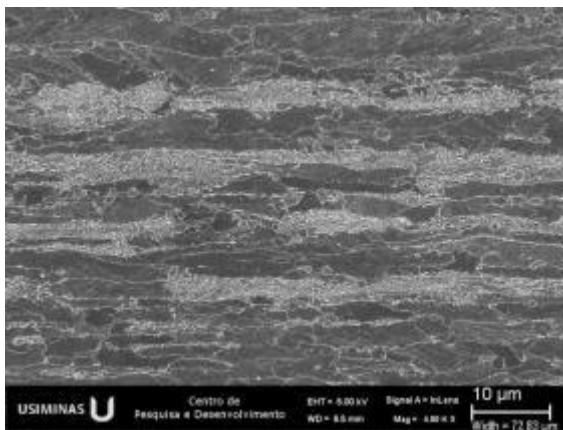


(e) FP – 840° - 10°C/s

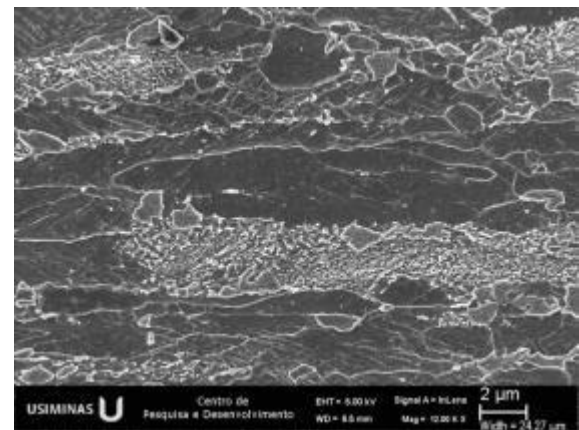


(f) FP – 840° - 10°C/s

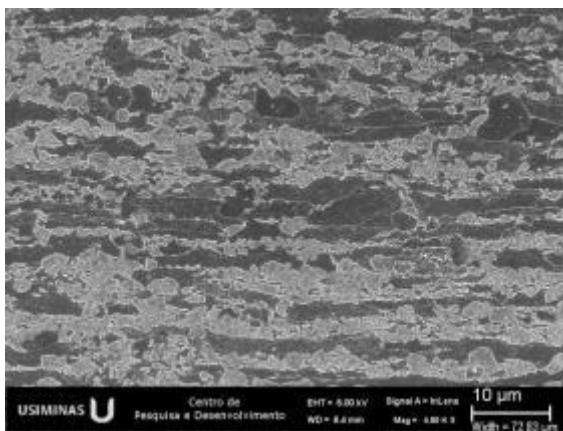
Figura 5. 49 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **10°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X.



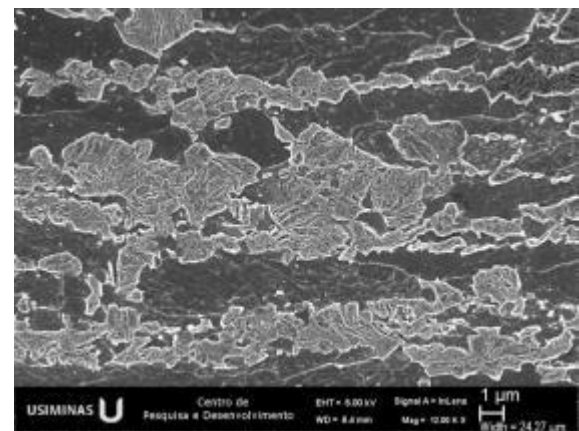
(a) FP – 760° - 100°C/s



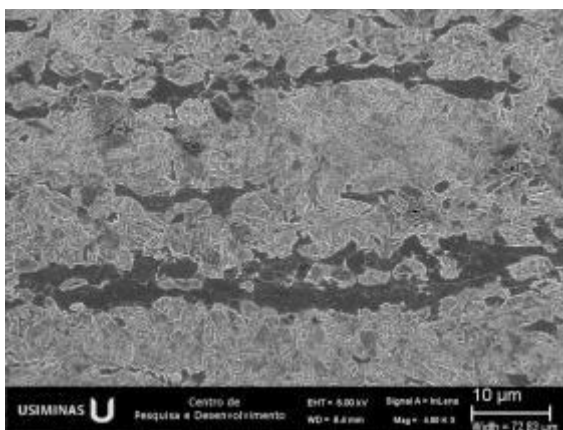
(b) FP – 760° - 100°C/s



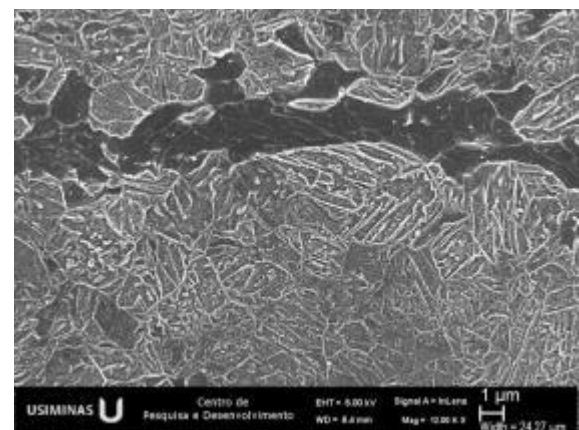
(c) FP – 800° - 100°C/s



(d) FP – 800° - 100°C/s



(e) FP – 840° - 100°C/s



(f) FP – 840° - 100°C/s

Figura 5. 50 – Aspecto típico da microestrutura temperada após o aquecimento com a taxa de **100°C/s** até as temperaturas intercríticas de (a, b) 760°C, (c, d) 800°C e (e, f) 840°C para a **microestrutura prévia FP**. As micrografias (a), (c) e (e) foram atacadas com Nital 2% enquanto as (b), (d) e (f) tiveram sua microestrutura revelada por LePera. Ampliação original em MEV: 1000X.

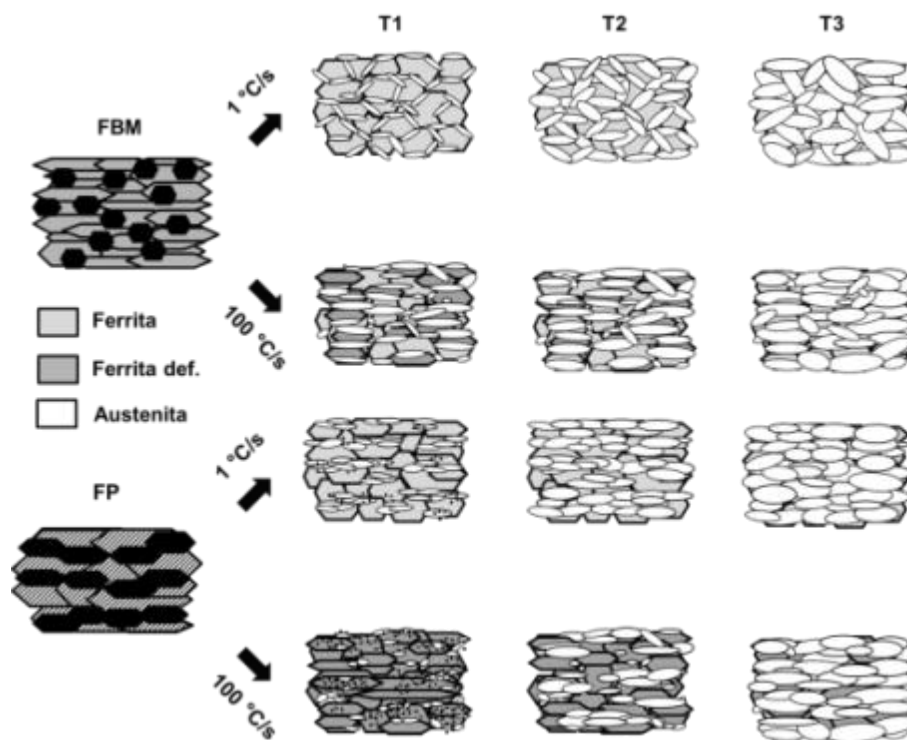


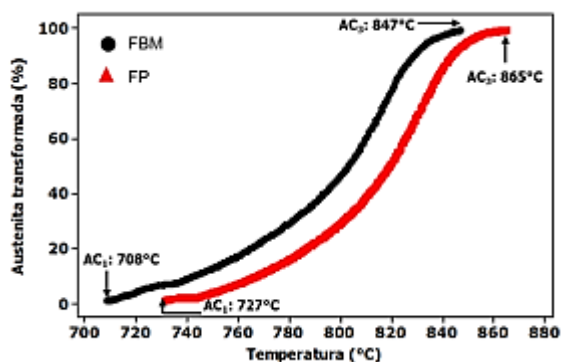
Figura 5. 51 – Desenho esquemático da nucleação e do crescimento da austenita em função da microestrutura prévia e da taxa de aquecimento.

5.7.4. Transformações de fases no encharque

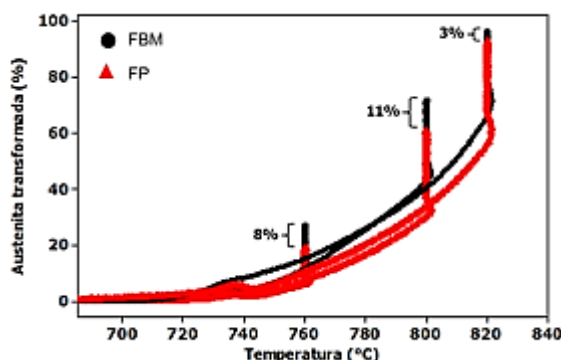
A cinética de formação da austenita durante o aquecimento até o final do encharque foi investigada para as diferentes microestruturas prévias FBM e FP, cujas curvas de transformação estão mostradas na figura 5.52. No aquecimento contínuo, verifica-se que a transformação da austenita foi antecipada para a microestrutura prévia FBM em relação à FP, com medições das respectivas temperaturas de início de transformação austenítica (Ac_1) de 708°C e 727°C. Da mesma forma, a temperatura final da transformação (Ac_3) aumentou de 847°C para 865°C.

Para as três temperaturas de encharque avaliadas, observa-se um patamar isotérmico na curva de transformação da austenita, onde o seu final pode ser considerado a fração de austenita formada ao término do encharque. Essas frações foram medidas e, de maneira geral, verificou-se um aumento considerável com a elevação da temperatura de encharque para as duas microestruturas prévias. Comparando-se separadamente as curvas em cada temperatura, a fração de austenita formada ao final do encharque se mostrou maior partindo da microestrutura prévia FBM em relação à FP, corroborando

as medições realizadas por análise de imagem. O fato de essa diferença ter sido menor para a temperatura de 820°C indica que a cinética de formação da austenita foi influenciada pela microestrutura prévia, principalmente nos estágios iniciais de nucleação e crescimento.



(a)



(b)

Figura 5. 52 – Fração de austenita formada durante (a) aquecimento contínuo e (b) com patamares nas temperaturas de 760°C, 800°C e 820°C (imagem colorida).

5.7.5. Transformações de fases no resfriamento lento

A decomposição da austenita durante o resfriamento lento foi avaliada resfriando os corpos de prova desde o encharque até a temperatura ambiente a uma taxa aproximada de 2°C/s. A taxa utilizada foi estipulada levando em conta os ciclos de recozimento simulados no presente estudo. As curvas de variação dimensional do cp em função da temperatura são mostradas nas figuras 5.53 a 5.55. Os pontos alotrópicos foram

levantados dando ênfase na formação da nova ferrita a partir da austenita formada ao final de cada temperatura de encharque. As temperaturas medidas são mostradas na figura 5.56. A temperatura Ar_3 marca o início da transformação da austenita em ferrita no resfriamento, enquanto Ar_1 indica o final dessa transformação. Com o intuito de diminuir os erros envolvidos na determinação dessas temperaturas de início e fim de transformação da ferrita, foram adotados dois métodos para a detecção da inflexão das curvas, o da derivada e da tangente. Avaliando essas temperaturas, pode-se dizer que a microestrutura prévia não influenciou a formação da nova ferrita no resfriamento, levando em conta que as amostras de diferentes posições ao longo da largura e do comprimento exibiram temperaturas similares. Contudo, com aumento da temperatura de encharque é possível verificar uma tendência de aumento na temperatura Ar_3 . Tal resultado pode ser explicado pelo fato de a austenita formada em temperaturas intercríticas mais elevadas possuir menor teor de carbono dissolvido em consequência do seu maior volume. Por outro lado, a temperatura Ar_1 não foi alterada.

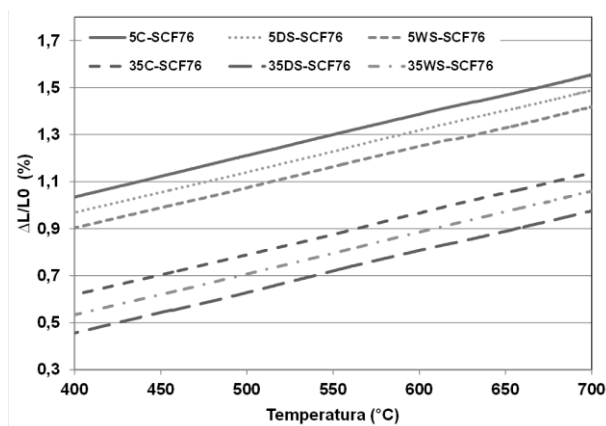


Figura 5. 53 – Curvas dilatométricas durante o resfriamento lento para a temperatura de encharque de **760°C**.

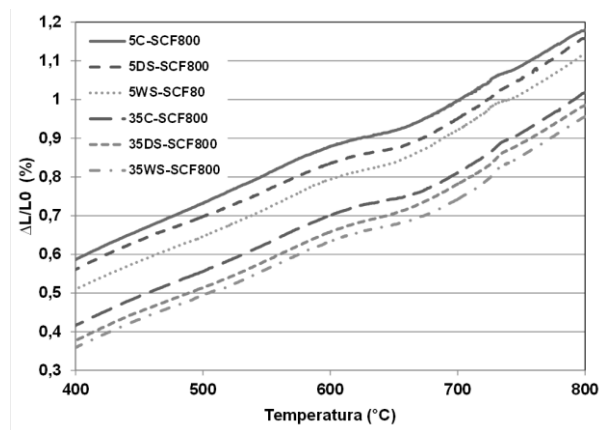


Figura 5. 54 – Curvas dilatométricas durante o resfriamento lento à taxa de -2°C/s para a temperatura de encharque de 800°C .

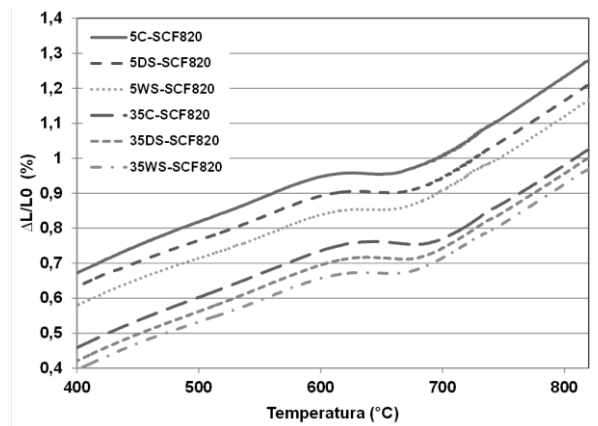


Figura 5. 55 – Curvas dilatométricas durante o resfriamento lento à taxa de -2°C/s para a temperatura de encharque de 820°C .

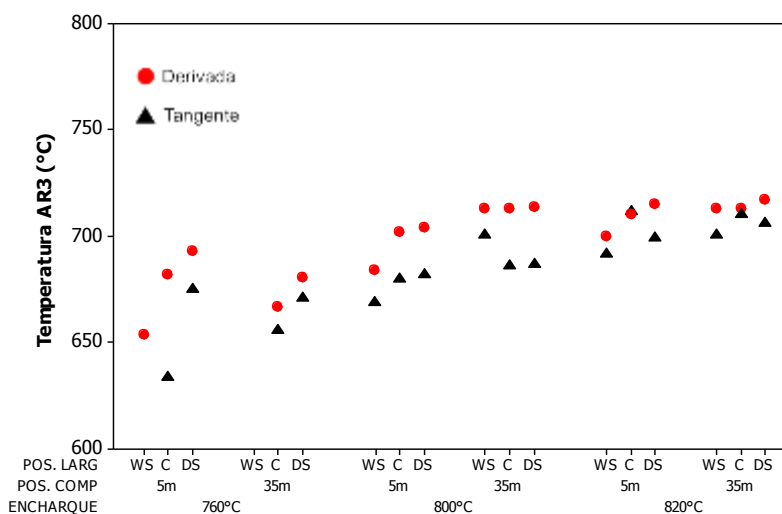
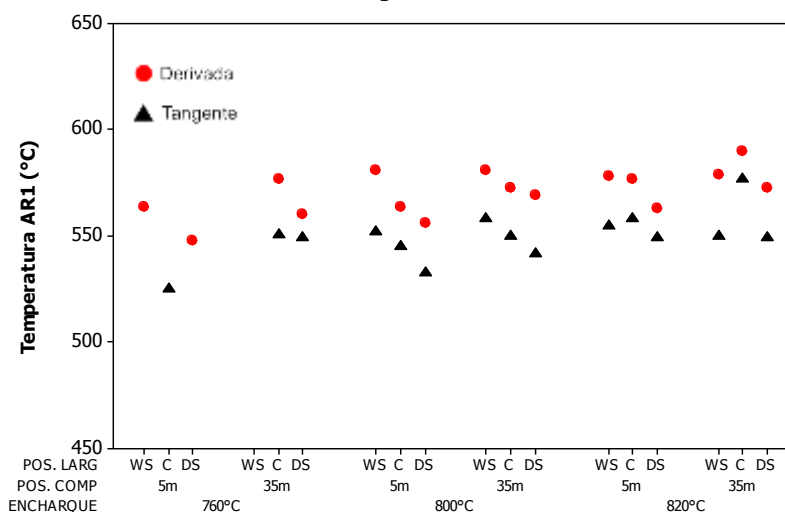
(a) Temperatura AR₃(b) Temperatura AR₁

Figura 5. 56 – Temperaturas de início (a) e fim (b) de formação da nova ferrita durante a etapa de resfriamento lento.

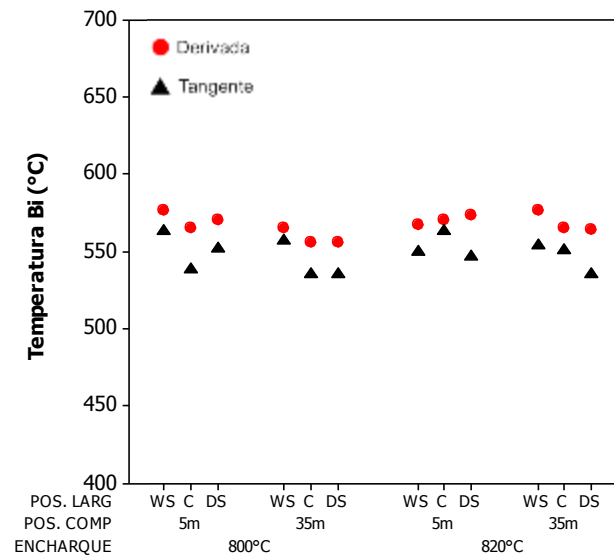
5.7.6. Transformações de fases no resfriamento rápido

Conforme mencionado anteriormente, a austenita formada ao final do encharque em um ciclo típico de recozimento contínuo será decomposta em duas etapas principais, a de resfriamento lento, na qual o material é resfriado desde o final do encharque até uma temperatura entre 650°C e 700°C, seguida do resfriamento rápido onde são aplicadas taxas de resfriamento mais elevadas até uma temperatura final de cerca de 300°C. Durante o processamento típico dos aços *dual phase*, nessa segunda etapa de

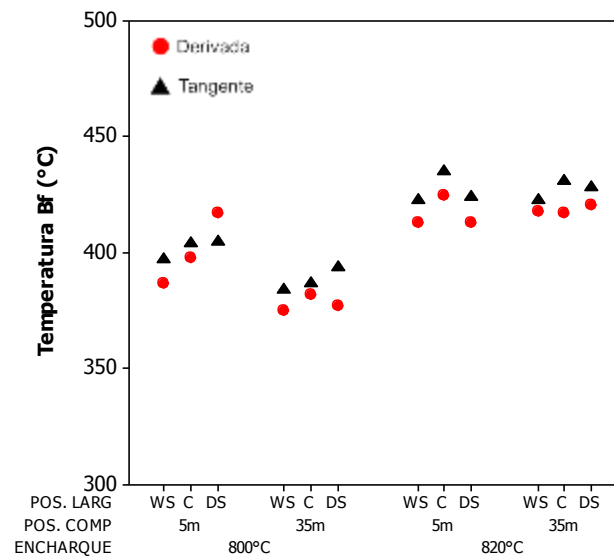
resfriamento ocorre a decomposição da austenita em diferentes frações de bainita e martensita.

Os pontos alotrópicos referentes a essas transformações, assim como as curvas levantadas por dilatometria, são mostrados nas figuras 5.57 a 5.61. Assim como no item anterior, as temperaturas de início e fim de transformação da bainita (Bi e Bf) e da martensita (Mi e Mf), foram medidas adotando dois métodos para a detecção da inflexão das curvas, derivada e tangente. As curvas dilatométricas obtidas para a temperatura de encharque de 760°C, não mostraram qualquer inflexão na faixa de temperatura da transformação da bainita. Dessa forma as temperaturas Bi e Bf não foram obtidas para essa condição. Nos demais ensaios, as transformações da austenita em bainita iniciaram em uma faixa aproximada de 530°C e 580°C, e finalizaram entre 370°C e 440°C. As posições ao longo da largura e do comprimento, que refletem as diferentes microestruturas prévias, não mostraram influência significativa na formação da bainita. Já quando a temperatura de encharque passou de 800°C para 820°C, verificou-se uma tendência de aumento nas temperaturas finais de transformação bainítica (Bf).

Quanto a transformação martensítica, verifica-se que as temperaturas de início e fim foram aumentadas com a adoção de temperaturas de encharque mais elevadas, destacando que a Mi foi mais sensível a esse aumento. A microestrutura prévia representada pelas posições das amostras ao longo da largura e do comprimento não influenciou de maneira sistemática a decomposição da austenita em martensita.

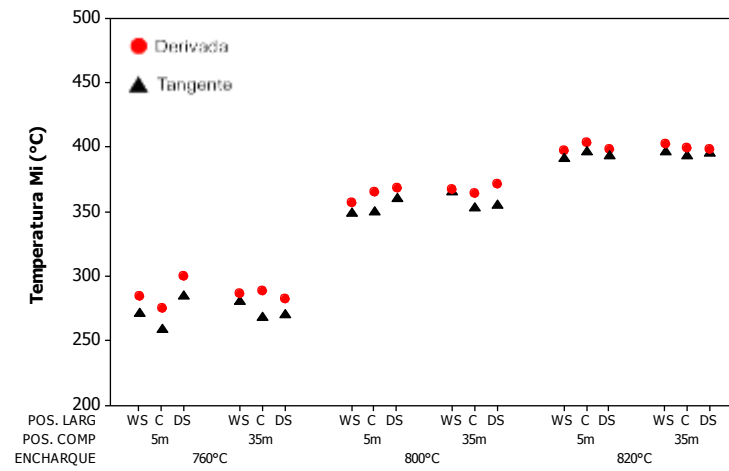


(a)

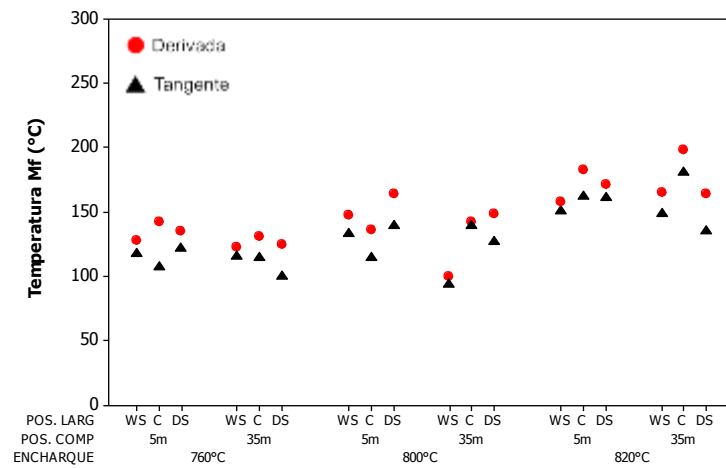


(b)

Figura 5. 57 – Temperaturas de início - B_i (a) e fim - B_f (b) de formação da bainita durante a etapa de resfriamento rápido.



(a)



(b)

Figura 5. 58 – Temperaturas de início - M_i (a) e fim M_f (b) de formação da martensita durante a etapa de resfriamento rápido.

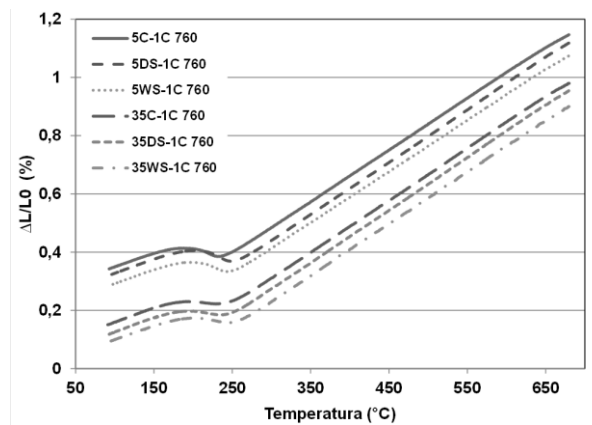


Figura 5. 59 – Decomposição da austenita durante o resfriamento rápido para a temperatura de encharque de **760°C**.

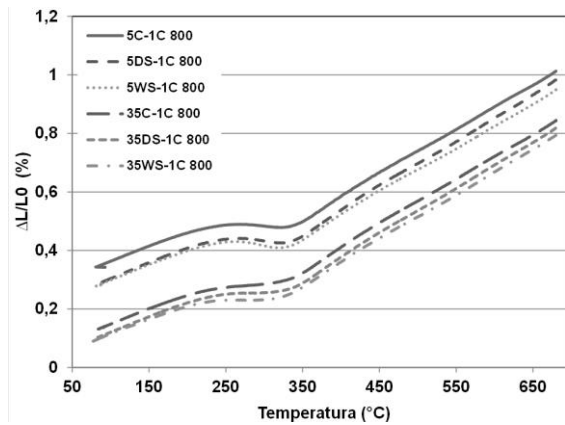


Figura 5. 60 – Decomposição da austenita durante o resfriamento rápido para a temperatura de encharque de **800°C**.

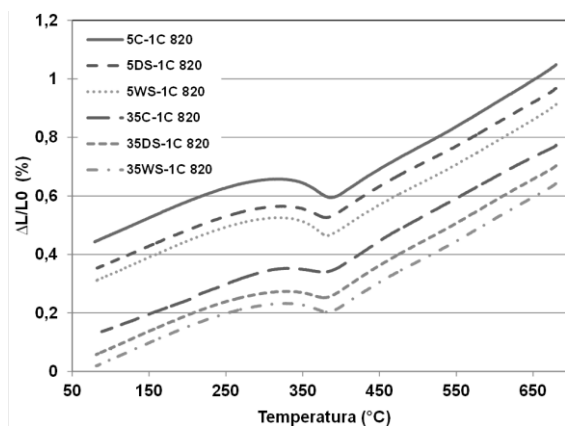


Figura 5. 61 – Decomposição da austenita durante o resfriamento rápido para a temperatura de encharque de **820°C**.

6. CONCLUSÕES

Amostras com diferentes microestruturas prévias, obtidas no material como laminado a quente, com presença de ferrita, bainita e martensita (FBM) em comparação com a microestrutura prévia típica constituída por ferrita e perlita (FP), foram submetidas a ciclos de recozimento contínuo em simulador Gleeble, com o intuito de se verificar a sua influência sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas finais do aço DP980.

Como deformado (*full hard*), as amostras que apresentaram os constituintes de baixa temperatura de transformação, bainita e martensita (FBM), exibiram valores de escoamento e resistência muito elevados quando comparados com as amostras de posições com microestrutura prévia formada por ferrita e perlita (FP). Pelas análises metalográficas, foi possível perceber que, principalmente, a ferrita, se encontra com um nível de deformação muito mais intenso para a microestrutura prévia FBM em relação à FP. O levantamento de mapas de *band slope* e *local misorientation* por EBSD permitiu inferir em uma maior densidade de defeitos lineares gerados por deformação plástica (deslocações) presentes na microestrutura como prévia FBM em relação à FP, quando avaliadas nessa condição. Tal fato contribuiu com a nucleação heterogênea da fase austenítica durante o aquecimento dessa microestrutura, acarretando, assim, em uma microestrutura final constituída de maior quantidade de 2ª fase, também confirmada via EBSD, após as simulações de recozimento em baixas temperaturas intercríticas (760°C).

Após as simulações de recozimento contínuo utilizando três diferentes temperaturas de encharque (760°C, 800°C e 820°C), percebeu-se que a microestrutura prévia exerceu pouca influência sobre a microestrutura e propriedades mecânicas finais do DP980, principalmente, para as temperaturas de 800°C e 820°C. As alterações de microestrutura e propriedades mecânicas mais significativas foram determinadas pelas variações da temperatura de encharque. Para a temperatura de encharque de 760°C, observou-se uma pequena diferença na disposição da 2ª fase (bainita + martensita) na microestrutura originada a partir da microestrutura prévia FBM. Nessa amostra, a 2ª fase está distribuída majoritariamente no contorno da ferrita formando uma rede. Já para as demais amostras, a 2ª fase formou-se preferencialmente nas regiões das colônias de

perlita presentes na microestrutura prévia FP que, por sua vez, se encontravam bandeadas.

Em termos de propriedades mecânicas, verificou-se que, para a menor temperatura de encharque avaliada, 760°C, a região com a microestrutura prévia FBM mostrou maiores valores de LR e LE e menores valores de AL quando comparada com as amostras originadas da microestrutura prévia FP. Já para as demais temperaturas de encharque essa diferença não é facilmente percebida. No entanto, para 800°C o LE ainda preserva uma leve tendência de apresentar valores superiores para a amostra originada da microestrutura prévia FBM.

De maneira geral, o aumento da temperatura de encharque, especialmente de 760°C para 800°C, elevou os valores de dureza, LE, LR e alongamento. Este efeito era esperado para as propriedades de dureza, LE e LR, tendo em vista o aumento da fração de segunda fase (bainita + martensita). Contudo, no caso do alongamento total o efeito deveria ter sido o inverso, uma vez que essa propriedade tem relação com a característica e quantidade de ferrita, que diminuiu com o aumento da temperatura de encharque. Tal resultado pode ter relação com a formação de uma microestrutura com presença de martensita no contorno da ferrita, observada para essa condição de menor temperatura de encharque. Tal característica da microestrutura pode ter influenciado a ductilidade do material, a qual foi percebida pela diminuição do alongamento total.

Os resultados de expansão cônica de furo (ECF) no produto final, após simulação de recozimento, não foram influenciados pela microestrutura prévia. Contudo, com o aumento da temperatura de encharque foi percebido uma melhora nessa propriedade, explicada pela maior homogeneidade microestrutural obtida para temperaturas intercríticas mais elevadas. Com a utilização da metodologia de análise por nanoindentação foi possível confirmar que o menor gradiente de dureza entre as fases contribuiu para os melhores resultados em expansão de furo, tendo isso ocorrido para as amostras tratadas com maiores temperaturas de encharque (820°C).

As transformações de fases avaliadas via dilatométrica mostraram que a microestrutura prévia exerceu influência significativa nos processos de nucleação e crescimento da austenita, acarretando, assim, em variações na morfologia e constituição da microestrutura formada ao final do aquecimento intercrítico, principalmente para as simulações que utilizaram baixa taxa de aquecimento (1°C/s) e menor temperatura intercrítica (760°C). Para essa condição, durante o aquecimento da amostra *full hard* originada pela microestrutura prévia FBM, a nucleação da austenita ocorreu preferencialmente nos contornos de grão da ferrita e, posteriormente, cresceu a partir desses núcleos em direção ao interior da ferrita. Já para a microestrutura FP, os primeiros núcleos de austenita foram identificados na interface da ferrita com as colônias de perlita, com o seu crescimento ocorrendo preferencialmente para dentro dessas colônias em um primeiro momento e posteriormente para o interior da ferrita. Dessa forma, a microestrutura final oriunda de FBM mostrou uma distribuição mais aleatória, com aspecto de uma rede de 2ª fase formada nos contornos da ferrita, quando comparada com a microestrutura final originada por FP que se apresentou com bandejamento típico de microestruturas laminadas

Durante o aquecimento da amostra deformada, originada pela microestrutura FBM, foi percebido que o início de formação da austenita foi antecipado em relação à microestrutura prévia FP. Tal resultado foi atribuído a maior oferta de sítios favoráveis à nucleação da austenita presente na microestrutura prévia FBM deformada.

As simulações no dilatômetro mostraram que a fração de austenita formada ao final do encharque foi superior, em aproximadamente 8%, para a amostra originada da microestrutura prévia FBM em relação à FP, para as temperaturas de encharque de 800°C e 820°C . Contudo, essa diferença não influenciou as transformações de fases ocorridas nas etapas resfriamento lento e rápido, que sucedem o encharque no ciclo de recozimento contínuo.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Dar continuidade ao desenvolvimento da técnica de análise de dureza por nanoindentação com o intuito de ampliar a utilização do recurso nas caracterizações de outras classes de aço, especialmente aquelas que demandam características microestruturais específicas para garantir elevada ductilidade local, estimada por expansão de furo ou dobramento.

8. REFERÊNCIAS

1. LLEWELLYN, D.T.; HILLIS, D.J. Dual Phase Steels – Review. In: Ironmaking and Steelmaking. Vol. 23, N° 6, p. 471-478, 1996.
2. REED-HILL, R.E. Princípios de Metalurgia Física; 2ª Ed. Rio de Janeiro; editora Guanabara Dois S/A, 1982.
3. SPEICH, G.R. Dual Phase steels. IN: Metals Handbook 10. Ed. Metals Park: ASM, v. 1: Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys p. 424-429, 1990.
4. MURARI, F.D. Influência do processamento na laminação a frio no coeficiente de anisotropia normal de chapas de aço AISI 430 para estampagem. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG 80p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica), 2000.
5. PRADHAN, R. Metallurgical Aspects of Quenched and Tempered Dual Phase Steels Produced Via Continuous Annealing. Bethlehem Steel Corporation, p. 297-317, 1984.
6. ABE, M. Strengthening Mechanism in Cold-Rolled Steels. Solid Solution, Precipitation and Fine grain Hardening. Private communication, Futtsu, 2003.
7. COSTA, F.S. Treinamento em metalurgia física no Centro de Pesquisa de Futtsu da Nippon Steel Corporation. Relatório final de treinamento em P&D, PSSS4927, dezembro de 2004.
8. SPEICH, G.R. Physical metallurgy of dual-phase steels. IN: KOT, R. A., BRAMFITT, B.L. Fundamentals of Dual Phase steels. Proceedings, AIME/ASM p. 3-46, 1981.
9. IRIE, T. et al. Metallurgical factors affecting the formability of cold-rolled high strength steel sheets. Transactions ISIJ, Vol. 21, p. 793 – 801, 1981.
10. HEBESBERGER, T.; PICHLER, A.; PAULI, H. Dual-phase and complex-phase steels: AHSS material for a wide range of applications. In: International Conference in Steels in Cars and Trucks – Future Trends in Steel Development, Processing Technologies and Applications, p. 456-463, 2008.
11. COSTA, F.S., Influência de Parâmetros de Recozimento Contínuo Sobre a Evolução Microestrutural de um Aço Bifásico, Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica apresentada à UFMG, 2012.
12. FUJITA, N.; et. al.; Present Situation and Future Trend of Ultra-High Strength Steel Sheets for Auto-Body, Nippon Steel Technical Report, N°103, 2013.
13. MOHRBACHER, H.; Advanced Metallurgical Concepts for DP Steels with Improved Formability and Damage Resistance, Symposium on New Developments in AHSS, 10 p, 2013.
14. HEBESBERGER, T.; PICHLER, A.; PAULI, H. Dual-phase and complex-phase steels: AHSS material for a wide range of applications. In: International Conference in Steels in Cars and Trucks – Future Trends in Steel Development, Processing Technologies and Applications, p. 456-463, 2008.

15. GIRINA, O.A.; FONSTEIN, N.M.; BHATTACHARYA, D. Effect of Nb on the phase transformation and mechanical properties of advanced high strength *Dual Phase* steels. In: New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels. International Conference. Buenos Aires, p. 29-35, 2008.
16. NISHIMOTO, A.; HOSOYA, Y.; NAKAOKA, K. Relation Between Hole Expansion Formability and Metallurgical Factor in Dual-Phase Steel Sheet – Fundamentals of *Dual Phase* Steels, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 447-463, 1981.
17. SUDO, M.; KOKUBO, I. Microstructure-mechanical property relationship in multi-phase steel sheet – Scandinavian Journal of Metallurgy, v13, p. 329-342, 1984.
18. LEE, S.B.; CHO, Y.R.; CHIN, K.G. Analysis of Stretch-Flangeability Using a Ductile Fracture Model, Posco Technical Report. Vol. 10, N° 1, 2007.
19. GARCIA, C.I, DE ARDO, A.J. Formation of Austenite in Low-Alloy Steels. In Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels. Symposium at the AIME Annual Meeting, New Orleans, LA. P. 40–61, 1979.
20. SPEICH G., DEMAREST V., MILLER R. Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels. Metallurgical and Materials Transactions, 12(8), p. 1419–1428, 1981.
21. AZIZI-ALIZAMINI, H., MILITZER, M., POOLE, W.J. Austenite Formation in Plain Low-Carbon Steels. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 42(6), p1544–1557, 2011.
22. DYACHENKO, S.S. The Austenite Formation in Fe-C Alloys. M. Metallurgia., p128, 1982.
23. TOJI, Y., YAMASHITA, T., NAKAJIMA, K., OKUDA, K., MATSUDA, H., HASEGAWA, K., SETO, K. Effect of Mn Partitioning during Intercritical Annealing on Following γ - α Transformation and Resultant Mechanical Properties of Cold-Rolled Dual Phase Steels. ISIJ International; 51(5): p818–825, 2011.
24. WYCLIFFE, P., PURDY, G.R., EMBURY, J.D. Austenite Growth in the Intercritical Annealing of Ternary and Quaternary Dual-Phase Steels, Conference of Fundamentals of Dual-Phase Steels, Symposium at the 110th AIME Annual Meeting, Chicago, IL, USA, p59–83, 1981.
25. GOLOVANENKO, S.A., FONSTEIN, N.M. Dual-Phase Low Alloyed Steels. M. Metallurgia, p206, 1986.
26. HORNBOGEN, E., BECKER J., Microscopic Analysis of the Formation of Dual-Phase Steels, Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Symposium at the AIME Annual Meeting, New Orleans, p20–39, 1981.
27. KOO, J.Y., RAO, R.V.N., THOMAS, G. Designing High Performance Steels With Dual Phase Structures, Metal Progress 116 (4) p66–70, 1979.
28. SADOVSKY, V.D. Structure Inheritance in Steels, M. Metallurgia, p205, 1973.

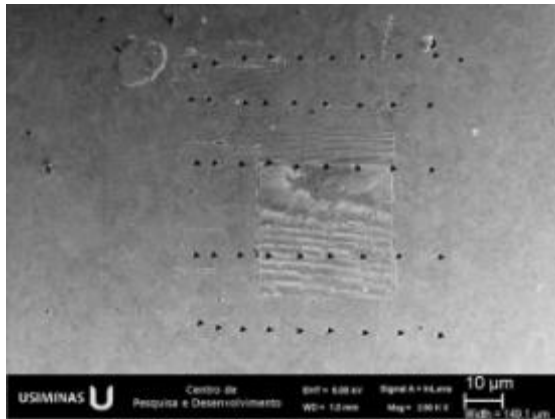
29. EL-SESY, I.A., KLAAR, H.J., HUSSEIN, A.H. Effect of Intercritical Temperature and Cold Deformation on the Kinetics of Austenite Formation during the Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels, *Steel Research* 61(3), p131–35, 1990.
30. GRANBOM, Y. Effects of Process Parameters prior to Annealing on the Formability of Two Cold Rolled Dual Phase Steels, *Steel Research International* 79 (4), p297–305, 2008.
31. CHO, Y.-B., Ph.D. Thesis. The Kinetics of Austenite Formation during Continuous Heating of a Multi-Phase Steel.” University of British Columbia. 2000.
32. HUANG, J., POOLE, W., MILITZER, M., Austenite Formation During Intercritical Annealing, *Metallurgical and Materials Transactions A* 35(11), p3363–3375, 2004.
33. MOHANTY, R.R., GIRINA, O. A., FONSTEIN, N.M., Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region, *Metallurgical and Materials Transactions A* 42(12) p3680–3690, 2011.
34. SOUZA, M., GUIMARÃES, J., CHAWLA, K., Intercritical Austenitization of Two Fe-Mn C Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A* 13(4), p575–579, 1982.
35. SAVRAN, V.I., LEEUWEN, Y., HANLON, D.N., KWAKERNAAK, C., SLOOF, W.G., SIETSMA, J., Microstructural Features of Austenite Formation in C35 and C45 Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A* 38(5) p946–955, 2007.
36. OLIVEIRA, F.L.G., ANDRADE, M.S., COTA, A.B., Kinetics of Austenite Formation during Continuous Heating in a Low Carbon Steel, *Materials Characterization*, 58(3), p256–261, 2007.
37. YI, J.J., KIM, I.S., CHOI, H.S., Austenitization during Intercritical Annealing of an Fe-C-Si-Mn Dual-Phase Steel, *Metallurgical Transactions A* 16(7), p1237–1245, 1985.
38. ANDREWS, K.W., Empirical Formulae for Calculation of Some Transformation Temperatures, *Iron and Steel Institute Journal* 203 (Part 7), p721–727, 1965.
39. FOSTEIN, N., *Advanced High Strength Sheet Steels*, Springer. Ed.1, 2015.
40. GIRINA, O., BHATTACHARYA, D., Effect of Mn on the Stability of Austenite in a Continuously Annealed Dual-Phase Steel, In 45th MWSP Conference, Proc. ISS XLI, p 415–420, 2003.
41. GIRINA, O.A., FONSTEIN, N.M., BHATTACHARYA, D., Effect of Nb on the Phase Transformation and Mechanical Properties of Advanced High Strength Dual-Phase Steels, *International Conference of New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels, 1 Plenary Lectures Automotive Applications High Temperature Applications Oils and Gas Applications*, Buenos Aires, p29–35, 2008.
42. AVRAMI, M., Kinetics of Phase Change. II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei, *The Journal of Chemical Physics*, 8(2), p212–224, 1940.

43. TERRAZAS O.R., FINDLEY K.O., VAN TYNE C.J., Influence of Martensite Morphology on Sheared-Edge Formability of Dual-Phase Steels, *ISIJ International*; 57(5), p937-944, 2017.
44. MAITLAND, T.; SITZMAN, S.; Scanning Microscopy for Nanotechnology – Techniques and Applications, XIV, p 45-75, 2007.
45. QUESTED P.N, HENDERSON P.J, MCLEAN M., Observations of Deformation and Fracture Heterogeneities in a Nickelbase Superalloy Using Electron Back Scattering Patterns, *Acta Metall*, v36, p2743–2752, 1988.
46. WILKINSON, A.J, DINGLEY D.J., Quantitative Deformation Studies Using Electron Back Scatter Patterns, *Acta Metall Mater*; v39, p3047–30 55, 1991.
47. WILKINSON, AJ. Deformation Studies of Metal Matrix Composites Using Electron Backscatter Patterns, *Mater Sci Eng, A*, v135, p189–193, 1991.
48. WILKINSON, A.J., DINGLEY, D.J., The Distribution of Plastic Deformation in a Metal Matrix Composite Caused by Straining Transverse to the Fibre Direction, *Acta Metall Mater*, v40, p3357–3368, 1992.
49. WILKINSON, A.J., GONZALEZ, G., DINGLEY, D.J., The Measurement of Local Plastic Deformation in a Metal-Matrix Composite by Electron Back-Scatter Patterns. *J. Microsc*, v169, p255–261, 1993.
50. WARDLE, S.T., LIN, L.S., CETEL, A., ADAMS, B.L., Orientation Imaging Microscopy: Monitoring Residual Stress Profiles in Single Crystals Using an Image-Quality Parameter IQ, 52th MSA Meeting, San Francisco, p680– 681, 1994.
51. BLACK, M.P., HIGGINSON, R.L., An Investigation Into the use of Electron Back Scattered Diffraction to Measure Recrystallised Fraction, *Scr Mater*, v41, p125–129, 1999.
52. WILSON, A.W; SPANOS, G., Application of Orientation Imaging Microscopy to Study Phase Transformations, In *Steels Materials Characterization*, v46, p407–418, 2001.
53. WU, J.; WRAY, P.J.; GARCIA, C.I.; HUA, M.; DEARDO, A.J., Image Quality Analysis: A New Method of Characterizing Microstructure, *ISIJ International*, v45 n.2, p254-262, 2005.
54. ZAEFFERER, S.; ROMANO, P.; FRIEDEL, F., EBSD as a Tool to Identify and Quantify Bainite and Ferrite in Low-Alloyed Al-TRIP Steels, *Journal of Microscopy*, v230, p499–508, 2008.
55. BARBE, L.; VERBEKEN, K., Microstructural Characterization of Dual Phase Steel by Means of Electron Microscopy, *Ceramic Transactions, Volume 200, A Collection of Papers Presented at the 15th ICOTOM 15*, p.71-77, 2008.
56. SANTOS, A.A., MARRA, K.M., Método de Determinação da Cinética de Transformação de Fases a Partir de Curvas Dilatométricas, *Anais do 61º Congresso da ABM, Rio de Janeiro*, 2006.
57. TAYLOR, M.D., CHOI, K.S., SUN, X., MATLOCK, D.K., PACKARD, C.E., XU, L., BARLAT, F., Correlations Between Nanoindentation Hardness and Macroscopic

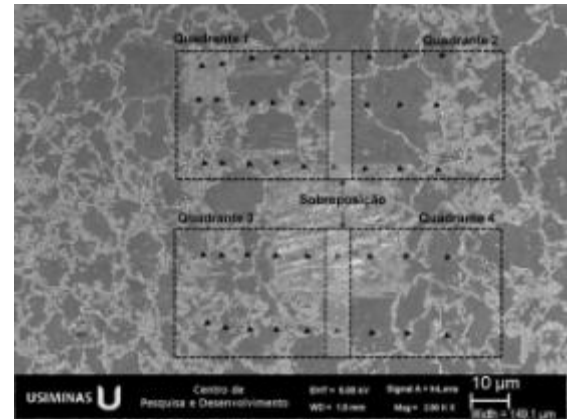
- Mechanical Properties in DP980 steels, *Materials Science & Engineering A*, v597; p431–439, 2014.
58. NORMA ASTM A370 – Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, ASTM - American Society for Testing and Materials, 47 p., 2011.
 59. NORMA ISO 16630 - Metallic materials – Method of Hole Expanding Test, ISO - International Standard Organization, 1^a ed., 2003.
 60. HE, B.B., ZHU, K., HUANG, M.X., On the Nanoindentation Behaviour of Complex Ferritic Phases, *Philosophical Magazine Letters*, Maio 2014.
 61. MELO, T. M. F.; COSTA, F. S.; CASTRO, I., Microstructure Formation at the Initial Steps of the Continuous Annealing of a Dual Phase Steel. *International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels*, pp. 115-124, 2008.

9. ANEXOS

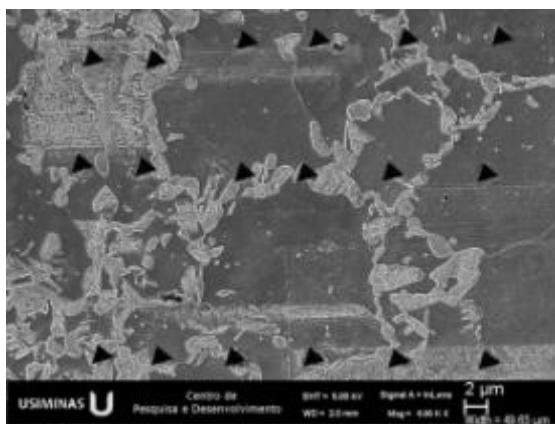
- a) A1 – Imagens obtidas via MEV para a região da matriz de indentações antes e após ataque químico com reagente Nital 2%.



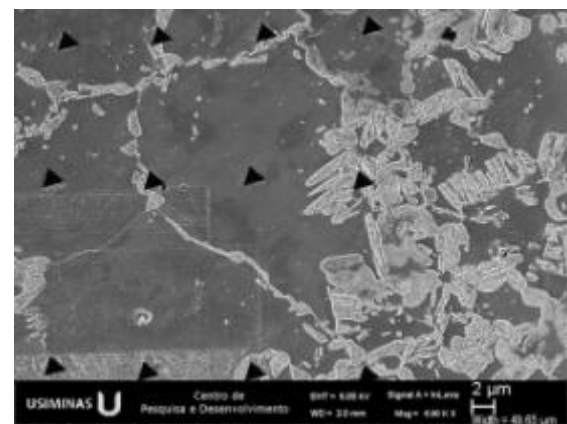
(a) Matriz de nanoindentações – sem ataque



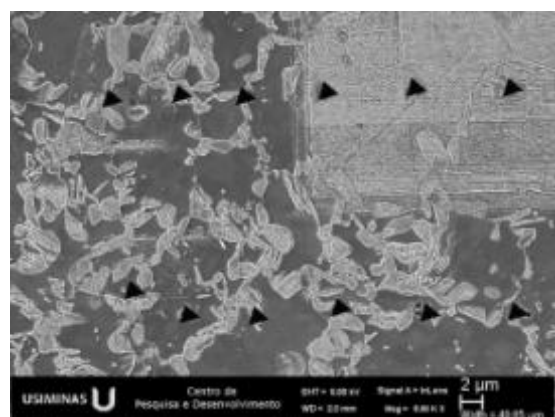
(b) Matriz dividida em quadrantes – com ataque



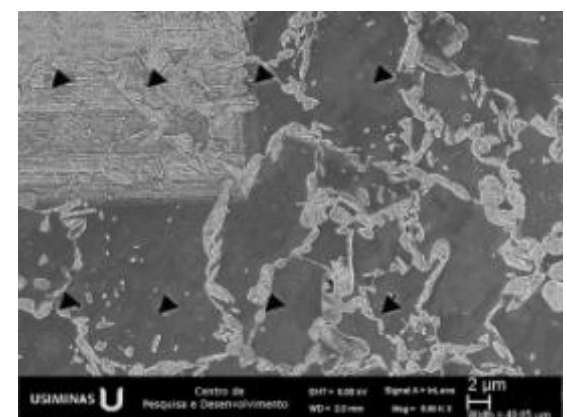
(c) Quadrante 1 – Com ataque



(d) Quadrante 2 – Com ataque

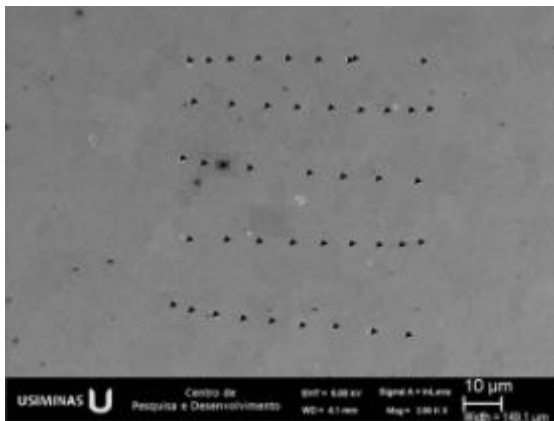


(e) Quadrante 3 – Com ataque

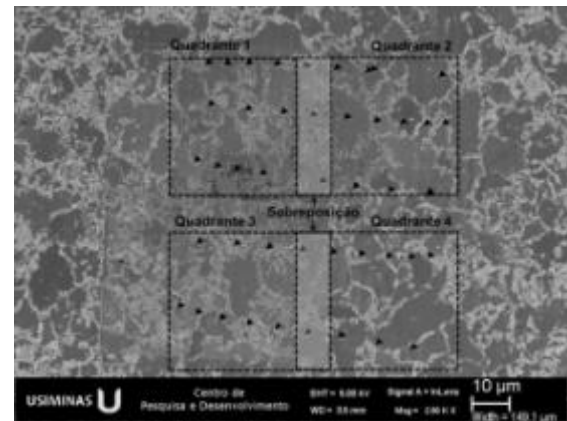


(f) Quadrante 4 – Com ataque

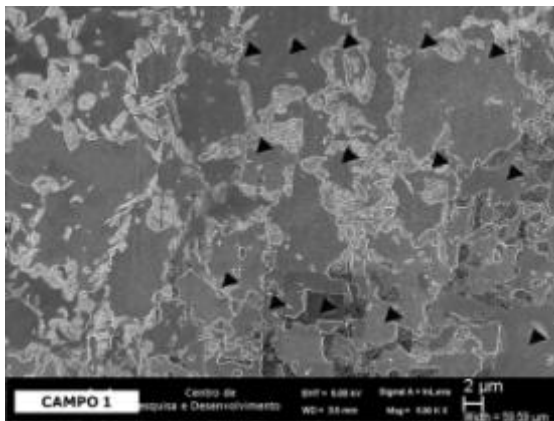
Figura A1. 1 – Imagens das posições das nanoindentações realizadas na microestrutura da amostra FBM simulada em Gleeble com ciclo típico do CAPL com temperatura de encharque de 760°C.



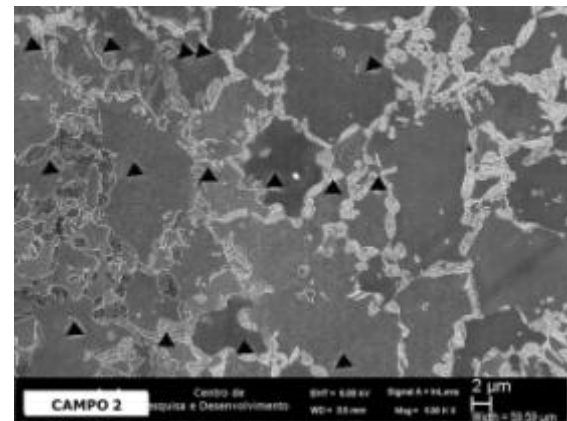
(a) Matriz de nanoindentações – sem ataque



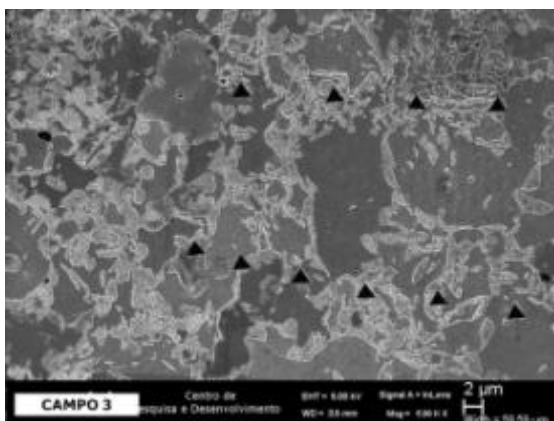
(b) Matriz dividida em quadrantes – com ataque



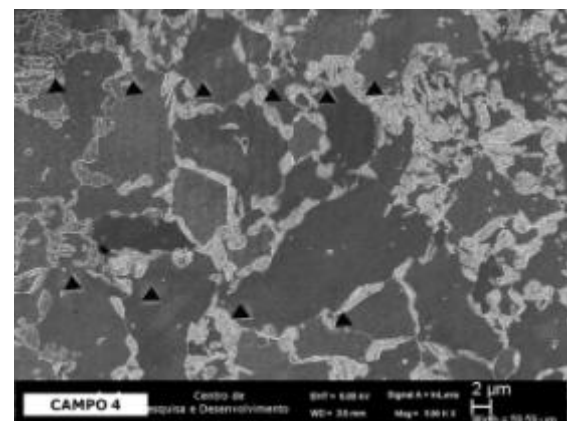
(c) Quadrante 1 – Com ataque



(d) Quadrante 2 – Com ataque

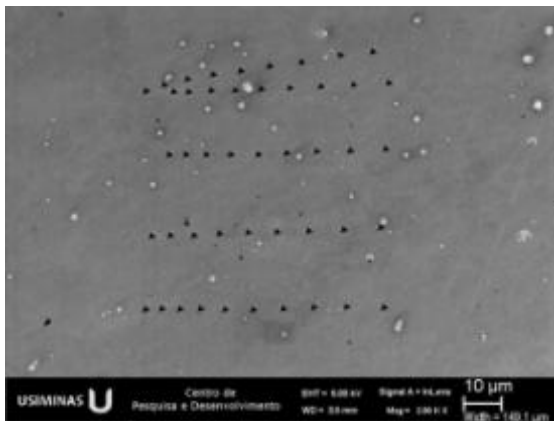


(e) Quadrante 3 – Com ataque

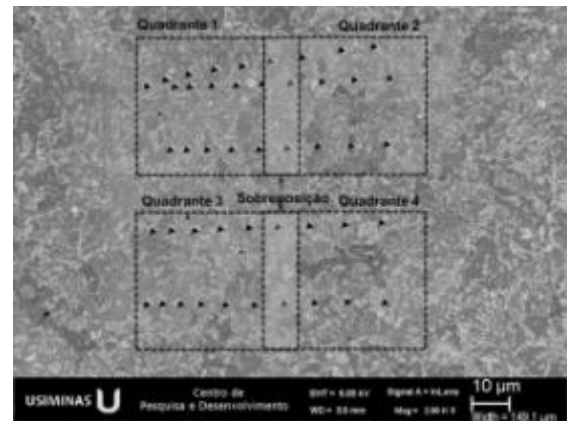


(f) Quadrante 4 – Com ataque

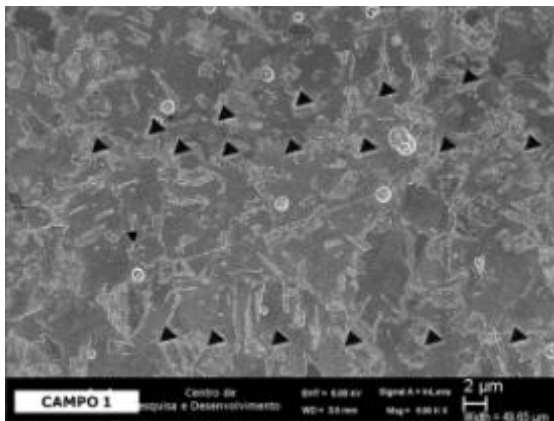
Figura A1. 2 – Imagens das posições das nanoindentações realizadas na microestrutura da amostra FP simulada em Gleeble com ciclo típico do CAPL com temperatura de encharque de 760°C.



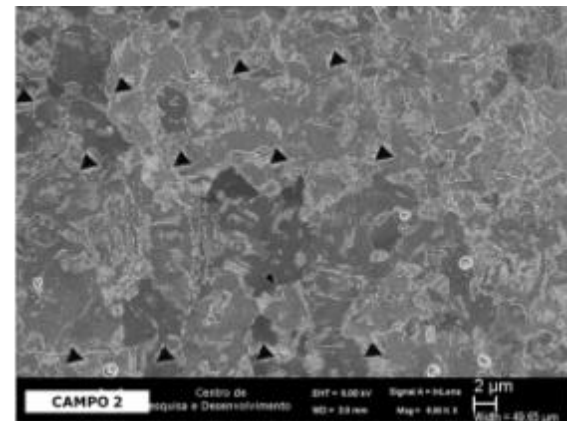
(a) Matriz de nanoindentações – sem ataque



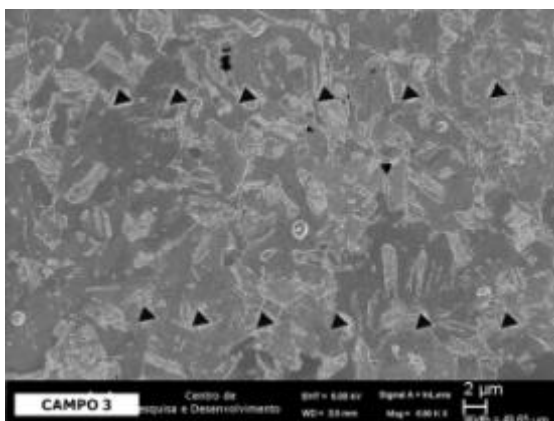
(b) Matriz dividida em quadrantes – com ataque



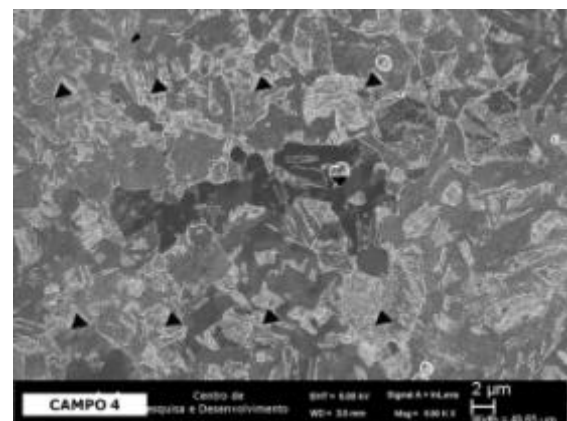
(c) Quadrante 1 – Com ataque



(d) Quadrante 2 – Com ataque

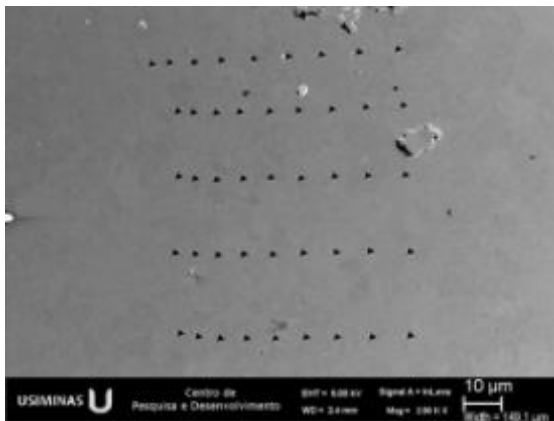


(e) Quadrante 3 – Com ataque

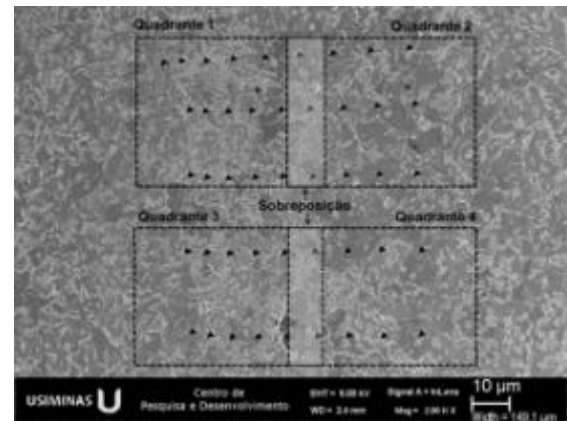


(f) Quadrante 4 – Com ataque

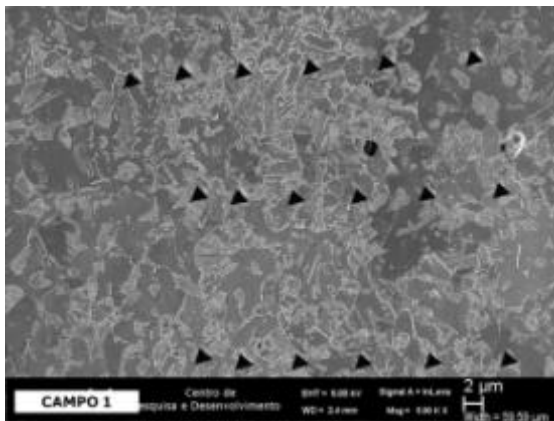
Figura A1. 3 – Imagens das posições das nanoindentações realizadas na microestrutura da amostra FBM simulada em Gleeble com ciclo típico do CAPL com temperatura de encharque de 820°C.



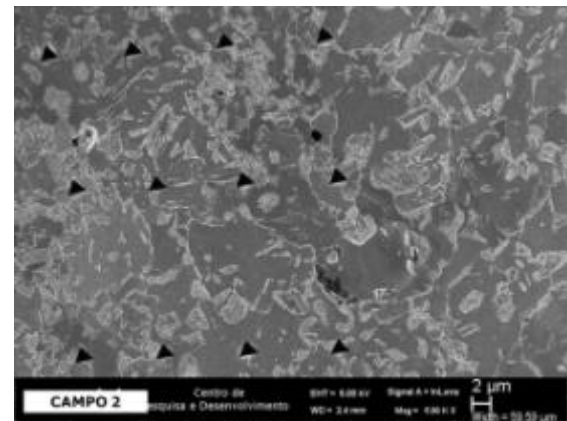
(a) Matriz de nanoindentações – sem ataque



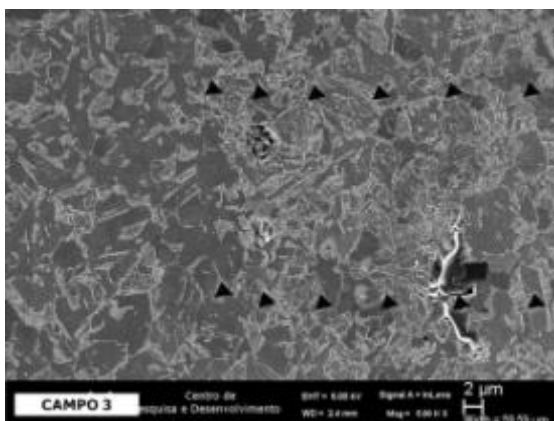
(b) Matriz dividida em quadrantes – com ataque



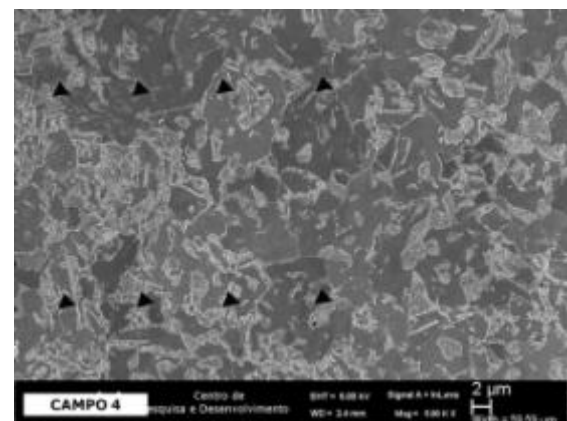
(c) Quadrante 1 – Com ataque



(d) Quadrante 2 – Com ataque



(e) Quadrante 3 – Com ataque



(f) Quadrante 4 – Com ataque

Figura A1. 4 – Imagens das posições das nanoindentações realizadas na microestrutura da amostra FP simulada em Gleeble com ciclo típico do CAPL com temperatura de encharque de 820°C.