

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

TATIANE SANTOS FERREIRA

**CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DE AÇO DP LAMINADO A FRIO
SUBMETIDO A RECOZIMENTO INTERCRÍTICO PARA FINS DE
CONFORMABILIDADE**

Rio de Janeiro

2018

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

TATIANE SANTOS FERREIRA

**CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DE AÇO DP LAMINADO A FRIO
SUBMETIDO A RECOZIMENTO INTERCRÍTICO PARA FINS DE
CONFORMABILIDADE**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientadora: Prof^a.Andersan dos Santos Paula - D.Sc.

Rio de Janeiro
2018

c2018

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22.290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmear ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

620.1 Ferreira, Tatiane Santos

F383c CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DE AÇO DP LAMINADO A FRIO SUBMETIDO A RECOZIMENTO INTERCRÍTICO PARA FINS DE CONFORMABILIDADE/ Tatiane Santos Ferreira; orientada por Andersan dos Santos Paula – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2018.

Dissertação (Mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2018.

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

TATIANE SANTOS FERREIRA

**CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DE AÇO DP LAMINADO A FRIO
SUBMETIDO A RECOZIMENTO INTERCRÍTICO PARA FINS DE
CONFORMABILIDADE**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientadora: Andersan dos Santos Paula – D.Sc. do IME

Aprovada em 29 de Maio de 2018 pela seguinte Banca Examinadora:

Profa. Andersan dos Santos Paula – D.Sc. do IME (Orientadora)

Prof. Carlos Nelson Elias – D.Sc. do IME

Prof. Rodrigo Felix de Araújo Cardoso – D.Sc. do CBPF

Rio de Janeiro
2018

Dedico este trabalho à minha família.
Eu espero poder retribuir tudo que fizeram e fazem por mim.
Eu sou grata a vocês por mais uma vez apoiarem minhas escolhas.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer a Deus primeiramente, pois é Ele quem me ilumina, guia os meus passos e me proporciona tantas coisas maravilhosas.

À minha família por me dar todo o suporte necessário para que eu possa conquistar tudo o que eu mais sonhar e ser feliz, além do amor incondicional diário.

A prof^a Dr^a Andersan dos Santos Paula, minha orientadora, que com sua paciência, dedicação, e apoio intelectual me conduziu na realização deste trabalho.

A CSN pelo fornecimento das amostras.

Ao CBPF pela confecção dos corpos de prova para o ensaio de tração.

Ao Leonardo, técnico do laboratório de ensaios do IME, pela realização dos ensaios de tração.

A UFF de Volta Redonda pelo uso do Ultramicrodurômetro instrumentado para a realização das análises das amostras em estudo.

A todas as pessoas que me ajudaram durante minha trajetória no IME, contribuíram para a realização deste trabalho e se tornaram meus amigos, portanto, meu muito obrigada: Mônica Gurgel, Marina Saad, Suzane Oliveira, Jheison, Danúbia Bordim e Anderson Oliveira.

Aos meus amigos Cleber Prudente e Lílian Barros que tanto me incentivaram a realizar meu mestrado no IME, eu sou muito grata pelo carinho e a amizade maravilhosa de vocês.

Ao CNPq pelo suporte financeiro à pesquisa.

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	09
LISTA DE TABELAS	16
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	19
LISTA DE SIGLAS	21
1 INTRODUÇÃO	24
1.1 HISTÓRICO E JUSTIFICATIVA.....	24
1.2 OBJETIVOS	27
2 REVISÃO DE LITERATURA	28
2.1 AÇOS DUAL PHASE – PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS	28
2.1.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	30
2.1.2 MICROESTRUTURA DO AÇO DUAL PHASE	32
2.1.2.1 FASE AUSTENÍTICA.....	32
2.1.2.2 FASE MARTENSÍTICA	33
2.1.2.3 FASE FERRITA E A FORMAÇÃO DA FERRITA EPITAXIAL	34
2.2 PROCESSAMENTO DOS AÇOS DUAL PHASE LAMINADOS A FRIO.....	36
2.3 INFLUÊNCIA DA TAXA DE AQUECIMENTO NA RECRISTALIZAÇÃO DA FERRITA E FORMAÇÃO DA AUSTENITA EM UM AÇO DUAL PHASE.....	39
2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS DUAL PHASE LAMINADOS A FRIO.....	56
2.4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL.....	70
2.4.2 CONFORMABILIDADE DO AÇO DUAL PHASE	74
2.4.2.1 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA	74
2.4.2.2 TEXTURA DA FIBRA.....	75

2.4.2.3	TEXTURA DE UM AÇO DP <i>VERSUS</i> CONFORMABILIDADE	75
3	MATERIAL E MÉTODOS.....	95
3.1	MATERIAL	96
3.2	MÉTODOS	96
3.2.1	RECOZIMENTO INTERCRÍTICO EM ESCALA LABORATORIAL.....	96
3.2.2	PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	97
3.2.2.1	PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA	98
3.2.2.2	ANÁLISE MICROSCÓPIO ÓPTICO– QUANTIFICAÇÃO DE FASES.....	99
3.2.2.3	ANÁLISE MEV	101
3.2.3	MICRODUREZA INSTRUMENTADA	102
3.2.4	TEXTURA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	104
3.2.5	ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL.....	106
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	108
4.1	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	108
4.1.1	QUANTIFICAÇÃO DE FASES.....	109
4.1.2	ANÁLISES POR EBSD	117
4.1.3	MORFOLOGIA DAS FASES	123
4.2	TEXTURA CRISTALOGRÁFICA	130
4.2.1	MESO E MICROTTEXTURA POR EBSD	130
4.2.2	MACROTTEXTURA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X	134
4.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS	140
4.3.1	MICRODUREZA INSTRUMENTADA	141
4.3.2	ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL.....	142
5	CONCLUSÃO	148

6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	150
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	151
8	ANEXO	156
8.1	CURVAS E PONTOS BASES DE CÁLCULO DAS PROPRIEDADES EXTRAÍDA DA MICRODUREZA INSTRUMENTADA	156

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG 1.1	Tendências do aumento da resistência dos aços ARBL usados em automóveis e possível redução de peso através de sua aplicação (MAGEE <i>et al.</i> , 1980).....	26
FIG 2.1	Variação da fração volumétrica de martensita com o percentual de silício (Adaptado de NOURI <i>et al.</i> , 2010).....	33
FIG 2.2	Curva esquemática mostrando a energia livre em função da temperatura (Adaptado de BURKE, 1965).....	35
FIG 2.3	Microestrutura de um aço Dual Phase após recozimento intercrítico a 780 °C e resfriado em água. Martensita (preta); F, ferrita pré-existente(cinza); E, ferrita epitaxial ou transformada (branca) (SARWAR <i>et al.</i> , 2007)	37
FIG 2.4	Tratamento Térmico Intercrítico (Adaptado de MAFFEI <i>et al.</i> , 2007).....	38
FIG 2.5	Relação entre o percentual de carbono na austenita versus temperatura de recozimento intercrítico (Adaptado de MAFFEI <i>et al.</i> , 2007).....	39
FIG 2.6	Martensita x temperatura de recozimento intercrítico (Adaptado de MAFFEI <i>et al.</i> , 2007).....	39
FIG 2.7	Efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita para a amostra de aço contendo Mo recozido a 750 °C (Adaptado de HUANG <i>et al.</i> , 2004).....	41
FIG 2.8	Microestrutura das amostras do aço contendo Mo recozidas a 750 °C por 10 min. (a) taxa de aquecimento de 1 °C/s e (b) taxa de aquecimento de 100 °C/s. Regiões escuras: martensita; e regiões claras: ferrita (Adaptado de HUANG <i>et al.</i> , 2004).....	42
FIG 2.9	Efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita para a amostra de aço contendo Mo recozido a 775 °C e 800 °C (Adaptado de Huang <i>et al.</i> , 2004).....	44
FIG 2.10	Efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita para a amostra de aço isento de Mo recozido a 750 °C e 785 °C (Adaptado de	

	Huang et al., 2004).....	44
FIG 2.11	Ilustração esquemática da evolução microestrutural das amostras de aço contendo Mo sob diferentes taxas de aquecimento (Adaptado de Huang et al., 2004).....	45
FIG 2.12	A fração de ferrita recristalizada é uma função da taxa de aquecimento (Adaptado de CHOWDHURY et al., 2008).....	47
FIG 2.13	Micrografia das amostras nas condições recozidas a (a) 820 °C; (b) 780 °C e (c) 750 °C. M: Martensita. F: Ferrita. C: Carbonetos. (CHOWDHURY et al., 2008).....	48
FIG 2.14	Fração volumétrica de austenita formada durante o aquecimento até a temperatura de recozimento intercrítico (Adaptado de MOHANTY et al., 2011).....	51
FIG 2.15	Micrografias mostrando o efeito da taxa de aquecimento na recristalização e formação de austenita após o resfriamento com gás hélio a partir de diferentes temperaturas de recozimento intercrítico (MOHANTY et al., 2011).....	52
FIG 2.16	Micrografias mostrando o efeito da temperatura de recozimento e tempo de encharque em microestruturas obtidas a uma taxa de aquecimento de 10 K/s. As setas representam bainita (MOHANTY et al., 2011).....	54
FIG 2.17	Variação da resistência mecânica de um aço bifásico em função da fração de martensita (Adaptado de KUMAR et al., 2007).....	58
FIG 2.18	Exemplo de uma curva tensão versus deformação de um aço dual phase recozido a 760 °C (Adaptado de MAFFEI et al., 2007).....	59
FIG 2.19	Curva verdadeira Tensão versus Deformação de Granulação Fina (GF) e Granulação Grosseira (GG) de um aço DP (Adaptado de XU et al., 2008).....	60
FIG 2.20	Micrografia da amostra recozida a 800 °C por 100 s do aço (a) isento de Mo e (b) contendo Mo (Han et al., 2011).....	61
FIG 2.21	Comportamento da deformação e relação tensão-deformação das fases presentes de um aço DP (Adaptado de Han et al.....	62

FIG 2.22	Microestrutura da amostra na condição laminada a quente para posterior produção de aço DP laminado a frio e recozido intercriticamente nas temperaturas de 800 e 840 °C. (b) detalhe da região destacada em (a). MEV. Ataque: Nital 3%. F = Ferrita; P = Perlita; B = Bainita; MA = Martensita-Austenita (GURGEL, 2016).....	64
FIG 2.23	Microestrutura da amostra na condição laminada a frio para posteriormente ser submetida a recozimento intercrítico a fim de produzir um aço DP. (b) detalhe da região destacada em (a). MEV. Ataque: Nital 3%. FE = Ferrita encruada; P = Perlita; B = Bainita; MA = Martensita-Austenita (GURGEL, 2016).....	65
FIG 2.24	Microestrutura da amostra na condição recozida a 800 °C por 3 minutos resfriamento ao ar. (b) detalhe da região destacada em (a). MEV. Ataque: Nital 3%. FE = Ferrita encruada; FR= Ferrita recristalizada; MA = Martensita-Austenita (GURGEL, 2016).....	68
FIG 2.25	Microestrutura da amostra na condição recozida a 840 °C por 3 minutos resfriado ao ar. (b) detalhe da região destacada em (a). MEV. Ataque: Nital 3%. FR= Ferrita recristalizada; FE = Ferrita encruada; P = Perlita; B = Bainita; MA = Martensita-Austenita (GURGEL, 2016).....	69
FIG 2.26	Mapa de Orientação de um aço DP baixo carbono recozido a 650 °C por 5 minutos. (a) Desorientação Local e (b) Microscopia por Imagem de Orientação (Adaptado de COSTA, 2012).....	80
FIG 2.27	Textura das amostras laminadas a frio: (a) simples, (b) Al + e (c) Mo + (níveis de contorno: 1-2-3-4-5-6-7) (Adaptado de KANG et al., 2011).....	81
FIG 2.28	Microestrutura das amostras recozidas (mapas de fase sobrepostos em mapas de contraste de banda, - ferrita, - austenita, - martensita): (a) simples, (b) Al + e (c) Mo + (Adaptado de KANG et al., 2011).....	82
FIG 2.29	Textura das amostras recozidas: (a) simples, (b) Al + e (c) Mo + (níveis de contorno: 1-2-3-4-5) (Adaptado de KANG et al., 2011).....	83
FIG 2.30	(a,b) Seção de $\phi_2 = 0$ e 450, com notação de Bunge, e (c,d) Seção de $\phi = 0$ e 450, com notação de Roe, onde são mostradas as orientações pertencentes às fibras DL e DN (Adaptado de Viana, et al., 2001;	

	Botelho, 2012).....	84
FIG 2.31	Figuras de pólo (110) do aço DP obtido por distintos tratamentos térmicos (DL – Direção de Laminação; DT – Direção Transversal): (a) Recozido inicialmente a 750 °C e recristalizado a 650 °C por 60 s; (b) Recozido inicialmente a 750 °C e recristalizado a 800 °C por 10 s; (c) Recozido inicialmente a 810 °C e recristalizado a 650 °C por 60 s; (d) Recozido inicialmente a 810 °C e recristalizado a 800 °C por 10 s (Adaptado de Mondal e Ray, 1992).....	85
FIG 2.32	ODFs representando a seção de ψ_1 segundo notação de Roe: (a) Recozido inicialmente a 750 °C e recristalizado a 650 °C por 60 s; (b) Recozido inicialmente a 750 °C e recristalizado a 800 °C por 10 s; (c) Recozido inicialmente a 810 °C e recristalizado a 650 °C por 60 s; (d) Recozido inicialmente a 810 °C e recristalizado a 800 °C por 10 s (Adaptado de Mondal e Ray, 1992).....	86
FIG 2.33	ODF com seção ϕ_2 , mostrando a evolução da microtextura dos aços laminado a quente, laminado a frio e recozido a 820 °C (Adaptado de Han et al., 2010).....	92
FIG 2.34	ODF com seção ϕ_2 , mostrando o gradiente de textura na direção da espessura dos aços laminados a frio (Adaptado de Han et al., 2010).....	93
FIG 2.35	ODF com seção ϕ_2 , mostrando o gradiente de textura na direção da espessura dos aços recozido a 820 °C (Adaptado de Han et al., 2010).....	94
FIG 3.1	Diagrama das condições de processamento e das etapas de caracterizações da liga em estudo	96
FIG 3.2	Seção de $\phi_2 = 45^\circ$ onde são mostradas as orientações principais pertencentes as fibras DL e DN segundo notação de Bunge (PAULA, 2002).....	106
FIG 3.3	Corpo de prova para ensaio de tração (ASTM E8/E8M, 2013).....	107
FIG 4.1	Exemplo da (a) microestrutura resultante do recozimento a 800 °C revelada com ataque de Nital 3% (fundo claro – ferrita recristalizada;	

	regiões escurecida – ferrita encruada e segunda fase) e (b) imagem resultante da quantificação da fração volumétrica de ferrita recristalizada (região destacada em vermelho). Aumento de 1000x. ¼ da Espessura, direção de laminação.....111
FIG 4.2	Exemplo da (a) microestrutura resultante do recozimento a 800 °C revelada com ataque de Picral 5% (fundo claro – ferrita recristalizada e encruada; regiões escurecida –segunda fase) e (b) imagem resultante da quantificação da fração volumétrica de ferrita total, recristalizada e encruada (região destacada em vermelho). Aumento de 1000x. ¼ da Espessura, direção de laminação.....112
FIG 4.3	Exemplo da (a) microestrutura resultante do recozimento a 840 °C revelada com ataque de Nital 3% (fundo claro – ferrita recristalizada; regiões escurecida – ferrita encruada e segunda fase) e (b) imagem resultante da quantificação da fração volumétrica de ferrita recristalizada (região destacada em vermelho). Aumento de 1000x. ¼ da Espessura, direção de laminação.....113
FIG 4.4	Exemplo da (a) microestrutura resultante do recozimento a 840 °C revelada com ataque de Picral 5% (fundo claro – ferrita recristalizada e encruada; regiões escurecida –segunda fase) e (b) imagem resultante da quantificação da fração volumétrica de ferrita total, recristalizada e encruada (região destacada em vermelho). Aumento de 1000x. ¼ da Espessura, direção de laminação.....114
FIG 4.5	Análise de EBSD: (a) Imagem da região analisada com 8000x de aumento da amostra recozida a 800 °C em estudo e (b) mapa de qualidade dos padrões detectados.....120
FIG 4.6	Análise de EBSD com 8000x de aumento da amostra recozida a 800 °C em estudo associada a FIG. 4.5 e mapas de: (a) qualidade e detecção da austenita retida; (b) qualidade e detecção da ferrita.....121
FIG 4.7	Análise de EBSD: (a) Imagem da região analisada com 8000x de aumento da amostra recozida a 840 °C em estudo e (b) mapa de qualidade dos padrões detectados.....122
FIG 4.8	Análise de EBSD com 8000x de aumento da amostra recozida a 840 °C em estudo associada a FIG. 4.7 e mapas de: (a) qualidade e detecção da

	austenita retida; (b) qualidade e detecção da ferrita.....	123
FIG 4.9	Microestrutura da amostra na condição laminada a frio. (b) detalhe da região destacada em (a). FE = Ferrita encruada; SF = Segunda Fase.....	125
FIG 4.10	Microestrutura da amostra na condição de recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 800 °C, resfriamento a temperatura ambiente. (b) detalhe da região destacada em (a). FE= ferrita encruada; FR= ferrita recristalizada; MA= martensita-austenita.....	127
FIG 4.11	Detalhe das fases presentes na amostra recozida intercriticamente na temperatura de encharque de 800 °C, resfriamento a temperatura ambiente. Ferrita encruada (FE); recristalizada (FR) e Martensita-austenita (MA). Aumento de 20.000x.....	128
FIG 4.12	Microestrutura da amostra na condição de recozimento intercrítico na temperatura de encharque de 840 °C, resfriamento a temperatura ambiente. (b) detalhe da região destaca em (a) FR= ferrita recristalizada; FE= ferrita encruada; MA= martensita-austenita; P= Perlita.....	129
FIG 4.13	Detalhe das fases presentes na amostra recozida intercriticamente na temperatura de encharque de 840 °C, resfriamento a temperatura ambiente. (a) Ferrita encruada (FE) e recristalizada (FR); (b) vestígio de perlita e martensita-austenita (MA). Aumento de 20.000x.....	130
FIG 4.14	Análise de EBSD com 8000x de aumento da amostra recozida a 800 °C em estudo associada a FIG. 4.5 e mapas de: (a) misorientação no interior dos grãos ferríticos; (b) orientação dos grãos de ferrita e triângulo de orientação.....	132
FIG 4.15	Análise de EBSD com 8000x de aumento da amostra recozida a 840 °C em estudo associada a FIG. 4.7 e mapas de: (a) misorientação no interior dos grãos ferríticos; (b) orientação dos grãos de ferrita e triângulo de orientação.....	133
FIG 4.16	Figuras de Polo das amostras em estudo, nas condições:(a) laminada a frio; (b) recozida a 800 °C e (c) recozida a 840 °C.....	136
FIG 4.17	Seção de $\phi_2 = 45^\circ$ ODFs da amostra laminada a frio em estudo.....	137

FIG 4.18	Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ ODFs da amostra recozida a 800 °C em estudo.....	138
FIG 4.19	Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ ODFs da amostra recozida a 840 °C em estudo.....	139
FIG 4.20	Curva tensão x deformação do CP2 de cada direção de extração transversal, diagonal e de laminação da amostra recozida a 800 °C.....	144
FIG 4.21	Curva tensão x deformação do CP2 de cada direção de extração transversal, diagonal e de laminação da amostra recozida a 840 °C.....	146
FIG 8.1	Curvas de Carregamento/Descarregamento Obtidas nas medidas de microdureza Instrumentada para as amostras nas condições: (a) Laminada a frio, (b) Recozida a 800°C, e (c) Recozida a 840°C.....	157

LISTA DE TABELAS

TAB 1.1	Aplicações automotivas do aço ARBL (MAGEE et al., 1980).....	26
TAB 2.1	Algumas classes de aços Dual Phase (ARCELOR MITTAL, 2018).....	30
TAB 2.2	Elementos de liga frequentemente utilizados em aços DP (DIEHL NETO, 2009).....	32
TAB 2.3	Fração volumétrica de austenita do aço contendo Mo recozido a 750 °C por 10 minutos sob diferentes taxas de aquecimento (HUANG et al., 2004).....	42
TAB 2.4	Evolução dos componentes de textura nos diferentes estágios de recozimento em função de distintas taxas de aquecimento adotadas (CHOWDHURY et al., 2008).....	49
TAB 2.5	Composição química de porcentagem em peso do aço investigado (Mohanty et al., 2011).....	50
TAB 2.6	Fração volumétrica de Ferrita (F), Martensita (M) e Bainita (B) presentes após recozimento. Os valores apresentados são a média de três microestruturas (Adaptado de MOHANTY et al., 2011).....	55
TAB 2.7	Composição química de um aço objetivando a produção de DP1000 (% em massa) (Han et al., 2011).....	60
TAB 2.8	Quantificação de fase de um aço DP recozido intercriticamente nas temperaturas selecionadas de 800 e 840°C por 3 minutos, com resfriamento ao ar. Ataque com Nital 3% (GURGEL, 2016).....	66
TAB 2.9	Quantificação de fase de um aço DP recozido intercriticamente nas temperaturas selecionadas de 800 e 840°C por 3 minutos, com resfriamento ao ar. Ataque com Picral 5% (GURGEL, 2016).....	67
TAB 2.10	Resultados de microdureza com indentador Vickers, medidos em um ultramicrodurômetro instrumentado, para condição laminado a frio, recozido a 800 e 840 °C, por 3 minutos seguido de resfriamento ao ar (GURGEL, 2016).....	70
TAB 2.11	Propriedades mecânicas LE, LR e Al do aço DP, obtidos por ensaio de tração.....	72
TAB 2.12	Propriedades mecânicas obtidas por ensaio de tração na direção de laminação após tratamento térmico proposto, com 3 minutos de encharque seguido de	

	resfriamento ao ar (FERREIRA,2014).....	73
TAB 2.13	Parâmetros de estampagem do aço DP, obtidos através de ensaios de tração.....	74
TAB 2.14	Fração volumétrica da segunda fase após recozimento (KANG et al., 2011).....	82
TAB 2.15	Valores de r e Δr para os materiais recristalizados (Mondal e Ray, 1992).....	87
TAB 2.16	Composição química de porcentagem em peso das amostras (MAPELLI et al., 2005).....	87
TAB 2.17	Resultados da análise metalográfica (os valores entre parênteses representam o desvio padrão) (MAPELLI et al., 2005).....	88
TAB 2.18	Propriedades mecânicas dos dois aços após o tratamento térmico (MAPELLI et al.,2005).....	89
TAB 2.19	Resultados das análises das ODFs (MAPELLI et al.,2005).....	90
TAB 2.20	Valores de r do componente de textura direcional típico de aços DP recozidos (Choi,2002 apud Han et al., 2010).....	93
TAB 2.21	Comparativo entre os valores de r medidos e calculados de um aço DP recozido (Han et al., 2010).....	95
TAB 3.1	Especificação da composição química do material em estudo.....	97
TAB 3.2	Parâmetros utilizados para análise das fases no MEV FEG com detector de elétrons secundários (SE), adotados por Gurgel (2016).....	102
TAB 3.3	Valores das dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração.....	107
TAB 4.1	Frações volumétricas de ferrita recristalizada e segunda fase formada em conjunto com ferrita encruada, medidas experimentalmente por metalografia quantitativa na direção de laminação (DL) e a $\frac{1}{4}$ da espessura. Ataque com Nital 3%.....	115
TAB 4.2	Frações volumétricas de ferrita(recristalizada e/ou encruada) e segunda fase formada, medidas experimentalmente por metalografia quantitativa a $\frac{1}{4}$ da espessura na seção associada a Direção de Laminação (DL). Ataque com Picral 5%.....	116
TAB 4.3	Frações volumétricas da matriz ferrítica recristalizada e encruada, medidas experimentalmente por metalografia quantitativa a $\frac{1}{4}$ da espessura na seção	

	associada a Direção de Laminação (DL).....	116
TAB 4.4	Resultados da ultramicrodureza instrumentada com uso de indentador Triangular de 115° (Berkovich).....	142
TAB 4.5	Propriedades mecânicas obtidas por ensaio de tração em distintas direções dos CPs recozidos a 800 °C.....	145
TAB 4.6	Propriedades mecânicas obtidas por ensaio de tração em distintas direções dos CPs recozidos a 840 °C.....	146
TAB 4.7	Comparativo dos resultados obtidos com a norma FIAT 52815, direção de laminação.....	147
TAB 4.8	Parâmetros de estampagem do aço DP em estudo, obtidos por ensaio de tração.....	148
TAB 8.1	Pontos Base para Cálculo das Propriedades Extraídas das Medidas de Microdureza Instrumentada.....	158
TAB 8.2	Pontos Bases e Valores Médios dos Trabalhos (plástico, elástico e total) através das Áreas das Curvas de Microdureza Instrumentada.....	158

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

ΔL	- Alongamento
DL	- Direção de laminação
DT	- Direção transversal
LE	- Limite de escoamento
LF	- Laminado a frio
LR	- Limite de resistência
MA	- Microconstituente Martensita-Austenita

SÍMBOLOS

(hkl)	- Índice de um plano cristalográfico específico
[uvw]	- Índice de Miller de uma direção cristalográfica específica
{hkl}	- Índices de uma família de planos cristalográficos, também representado entre parênteses para um plano específico
{hkl}<uvw>	- Componentes de textura
<uvw>	- Índices de Miller de uma família de direções cristalográficas, também representado em colchetes para uma direção específica
°C	- Graus Celsius
μm	- Micrometro (Unidade de comprimento)
A_{c1}	- Temperatura de início da transformação austenítica
A_{c3}	- Temperatura de fim da transformação austenítica
CO_2	- Dióxido de Carbono
C_α	- Porcentagem em peso de C na fase α
C_γ	- Porcentagem em peso de C na fase γ
gf	- grama força
kg	- Quilograma
km/L	- Quilômetro por litro

ksi	- kilo-libra por polegada quadrada
mL	- Mililitro
mm	- Milímetro
MPa	- Mega Pascal
n	- Expoente de Encruamento
r	- Coeficiente de anisotropia
\bar{r}	- Coeficiente de anisotropia normal
r_{0°	- Coeficiente de anisotropia plástica na direção de laminação (DL)
r_{45°	- Coeficiente de anisotropia plástica a 45° da direção de laminação
r_{90°	- Coeficiente de anisotropia plástica na direção transversal (DT)
Δr	- Coeficiente de anisotropia planar
s	- Segundos
α	- Fase ferrita
α'	- Martensita cúbica de corpo centrado
γ	- Fase austenita
σ	- Desvio Padrão
$\phi_1 \phi \phi_2$	- Ângulos de Euler (Segundo a notação de Bunge)

LISTA DE SIGLAS

AHSS	<i>Advanced High-Strength Steels</i> (Aços Avançados de Alta Resistência)
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana para Testes e Materiais)
CBPF	Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
DP	Dual Phase
DRX	Difração de Raios X
EBSD	<i>Electron BackScattering Diffraction</i> (Difração de Elétrons Retroespalhados)
EUA	Estados Unidos da América
FP	Figura de Pólo
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i> (Alta Resistência e Baixa Liga)
ICEX	Instituto de Ciências Exatas
IFHSS	<i>Interstitial Free High Stregth Steel</i> (Aços de Alta Resistência Livre de Intersticiais)
IME	Instituto Militar de Engenharia
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIO	Microscopia por Imagem de Orientação
MO	Microscópio Óptico
ODF	Função de Orientação e Distribuição
UFF	Universidade Federal Fluminense

RESUMO

A demanda por veículos mais leves e com menor consumo de combustível é um desafio para a indústria siderúrgica no desenvolvimento de aços com maiores proporções de resistência/peso que satisfaçam as propriedades requeridas. Diante desse cenário, os aços Dual Phase (DP) foram desenvolvidos. A microestrutura desse aço é formada por uma matriz ferrítica com ilhas dispersas de martensita. O impacto tecnológico ocasionado pelos aços DP levou as indústrias siderúrgicas a aprimorarem seus processos. Neste trabalho utilizou-se amostras de um aço baixo C com micro adição de Nb e Mo, se propôs avaliar as características microestruturais, texturais e mecânicas após um recozimento intercrítico. As amostras foram submetidas a duas temperaturas de encharque (800 e 840 °C) por 180 segundos. Estudos anteriores indicavam que essa faixa de temperatura é a mais propícia para a obtenção das melhores propriedades mecânicas para fins de conformabilidade. As amostras foram analisadas por microscopia óptica para quantificar as fases e por microscopia eletrônica associada ao detector de elétrons secundários para observar a morfologia das fases. Empregou-se o detector de Difração de Elétrons Retroespalhados para observar no material recozido a presença de tensão residual nos grãos de ferrita livre e a evidencia de austenita retida. A realização de medidas de microdureza e ensaio de tração foi usada para determinar as propriedades mecânicas e o nível de anisotropia. Por meio da Difração de Raios X (DRX) mediu-se a macrot textura cristalográfica da matriz ferrítica nas distintas temperaturas de recozimento. A microestrutura resultante do recozimento evidenciou que o material possui uma matriz ferrítica e basicamente como segunda fase o constituinte martensita-austenita (MA), havendo alguns vestígios de perlita na amostra recozida a 840 °C. Os resultados da análise de microdureza instrumentada permitiram verificar um endurecimento promovido pelo recozimento, principalmente para condição recozida a 800 °C. Entretanto, o ensaio de tração revelou que apenas o limite de escoamento e o de resistência apresentaram os valores almejados, o alongamento foi inferior ao esperado. Os resultados de DRX retratam a inesperada manutenção da textura de deformação através da intensificação da fibra α e componente cubo sem alteração da fibra γ para as condições de recozimento em estudo. No entanto, estudos futuros associados a uma etapa posterior de envelhecimento poderão promover um significativo alívio de tensões na matriz ferrítica sem detrimento significativo da resistência mecânica, somado ao incremento na ductilidade e desenvolvimento das componentes texturais adequadas sem perda do aspecto microestrutural típico de um aço DP.

ABSTRACT

The demand for lighter, fuel-efficient vehicles is a challenge to the steel industry to develop steels with higher strength/weight ratios that have the properties required. Based on this scenario, Dual Phase (DP) steels have been developed. The microstructure of the steel is formed by a ferritic matrix with dispersed martensite islands. The technological impact of DP steels leading steel industries to improve their processes. In this work, samples of a low C steel with Nb and Mo micro addition and cold rolled were used, it was proposed to evaluate the microstructural and textural characteristics, and mechanical properties of a Dual Phase steel after an intercritical annealing. The samples were submitted to two different soaking temperatures (800 and 840 °C) for 180 seconds. Previous studies indicated that this temperature range would be the most favorable for obtaining the best mechanical properties for the formability purpose. The samples were analyzed by optical microscopy to phases quantification and by scanning electronic microscopy associated to secondary electrons to observe the morphology of the present phases. The Electron Backscattered Diffraction (EBSD) detector was used to evaluate the presence of residual stress in the free ferrite grains and the evidence of retained austenite. The measurements of instrumented microhardness and tensile tests were used to determine the mechanical properties and the anisotropy level. The crystallographic macrotexture developed in the ferritic matrix at different annealing temperatures was measured by X-ray diffraction (XRD). The annealed microstructures showed that the material developed a ferritic matrix and basically the martensite-austenite (MA) constituent as a second phase dispersed, with a few traces of perlite in the sample annealed at 840 °C. Results of the instrumented microhardness analysis allowed to verify an effective hardening by the annealing especially for the annealed condition at 800 °C. However, the tensile test showed that only the yielding stress and ultimate strength stress had the desired values, the elongation was lower than expected. The results by the XRD reveal the unexpected maintenance of the deformation texture through the intensification of the α fiber and cube component without change of the γ fiber for the annealing conditions under study. However, future studies associated to the aging, post-stage of the intercritical annealing, may promote a significant stress relief in the ferritic matrix without significant detriment of the mechanical strength, added to the increase in the ductility and development of the appropriate textural components keeping the typical microstructural aspect of a DP steel.

1 INTRODUÇÃO

1.1 HISTÓRICO E JUSTIFICATIVA

A demanda por veículos mais leves, mais seguros e com menor consumo de combustível desafia a indústria siderúrgica e exige o desenvolvimento de aços com propriedades mecânicas que não são atendidas pelos aços convencionais (CORREA *et al.*, 2014).

A crise mundial do petróleo em meados da década de 1970 levou a uma demanda por meios de transporte mais leves e eficientes. A redução de massa sem a diminuição da resistência do material se tornou o maior objetivo para todos os ramos das indústrias de transporte. É conhecido que, com a redução da espessura, é possível economizar combustível e energia, além de reduzir a emissão de CO₂ para o meio ambiente (HAYAT *et al.*, 2011). Por exemplo, Dinda *et al.*(1975) relataram que, em média, a redução do peso de um carro de 1750 kg para 1500 kg pode melhorar o consumo de combustível em até 2 km/L (SARWAR e PRIESTNER, 1996).

Inicialmente, os aços convencionais foram substituídos por aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), em inglês HSLA (*High Strength Low Alloy*), e aços avançados de alta resistência, em inglês AHSS (*Advanced High Strength Steels*).

Os aços ARBL foram utilizados pela primeira vez na indústria automotiva nos Estados Unidos da América (EUA) por volta de 1972, em aplicações limitadas à montagem no motor. Em 1974, os reforços de para-choques foram produzidos a partir de aços ARBL, e o seu uso para várias outras partes tem aumentado constantemente (MAGEE *et al.*,1980).

As alterações nas aplicações dos aços ARBL na indústria são mostradas na TAB. 1.1.

TAB. 1.1 Aplicações automotivas do aço ARBL(MAGEE *et al.*, 1980).

ANO	APLICAÇÃO AUTOMOTIVA
1972	Montagem de motor
1974	Reforços de para-choques (50 ksi) Carrinhas de para-choque (50 ksi) Feixes de portas laterais (140 ksi) Painéis exteriores (40 ksi)
1978	Peças estruturais do corpo (40 ksi) Rodas, braços suspensos (80 ksi) Membros do quadro (50ksi)
1980	Redesenho estrutural (80 ksi)
1984	Aplicação para todo o veículo (60-140 ksi)

A velocidade relativa desta mudança tecnológica é devido a resultados de custo / peso favoráveis e impactos relativamente pequenos nos métodos de fabricação e instalações. À medida que são aplicados aços mais resistentes, há um maior potencial para redução de peso em automóveis conforme pode ser visto na FIG. 1.1 (MAGEE *et al.*, 1980).

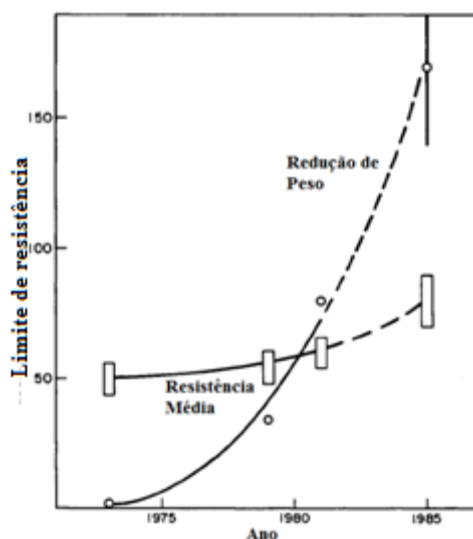


FIG. 1.1 Tendências do aumento da resistência dos aços ARBL usados em automóveis e possível redução de peso através de sua aplicação (MAGEE *et al.*, 1980).

Os aços de alta resistência microligados apresentam a desvantagem de apresentarem menor conformabilidade em comparação com os aços convencionais, isto pode exigir um

redesenho de componentes. Para superar esta desvantagem, os aços Dual Phase (DP) ou aços bifásicos foram desenvolvidos como uma nova classe de materiais de engenharia (MAGEE *et al.*, 1980).

Os aços DP laminados a frio são obtidos por meio de tratamentos térmicos de recozimento com aquecimento até a zona intercrítica, região no diagrama ferro carbono em que há a presença de duas fases (ferrita e austenita), em seguida, sofrem resfriamento controlado com taxa suficientemente alta para formar martensita. A microestrutura desses aços é formada por uma matriz ferrítica, responsável pela ductilidade do aço, e por ilhas dispersas de martensita ao longo dos contornos de grão da ferrita, que conferem resistência mecânica ao aço, podendo ainda haver a formação de outros constituintes em menor fração volumétrica, como perlita, bainita e austenita retida (CORREA *et al.*, 2014). Portanto, apresentam características únicas que quando desejadas tornam esse aço uma excelente escolha. A fração volumétrica de martensita tem grande influência na resistência mecânica, uma vez que, de acordo com o seu percentual volumétrico na microestrutura, aços DP de vários tipos com diferentes níveis de resistência e ductilidade podem ser produzidos (ROCHA *et al.*, 2005).

No entanto, o aço Dual Phase, objeto deste estudo, devido às limitações de processo e equipamentos siderúrgicos, apresentou dificuldades iniciais de ser difundido industrialmente no final da década de 70, principalmente em relação ao cenário siderúrgico brasileiro, tornando-se mais estudado nas últimas décadas (GORNI, 2008).

O impacto tecnológico ocasionado pelos aços DP, principalmente, na forma dos veículos levou as indústrias siderúrgicas a aprimorarem seus processos, e aumentou a competitividade da indústria nacional.

Diante deste cenário, a Companhia Siderúrgica Nacional – CSN vem aperfeiçoando seu processo de fabricação para o desenvolvimento adequado de aços bifásicos laminados a frio. Para tal, vem investindo em estudos, para obter uma microestrutura adequada que atenda as especificações/propriedades requeridas pela indústria automobilística. Estas propriedades podem ser alcançadas por meio de uma composição química específica e uma melhor compreensão da evolução microestrutural, durante as etapas de produção dos aços “Dual Phase”.

1.2 OBJETIVOS

A aplicação dos aços DP não se restringe apenas à exigência de ductilidade, tenacidade e resistência mecânica, mas, também, a conformabilidade. Portanto, o objetivo da presente proposta de dissertação de mestrado foi avaliar as características microestruturais, texturais e mecânicas de um aço Dual Phase laminado a frio submetido a tratamentos térmicos de recozimento intercrítico em duas condições de ciclo térmico, aquecimento a 800 °C e 840 °C por 180 segundos. Estes tratamentos foram selecionados com base nos resultados prévios obtidos na dissertação de mestrado de GURGEL (2016). Para atender tais objetivos foram analisadas a evolução microestrutural, textural e das propriedades mecânicas, com o auxílio das técnicas de:

- microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV). A primeira técnica com a finalidade exclusiva de quantificar as fases (ferrita livre– recristalizada e encruada, e segunda fase como um todo), enquanto que a segunda técnica associada ao detector de elétrons secundários foi utilizada para observar a morfologia das fases, distinguindo assim as distintas segunda fases formadas. Empregou-se o detector de Difração de Elétrons Retroespalhados (“*Electron Backscattering Diffraction*” (EBSD) acoplado ao MEV para caracterizar a microestrutura quanto a presença de tensão residual nos grãos da ferrita livre e respectiva orientação individual destes grãos, e evidenciar a austenita retida junto a martensita formada, ou seja, micro e mesotextura;

- medidas de microdureza em um ultramicrodurômetro instrumentado e ensaio de tração uniaxial (nas direções de laminação (DL), diagonal (D45) e transversal (DT)) para determinar as propriedades mecânicas e avaliar a anisotropia, respectivamente;

- Difração de Raios X para medir a macrotextura cristalográfica da matriz ferrítica desenvolvida nas distintas temperaturas de recozimento propostas a partir da condição laminada a frio.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 AÇOS DUAL PHASE – PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS

Os aços Dual Phase (DP) são um dos membros da família de Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steel* – AHSS) que possuem uma ótima combinação de resistência e ductilidade. O desenvolvimento de veículos com redução de peso, economia de combustível e maior segurança aos usuários é possível com a utilização de aços de alta resistência. Entre esses, o aço DP, que geralmente consiste em grãos dispersos de martensita dura (10% - 30% de fração volumétrica) em uma matriz ferrítica macia (HAYAT *et al.*, 2011). Tal microestrutura é alcançada a partir de aços de baixo teor de carbono, percentual menor que 0,3%C, e microadições de elementos de liga como Si, Mo, Cr, Nb, entre outros. A microestrutura final, geralmente, é obtida por meio de tratamentos térmicos dentro do campo intercrítico, região no diagrama ferro carbono em que há a presença de duas fases: ferrita e austenita ($\alpha + \gamma$). Portanto, o tratamento consiste, em primeiro lugar, em um aquecimento da liga dentro da região intercrítica ($\alpha + \gamma$) entre a faixa de temperaturas A_{c1} (temperatura de início de formação da austenita) e A_{c3} (temperatura de fim de formação da austenita), onde ocorre a nucleação e crescimento de austenita, devido à dissolução da cementita, junto à matriz ferrítica, com um teor de carbono maior que o nominal, ou seja, a ferrita com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) se transforma em austenita com estrutura cúbica de face centrada (CFC), mais compacta (NOURI *et al.*, 2010).

O segundo estágio consiste em um resfriamento rápido o suficiente para promover a transformação da austenita em martensita. Entretanto, dependendo da maneira como estes aços são processados e da temperabilidade da austenita formada podem apresentar outros constituintes além da martensita, como: bainita, austenita retida e, até mesmo, perlita. O processo de resfriamento a partir do campo intercrítico e a consequente introdução de uma fase dura, fina e dispersa em conjunto com a matriz ferrítica, causa uma alta tensão residual e um aumento na densidade de discordâncias móveis em correspondência com a interface ferrita-martensita, sendo assim, o comportamento mecânico, particular do aço DP, é

proveniente da formação de uma estrutura ferrítica-martensítica com aspecto topológico em particular (MAFFEI *et al.*, 2007).

Esta classe de aço possui propriedades mecânicas impressionantes como um comportamento de escoamento contínuo, alta resistência e ductilidade, ótima conformabilidade e excelente acabamento superficial se comparado, por exemplo, aos Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) de composição química similar.

Os aços bifásicos (Dual Phase ou DP) de menor resistência contendo tipicamente 10-20% de martensita possuem uma resistência à tração final de cerca de 600 MPa, limite de escoamento de 300 a 400 MPa, e uma ductilidade relativamente alta (24-30% do alongamento total) (ROCHA *et al.*, 2005). No entanto, outras classes destes aços se fazem presentes com maior limite de escoamento e resistência, e redução da ductilidade, conforme apresentado na TAB. 2.1. Esses aços são classificados de acordo com sua resistência à tração, por exemplo, DP600, DP980 e DP1180, portanto, a numeração apresentada por eles é um indicativo de sua resistência mínimo. Na TAB.2.1. são apresentados a faixa de valores típicos para o limite de escoamento e limite de resistência, além dos valores mínimos para o alongamento de alguns aços DP, segundo o catálogo da Arcelor Mittal (2018). A nomenclatura apresenta um indicativo do limite de resistência mínimo e em alguns casos, a letra “Y” refere-se ao limite de escoamento mínimo exigido para o material.

TAB. 2.1. Algumas classes de aços Dual Phase (ARCELOR MITTAL, 2018).

Classe dos aços DP	LE (MPa)	LR (MPa)	ΔL (% mín.)
Dual Phase 600	330-410	600 -700	≥ 21
Dual Phase 980 Y700	700-850	980 -1100	≥ 8
Dual Phase 1180	900-1100	≥ 1180	≥ 5

Os mecanismos convencionais, adotados para aumentar a resistência mecânica de alguns aços, como por exemplo, os aços de Alta Resistência e Baixa Liga– ARBL (*High Strength Low Alloy* – HSLA), aços de Alta Resistência Livre de Intersticiais – AARLI (*Interstitial Free High Stregth Steel* -IFHSS) e refosforados, dentre outros, são o endurecimento por precipitação, o refino de grão e o endurecimento por solução sólida. Esses mecanismos consistem, basicamente, em aumentar a quantidade de obstáculos à movimentação das discordâncias. Em contrapartida, esses mecanismos, exceto o refino de grão, resultam em redução na ductilidade. No caso dos aços bifásicos, a combinação de elevada resistência mecânica com boa ductilidade está fundamentada na coexistência de diferentes constituintes

microestruturais que apresentam diferentes propriedades mecânicas e mútuas interações. É possível obter o produto em vários graus de resistência mecânica de modo a adequá-lo aos requisitos da aplicação a que se destina, promovendo ajustes na fração volumétrica, na morfologia e na distribuição de seus constituintes microestruturais (COSTA, 2012). A utilização do aço Dual Phase permitiu a construção de elementos estruturais mais finos, devido à sua alta resistência mecânica e facilidade de conformação ao mesmo tempo que aumenta a resistência ao impacto graças a sua considerável tenacidade.

A seguir o efeito de cada elemento de liga nas propriedades de um aço DP é apresentado detalhadamente.

2.1.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Em se tratando da composição química, os aços Dual Phase são baseados em aços Fe-C-Mn, Si e Cr, sendo utilizado inicialmente, um aço com baixo teor de carbono e com pequenas adições de elementos de liga. Os principais elementos de liga utilizados e suas características mais importantes estão listados na TAB. 2.2.

O Mn, após o carbono é normalmente considerado o elemento de adição mais importante para o aço. Segundo NOURI *et al.* (2010), o crescimento do grão austenítico nos aços DP é controlado pela difusão do manganês na ferrita, o qual provoca um aumento da interface austenítica. Estudos (NOURI *et al.*, 2010) sobre a formação da austenita em aços de baixa liga mostraram que o particionamento de elementos como Mn e Si influenciam o comportamento cinético de formação da austenita, mas possui um efeito pequeno na máxima quantidade de austenita formada durante o recozimento intercrítico.

O Si, por outro lado, conforme evidenciado por MAFFEI *et al.*(2007), é adicionado com o objetivo de aumentar a resistência por meio da formação de solução sólida e de aumentar a ductilidade da fase ferrítica. O mesmo inibe a precipitação de carbeto desde que adicionado em quantidades suficientes. Uma vez que é um elemento de liga estabilizador da ferrita, diminuindo a fração volumétrica de austenita formada na região intercrítica quando a concentração de carbono e manganês são constantes, afetando assim a distribuição de manganês entre a ferrita e a austenita. Estudos realizados por NOURI *et al.* (2010) mostram

claramente que o aumento no percentual de silício reduz a fração volumétrica de martensita conforme pode ser visto na FIG. 2.1, além de aumentar o tamanho de grão ferrítico.

TAB. 2.2 Elementos de liga frequentemente utilizados em aços DP (DIEHL NETO, 2009).

Elemento de Liga	Influência
C	Determina a quantidade de segunda fase; Poderoso agente de temperabilidade.
Mn	Retarda a formação da perlita e bainita, aumenta a temperatura de transformação; Estabilizante da austenita diminui a solubilidade de C na ferrita; Promove regular endurecimento por solução sólida.
Cr	Retarda a formação da perlita e bainita, aumenta a temperatura de transformação; Estabilizante da austenita diminui a solubilidade de C na ferrita; Promove insignificante endurecimento por solução sólida.
Mo	Reprime fortemente a transformação bainítica; Elemento formador da ferrita; Promove fortemente o endurecimento por solução sólida.
Si	Insignificante efeito na temperabilidade; Promove ductilidade através de maior quantidade de austenita retida; Promove endurecimento por solução sólida.
V	Endurecimento por precipitação.
Nb	Endurecimento por precipitação; Estimula a transformação ferrítica durante laminação a quente.
Ti	Endurecimento por precipitação.
B	Inibe a transformação da austenita para a ferrita; Aumenta fortemente a temperabilidade.

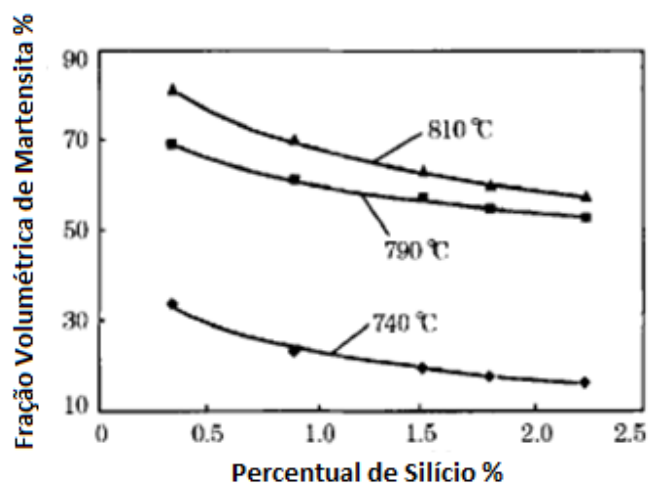


FIG. 2.1 Variação da fração volumétrica de martensita com o percentual de silício (Adaptado de NOURI *et al.*, 2010).

O Cr aumenta a temperabilidade e, geralmente, promove a formação da martensita, já o P pode ser acrescentado para um efeito adicional de temperabilidade, além de ser um elemento favorecedor na formação da ferrita (DIEHL NETO, 2009). Adições de Cr e Mo diminuem drasticamente a taxa de resfriamento mínima necessária para obter uma microestrutura Dual Phase (WATERSHOOT, 2009).

Por fim, elementos como Nb, V e Ti são responsáveis por causar um endurecimento por precipitação de carbeto/nitreto/carbonitretos na ferrita, além de um refino do grão, causando como resultado um aumento na resistência à tração.

2.1.2 MICROESTRUTURA DO AÇO DUAL PHASE

2.1.2.1 FASE AUSTENÍTICA

A austenita nos aços comuns em função do teor de carbono só é estável acima de 727 °C, consta de uma solução sólida de carbono no ferro γ e apresenta uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) com grãos poligonais irregulares, possui boa resistência mecânica e apreciável tenacidade (BRANCO, 2007).

Um aço ao ser submetido a ciclos de tratamento térmico, dependendo da temperatura de encharque em função da composição química, pode dar origem a um fenômeno muito

importante, a formação da austenita no encharque. Entretanto a decomposição da austenita sempre atraiu mais atenção do que sua formação. Com o crescente interesse da indústria automobilística por aços avançados de alta resistência, dentro dessa classe os aços Dual Phase, os quais sofrem um tratamento térmico de recozimento com temperatura de encharque no campo intercrítico, ocorrendo, portanto, a reação reversa eutetóide que resulta na formação de austenita, onde este tipo de aço tem sido grandemente estudado. Isso se deve a sua boa combinação de resistência mecânica com ductilidade. Esses aços são fortemente dependentes da quantidade e natureza da segunda fase proveniente da decomposição da austenita, em geral da martensita, uma fase metaestável que tem sua origem devido à inibição das transformações difusionais e mistas em função da taxa de resfriamento adotada que resulta em uma transformação adifusional, também denominada de martensítica (THOMSER *et al.*, 2009). Todavia, os parâmetros de processo são influenciados pela quantidade de austenita formada, sua morfologia, sua distribuição e o grau de partição dos elementos de liga no final do encharque, o que acaba por influenciar o comportamento e as propriedades mecânicas dos aços (BRANCO, 2007).

2.1.2.2 FASE MARTENSÍTICA

A martensita nos aços é uma fase metaestável resultante do resfriamento a partir do campo de estabilidade da austenita, sob taxa de resfriamento suficiente para inibir qualquer transformação difusional (dependente do tempo). Dessa forma, a transformação se dá pelo cisalhamento da estrutura em função da redução da temperatura. Sendo assim, é denominada “transformação martensítica” a reação do estado sólido, proveniente de cisalhamento, sem mudança de composição química. Reação essa, que também ocorre em um dos sistemas mais conhecidos, o ferro-carbono (COSTA E SILVA e MEI, 2010).

Essas transformações, conforme citado, são adifusionais. A mudança na estrutura do cristal é atingida por meio de uma deformação homogênea da fase mãe, ou seja, aquela que dá origem ao produto martensítico (BHADESHIA, 2001).

Para que a transformação martensítica ocorra é preciso que, termodinamicamente, tenha-se uma diminuição da energia livre de Gibbs do sistema. Na FIG. 2.2 é apresentada esquematicamente a relação energia-temperatura, onde a austenita (γ) é a fase mãe, estável a

altas temperaturas, e a martensita (α'), fase produto, estável a baixas temperaturas, enquanto a ferrita (α) refere-se ao produto da transformação difusional.

Quando a curva da austenita, referente a sua energia livre, intercepta a da martensita tem-se uma temperatura de equilíbrio de transição (T_0) metaestável. A energia livre da martensita é maior, para além da austenita, em todas as temperaturas, em relação a condição de equilíbrio (T_E). Em uma temperatura T_0 , abaixo do equilíbrio, a energia da austenita é igual a da martensita. A formação de α' é termodinamicamente impossível acima de T_0 , mas é possível abaixo desta temperatura, desde que $\Delta G_{\alpha'-\gamma} = (G_{\alpha'} - G_{\gamma})$ seja negativo. $\Delta G_{\alpha'-\gamma}$ é a força motriz a qual propicia a mudança da austenita para α' (BURKE, 1965).

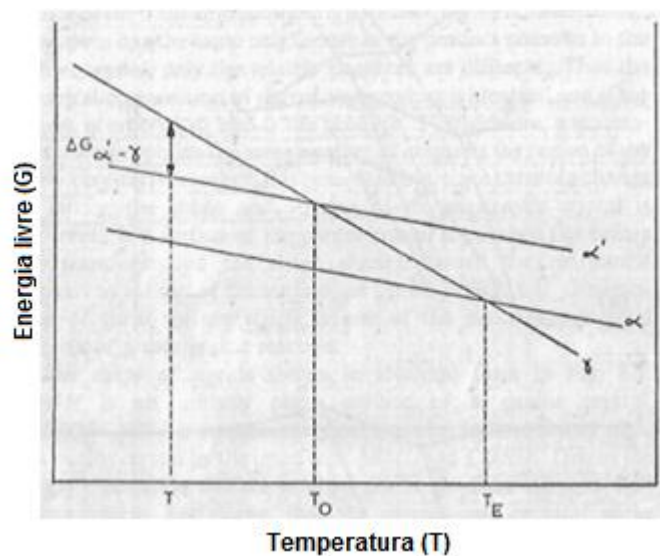


FIG. 2.2 Curva esquemática mostrando a energia livre em função da temperatura (Adaptado de BURKE, 1965).

2.1.2.3 FASE FERRITA E A FORMAÇÃO DA FERRITA EPITAXIAL

Conforme visto anteriormente, os aços bifásicos são compostos por uma matriz ferrítica com partículas dispersas de martensita. Segundo Costa e Silva e Mei (2010), a ferrita se forma por difusão, nucleando preferencialmente nos contornos de grão da austenita e com o aumento da taxa de resfriamento, a ferrita passa a nuclear também no interior dos grãos austeníticos em

função da presença de defeitos no interior destas (como precipitados, inclusões e/ou outras fases).

Quanto aos produtos laminados a quente processados em escala industrial, a microestrutura prévia de um aço dual phase, proveniente de materiais laminados a frio e recozidos, geralmente é constituída de ferrita e de perlita e apresenta bandeamento. A laminação a frio, na qual é aplicada uma deformação plástica tipicamente entre 60% e 70%, promove o achatamento dos grãos ferríticos e o surgimento de bandas de deformação em seu interior. As colônias de perlita também são deformadas, ocasionando rupturas internas, de modo que elas já não apresentam o aspecto lamelar clássico observado no produto como laminado a quente (COSTA, 2012).

Assim sendo, o aço DP laminado a frio após um tratamento térmico de recozimento na região intercrítica, sofre recristalização que é um processo bem explorado, por meio do qual grãos ferríticos recristalizados são formados e crescem até consumir toda a matriz da ferrita encruada durante o encharque. Apesar disso, quando se trata de um recozimento intercrítico, a evolução da recristalização da ferrita tende a ser mais complexa, uma vez que a nucleação e o crescimento dos grãos ferríticos recristalizados, e a decomposição da cementita e transformação ferrita/austenita ocorrem simultaneamente, portanto, no final da etapa de encharque, a microestrutura é constituída de frações variáveis de ferrita e de austenita, dependendo da composição química e dos parâmetros de aquecimento e de encharque adotados (COSTA, 2012).

Diversos estudos (YI e KIM, 1983; SARWAR *et al.*, 2007) mostraram que um aço Dual Phase pode apresentar dois tipos de ferrita, a ferrita "transformada", formada pela decomposição da austenita durante o resfriamento, a ferrita pré-existente que coexiste com a austenita na temperatura de encharque no recozimento intercrítico e é retida durante o resfriamento. Segundo observações realizadas não há um contorno de grão entre a ferrita "transformada" e a ferrita pré-existente. A ferrita "transformada" se encontra intercalada entre a ferrita pré-existente e partículas de martensita, portanto, foi sugerido que em um resfriamento lento a ferrita "transformada" cresce epitaxialmente sobre a ferrita pré-existente, desse modo, a ferrita "transformada" pode ser denominada ferrita epitaxial (YI e KIM, 1983).

Estudos realizados por YI *et al.* (1983), no qual amostras com composição química de percentagem em peso de 0,03%C – 1,70%Mn – 1,15%Si – 0,30%Cr e laminadas a frio, foram recozidas intercriticamente a uma temperatura de 870 °C por 15 minutos e depois resfriadas em água, possibilitou observar que a fração de austenita formada durante o recozimento era

em torno de 70%. A ferrita “transformada” não foi detectada, mas foi formada quando aplicado um resfriamento lento até a temperatura ambiente.

Estudos realizados por SARWAR *et al.*(2007) avaliaram a influência da formação da ferrita epitaxial nas propriedades mecânicas de um aço DP com composição química de porcentagem em peso de 0,16%C – 1,03%Mn – 0,24%Si – 0,14%Cr – 0,04%Mo, laminado a frio com redução de 50%, recozido com temperatura de encharque de 780 °C por 20 minutos e resfriado em óleo. As amostras foram submetidas a análises metalográficas e os constituintes apresentaram as seguintes colorações: a ferrita “transformada” branca, a ferrita pré-existente cinza, e a martensita preta, conforme FIG. 2.3.

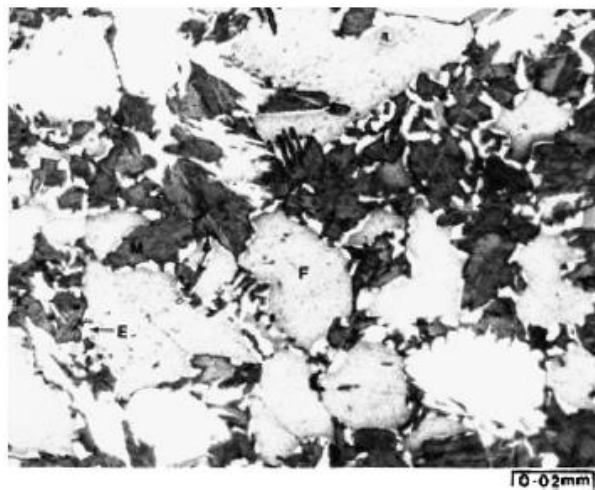


FIG. 2.3 Microestrutura de um aço Dual Phase após recozimento intercrítico a 780 °C e resfriado em água. Martensita (preta); F, ferrita pré-existente(cinza); E, ferrita epitaxialou transformada (branca) (SARWAR *et al.*, 2007).

Os resultados mostraram que amostras com ferrita epitaxial de 20-25% causam uma diminuição acentuada da resistência à tração, mas apresentam ductilidade superior, melhora no alongamento uniforme e total, em comparação com amostras que estavam livres de ferrita epitaxial.

2.2 PROCESSAMENTO DOS AÇOS DUAL PHASE LAMINADOS A FRIO

Um dos processos industriais que pode dar origem a um aço DP é a laminação a frio. Em seguida, geralmente, ocorre o processo de recozimento intercrítico que consiste em um

método muito utilizado comercialmente. Onde o aço é submetido a um recozimento em uma temperatura entre as linhas A_{c1} e A_{c3} , em função da sua composição química, em período curto de tempo, seguido de um resfriamento com uma taxa que permita a formação de martensita, em função do enriquecimento prévio da austenita em elementos de liga e carbono (GURGEL, 2016).

Em se tratando do processo de produção de aços bifásicos, a matriz ferrítica se forma inicialmente e enriquece a austenita remanescente com carbono e outros elementos de liga, o que causa um aumento na sua temperabilidade. Conforme visto anteriormente, a transformação da martensita induz a formação de tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, o que acaba por promover a ocorrência de um escoamento definido (MURARI, 2009; GORNI *et al.*, 2009).

Diversos estudos (CORREA *et al.*, 2014; MATSUMURA e TOKIZANE, 1984; AKAY *et al.*, 2008) vêm sendo realizados a fim de se compreender a interferência da temperatura intercrítica não só na microestrutura, mas nas propriedades mecânicas de um aço Dual Phase. Na FIG. 2.4 é ilustrada a região, no diagrama, onde ocorre o tratamento térmico intercrítico.

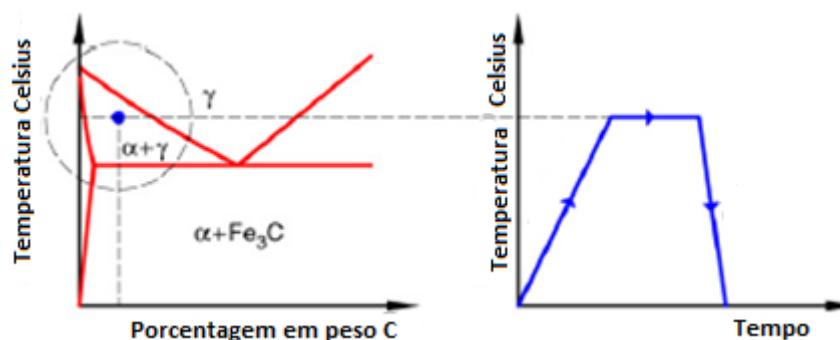


FIG. 2.4 Tratamento Térmico Intercrítico (Adaptado de MAFFEI *et al.*, 2007).

O tratamento consiste, inicialmente, em um aquecimento até a região intercrítica, onde ocorre a recristalização da ferrita em paralelo a nucleação da austenita, na matriz ferrítica, com um teor de carbono maior que o nominal. Em seguida a permanência da liga por certo intervalo de tempo na temperatura estabelecida e, por fim um resfriamento a uma taxa suficiente para promover a transformação da austenita em martensita (MAFFEI *et al.*, 2007).

A formação de austenita durante o recozimento intercrítico pode ser separada em vários passos. A primeira é uma nucleação instantânea da austenita a partir das partículas de cementita ou perlita, seguido por um rápido crescimento da austenita até os carbonetos ou a perlita estarem completamente dissolvidos. O próximo passo é o crescimento lento da

austenita para dentro da ferrita. A taxa é controlada, primeiramente, através da difusão de carbono na austenita e depois por menor difusão do Mn da ferrita para a austenita durante a partição. Finalmente, há um equilíbrio muito lento de ferrita e austenita em uma taxa controlada pela difusão de Mn na austenita (WATERSHOOT, 2003).

Devido à ausência de processos de difusão durante a transformação de fase adifusional, a composição química da martensita será idêntica a da austenita a partir da qual se forma. O teor de carbono da martensita, que determina sua dureza e forma, depende do conteúdo nominal do aço base e da temperatura intercrítica. Na FIG. 2.5 é ilustrada essa dependência do teor de carbono com a temperatura de recozimento intercrítico (MAFFEI *et al.*, 2007).

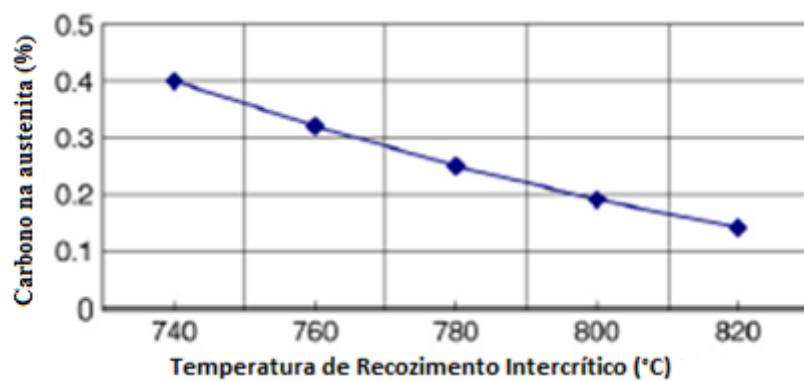


FIG. 2.5 Relação entre o percentual de carbono na austenita *versus* temperatura de recozimento intercrítico (Adaptado de MAFFEI *et al.*, 2007).

Em estudos realizados por MAFFEI *et al.*(2007), também foi observado um aumento na fração volumétrica de martensita com o aumento da temperatura de 740 °C para 820 °C dentro do campo intercrítico, conforme descrito na FIG. 2.6.

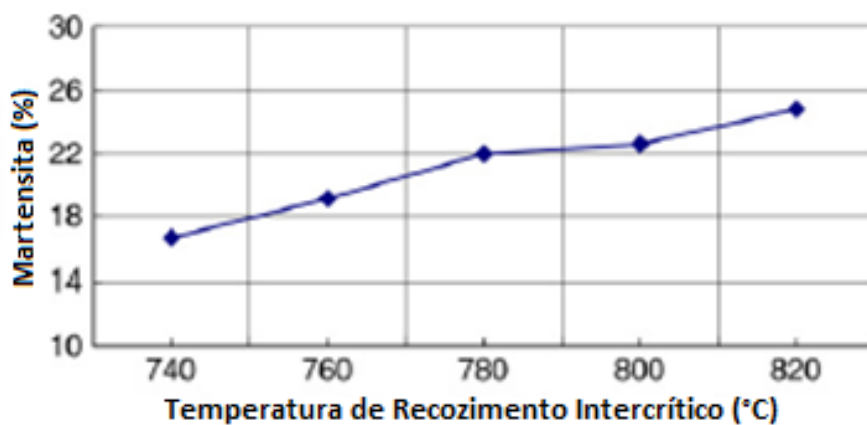


FIG. 2.6 Martensita x temperatura de recozimento intercrítico (Adaptado de MAFFEI *et al.*, 2007).

2.3 INFLUÊNCIA DA TAXA DE AQUECIMENTO NA RECRISTALIZAÇÃO DA FERRITA E FORMAÇÃO DA AUSTENITA EM UM AÇO DUAL PHASE

A evolução da austenita durante o recozimento tem um impacto direto na microestrutura final e, portanto, nas propriedades mecânicas do aço. Os parâmetros de processamento, tais como taxa de aquecimento, temperatura e tempo de encharque no recozimento intercrítico e subsequente taxa ou perfil de resfriamento determinam o tipo, a fração volumétrica e a morfologia das fases presentes na microestrutura dos aços DP (que muitas vezes contêm não apenas ferrita e martensita, mas também alguma fração de bainita) e, assim, as propriedades finais do aço. Portanto, a otimização de parâmetros críticos de processamento é necessária para a produção de aços DP.

Huang *et al.* (2004), Chowdhury *et al.* (2008) e Mohanty *et al.* (2011) motivados por compreender a influência da taxa de aquecimento na recristalização da ferrita e formação da austenita realizaram estudos sistemáticos para avaliar o efeito dessa taxa.

Huang *et al.* (2004) realizaram um estudo para investigar a potencial interação da recristalização da ferrita e da cinética de formação da austenita em dois aços com composições químicas distintas, recozidos na região intercrítica sob diferentes taxas de aquecimento (1 °C/s, 10 °C/s e 100 °C/s).

As amostras consistem em um aço contendo Mo e outro isento de Mo. A composição química do aço contendo Mo é de 0,06%C, 1,86%Mn e 0,155%Mo, porcentagem em peso, com uma redução de 50% na laminação a frio, recozido a 750, 775 e 800 °C por 10 min. Já a composição química, em porcentagem em peso, do aço isento de Mo é de 0,178%C, 1,55%Mn e 1,70%Si com uma redução de 55% na laminação a frio, recozido a 750 °C e 785 °C por 10 min. Ambas as amostras foram resfriadas por gás hélio até a temperatura ambiente.

Os autores observaram, com a utilização de um dilatômetro, a cinética de formação da austenita sob diferentes taxas de aquecimento (1 °C/s, 10 °C/s e 100 °C/s) e assim examinaram o efeito da taxa aplicada.

Na FIG.2.7 são comparados os resultados da análise dos dados de dilatométrica para taxas de aquecimento de 1 °C/s e 100 °C/s para amostras recozidas a 750°C por 10 min para o aço contendo Mo.

Uma observação interessante é que antes do estabelecimento da temperatura de encharque e decorrer do referido tempo de permanência, observa-se que uma taxa de aquecimento superior (100 °C/s) favorece a formação de austenita pelo incremento de sua fração durante esta etapa em comparação com a taxa de aquecimento inferior (1 °C/s).

As frações de austenita inicialmente são de 0,12 e 0,14 para as taxas de aquecimento de 1 °C/s e 100 °C/s, respectivamente. Ao se atingir a temperatura de encharque, essa diferença aumenta para 0,17 e 0,34 para taxas de aquecimento de 1 °C/s e 100 °C/s, respectivamente, ou seja, a fração final da austenita é duas vezes maior para a taxa de aquecimento mais alta embora as frações iniciais sejam essencialmente as mesmas. Na FIG. 2.8 são mostradas as microestruturas correspondentes para as amostras do aço contendo Mo que foram aquecidas a taxas de 1 °C/s e 100 °C/s a uma temperatura de 750 °C, mantidos por 10 minutos e então resfriados com gás hélio até a temperatura ambiente. Nestas micrografias, a fase de cor clara é ferrita e a fase escura é martensita (HUANG *et al.*, 2004).

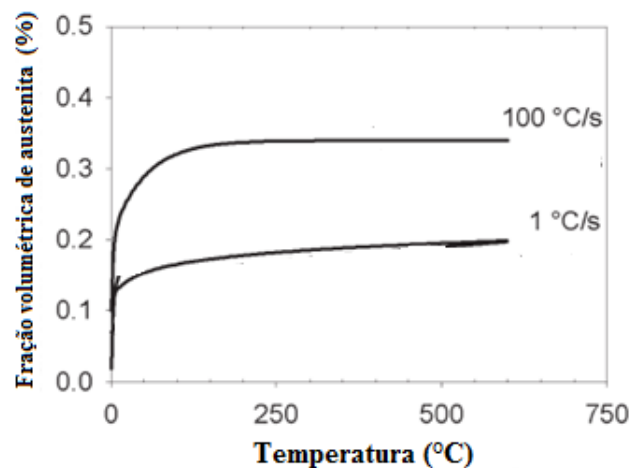


FIG. 2.7 Efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita para a amostra de aço contendo Mo recozido a 750 °C (Adaptado de HUANG *et al.*, 2004).

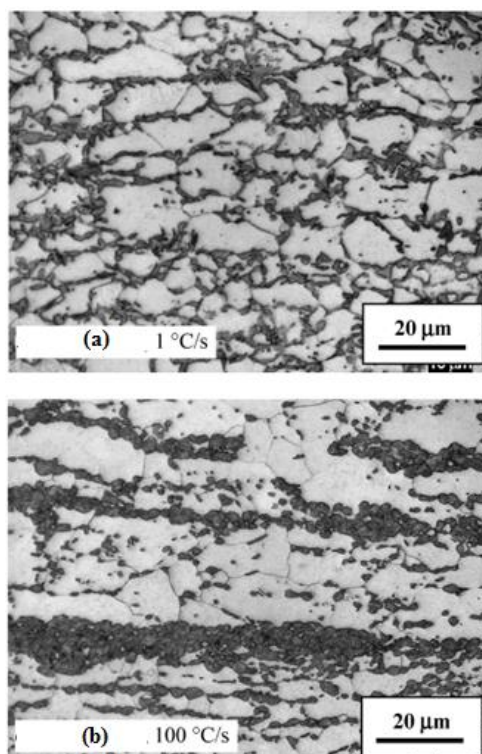


FIG. 2.8 Microestrutura das amostras do aço contendo Mo recozidas a 750 °C por 10 min. (a) taxa de aquecimento de 1 °C/s e (b) taxa de aquecimento de 100 °C/s. Regiões escuras: martensita; e regiões claras: ferrita (Adaptado de HUANG *et al.*, 2004).

Ao examinar essas micrografias, supõe-se que a taxa de resfriamento, que era maior que 100 °C/s, é suficiente para impedir qualquer transformação de austenita de volta em ferrita e, portanto, a fração volumétrica de austenita e a distribuição na temperatura intercrítica são consideradas iguais aos observados para martensita à temperatura ambiente. Os resultados da fração de austenita após 10 minutos a 750 °C obtidos a partir de metalografia quantitativa e da análise dos dados da dilatométrica são apresentados na TAB. 2.3.

TAB. 2.3 Fração volumétrica de austenita do aço contendo Mo recozido a 750 °C por 10 minutos sob diferentes taxas de aquecimento (HUANG *et al.*, 2004).

Fração volumétrica de austenita		
Taxa de aquecimento (°C/s)	Metalografia	Dilatometria
1	0,17	0,17
100	0,34	0,33

Além disso, várias observações importantes podem ser feitas quanto à distribuição e morfologia da austenita. Huang *et al.* (2004) observaram que para o material recozido com

uma taxa de aquecimento de 100 °C/s uma densidade relativamente baixa de grandes ilhas de austenita altamente alongadas se forma. Além disso, apenas poucos grãos de austenita podem ser vistos nos contornos de grãos da ferrita.

Para compreender melhor o comportamento de transformação no aço contendo Mo, na FIG. 2.9 é mostrada a cinética de formação da austenita para as temperaturas de 775 °C e 800 °C com taxas de aquecimento iniciais de 1 °C/s, 10 °C/s e 100 °C/s. Semelhante aos dados de transformação a 750 °C, a transformação no estágio inicial é fortemente afetada pela taxa de aquecimento, ou seja, o aumento da taxa de aquecimento aumenta a taxa de transformação na temperatura de encharque.

Os efeitos da taxa de aquecimento e temperatura são semelhantes para o aço isento de Mo, como mostrado na FIG. 2.10 para o recozimento a 750 °C e 785 °C com taxas de aquecimento de 1 °C/s e 100 °C/s.

Após o recozimento do material laminado a frio, a energia armazenada é liberada por recristalização. Em geral, quando o aço não apresenta elementos que retardam a recristalização da ferrita (a citar: Mo, Nb e B), essa é concluída antes que a faixa de temperatura intercrítica seja atingida, no caso de recozimentos realizados na faixa de valores de taxas de aquecimento estudados.

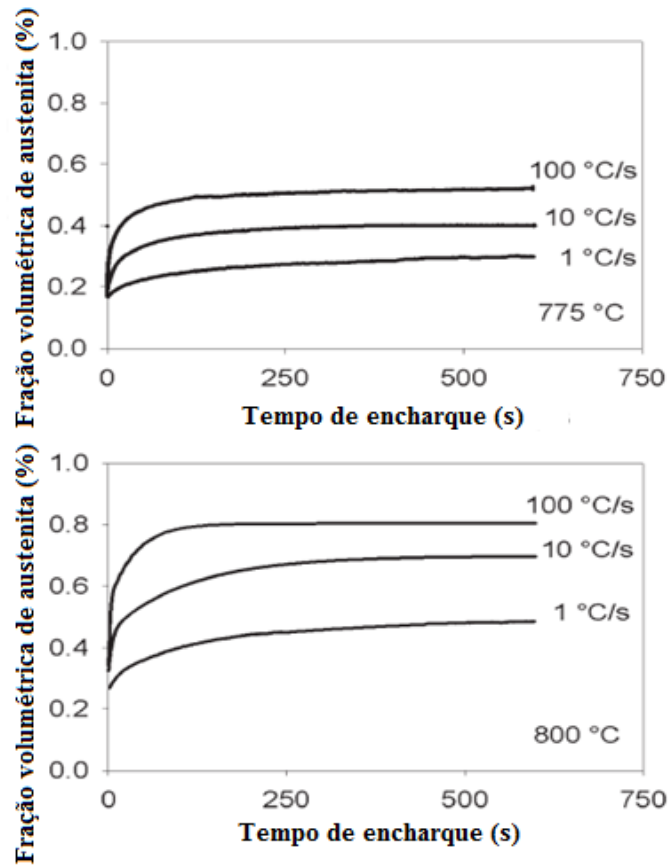


FIG. 2.9 Efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita para a amostra de aço contendo Mo recozido a 775 °C e 800 °C (Adaptado de Huang *et al.*, 2004).

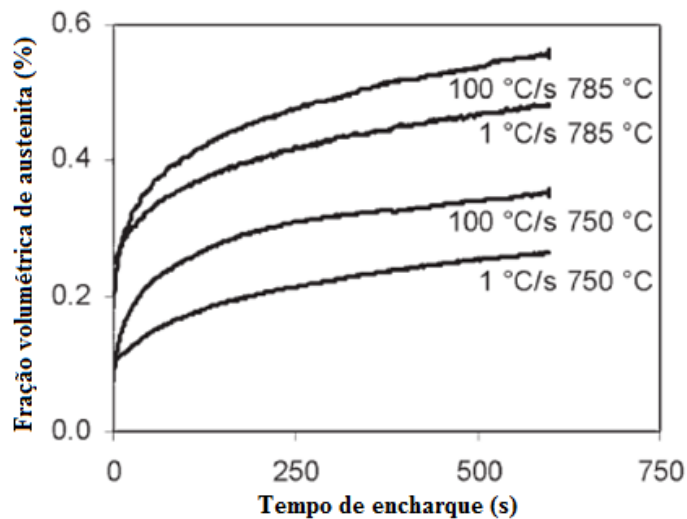


FIG. 2.10 Efeito da taxa de aquecimento na cinética de formação da austenita para a amostra de aço isento de Mo recozido a 750 °C e 785 °C (Adaptado de Huang *et al.*, 2004).

Na FIG. 2.11 é representado um diagrama esquemático que pode ser usado para uma melhor compreensão da formação das características microestruturais observadas na FIG. 2.8.

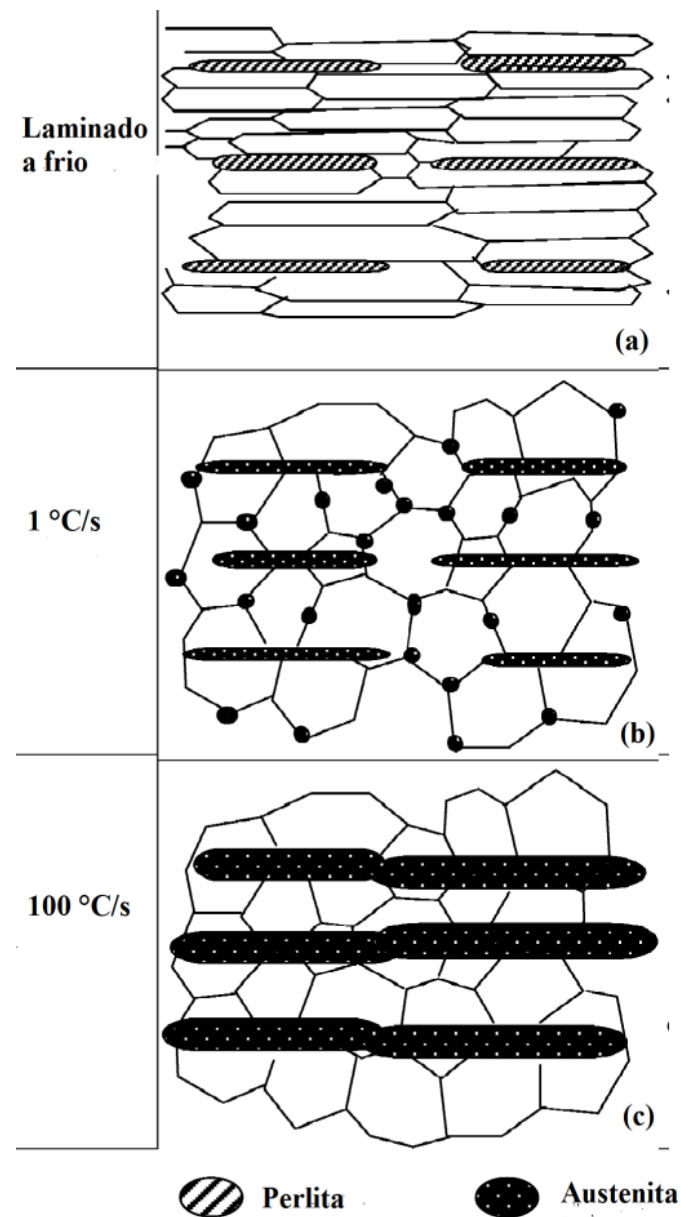


FIG. 2.11 Ilustração esquemática da evolução microestrutural das amostras de aço contendo Mo sob diferentes taxas de aquecimento (Adaptado de Huang *et al.*, 2004).

Primeiramente para condição laminada a frio, a distribuição e forma das colônias de perlita (onde há uma maior concentração de carbono) foram geometricamente modificadas pela laminação a frio. Em segundo lugar, nas taxas de aquecimento mais altas, a recristalização ocorre simultaneamente com a nucleação da austenita. Na menor taxa de aquecimento (1 °C/s), a recristalização da ferrita é essencialmente completada antes que

ocorra a nucleação da austenita. No entanto, a morfologia da austenita é diferente devido ao fato de que a forma inicial das colônias de perlita foram substancialmente modificadas pelo processo de laminação a frio. A situação mais complexa é aquela em que o material experimenta a maior taxa de aquecimento (ou seja, 100 °C/s). Neste caso, ilhas de austenita alongadas muito maiores são observadas. A forma e o arranjo geométrico destas ilhas correspondem à distribuição de perlita deformada. Contudo, as ilhas de austenita são consideravelmente maiores. Além disso, há uma notável ausência da formação de austenita nos contornos de grão da ferrita. A ferrita ainda se recristaliza enquanto a austenita se nucleia nas colônias de perlita e começa a crescer a partir daí. Posteriormente, estes contornos de grãos de ferrita não fornecem sítios de nucleação adequados para a austenita. Assim, há poucas partículas de austenita localizadas nos contornos de grãos da ferrita. Sob estas condições, o crescimento da austenita ocorre rapidamente pelo espessamento e alongamento das antigas colônias de perlita.

Os autores concluíram que a taxa de aquecimento afeta claramente a nucleação e o crescimento da austenita. A interação entre a recristalização de ferrita e a formação de austenita é forte e afeta não apenas a cinética de formação da austenita, mas também sua distribuição e morfologia. Eles ainda concluíram que de um ponto de vista industrial, as taxas de aquecimento empregadas (1 °C/s a 100 °C/s) são típicas as utilizadas nas linhas de recozimento contínuo, de modo que se espera que estes efeitos sejam de relevância industrial. A morfologia da microestrutura final é de particular interesse, uma vez que se espera que a distribuição de martensita altamente anisotrópica, que é produzida sob altas taxas de aquecimento de materiais inicialmente na condição de laminados a frio, tenha efeitos significativos nas propriedades mecânicas finais. O nível de laminação a frio é importante, uma vez que determina a distribuição inicial de carbono, que é predominantemente encontrado nas colônias de perlita e que também afeta a taxa de recristalização da ferrita. A interação entre a recristalização de ferrita e a formação de austenita pode ser controlada alterando as taxas de aquecimento, mas também pela adição de elementos de liga. Como por exemplo, a adição de elementos como Mo, Nb, ou B, que são conhecidos por retardar a recristalização da ferrita, promovendo a sobreposição entre esses fenômenos.

Chowdhury *et al.* (2008) em seu estudo tentaram investigar a evolução textural de um aço DP laminado a frio nos estágios iniciais de recozimento contínuo (aquecimento, encharque e resfriamento) de um ciclo de recozimento industrial, usando um simulador termomecânico Gleeble. Os autores estudaram um aço com uma composição química de porcentagem em

peso de 0,08%C, 1,91%Mn, 0,04%Si, 0,035%Al, laminado a frio com 62% de redução. As amostras foram recozidas utilizando uma Gleeble modelo 3500 nas temperaturas e taxas de aquecimento de 820 (5,3°C/s), 780 (4°C/s) e 750 °C (2,4°C/s) por 56, 75 e 113 s, respectivamente, e resfriadas a uma taxa de 50 °C/s, sendo o meio de resfriamento não informado pelo autor. Os autores observaram por meio de um MEV que as fases presentes na amostra para condição laminada a frio consistiam em grãos alongados de ferrita e colônias deformadas de perlita e algumas pequenas ilhas do constituinte MA. A textura também foi observada por meio da difração de Raios X.

Após a laminação a frio, as amostras foram recozidas em diferentes temperaturas com diferentes taxas de aquecimento. A variação na taxa de aquecimento permitiu que a ferrita se recristalizasse em diferentes proporções antes que a temperatura de encharque fosse alcançada. A recristalização foi concluída durante o aquecimento a cerca de 730 °C, 710 °C e 685 °C para amostras conforme a temperatura de recozimento e taxa de aquecimento adotadas de 820 °C (5,3°C/s), 780 °C (4°C/s) e 750 °C (2,4°C/s), que foram nomeadas como H1, H2 e H3, respectivamente, conforme apresentado na FIG. 2.12.

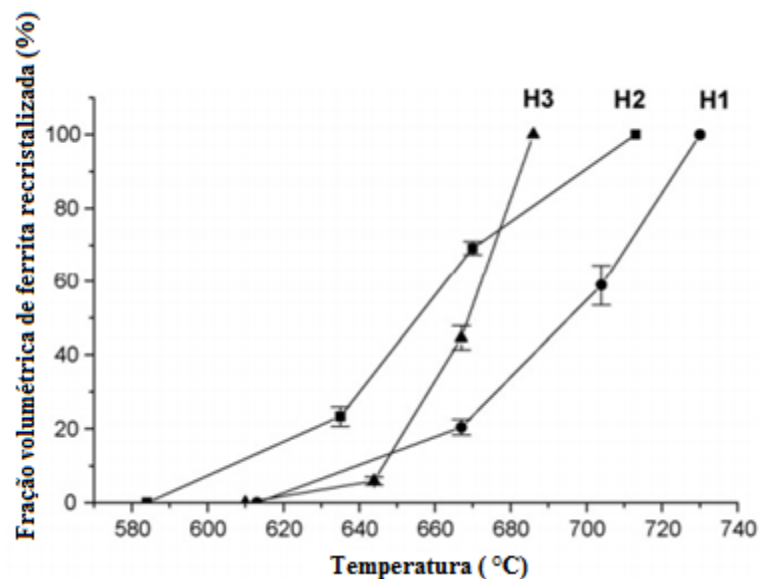


FIG. 2.12 A fração de ferrita recristalizada é uma função da taxa de aquecimento (Adaptado de CHOWDHURY *et al.*, 2008).

Portanto, com base nas taxas de aquecimento adotadas, toda a ferrita é recristalizada antes de atingir a temperatura de encharque, uma vez que de acordo com a composição química apresentada pelos autores o aço em estudo não possui elementos que retardam a recristalização da ferrita (Mo, Nb e B). No entanto, a cinética de recristalização é distinta em

função da taxa adotada e quanto maior a taxa de aquecimento adotada mais alta é a temperatura requerida para a completa recristalização.

As micrografias das amostras após o resfriamento a partir deste estágio são mostradas na FIG.2.13. A microestrutura consiste de uma mistura de ferrita, martensita, constituinte MA e carbonetos. Aumentar a temperatura de 750 °C para 820 °C resultou em menores quantidades de ferrita (áreas cinza-escuro) na microestrutura, FIG.2.13 (a) e (c). Isso se deve à formação de maior quantidade de austenita a temperaturas mais altas, que se transformam em martensita e carbonetos (regiões cinza claro e branco) durante o resfriamento.

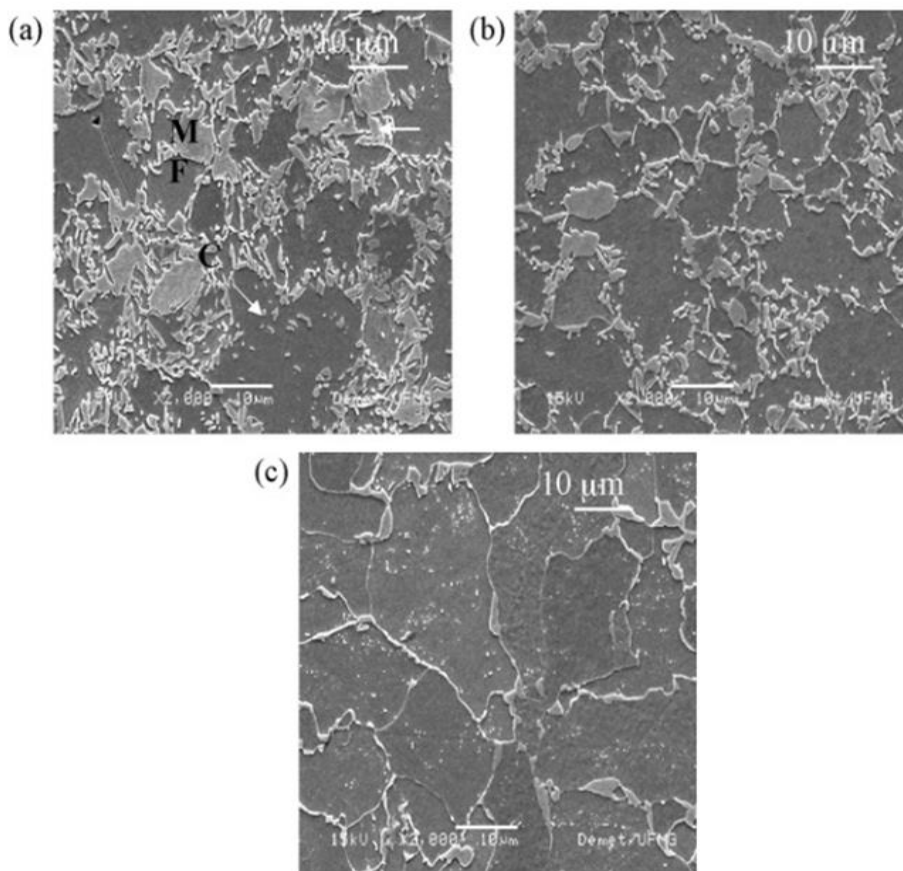


FIG. 2.13 Micrografia das amostras nas condições recozidas a (a) 820 °C; (b) 780 °C e (c) 750 °C. M: Martensita. F: Ferrita. C: Carbonetos. (CHOWDHURY *et al.*, 2008).

Ao observar as micrografias das amostras aquecidas nas temperaturas mais baixas, a quantidade de ferrita é maior e a quantidade de segunda fase (martensita, MA e carbonetos) é menor (FIG.2.13 b e c).

Os autores realizaram uma estimativa da evolução da textura da matriz ferrítica quanto a fibra γ desenvolvida. Os dados sumarizados na TAB.2.4 revelam que há um aumento significativo na intensidade da fibra α com o aumento da taxa de aquecimento.

TAB. 2.4 Evolução dos componentes de textura nos diferentes estágios de recozimento em função de distintas taxas de aquecimento adotadas (CHOWDHURY *et al.*, 2008).

Componente	Laminado a frio	H1 820 °C (5,3 °C/s)	H2 780 °C (4 °C/s)	H3 750°C(2,4 °C/s)
Fibra γ	7,34	7,75	7,10	6,99
Fibra α	16,76	19,91	18,57	16,90

Após o encharque, a microestrutura se torna mais homogênea, a quantidade de austenita aumenta e a quantidade de ferrita diminui com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico (750 °C por 113 s; 780 °C por 75 s; e 820 °C por 56 s). Isto é devido ao mecanismo de difusão que controla esta transformação de fase, onde a temperatura mais alta é mais efetiva que o menor tempo durante o aquecimento e encharque. Como consequência, uma maior fração volumétrica de martensita é formada durante o resfriamento. As amostras recozidas a partir de 820 °C contêm maior quantidade de segunda fase (martensita, cementita e bainita), conforme evidenciado na FIG. 2.13 (a). Esta distribuição sugere que a formação de austenita ocorreu após a completa recristalização da ferrita.

Os autores observaram que os efeitos dos carbonetos são muito importantes na formação de texturas no presente caso. O recozimento de chapas de aço de baixo teor de carbono laminadas a frio envolve três reações independentes, principalmente (a) dissolução parcial da cementita, durante o aquecimento, liberando algum carbono que se difunde na matriz, (b) recuperação e (c) recristalização da ferrita deformada. A quantidade de soluto na matriz durante o recozimento depende da quantidade de carbono em solução na matriz no final da laminação a frio e quanto carbono é liberado das partículas de cementita.

No estudo de Chowdhury *et al.* (2008), após o aquecimento com taxa mais acelerada (H1 = 5,3 °C/s), nota-se a existência de várias partículas de carboneto. Com a diminuição da taxa de aquecimento, mais tempo estará disponível para a dissolução de carbonetos, levando a uma maior dissolução de carbonetos na matriz. Isso pode levar a uma menor fração volumétrica de componentes de textura da fibra γ com a conclusão do aquecimento em condições de taxas

menos aceleradas ($H_2 = 4 \text{ }^\circ\text{C/s}$, e $H_3 = 2,4 \text{ }^\circ\text{C/s}$). A distribuição de carbonetos nas três condições é significativa. Isso refletiu na evolução da fibra γ que se apresentou distinta nestes três aços, mas em todos eles não se desenvolveu por completo. Os autores ainda evidenciaram um aumento significativo da fibra α que se torna ainda mais acentuado com o aumento da taxa de aquecimento. Portanto, se o aço for aquecido rapidamente após a laminação a frio, ocorrerá a recristalização da ferrita antes que ocorra uma dissolução significativa de carbonetos com temperatura de estabilidade mais baixa, como é o caso da cementita. A ausência de carbono em solução sólida parece influenciar na produção de fortes texturas da fibra γ , embora o mecanismo preciso deste efeito não seja claro.

Pode-se concluir por meio da investigação da evolução textural que a variação na taxa de aquecimento até o estabelecimento da temperatura de encharque, bem como o tempo de permanência no encharque, tem influência na textura resultante após o processamento final (CHOWDHURY *et al.*, 2008).

Mohanty *et al.* (2011) realizaram um estudo minucioso para avaliar o efeito de parâmetros de recozimento tais como taxa de aquecimento, temperatura de recozimento intercrítico e tempo de encharque na evolução da austenita, bem como na microestrutura final e propriedades mecânicas de um aço DP de baixo carbono. A composição química do aço usado está apresentada na TAB. 2.5.

TAB. 2.5 Composição química de porcentagem em peso do aço investigado (Mohanty *et al.*, 2011).

C	Mn	Mo +Cr+ Si	Nb	Al	P	N
0,08	1,9	< 0,6	0,010	0,045	0,008	0,006

As amostras foram laminadas a frio até uma espessura de 1,6 mm e recozidas na faixa de temperatura de 1053 K a 1123 K (780 °C a 860 °C) a uma taxa de aquecimento de 10 K/s e 50 K/s nas diferentes temperaturas de recozimento intercrítico com tempos de encharques distintos de 5 e 60 s para cada condição. As amostras foram resfriadas com nitrogênio até a temperatura ambiente.

As alterações relativas a quantidade de austenita formada em função da temperatura de recozimento intercrítico para ambas as taxas de aquecimento são apresentadas na FIG. 2.14.

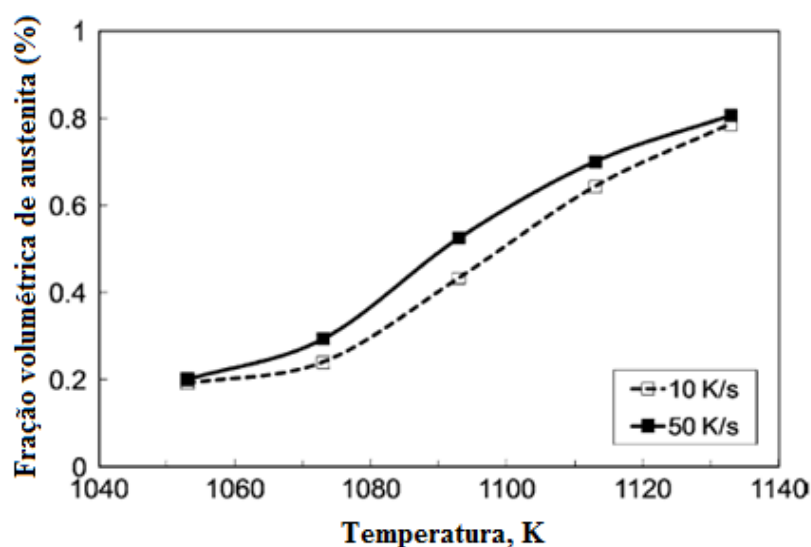


FIG. 2.14 Fração volumétrica de austenita formada durante o aquecimento até a temperatura de recozimento intercrítico (Adaptado de MOHANTY *et al.*, 2011).

Observa-se que em temperaturas mais baixas (até 1053 K (780 °C)), ambas as taxas de aquecimento geram quase a mesma quantidade de austenita. Em temperaturas crescentes, a maior taxa de aquecimento (50 K/s) resulta em maiores frações volumétricas de austenita em comparação com a menor taxa de aquecimento (10 K/s). Esta diferença diminui novamente quando a temperatura de aquecimento se aproxima da austenitização total. O fato de que o aumento da temperatura de recozimento com um aumento da taxa de aquecimento resulta em uma maior fração volumétrica de austenita também foi observado e constatado por Huang *et al.* (2004) e Chowdhury *et al.* (2008) em seus estudos conforme apresentado anteriormente.

Para estudar o progresso da recristalização e austenitização nas duas taxas de aquecimento, os autores realizaram experimentos em um dilatômetro com temperaturas de encharque variando de 993 K a 1133 K (720 °C a 860 °C), onde as amostras foram rapidamente resfriadas por gás hélio (~ 100 K/s). Taxas de aquecimento de 10 e 50 K/s foram usadas. Um conjunto representativo das microestruturas obtidas é apresentado na FIG. 2.15.

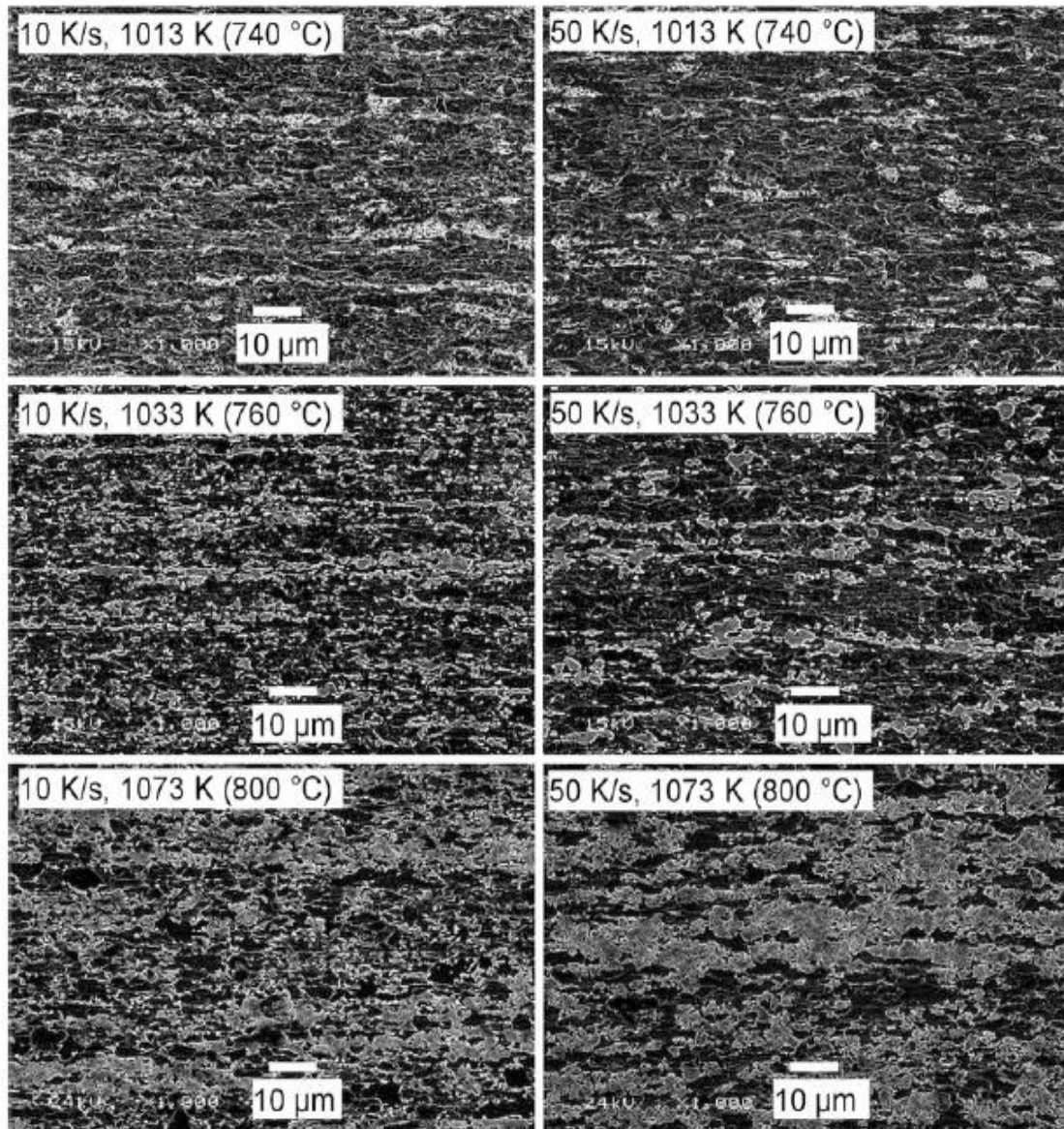


FIG. 2.15 Micrografias mostrando o efeito da taxa de aquecimento na recrystalização e formação de austenita após o resfriamento com gás hélio a partir de diferentes temperaturas de recozimento intercrítico (MOHANTY *et al.*, 2011).

Os autores observaram que a formação de austenita começa antes da completa recrystalização da ferrita, e ambos os processos progridem simultaneamente. Mohanty *et al.* (2011), assim como Chowdhury *et al.* (2008), constataram que taxas de aquecimento mais altas aumentam a temperatura necessária para a completa recrystalização da ferrita. Sob todas as condições, os principais constituintes da microestrutura são ferrita e martensita. A quantidade de martensita corresponde a quantidade de austenita formada durante os processos de aquecimento e tempo de encharque.

Mohanty *et al.* (2011) observaram também por meio das micrografias que a recristalização não está completa, pelo menos, até 1073 K (800 °C) para ambas as taxas de aquecimento. Eles também observaram que um aumento no tempo de encharque diminui a fração volumétrica de ferrita não recristalizada. Um aumento na temperatura de recozimento aumenta a fração volumétrica de martensita e reduz o tamanho de grãos de ferrita e ilhas de martensita. À medida que a temperatura de recozimento é aumentada para além de 1093 K (820 °C), pode-se observar a presença de bainita, além da ferrita e da martensita. Deve-se notar que em temperaturas acima de 1093 K (820 °C), uma maior fração volumétrica de bainita é observada para a menor taxa de aquecimento. Na FIG. 2.16 estão representadas as micrografias obtidas para a faixa de temperatura de 1053 K a 1133 K (780 °C a 860 °C) e na TAB. 2.6 a fração volumétrica para cada condição.

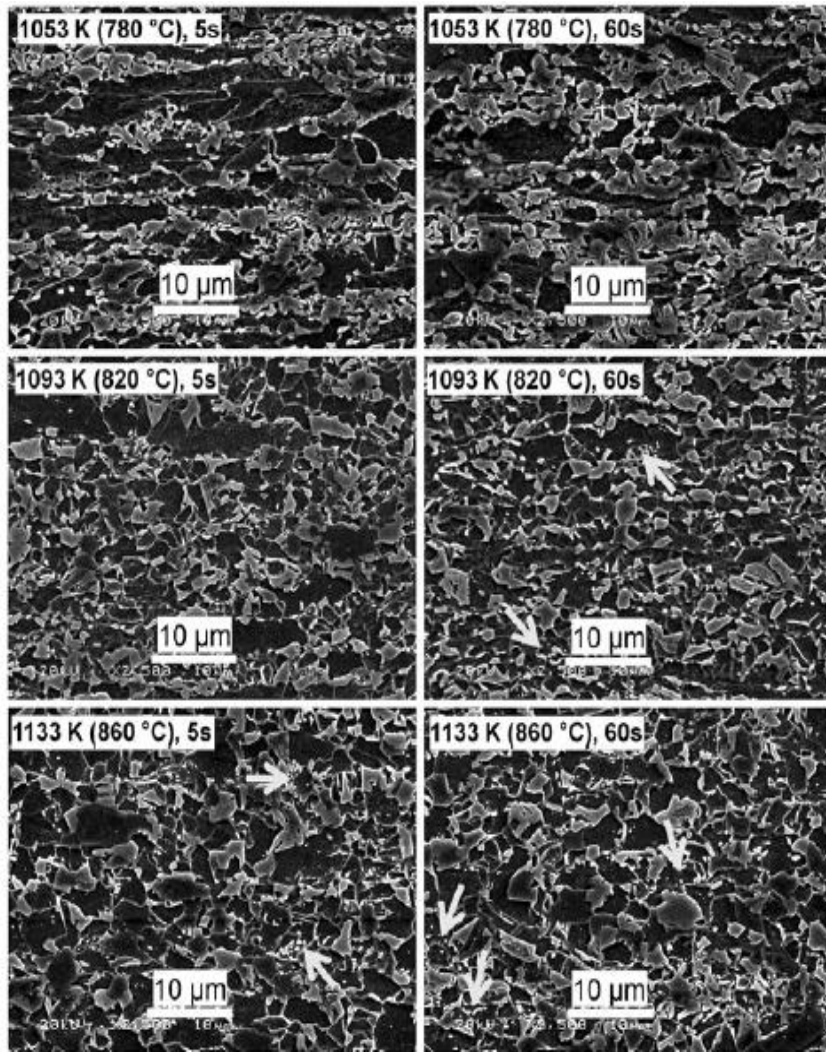


FIG. 2.16 Micrografias mostrando o efeito da temperatura de recozimento e tempo de encharque em microestruturas obtidas a uma taxa de aquecimento de 10 K/s. As setas representam bainita (MOHANTY *et al.*, 2011).

TAB. 2.6 Fração volumétrica de Ferrita (F), Martensita (M) e Bainita (B) presentes após recozimento. Os valores apresentados são a média de três microestruturas (Adaptado de MOHANTY *et al.*, 2011).

Temperatura de recozimento [K (°C)]/ Tempo de encharque	Taxa de aquecimento = 10 k/s					
	5 s			60 s		
	F	M	B	F	M	B
1053 (780)	83	17	0	78	22	0
1073 (800)	75	25	0	70	30	0
1093 (820)	67	32	0	61	36	3
1113 (840)	68	28	4	68	23	6
1123 (860)	67	26	7	68	24	8
	Taxa de aquecimento = 50 k/s					
	5 s			60 s		
	F	M	B	F	M	B
1053 (780)	87	13	0	81	19	0
1073 (800)	74	20	0	70	25	0
1093 (820)	75	25	0	64	32	4
1113 (840)	71	26	3	71	24	5
1123 (860)	72	25	3	70	25	5

O efeito do tempo de encharque na microestrutura é menos pronunciado do que o efeito da temperatura de recozimento. Em temperaturas abaixo de 1093 K (820 °C), um aumento no tempo de permanência na temperatura de recozimento de 5 a 60 s aumenta a fração volumétrica de martensita em apenas 5%. Quando aquecido na taxa de aquecimento mais baixa para altas temperaturas de recozimento, aproximadamente, 1113 K (840 °C) ou acima dessa temperatura, um aumento no tempo de espera resulta em uma maior quantidade de bainita. O efeito não é significativo para a maior taxa de aquecimento.

De acordo com Mohanty *et al.* (2011), a recristalização da ferrita é retardada quando o aço é aquecido na taxa mais alta (50 K/s) em comparação com a menor taxa de aquecimento de 10 K/s. Entretanto, vale ressaltar que o material estudado por eles contém elementos que retardam a recristalização da ferrita (adições de Mo e Nb), assim como no estudo realizado por Huang *et al.* (2004). Eles concluem em seu estudo que a recristalização da ferrita não é retardada apenas pela taxa mais alta, mas também pela adição de elementos de liga.

As regiões ricas em carbono (martensita / bainita / perlita) presentes na microestrutura do material no estado como recebido se transformam primeiro em austenita durante o recozimento, independentemente da taxa de aquecimento.

A maior taxa de aquecimento torna o tempo disponível para a difusão de carbono mais curto, assim como reduz o número de grãos de ferrita recristalizada. Assim, em um aquecimento mais alto o número de núcleos de austenita formados nos contornos de grãos da ferrita é, relativamente, menor do que na taxa de aquecimento mais baixa, e a nucleação de austenita ocorre em áreas ricas em carbono. O menor tempo disponível em altas taxas de aquecimento limita a difusão de carbono a curtas distâncias. A maior taxa de aquecimento também leva a formação de ilhas grosseiras e alongadas de austenita. Esses resultados corroboram com os obtidos e evidenciados por Huang *et al.* (2004) na FIG 2.8b.

Em taxas de aquecimento mais baixas, o processo de recristalização começa mais cedo, portanto, na mesma temperatura de recozimento, a microestrutura consiste em uma fração maior de grãos de ferrita recristalizada quando comparados com a microestrutura obtida em altas taxas de aquecimento. A presença de uma maior fração de ferrita recristalizada, assim como um tempo suficiente para a difusão do carbono, facilita a nucleação da austenita nos contornos de grãos da ferrita. Como resultado, a austenita nucleada em áreas antes ricas em carbono e nos contornos de grão crescem simultaneamente, formando uma rede de ilhas finas de austenita ao longo dos contornos de grãos de ferrita. Estas considerações são consistentes com as microestruturas mostradas na FIG. 2.15, onde ilhas de martensita observadas após recozimento a uma taxa de aquecimento de 10 K/s são mais finas e mais uniformemente distribuídas quando comparadas àquelas observadas a uma taxa de aquecimento de 50 K/s, que são mais grosseiras e alinhadas ao longo da direção de laminação.

Os autores concluíram que um aumento na taxa de aquecimento de 10 para 50 K/s retarda a recristalização e aumenta a temperatura para a completa recristalização. A recristalização e a formação da austenita ocorrem simultaneamente, e a extensão da recristalização antes do início da formação da austenita influencia a cinética de formação da austenita e a distribuição de seus núcleos.

Durante o recozimento contínuo na região intercrítica, um aumento na taxa de aquecimento de 10 para 50 K/s aumenta a fração volumétrica de austenita formada devido a predominância do crescimento da austenita sobre o processo de nucleação, que prevalece na menor taxa de aquecimento. As ilhas de austenita formadas na maior taxa de aquecimento são grosseiras e alongadas ao longo da direção de laminação.

Por fim, o aço aquecido na taxa mais alta (50 K/s) apresenta um nível de resistência menor, apesar da fração volumétrica inicialmente maior da austenita, pois sua composição

não homogênea resulta em um menor endurecimento, facilitando a formação de ferrita em locais de menor teor de carbono.

2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS DUAL PHASE LAMINADOS A FRIO

Devido as suas propriedades únicas, os aços Dual Phase ou aços Bifásicos, como são conhecidos, são uma excelente classe de Aços Avançados de Alta Resistência usada na indústria automobilística. Conforme já visto, a microestrutura do aço DP é formada por uma matriz ferrítica, responsável por conferir ductilidade ao aço, e ilhas dispersas de martensita, que irão garantir a alta resistência mecânica. Essa diferença nas propriedades mecânicas das fases constituintes torna o comportamento mecânico do aço DP único.

Sendo assim, esses fatores devem ser levados em consideração e analisados a fim de se obter as melhores propriedades mecânicas possíveis para as aplicações que se destina.

Em relação às propriedades mecânicas, o limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE), alongamento e índice de anisotropia são parâmetros considerados de extrema importância, pois são de grande interesse para indústria automobilística, visto que com o aumento da resistência mecânica há uma diminuição no peso dos veículos e uma consequente redução no consumo de combustível. A análise direta das propriedades mecânicas de cada fase presente é considerada difícil, uma vez que a obtenção de uma curva tensão-deformação da ferrita pura e da martensita apresentam alguns obstáculos como, as discordâncias livres na ferrita induzida pela expansão do volume durante a transformação martensítica, que faz com que a ferrita apresente um baixo limite de resistência, um escoamento contínuo e uma variação da tensão devido a quantidade de carbono na martensita (KUANG, 2009). Mas, as características das fases presentes podem ser estimadas e conforme citado, anteriormente, e evidenciado por diversos autores (HAYAT e UZUN, 2011; MAFFEI *et al.*, 2007; BRANCO, 2007; CORREA *et al.*, 2014), a resistência de um aço bifásico pode ser aumentada com o aumento da fração volumétrica de martensita.

Entretanto uma alta fração volumétrica de martensita combinada com a precipitação de carbonetos reduz a ductilidade (SUN e PUGH, 2002). Portanto, o teor de carbono presente na martensita deve ser analisado, pois este influencia diretamente no limite de resistência.

Na FIG. 2.17 é possível observar uma relação não linear do Limite de Escoamento e do Limite de Resistência com a fração volumétrica de martensita, ao se atingir uma fração volumétrica de martensita na faixa de aproximadamente 48% a 60%, a resistência do aço decresce. A partir de 85% os dois fatores se equivalem e não se observam nem aumento nem redução da resistência com o acréscimo da fração em volume da fase dura, martensita (DAVIS e MAGEE, 1978 *apud* Kumar *et al.*,2007; FORGAS, 2009).

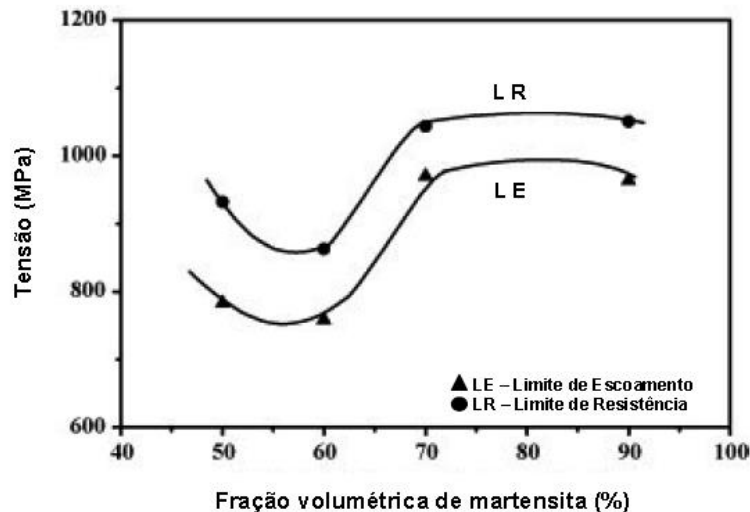


FIG. 2.17 Variação da resistência mecânica de um aço bifásico em função da fração de martensita (Adaptado de KUMAR *et al.*, 2007).

Logo, a resistência mecânica de um aço bifásico dependerá do tamanho de grão da ferrita, da quantidade de martensita que irá se formar, além do teor de carbono na austenita, pois quanto maior esse teor na austenita maior será o teor de carbono na martensita formada e, conseqüentemente, maior a sua resistência. Sendo assim, estes parâmetros devem ser equilibrados de forma a se obter o máximo de resistência mecânica (KUMAR *et al.*, 2009).

Em relação ao limite de escoamento, o aço DP exhibe um comportamento de escoamento contínuo, ou seja, uma transição contínua entre os regimes elástico e plástico sem a presença do patamar de escoamento, conforme pode ser observado na FIG. 2.18 e isto pode ser atribuído à presença de discordâncias móveis, que são introduzidas na ferrita pela deformação plástica que ocorre durante a transformação da austenita em martensita. Como a transformação da austenita em martensita ocorre em baixa temperatura, a ferrita acaba se deformando plasticamente para acomodar a expansão volumétrica que ocorre durante essa transformação. Como resultado, tanto uma alta densidade de discordâncias como tensões residuais são geradas na matriz ferrítica (MAFFEI *et al.*, 2007).

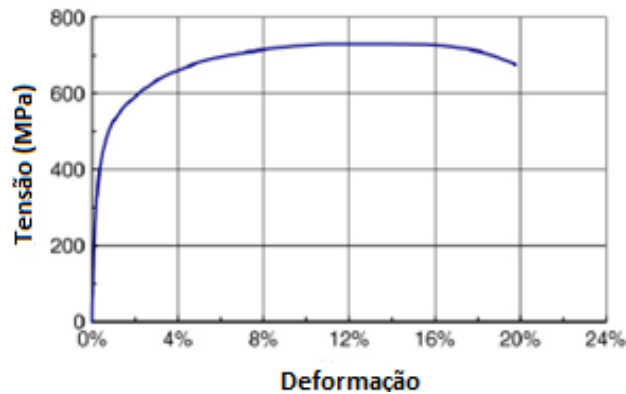


FIG. 2.18 Exemplo de uma curva tensão *versus* deformação de um aço dual phase recozido a 760 °C (Adaptado de MAFFEI *et al.*, 2007).

Assim sendo, o comportamento de escoamento contínuo é proveniente do acréscimo de discordâncias móveis que foram geradas na transformação da austenita em martensita e as tensões residuais, visto que o carbono não ancora essas discordâncias por estar mais concentrado na martensita e não permite a formação das bandas de Lüders. Assim, permite que o aço bifásico se deforme plasticamente sob baixas tensões com escoamento contínuo, o que é importante no processo de estampagem a que esses aços serão submetidos para a aplicação na indústria automobilística (SARWAR e PRIESTNER, 1996).

A composição química desses aços também é um fator muito importante, já que a adição de elementos de liga tem a capacidade de ativar mecanismos de endurecimento como tamanho de grão, solução sólida e precipitados.

O tamanho de grão pode ser controlado por meio da adição de elementos de liga como Nb e V que tem a capacidade de refinar o grão, promovendo um endurecimento por tamanho de grão que é capaz de aumentar a resistência sem que haja perda de ductilidade.

Na FIG. 2.19 é mostrado um comparativo da curva tensão x deformação de um aço DP entre uma granulometria fina e outra grosseira.

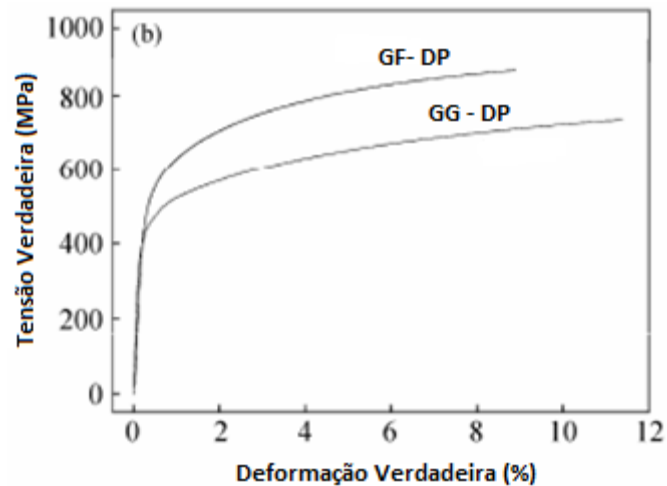


FIG. 2.19 Curva verdadeira Tensão *versus* Deformação de Granulação Fina (GF) e Granulação Grosseira (GG) de um aço DP (Adaptado de XU *et al.*, 2008).

Han *et al.* (2011) estudaram dois tipos de aços, um isento e outro com adição de Mo, entretanto, os autores não informam o percentual de Mo adicionado. Eles avaliaram a influência do Mo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço DP laminado a frio. A composição química está apresentada na TAB. 2.7.

TAB. 2.7 Composição química de um aço objetivando a produção de DP1000 (% em massa) (Han *et al.*, 2011).

Aço	C	Si	Cr	Mn	Mo
Isento de Mo	0,17	0,60	0,55	<2,0	-
Adição de Mo	0,19	0,54	0,57	<2,0	% não informado

As amostras foram laminadas a frio sofrendo uma redução de 5 mm para 1,2 mm para a amostra sem adição de Mo e para 1,4 mm para a amostra com adição de Mo. As amostras foram recozidas a 800 °C por 100 s e em seguida resfriadas por um jato de gás.

Os autores avaliaram a evolução da microestrutura da condição recozida dos dois aços utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV) e realizaram a quantificação das fases com o auxílio do MO e de um software para tratamento das imagens.

Han *et al.* (2011) observaram que após o recozimento a microestrutura do aço livre de Mo é composta por ferrita e algumas ilhas de martensita, que é semelhante ao aço contendo Mo. A fração volumétrica de martensita do aço isento de Mo é de cerca de 64%, já a fração volumétrica do aço com adição de Mo é de 69%. O Mo melhora a temperabilidade do aço.

Além disso, a martensita do aço com adições de Mo se encontra conectada por pequenas ilhas de martensita, conforme apresentado na FIG.2.20.

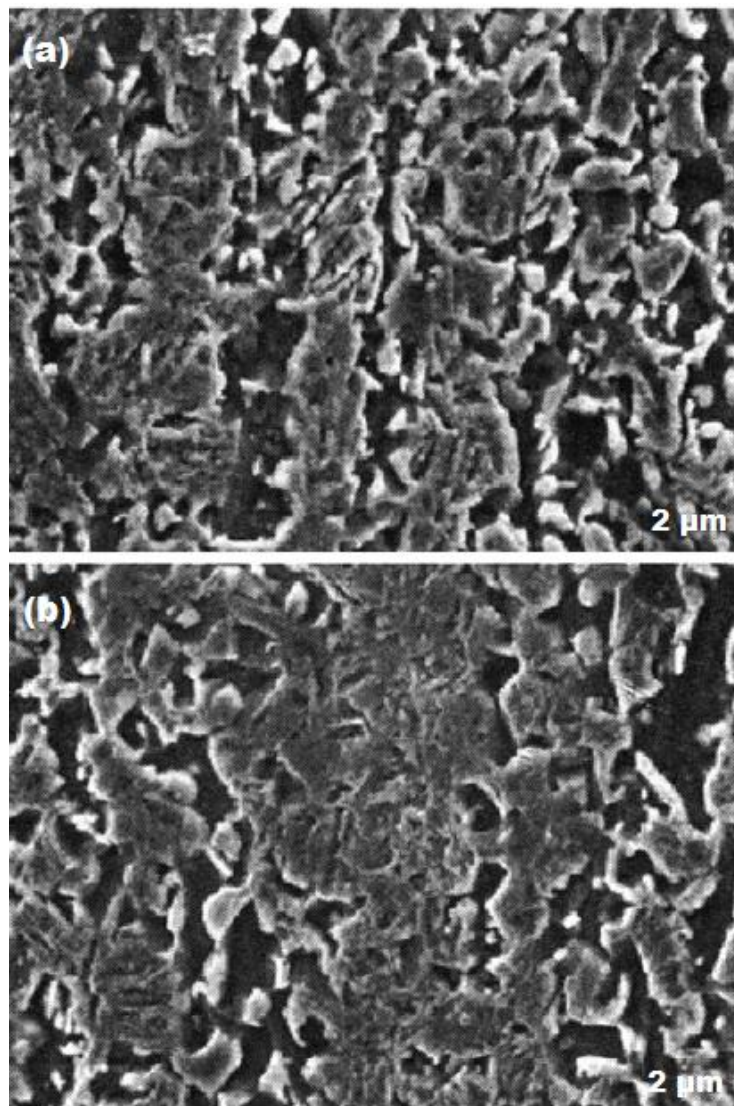


FIG. 2.20 Micrografia da amostra recozida a 800 °C por 100 s do aço (a) isento de Mo e (b) contendo Mo (Han *et al.*, 2011).

Eles também analisaram as propriedades mecânicas por meio do ensaio de tração uniaxial e verificaram que, o limite de escoamento do aço contendo Mo é 198 MPa superior ao do aço livre de Mo. O limite de resistência do aço com adição de Mo também é maior do que o isento de Mo.

A solubilidade do Mo na austenita e no Fe- α é de aproximadamente 8% e 32%, respectivamente (WENG, 2003 *apud* HAN *et al.*, 2011). Como a solubilidade no Fe- α é maior do que na austenita, a maior parte do Mo se dissolve no Fe- α e não pode precipitar durante o

resfriamento rápido após o recozimento intercrítico. Logo, o Mo melhora a resistência da ferrita e aumenta o limite de escoamento.

Os autores ao avaliarem a curva de tensão-deformação do aço livre de Mo e do aço contendo Mo verificaram que as curvas poderiam ser divididas em três etapas conforme FIG.2.21.

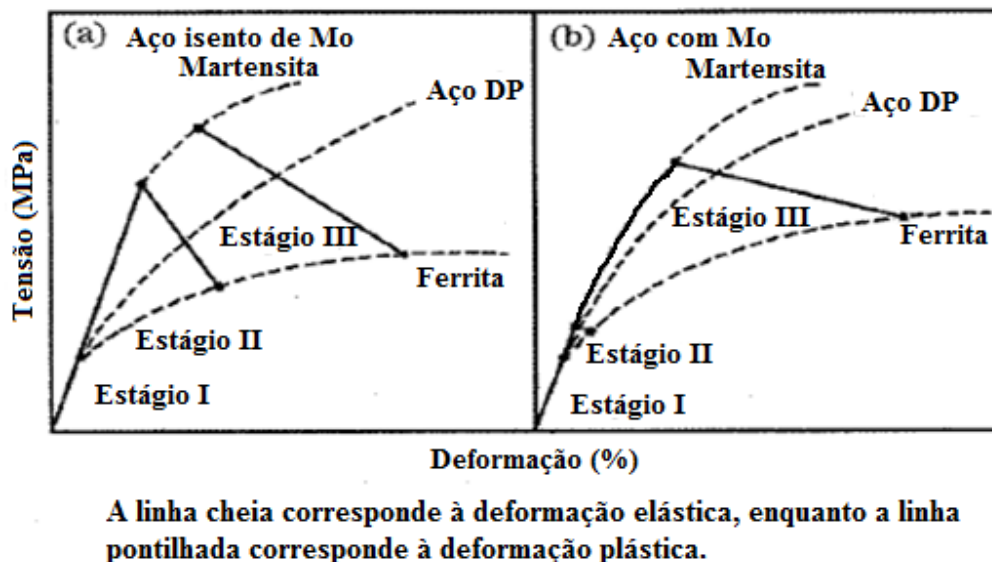


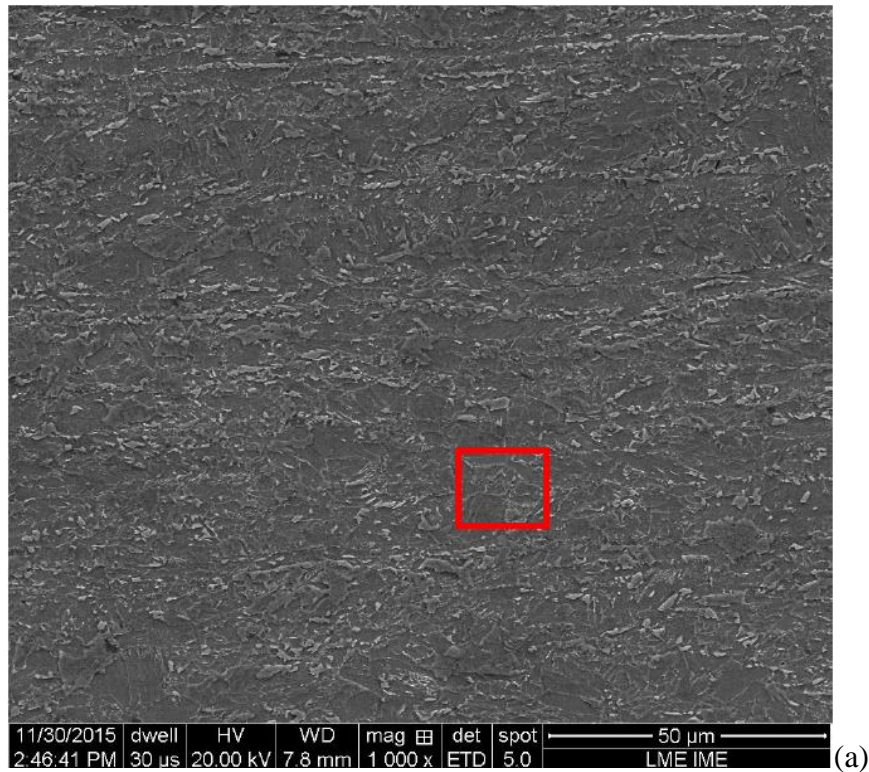
FIG. 2.21 Comportamento da deformação e relação tensão-deformação das fases presentes de um aço DP (Adaptado de Han *et al.*,2011).

Então, eles concluíram que para o aço isento de Mo no Estágio I: Ambas as fases se deformam elasticamente. Estágio II: A ferrita se deforma plasticamente, mas a martensita se deforma elasticamente. Estágio III: Ambas as fases se deformam plasticamente. O processo de deformação é mostrado na FIG.2.21 (a).

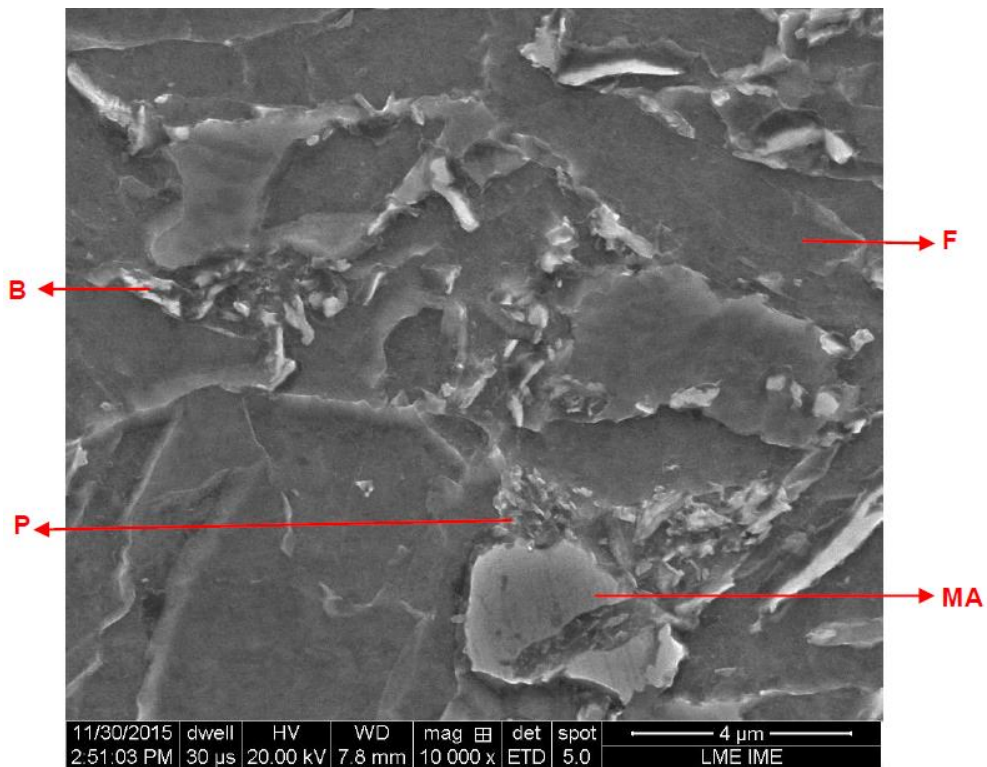
Já o comportamento de deformação para o aço contendo Mo é mostrado na FIG.2.21 (b) e eles concluíram que no Estágio I: ambas as fases se deformam elasticamente. Estágio II: A ferrita se deforma plasticamente e a martensita continua a deformar-se elasticamente. No entanto, esse estágio dura muito mais que em um aço livre de Mo. Estágio III: Devido à martensita maciça formada no aço contendo Mo as ilhas de martensita se encontram conectadas entre si, ambas as fases se deformam plasticamente por um longo estágio. Após o escoamento da ferrita, em uma pequena tensão, as ilhas de martensita começam a escoar. Enquanto isso, a ferrita e a martensita suportam a carga e a tensão juntas. No terceiro estágio, por causa das ilhas de martensita conectadas entre si, a fase inicial de deformação não é a martensita maciça, mas as pequenas ilhas de martensita. Então a ferrita se deforma para

participar na deformação de toda a matriz. Quando a deformação plástica se acumula, a incompatibilidade das duas fases causa a concentração de tensão, então a martensita maciça se deforma o que melhora a compatibilidade das fases. Este tipo de processo de deformação confere ao aço contendo Mo características de endurecimento nos dois estágios.

Gurgel (2016) ao estudar o mesmo aço objeto de estudo dessa dissertação. A mesma fez uso de um aço baixo carbono com microadição de Mo e Nb (0,11-0,15%C, 1,60-1,80%Mn, 0,10 a 0,30%Mo, 0,10%Ni, 0,10%Cr, 0,030%Nb e 0,05%Si, em peso) laminado a quente submetido a uma laminação a frio, em escala industrial (60% de redução), objetivando produzir um aço DP via recozimento contínuo no campo intercrítico. Ela buscou verificar a influência da temperatura de recozimento intercrítico (entre 680 e 920 °C, por 3 minutos) na fração de fases formadas durante o resfriamento, sob condição única de resfriamento ao ar, por meio de microscopia óptica, observou a evolução da morfologia das fases presentes com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura e avaliou as propriedades mecânicas utilizando um ultramicrodurômetro instrumentado. Ao analisar a microestrutura do seu material de partida nas condições laminada a quente e a frio, Gurgel (2016) observou inicialmente uma microestrutura laminada a quente refinada constituída de uma matriz ferrítica, com grãos aciculares, associada a uma segunda fase de perlita, bainita e constituinte MA, conforme FIG. 2.22. Após a laminação a frio, em escala industrial, com 60% de redução na espessura, a microestrutura passou a ser constituída de uma matriz de ferrita encruada e os mesmos microconstituintes relacionados a segunda fase presente na condição laminada a quente (perlita, bainita e MA), conforme FIG. 2.23.



(a)



(b)

FIG. 2.22 Microestrutura da amostra na condição laminada a quente para posterior produção de aço DP laminado a frio e recozido intercriticamente nas temperaturas de 800 e 840 °C. (b) detalhe da região destacada em (a). MEV. Ataque: Nital 3%. F = Ferrita; P = Perlita; B = Bainita; MA = Martensita-Austenita (GURGEL, 2016).

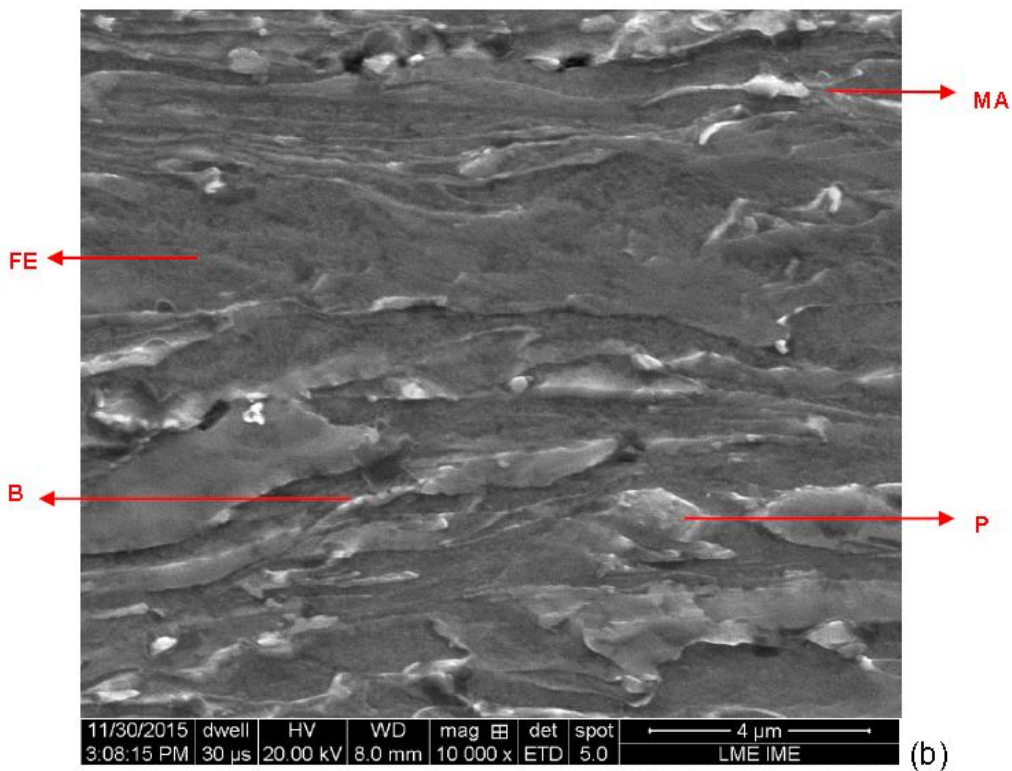
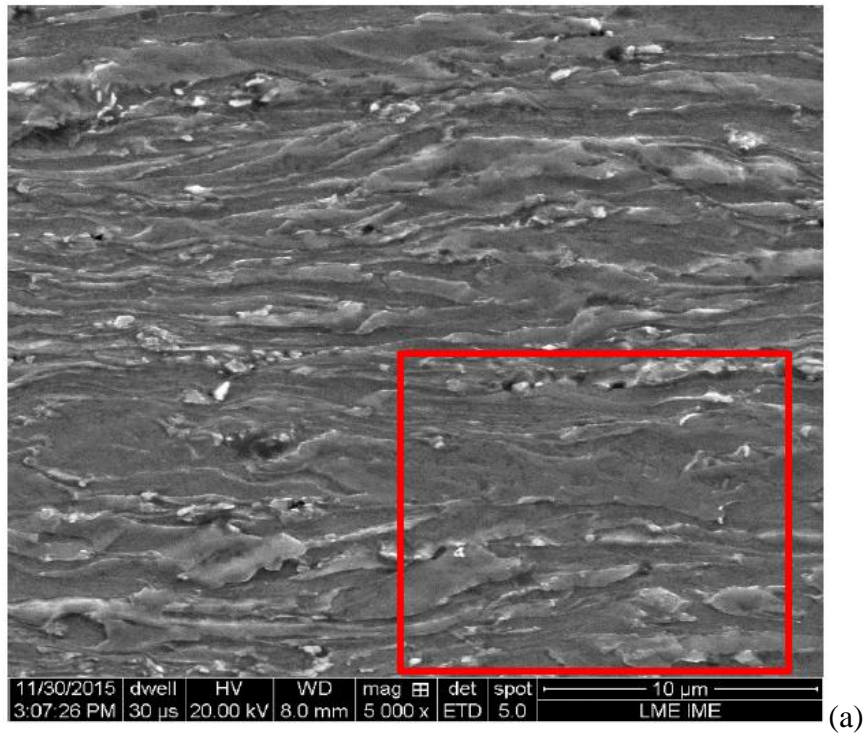


FIG. 2.23 Microestrutura da amostra na condição laminada a frio para posteriormente ser submetida a recozimento intercrítico a fim de produzir um aço DP. (b) detalhe da região destacada em (a). MEV. Ataque: Nital 3%. FE = Ferrita encruada; P = Perlita; B = Bainita; MA = Martensita-Austenita (GURGEL, 2016).

Seus resultados apontaram que as condições de recozimento com temperatura de encharque no intervalo entre 800 e 840 °C trariam melhores resultados em termos de fração de martensita, morfologia / tamanho e distribuição das ilhas de martensita na matriz ferrítica, e comportamento mecânico para um aço DP.

Para além disso, Gurgel (2016) avaliou o uso dos ataques distintos de Nital 3% e Picral 5% para revelar a microestrutura a fim de criticar os resultados da análise de imagem para quantificação de fases, conforme resultados apresentados para as temperaturas de 800 e 840 °C nas TAB. 2.8 e 2.9. Onde constatou que o fato da solução de Picral somente reagir sobre as regiões enriquecidas em carbono (carbonetos, perlita, bainita, martensita e austenita retida) e não realçar os contornos de grão da ferrita, conforme ação da solução de Nital, permitiu obter valores menores de segunda fase e mais próximos a realidade das microestruturas analisadas.

TAB. 2.8 Quantificação de fase de um aço DP recozido intercriticamente nas temperaturas selecionadas de 800 e 840°C por 3 minutos, com resfriamento ao ar. Ataque com Nital 3% (GURGEL, 2016).

Fração Volumétrica dos Constituintes		
Condição	Ferrita Recristalizada	Segunda Fase + Ferrita Encruada
Recozido a 800 °C	73,77	26,23
Desvio Padrão	4,04	
N	3	
Erro	4,66	
Condição	Ferrita Recristalizada	Segunda Fase + Ferrita Encruada
Recozido a 840 °C	65,06	34,94
Desvio Padrão	3,16	
N	3	
Erro	3,65	

TAB. 2.9 Quantificação de fase de um aço DP recozido intercriticamente nas temperaturas selecionadas de 800 e 840°C por 3 minutos, com resfriamento ao ar. Ataque com Picral 5% (GURGEL, 2016).

Fração Volumétrica dos Constituintes		
Condição	Matriz Ferrítica	Segunda Fase
Recozido a 800 °C	76,70	23,30
Desvio Padrão	2,70	
N	3	
Erro	3,11	
Condição	Matriz Ferrítica	Segunda Fase
Recozido a 840 °C	69,02	30,98
Desvio Padrão	4,90	
N	3	
Erro	5,66	

Os resultados da quantificação de fase de Gurgel (2016) mostraram que conforme a temperatura de recozimento intercrítico aumenta (entre 680 e 920 °C, com avaliações de 40 em 40 °C) há uma redução da fração volumétrica de ferrita e um aumento da fração volumétrica de martensita, sendo esta última responsável por conferir resistência ao aço. Em destaque para as imagens do microscópio eletrônico de varredura que permitiram constatar a morfologia das fases presentes, a citar como exemplo o resultado do recozimento intercrítico nas temperaturas de 800 e 840 °C por 3 minutos seguido de resfriamento ao ar.

Para as amostras recozidas a 800 e 840 °C além da presença de ferrita encruada, bainita e constituinte martensita-austenita nota-se a presença de ferrita recristalizada formada durante o encharque no recozimento intercrítico, sem a possibilidade de afirmar quanto a presença ou não de ferrita epitaxial, conforme FIG. 2.24 e 2.25. Ao fazer um comparativo das microestruturas a 800 e 840 °C é possível perceber que há realmente um decréscimo na fração volumétrica de ferrita encruada e um aumento na fração volumétrica de martensita em função da elevação da temperatura de encharque, no recozimento intercrítico, o que permite um maior avanço no processo de recristalização da ferrita encruada pela laminação a frio.

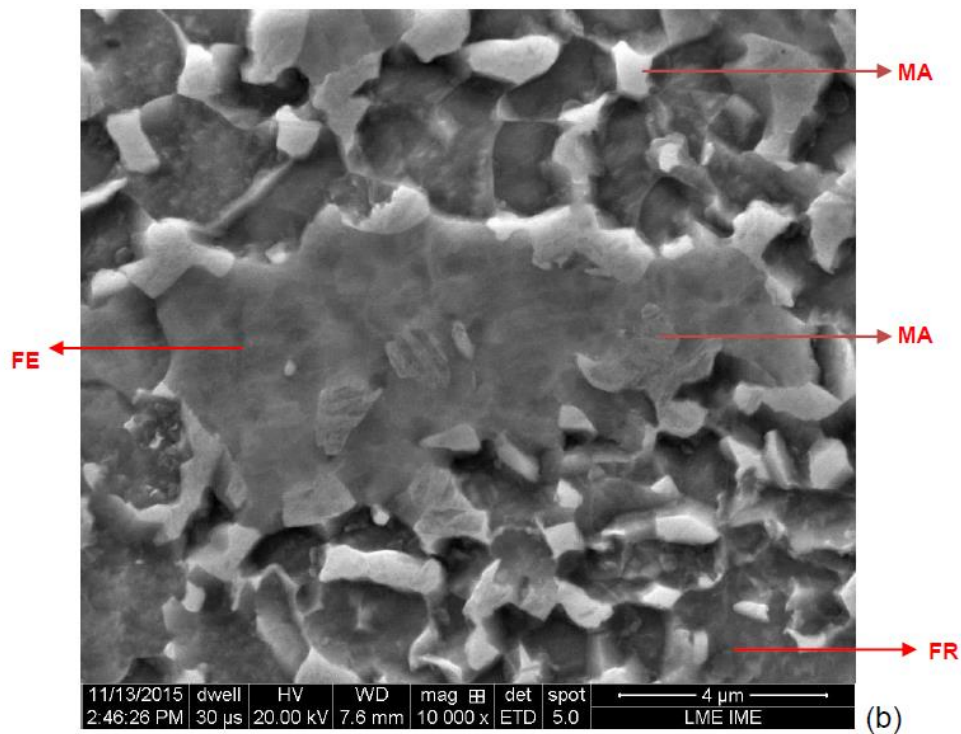
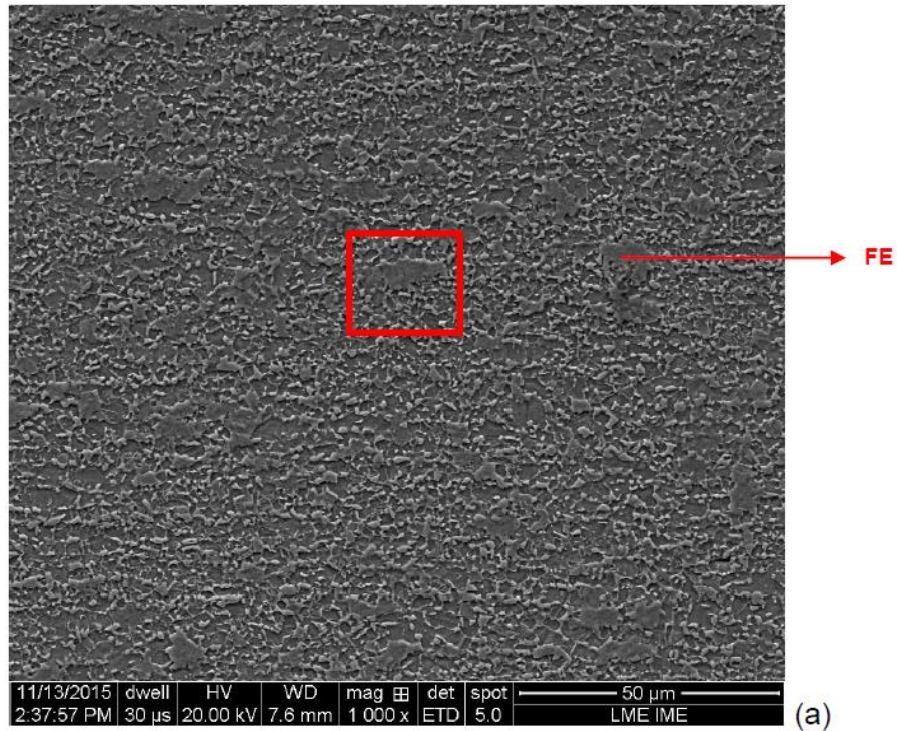


FIG. 2.24 Microestrutura da amostra na condição recozida a 800 °C por 3 minutos resfriamento ao ar. (b) detalhe da região destacada em (a). MEV. Ataque: Nital 3%. FE = Ferrita encruada; FR= Ferrita recristalizada; MA = Martensita-Austenita (GURGEL, 2016).

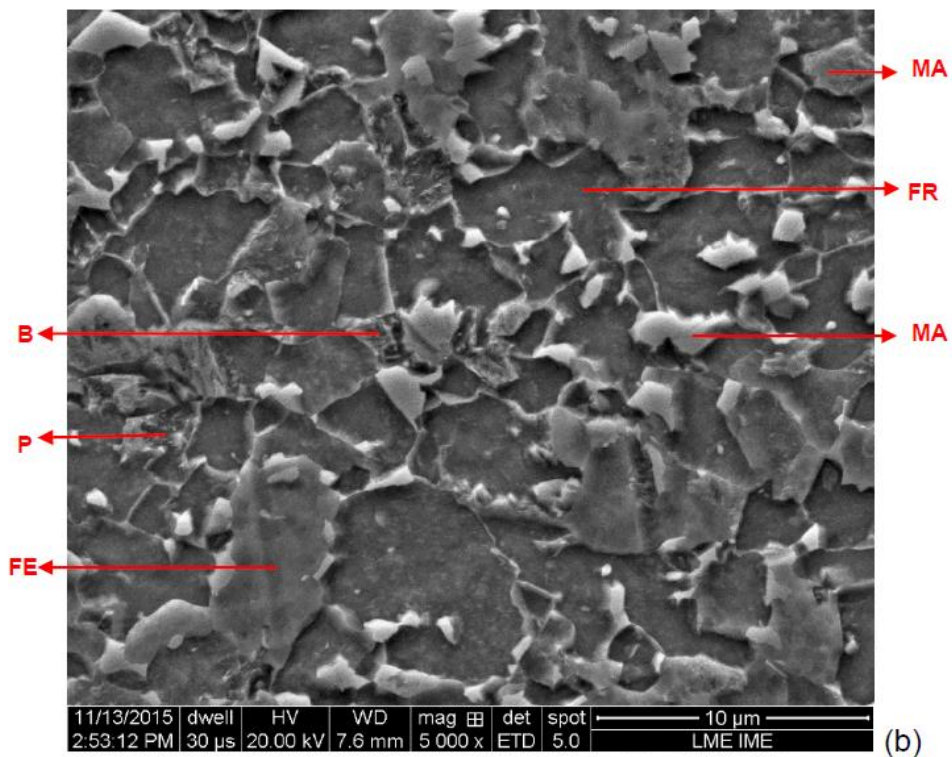
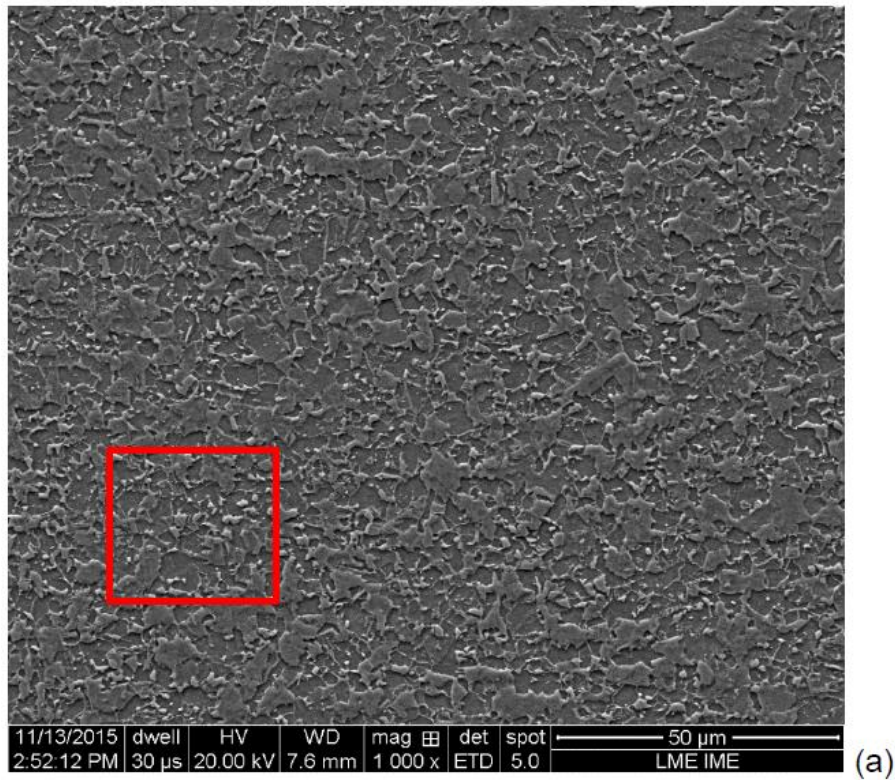


FIG. 2.25 Microestrutura da amostra na condição recozida a 840 °C por 3 minutos resfriado ao ar. (b) detalhe da região destacada em (a). MEV. Ataque: Nital 3%. FR= Ferrita recristalizada; FE = Ferrita encruada; P = Perlita; B = Bainita; MA = Martensita-Austenita (GURGEL, 2016).

Em relação as propriedades mecânicas, alguns métodos podem ser utilizados para avaliar tais propriedades, como por exemplo, a realização de medidas de dureza. No estudo realizado por Gurgel (2016), a autora utilizou um ultramicrodurômetro instrumentado que permitiu a realização de medidas de dureza, além de caracterizar uma variedade de propriedades mecânicas. Este ensaio é mais frequentemente utilizado para medir a dureza dinâmica (DH), porém com os dados obtidos neste ensaio também é possível estimar a ductilidade, o limite de escoamento e o módulo de elasticidade, economizando tempo e material em um estudo exploratório prévio. No entanto, não elimina o uso de medidas em ensaios de tração uniaxial numa etapa mais avançada do projeto de desenvolvimento e acompanhamento de processamento de um aço.

Gurgel (2016) utilizou uma carga de 100 gf e indentador do tipo Vickers sob velocidade de carregamento/descarregamento de 7,14 gf/s e 20 s de permanência na carga máxima. Foram coletadas 10 medidas por amostras em estudo, de modo a estimar os valores médios das durezas dinâmicas elasto-plástica (DHV-1) e plástica (DHV-2), módulo de indentação (Eit), dureza de indentação (Hit), e razão elástica de indentação (η_{it}), conforme comparação entre as condições laminada a frio e recozidos a 800 e 840 °C, por 3 minutos seguido de resfriamento ao ar, os resultados são observados na TAB. 2.10.

TAB. 2.10 Resultados de microdureza com indentador Vickers, medidos em um ultramicrodurômetro instrumentado, para condição laminado a frio, recozido a 800 e 840 °C, por 3 minutos seguido de resfriamento ao ar (GURGEL, 2016).

	HV	DHV-1	DHV-2	Hit(N/mm ²)	Eit(N/mm ²)	η_{it} (%)
LAMINADO A FRIO						
Média	336,8	318,0	502,5	4111,2	1,28x10 ⁵	18,4
Desvio Padrão	12,3	16,3	41,2	251,2	5373,9	1,1
N	10	10	10	10	10	10
Erro	7,8	10,3	26,0	158,9	3398,8	0,7
RECOZIDO A 800 °C POR 3 MINUTOS SEGUIDO DE RESFRIAMENTO AO AR						
Média	252,6	261,5	355,8	3248,1	1,35x10 ⁵	14,0
Desvio Padrão	6,0	27,7	50,0	381,9	8636,9	1,3
N	10	10	10	10	10	10
Erro	3,8	17,5	31,6	241,5	5462,5	0,8
RECOZIDO A 840 °C POR 3 MINUTOS SEGUIDO DE RESFRIAMENTO AO AR						
Média	233,1	245,5	339,6	3047,2	1,20x10 ⁵	14,4
Desvio Padrão	12,0	10,9	20,0	155,4	1832,9	0,4
N	10	10	10	10	10	10
Erro	7,6	6,9	12,6	98,3	1159,2	0,3

Gurgel (2016) constatou que a amostra laminada a frio apresenta a maior dureza (HV), que pode ser devido a sua microestrutura estar completamente encruada conforme observado na FIG. 2.23, já na condição recozida tanto a 800 °C quanto a 840 °C observa-se uma redução bem significativa da dureza, quando comparada a condição laminada a frio. Pois devido ao processo de recristalização há a formação de um novo conjunto de grãos equiaxiais e livres de deformação, que possuem baixa densidade de discordâncias, e que são característicos das condições anteriores ao processo de trabalho a frio, contribuindo assim para a redução nos valores de dureza (MOYER e ANSELL, 1975 *apud* GURGEL, 2016). Observa-se que os maiores valores tanto de DHV-1 quanto de DHV-2, que representam a dureza dinâmica elasto-plástica e a dureza dinâmica plástica respectivamente, ocorrem para condição laminado a frio, o que pode ser explicado pela maior resistência mecânica do material, uma vez que se encontra encruado, dificultando o incremento na profundidade de indentação durante a aplicação da carga, possuindo um maior efeito de redução para a profundidade de indentação máxima do que para a recuperável, que provoca assim um aumento mais significativo para o valor de DHV-2. Observou-se também o valor da dureza de indentação – Hit , que está relacionado a resposta do material ao estabelecer o início da deformação plástica, durante a etapa de carregamento no ensaio de ultramicrodureza, em termos qualitativos pode ser relacionado ao limite de escoamento (LE) e é possível concluir que o maior valor se encontra na condição laminada a frio, novamente, devido ao encruamento. Já em relação ao módulo de indentação (E_{it}), que pode ser relacionado ao módulo de elasticidade, observa-se valores similares para ambas as condições (GURGEL, 2016).

2.4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL

Dentre as propriedades exibidas pelos aços bifásicos, as mais visadas pela indústria automobilística são o limite de escoamento, o alongamento útil e o limite de resistência mecânica, uma vez que um aumento da resistência mecânica conjugada com ductilidade resulta na fabricação de automóveis mais leves (FORGAS, 2009; DIAS, 2013).

Tais propriedades podem ser determinadas por meio do ensaio de tração, porém, vale ressaltar que esse ensaio fornece informações relativas às propriedades mecânicas do material.

Essas propriedades caracterizam o material quanto aos seus valores limite em termos de resistência, escoamento e alongamento por deformação. Contudo outros dados podem ser obtidos por intermédio do ensaio de tração como o coeficiente de anisotropia r e expoente de encruamento n do material, parâmetros esses que caracterizam a estampabilidade (CAETANO, 2015).

Diversos autores (SAWAR e PRIESTNER,1996; AHMAD *et al.*,2009; HUH *et al.*, 2008; KIM *et al.*, 2011; WANG *et al.*, 2011; CHEMIN, 2011) avaliaram as propriedades mecânicas de um aço DP por meio do ensaio de tração.

Na TAB. 2.11 são mostrados os valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento (ΔL) obtidos por ensaio de tração de aços DP na direção de laminação realizados por Huh *et al.* (2008), Kim *et al.* (2011), Wang *et al.* (2011) e Chemin (2011).

TAB. 2.11 Propriedades mecânicas LE, LR e ΔL do aço DP, obtidos por ensaio de tração.

Propriedades	LE (MPa)	LR (MPa)	ΔL total (%)
DP590 (Kim <i>et al.</i>, 2011)	380,0	619,0	28,2
DP600 (Chemin,2011)	410,0	640,0	28,5
DP800 (Wang <i>et al.</i>, 2011)	531,0	802,0	20,0
DP800 (Huh <i>et al.</i>, 2008)	555,4	754,9	19,2

A variação nas propriedades mecânicas apresentadas na TAB. 2.11 pode ser justificada pela variação da fração volumétrica de martensita que ocorre devido a tratamentos térmicos e termomecânicos, além de outros fatores que serão explorados posteriormente.

SAWAR e PRIESTNER (1996) avaliaram um aço baixo carbono com porcentagem em peso de elementos de liga de 1,03%Mn – 0,14%Cr – 0,24%Si e 0,04%Mo. As amostras resultantes da laminação a frio, com uma redução de 50% na espessura, foram tratadas termicamente a 740 °C e 780 °C por 20 minutos e resfriadas em salmoura arrefecida. As amostras foram analisadas por meio de um ensaio de tração a fim de se avaliar a variação da resistência a tração com a alteração da fração volumétrica de martensita. Verificou-se que uma resistência mecânica superior é obtida quando as ilhas de martensita se encontram

alinhadas com a direção de laminação. Entretanto, SAWAR e PRIESTNER (1996) observaram que a presença de ferrita epitaxial na microestrutura causa uma redução acentuada do limite de resistência.

Portanto, por meio do ensaio de tração foi possível concluir que a resistência mecânica de fato aumenta com o acréscimo da fração volumétrica de martensita, mas é reduzida com a presença da ferrita epitaxial.

Ferreira (2014) em seu estudo avaliou por meio do ensaio de tração as propriedades mecânicas do mesmo aço objeto de estudo dessa dissertação, um aço baixo carbono com porcentagem em peso de elementos de liga na faixa de 0,11-0,15% C, 1,60-1,80% Mn, 0,10 a 0,30% Mo, máx. 0,10% Ni, máx. 0,10% Cr, máx. 0,030% Nb e máx. 0,05% Si, laminado a frio com reduções de 60%, tratado intercriticamente por 3 minutos nas temperaturas de 750, 800 e 850 °C e todas as amostras foram submetidas a distintas condições de resfriamento, inclusive resfriadas ao ar. Os resultados obtidos no ensaio de tração, em relação a direção de laminação, para as amostras resfriadas ao ar estão apresentados na TAB. 2.12.

TAB. 2.12 Propriedades mecânicas obtidas por ensaio de tração na direção de laminação após tratamento térmico proposto, com 3 minutos de encharque seguido de resfriamento ao ar (FERREIRA, 2014).

Encharque (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	Δl_{total} (%)
750	484	940	9,5
800	393	745	12,5
850	384	689	19,5

O autor observou que os valores do LE e LR decrescem e do alongamento aumentam com o aumento da temperatura de encharque. Este comportamento é devido à matriz ferrítica mais macia (recristalizada) e a formação de fases de resistência mecânica um pouco inferior, como a bainita e a perlita, no lugar de ilhas dispersas de martensita, juntamente com a formação de uma microestrutura mais grosseira com o aumento da temperatura de encharque (FERREIRA, 2014).

No estudo realizado por Ahmad *et al.* (2009), um aço baixo carbono com porcentagem em peso de elementos de liga com 1,2% Mn – 0,78% Cr – 0,26% Si – 0,15% Ni – 0,2% Cu e 0,04% Mo, laminado a frio com reduções de até 50% também foi tratado intercriticamente por 20 minutos nas temperaturas de 750 °C, 760 °C e 775 °C e todas as amostras foram resfriadas

em uma solução de salmoura arrefecida a uma taxa de 500 °C/s. O ensaio de tração foi conduzido para cada amostra na direção de laminação (DL) e direção transversal (DT).

Os autores constataram que a tensão máxima verdadeira na direção de laminação (DL) é maior que na direção transversal (DT), o que caracteriza a presença de uma anisotropia. As ilhas de martensita alinhadas na direção de laminação estão orientadas de forma a transferir uma maior tensão para matriz ferrítica durante a deformação em tração. Portanto, as propriedades mecânicas na direção longitudinal, em que as ilhas de martensita se encontram orientadas com a direção do ensaio de tração, são superiores as obtidas na direção transversal.

O comportamento do material é diferente conforme a direção de aplicação dos esforços no plano do material, uma vez que o aço é capaz de apresentar anisotropia, ou seja, apresenta diferentes propriedades mecânicas no plano da chapa. O ensaio de tração, com uso de corpos de prova extraídos em distintas direções, permite obter informações acerca dos parâmetros de estampabilidade. Os trabalhos de Chemin (2011), Kim *et al.* (2011) e Wang *et al.* (2011) fornecem esses parâmetros conforme apresentado na TAB. 2.13.

TAB. 2.13 Parâmetros de estampagem do aço DP, obtidos através de ensaios de tração.

Parâmetros	\bar{r}	r_{0°	r_{45°	r_{90°	Δr	$n_{\text{médio}}$	n_{0°	n_{45°	n_{90°
DP590 Kim <i>et al.</i> , 2011	0,984	0,822	1,015	1,083	x	0,224	0,221	0,229	0,223
DP600 Chemin, 2011	0,936	0,674	1,035	0,998	0,199	0,188	0,189	0,193	0,182
DP800 Wang <i>et al.</i> , 2011	x	0,92	0,86	0,97	x	0,140	x	x	x

x: Não avaliado.

Os resultados da TAB. 2.13 reforçam que o aço DP é um material destinado a operações que exigem certo nível de estampagem, visto que o fator \bar{r} para os aços DP590 e DP600 e, especialmente, o coeficiente n apresentaram valores suficientemente elevados, próximos de 1,0 para o \bar{r} e próximos a 0,2 para o n , a ponto de garantir esta característica do material.

De acordo com Chemin (2011), um fator importante a ser observado é a variação dos resultados do fator r para cada uma das três direções (0°, 45° e 90°, em relação a direção de laminação), representados por r_{0° , r_{45° e r_{90° , respectivamente. Neste caso, o maior valor de r

foi atingido para a direção de 45° para o DP600, em torno de 1,03, o que implica dizer que o material apresenta uma tendência de se deformar mais eficientemente aos esforços perpendiculares a direção de laminação da chapa. Já para o DP590 e o DP800 o maior valor foi obtido na direção de 90°, ou seja, transversal.

Desta forma pode-se dizer que os materiais ensaiados apresentam anisotropia planar, uma vez que apresentaram valores diferentes para r_{0° , r_{45° e r_{90° ($r_{0^\circ} \neq r_{45^\circ} \neq r_{90^\circ}$). Este fato indica que os materiais apresentam diferentes propriedades mecânicas no plano da chapa, ou seja, a reação do material é diferente conforme a direção de aplicação dos esforços no plano do material.

2.4.2 CONFORMABILIDADE DO AÇO DUAL PHASE

Conforme visto anteriormente, parâmetros relacionados a estampabilidade de um material podem ser determinados por meio do ensaio de tração. Entretanto, o ensaio de tração não é suficiente para caracterizar um material acerca da sua capacidade de conformação. Portanto, técnicas mais precisas devem ser empregadas e dentro dessas se destacam a Difração de Raios X, de Nêutrons e de elétrons retroespalhados (EBSD) que são responsáveis por determinar a textura do material e, uma vez avaliada a conformabilidade por meio da textura é possível propor alterações no processamento termomecânico de forma a se obter as melhores propriedades mecânicas, ou seja, aquelas propriedades desejáveis ou requeridas pela indústria de aplicação final.

2.4.2.1 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Cada grão em um agregado policristalino possui normalmente uma orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. As orientações de todos os grãos podem ser distribuídas aleatoriamente em relação a algum fragmento de referência selecionado, ou eles podem tender a agrupar, em maior ou menor grau, sobre alguma orientação ou orientações específicas. Qualquer agregado caracterizado por uma orientação preferencial, ou textura

cristalográfica, que pode ser definida simplesmente como uma condição em que a distribuição das orientações do cristal não é aleatória (CULLITY, 2001).

A orientação preferencial é uma condição muito comum, uma vez produzida por processos como conformação, laminação, entre outros, é chamada de textura de deformação. Isto é devido à tendência dos grãos em um agregado policristalino rotacionarem durante a deformação plástica. Quando o metal laminado a frio, possuindo uma textura de deformação, é recristalizado por recozimento, a nova estrutura de grãos, geralmente, tem uma orientação preferencial também, muitas vezes diferente da do material trabalhado a frio. Essa é a chamada textura de recristalização ou textura de recozimento. Isto é devido à influência da textura da matriz laminada a frio sobre a nucleação e / ou o crescimento dos novos grãos naquela matriz (CULLITY, 2001).

2.4.2.2 TEXTURA DA FIBRA

Na sua forma mais simples e altamente desenvolvida, a textura é tal que a maioria dos grãos são orientados com um determinado plano cristalográfico (hkl), aproximadamente, paralelo à superfície da chapa, e uma certa direção [uvw] nesse plano, aproximadamente, paralela à direção na qual a chapa foi laminada. Essa textura é descrita pela notação abreviada (hkl) [uvw]. Em uma textura ideal deste tipo, as orientações dos grãos na chapa são fixadas em relação aos eixos na chapa; não há nenhuma rotação livre, a orientação dos grãos possui uma textura de fibra (CULLITY, 2001).

A notação (hkl) [uvw] especifica o que é chamado de orientação ideal. Alguns metais e ligas possuem texturas tão fortes que podem ser adequadamente descritas, indicando a orientação ideal à qual os grãos da chapa se conformam (CULLITY, 2001).

2.4.2.3 TEXTURA DE UM AÇO DP *VERSUS* CONFORMABILIDADE

A importância industrial da orientação preferencial reside no efeito, muitas vezes marcado, que possui sobre as propriedades macroscópicas globais dos materiais. Dado o fato de que todos os monocristais são anisotrópicos, isto é, têm propriedades diferentes em

diferentes direções, segue-se que um agregado com orientação preferencial deve possuir propriedades direcionais em maior ou menor grau. Tais propriedades podem ou não ser benéficas, dependendo do uso pretendido do material.

Por exemplo, uma textura com planos {111} paralelos à superfície tornaria o aço menos propenso a fratura durante a deformação severa de estampagem profunda. No entanto, se a peça a ser formada por estampagem profunda tem uma forma não simétrica, uma textura diferente, ou nenhuma, pode produzir melhores resultados. Algum controle acerca da textura é possível pela escolha adequada das variáveis de processo de produção, como o grau de deformação na laminação a frio e a temperatura de recozimento (CULLITY, 2001).

Em se tratando da Difração de Raios X, a técnica é a mais utilizada, visto que ela permite a análise de um número grande de grãos em amostras com dimensões razoáveis (com áreas irradiadas da ordem de mm^2), além de ser relativamente rápida e barata (SOUZA, 2005). Contudo, ao se fazer um comparativo entre a Difração de Raios X e a Difração de Nêutrons embora sejam técnicas similares, existem diferenças fundamentais entre elas. Essas diferenças são devidas, essencialmente, ao fato de que a radiação gama (presente na difração de nêutrons) interage com a matéria de forma diferente daquela que ocorre com os raios X. Enquanto que os fótons de raios X interagem com os elétrons em órbita em torno do núcleo atômico, a radiação gama interage com os nêutrons do próprio núcleo, podendo ou não interagir com os elétrons. Dessa forma, a radiação gama que resulta no espalhamento de nêutrons é altamente penetrante (chegando até a unidade de centímetros) e sensível a átomos leves, o que não é o caso dos raios X (onde sua penetração em ferrosos é da ordem de unidades de micrometro). O fator de espalhamento é aproximadamente constante para os ângulos de Bragg e sua função de espalhamento não é proporcional ao número atômico.

Por fim, na utilização de Difração de Raios X deve-se garantir que ao se avaliar um material no plano da chapa, o material deve possuir características microestruturais e texturais homogêneas ao longo da espessura. Entretanto, em certos casos, a difração de nêutrons fornece informações adicionais significativas onde a difração de raios X não tem bom desempenho (ZAMBONI, 2007). De qualquer forma, a técnica de difração de nêutrons requer uma instalação infraestrutural e predial própria que demanda recursos e pessoal especializado, o que impossibilita a adoção da mesma em qualquer lugar.

A forma mais tradicional de avaliação cristalográfica dos materiais é a difração de raios X, tal técnica proporciona uma informação macroscópica da textura, doravante denominada “macrotextura”. A sua resolução espacial é muito baixa e, por conseguinte,

incapaz de determinar a orientação de um grão em particular, exceto no caso de materiais com granulometria extremamente grosseira. O Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET) possui uma resolução espacial adequada a avaliações intragranulares, mas a região passível de análise em cada amostra é muito pequena. Logo, há a necessidade de uma técnica capaz de determinar a textura cristalográfica com resolução espacial compatível com o tamanho de grão, possibilitando não só a descrição completa de sua microestrutura, mas também a obtenção de dados com representatividade estatística (PINTO e LOPES, 2001). Tal necessidade pode ser suprida com a análise de EBSD, associada a microscopia eletrônica de varredura, que consiste na identificação do padrão de difração de elétrons retroespalhados em uma determinada região da amostra através de uma varredura ponto a ponto. De acordo com a identificação do padrão de difração (linhas de Kikuchi), o sistema indexa uma orientação cristalina para o ponto analisado com base nos parâmetros de rede da estrutura que deseja se identificar, indicados como dados de entrada (ROLLETT, 2003 *apud* CASTRO, 2008).

A técnica de EBSD permite conhecer a rede cristalina e determinar a orientação de domínios cristalinos com resolução espacial de até 50 ηm , possibilitando conhecer a “microtextura”, população de orientações individuais relacionadas a detalhes da microestrutura, e a “mesotextura”, textura entre grãos ou geometria do contorno de grão (PINTO e LOPES, 2001). A técnica de EBSD também pode ser utilizada para análise de macrotextura, entretanto faz-se necessário a coleta de dados associado a um número de grãos que represente as medidas de difração de raios x. Desse ponto de vista alguns autores defendem que deve ser avaliado pelo menos 5000 grãos metalúrgicos da fase onde se deseja medir a macrotextura desenvolvida, outros autores indicam que seria somente necessários 2000 grãos e até mesmo 1000 grãos. A grande realidade é que o número de grãos necessário está diretamente associado a intensidade da textura desenvolvida, ou seja, presença de componentes fortes de textura (maior que 100x a intensidade de um material randômico) a análise de uma região com mais de 70 grãos já seria suficiente para se ter resultados comparáveis. No entanto quando se fala de aços laminados a intensidade da textura desenvolvida, por mais que seja forte não ultrapassa 10x a intensidade do material randômico. Fazendo assim nesses casos a avaliação na ordem do milhar de grãos via EBSD a fim de representar uma tendência de resultados próximos aqueles por difração de raios X.

Na realização das análises de micro e mesotextura por EBSD algumas ferramentas podem ser utilizadas na forma gráfica, a citar a reconstrução da microestrutura via Microscopia por Imagem de Orientação (MIO) associada a orientação de ponto a ponto, ou a diferença de

orientação entre eles (seus vizinhos mais próximos ou de um grão para outro grão – conhecida como Desorientação Local), Figura de Pólo (FP), Função de Distribuição de Orientação (ODF), gráfico de contorno de grão e macla, etc.

A ferramenta de Microscopia por Imagem de Orientação (MIO) é a primeira representação gráfica base para o uso das demais, pois permite através da associação em cores com o triângulo de orientação (figura de pólo inversa) determinar a orientação de cada ponto analisado, formando uma imagem da microestrutura, sendo uma ferramenta perfeita para estudos da textura local (micro e mesotextura), do caráter cristalográfico das interfaces e de sua distribuição (Pinto e Lopes, 2001).

Já a Desorientação Local permite calcular diferenças de orientação cristalográfica entre cada ponto analisado e seus adjacentes. É particularmente útil na análise de subestruturas com gradientes de orientação. Seu uso tem crescido ultimamente, em especial em estudos voltados para a investigação da formação de textura e microestrutura de aços do tipo AHSS (MASIVOV *et al.*, 2010; CALCAGNOTTO *et al.*, 2010).

Costa (2012) em seu estudo investigou a evolução da microestrutura e da textura de um aço Dual Phase, DP600, durante um ciclo de recozimento intercrítico, com ênfase na recristalização da ferrita e nas formações da austenita no encharque e da nova ferrita (a epitaxial) no início do resfriamento. Para tal utilizou a técnica de EBSD, aplicando as ferramentas de Desorientação Local e Microscopia por Imagem de Orientação que estão representadas na FIG. 2.26. Foi empregado um aço baixo carbono com porcentagem em peso de 2,06%Mn e 0,018%Si, laminado a frio com redução de 70%, recozido a 650 °C por 5 minutos e, posteriormente, resfriado até 300 °C.

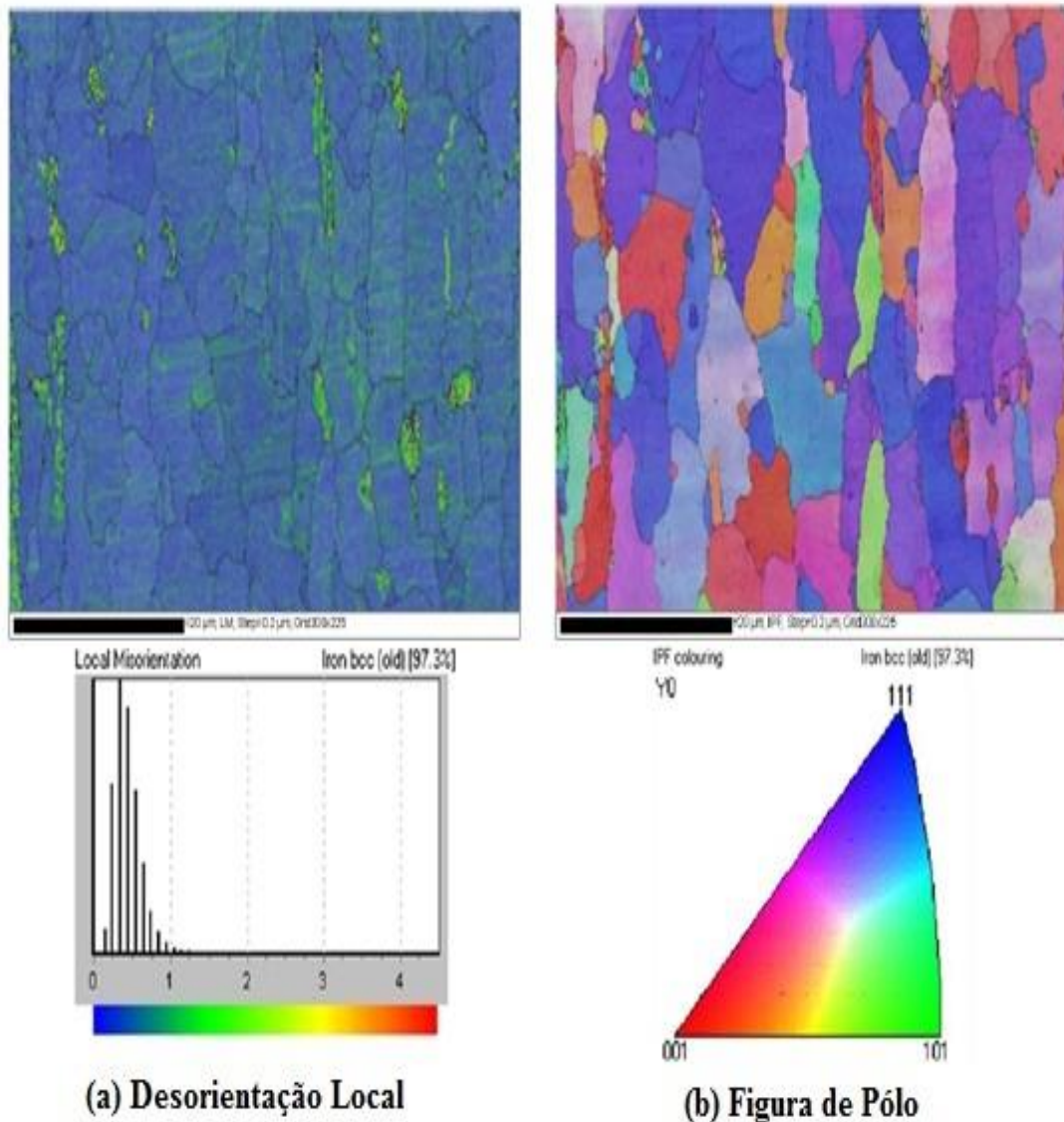


FIG. 2.26 Mapa de Orientação de um aço DP baixo carbono recozido a 650 °C por 5 minutos. (a) Desorientação Local e (b) Microscopia por Imagem de Orientação (Adaptado de COSTA, 2012).

Após o recozimento a 650 °C por 5 minutos, o resultado da análise por EBSD indica que as regiões estão predominantemente orientadas segundo a fibra γ -plano {111} orientado paralelamente a direção de laminação.

Kang *et al.* (2011) estudaram três tipos de liga. Uma contendo 0,016%C, 1,4%Mn, 0,1%Cr e 0,03%Al, em peso, e foi denominada como "simples". As outras duas possuem a mesma composição em comum, acrescentando apenas um teor de Al de 0,39% em peso e a outra contendo 0,3% em peso de Mo. Sendo estas duas últimas ligas denominadas de "Al +" e "Mo +", respectivamente. As amostras foram laminadas a frio até uma redução de 0,8 mm de espessura e recozidas em uma Gleeble 1500, a uma temperatura de 820 °C por 68 segundos.

A influência da adição de Al e Mo na evolução da microestrutura e da textura foram analisadas por meio do MEV com o auxílio da técnica de EBSD.

Os autores verificaram por meio de análises de EBSD a partir das quais foram obtidas as ODF's que todas as amostras laminadas a frio exibem basicamente o mesmo tipo de textura, que é típico em um aço ferrítico após a deformação conforme apresentado na FIG.2.27.

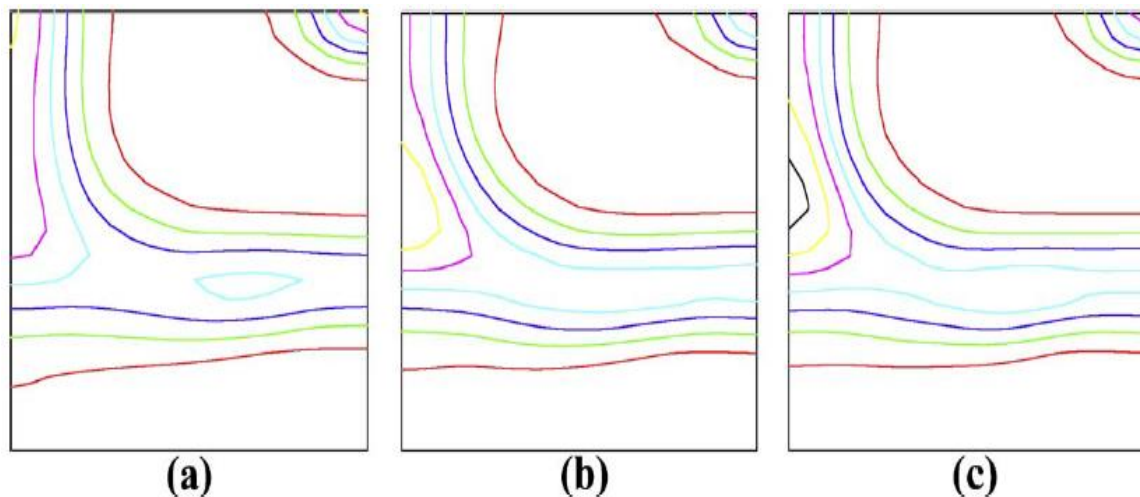


FIG. 2.27 Textura das amostras laminadas a frio: (a) simples, (b) Al + e (c) Mo + (níveis de contorno: 1-2-3-4-5-6-7) (Adaptado de KANG *et al.*, 2011).

As ligas são compostas por duas fibras, fibra α e fibra γ , sendo a primeira a mais intensa. A diferença textural entre as ligas ainda não é tão distinta. Quando se comparam as FIG. 2.27 (b) e (c) com (a), a adição de Al ou Mo resultou no reforço da fibra γ .

Os autores por meio da técnica de EBSD reproduziram as micrografias das amostras após o recozimento para diferenciar as fases constituintes. A fração volumétrica de austenita e martensita das micrografias apresentadas foram determinadas, os resultados são apresentados na FIG. 2.28 e TAB.2.14, respectivamente.

Os resultados da fração volumétrica da segunda fase mostram que embora o Al seja um pouco eficaz na retenção de austenita, tem efeito negativo ou, na melhor das hipóteses, insignificante na produção de martensita. Já a adição de Mo tem, evidentemente, um efeito positivo devido ao aumento da temperabilidade. Pode-se observar também (FIG.2.28) que o tamanho de grão da ferrita na liga Al + se tornou maior que as demais ligas após o recozimento.

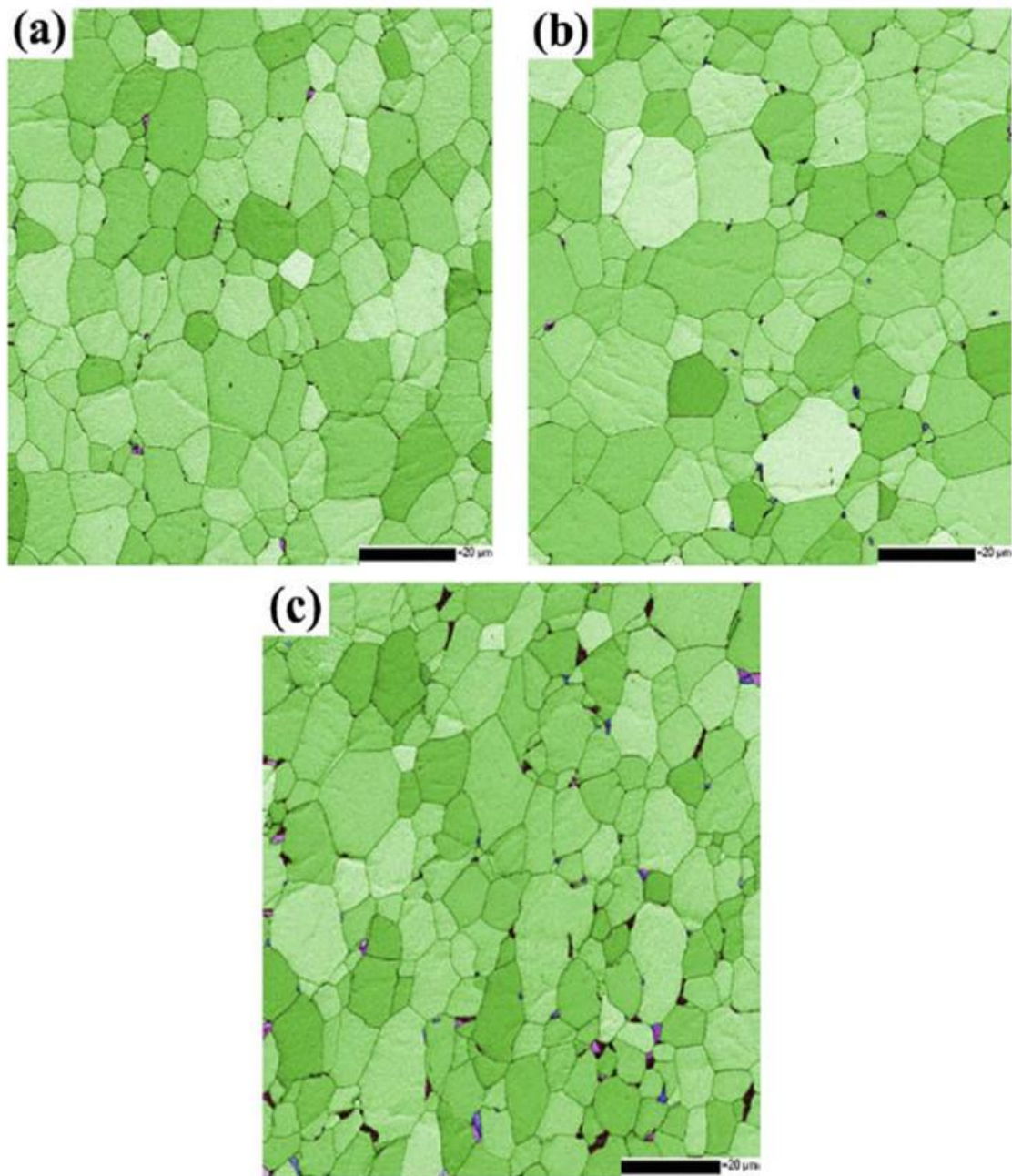


FIG. 2.28 Microestrutura das amostras recozidas (mapas de fase sobrepostos em mapas de contraste de banda, ■ - ferrita, ■ - austenita, ■■ - martensita): (a) simples, (b) Al + e (c) Mo + (Adaptado de KANG *et al.*, 2011).

TAB. 2.14 Fração volumétrica da segunda fase após recozimento (KANG *et al.*, 2011).

	Simple	Al +	Mo +
Austenita (%)	0,01	0,17	0,24
Martensita (%)	0,59	0,47	0,54

As diferenças texturais tornaram-se mais pronunciadas após o recozimento como pode ser visto na FIG.2.29.

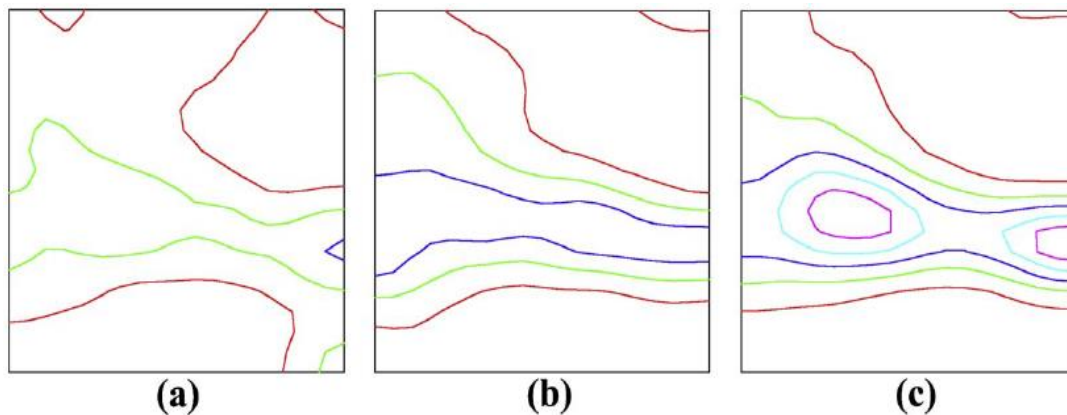


FIG. 2.29 Textura das amostras recozidas: (a) simples, (b) Al + e (c) Mo + (níveis de contorno: 1-2-3-4-5)(Adaptado de KANG *et al.*, 2011).

Kang *et al.* (2005) verificaram que a intensidade da fibra γ na liga simples, apresentando uma intensidade igual a 2 representada pela coloração verde e com vestígios de uma pequena intensidade igual a 3 representada pela coloração azul escuro, é mais fraca do que nas outras ligas. Pode-se ver que o Mo é mais eficaz que o Al no fortalecimento da fibra γ , visto que a maior intensidade obtida para a amostra contendo Mo é igual a 5 representada pela coloração em roxo. Já a amostra contendo adição de Al apresenta uma intensidade da fibra γ igual a 3 representada pela coloração azul escuro.

Os autores relatam que as texturas de laminação a frio não precisam mostrar grande diferença entre as ligas que têm pequena fração volumétrica de segunda fase, porque a textura de deformação é determinada, principalmente, pela condição de deformação que era idêntica em todas as ligas. Eles também observaram que o Al resultou no aumento do tamanho de grão da microestrutura recozida como mostrado na FIG. 2.28 (b).

Em relação ao Mo, pode-se considerar que ele retardou o crescimento de grãos de austenita, resultando em uma estrutura de ferrita de grãos mais finos. Portanto, a adição de Mo foi muito eficaz na melhoria da textura de recozimento.

Ainda se tratando de análises de textura, porém macrotextura, em que a técnica de difração de raios X é empregada vale ressaltar que as figuras de pólo não são capazes de fornecer informações sobre as direções cristalográficas no plano da amostra, fornecendo somente orientações preferenciais relativas aos planos (PAULA, 2002).

Para uma análise quantitativa da textura é necessária a utilização de mais uma coordenada. A textura dos materiais pode então ser representada de uma forma quantitativa

pelas Funções de Orientação e Distribuição (ODFs) que por sua vez são obtidas através das figuras de pólo (MAGNABOSCO, 1986 *apud* PAULA, 2002).

A ODF expressa a probabilidade de um cristal ter a orientação descrita pelos ângulos de Euler ψ , θ e ϕ (segundo a notação de Roe) (BRANDÃO, 1984 *apud* PAULA, 2002). Estes ângulos relacionam os eixos macroscópicos do material, definidos normalmente como os eixos das direções de laminação (DL), transversal (DT) e normal (DN) com os eixos cristalográficos dos cristais através de rotações (PAULA, 2002).

Os componentes de textura típicos de aços DP, incluindo as fibras γ ($\langle 111 \rangle // DN$) e α ($\langle 110 \rangle // DL$), são esquematicamente ilustradas em um ábaco na notação de Bunge em $\phi_2 = 0^\circ$ e 45° e notação de Roe em $\phi = 0^\circ$ e 45° de ODF na FIG. 2.30.

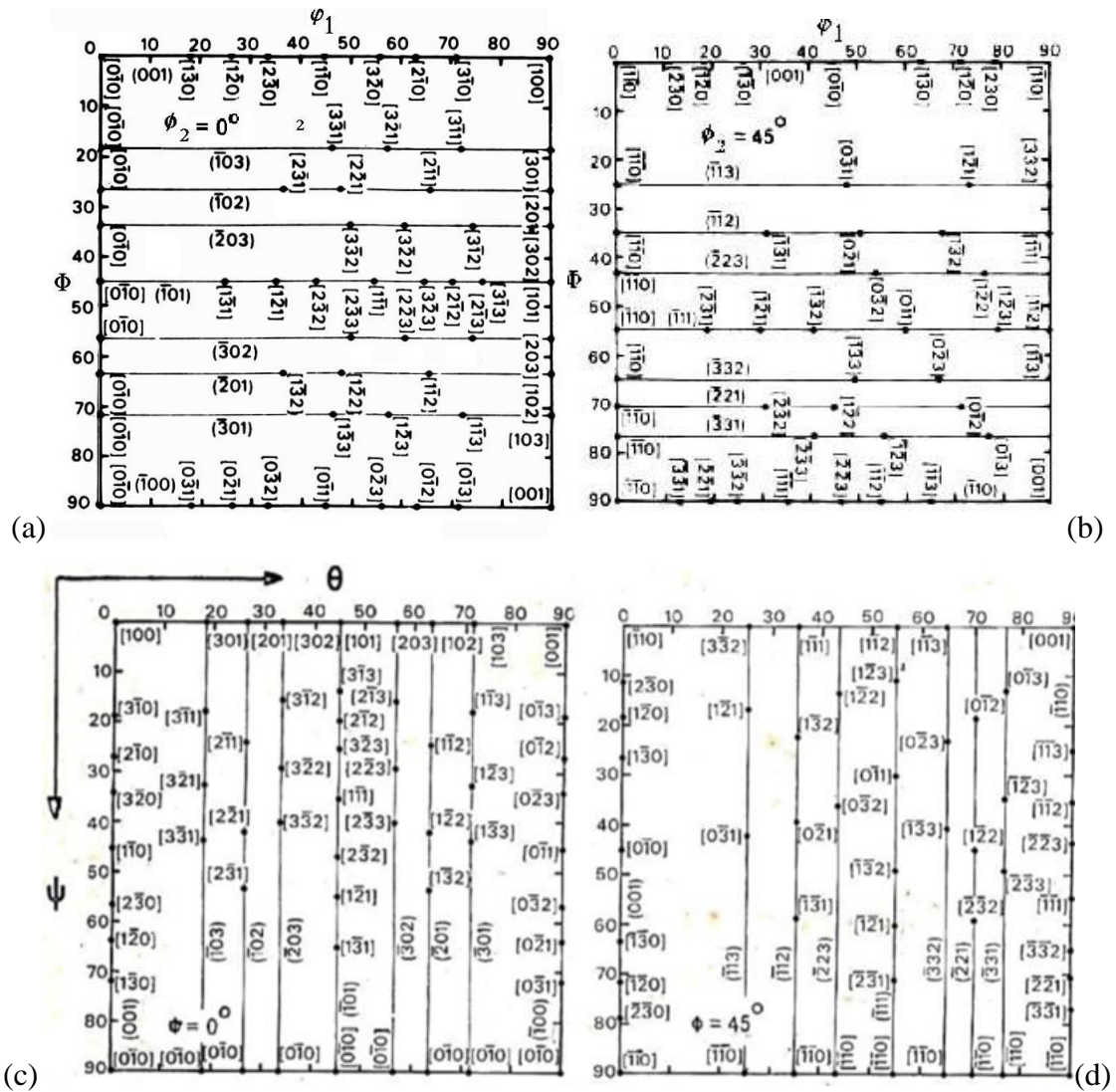


FIG. 2.30 (a,b) Seção de $\phi_2 = 0$ e 45° , com notação de Bunge, e (c,d) Seção de $\phi = 0$ e 45° , com notação de Roe, onde são mostradas as orientações pertencentes às fibras DL e DN (Adaptado de Viana, et al., 2001; Botelho, 2012).

Alguns autores, como Mondal e Ray (1992), Mapelli *et al.*, (2005), Masimov e Klein (2010), Han *et al.*,(2010) e Dillien *et al.*, (2010), motivados por obter uma melhor compreensão acerca da conformabilidade de um aço DP utilizaram as técnicas de Difração de Raios X, para uma análise da macrotextura e a técnica de EBSD para uma análise da micro e mesotextura.

Mondal e Ray (1992) em seu estudo tentaram realizar um trabalho sistemático sobre o desenvolvimento da textura $\{111\}\langle uvw \rangle$ em um aço DP. Eles utilizaram um aço baixo carbono com adições de porcentagem em peso de 1,48%Mn e 0,08%V. As amostras foram laminadas a frio com uma redução de 60% e recozidas a 650 °C e 800 °C por diferentes períodos de tempo variando de 3 s a 1 min seguido de resfriamento em salmoura.

A textura cristalográfica da seção média das amostras laminadas a frio e recristalizadas foram determinadas por DRX a partir das medidas das figuras de pólo $\{110\}$, $\{200\}$ e $\{112\}$, e as Funções de Orientação e Distribuição (ODFs) foram calculadas a partir dos dados destas FP (Mondal e Ray,1992).

Mondal e Ray (1992) evidenciaram com a figura de pólo (110), conforme FIG. 2.31, que tanto a condição de deformação a frio quanto a condição recozida apresentaram a mesma componente de textura forte $\{111\}$ (112) e componente de textura fraca $\{111\}$ (110).

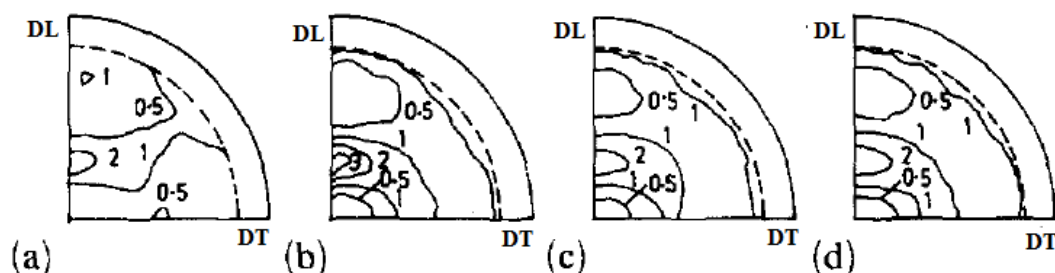


FIG. 2.31 Figuras de pólo (110) do aço DP obtido por distintos tratamentos térmicos (DL – Direção de Laminação; DT – Direção Transversal): (a) Recozido inicialmente a 750 °C e recristalizado a 650 °C por 60 s; (b) Recozido inicialmente a 750 °C e recristalizado a 800 °C por 10 s; (c) Recozido inicialmente a 810 °C e recristalizado a 650 °C por 60 s; (d) Recozido inicialmente a 810 °C e recristalizado a 800 °C por 10 s (Adaptado de Mondal e Ray, 1992).

Verificou-se que a intensidade da fibra γ $\{111\}$ era muito mais clara para o material recristalizado à temperatura mais alta de 800 °C do que a 650 °C, segundo FIG. 2.32.

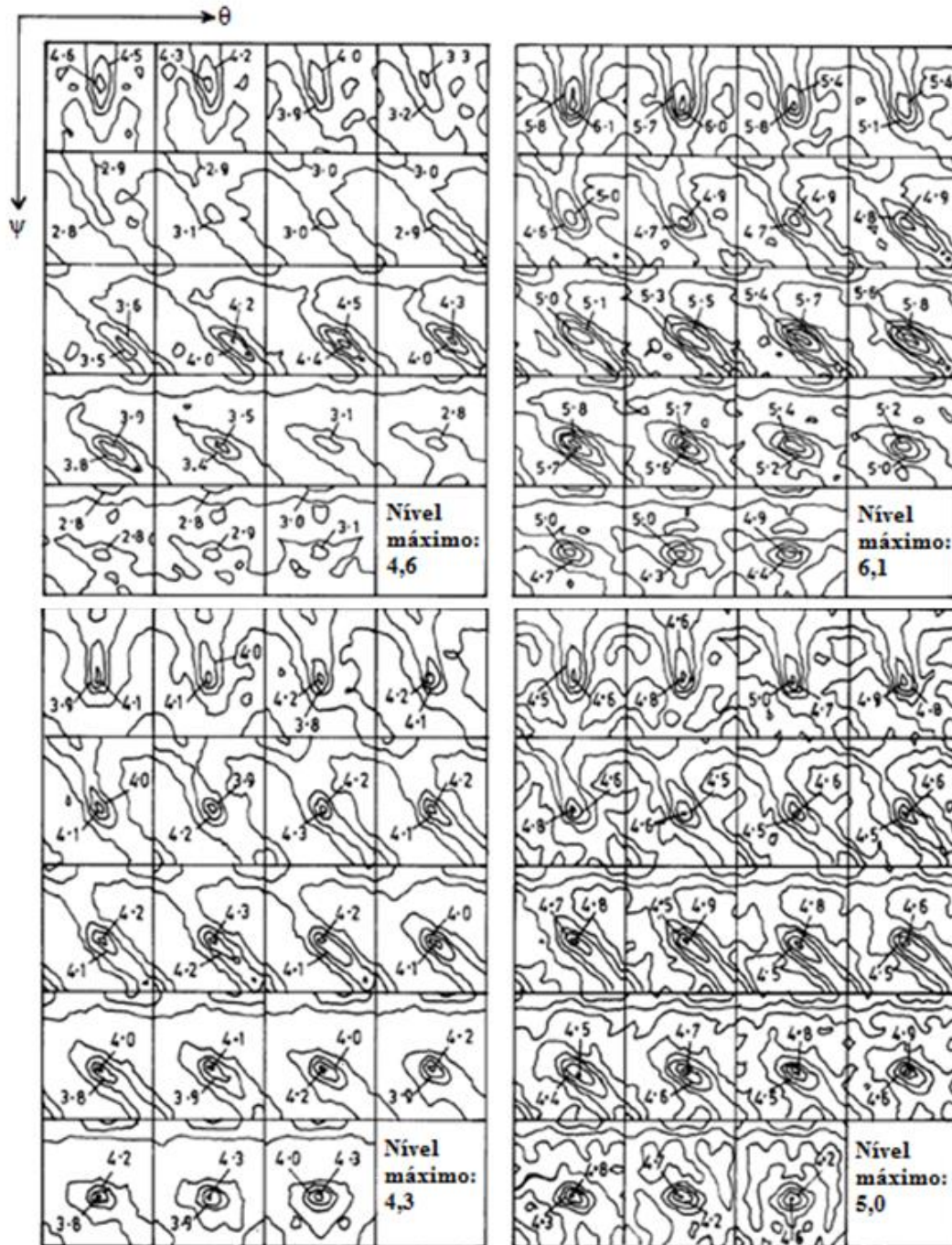


FIG. 2.32 ODFs representando a seção de ψ_1 segundo notação de Roe: (a) Recozido inicialmente a 750 °C e recristalizado a 650 °C por 60 s; (b) Recozido inicialmente a 750 °C e recristalizado a 800 °C por 10 s; (c) Recozido inicialmente a 810 °C e recristalizado a 650 °C por 60 s; (d) Recozido inicialmente a 810 °C e recristalizado a 800 °C por 10 s (Adaptado de Mondal e Ray, 1992).

Os autores avaliaram a conformabilidade por meio da técnica de difração de raios X. Eles verificaram que os maiores valores de \bar{r} foram obtidos para os materiais recristalizados a 800 °C. Os materiais a 800 °C também mostraram anisotropia planar Δ_r , substancialmente,

maior do que a 650 °C (Mondal e Ray,1992). Por meio dos resultados do ensaio de tração os autores efetuaram o cálculo dos valores de \bar{r} e Δr utilizando as equações (2.1) e (2.2). Visto que o índice de anisotropia r é definido como a razão da deformação verdadeira na largura e a deformação verdadeira na espessura do corpo de prova. Os corpos de prova foram extraídos em várias direções em relação à direção de laminação: 0°, 45° e 90°, a fim de obter os valores de r_{0° , r_{45° e r_{90° . Os resultados estão apresentados na TAB. 2.15.

$$\bar{r} = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (2.1)$$

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ}}{2} - r_{45^\circ} \quad (2.2)$$

TAB. 2.15 Valores de \bar{r} e Δr para os materiais recristalizados (Mondal e Ray, 1992).

Amostra	Recristalizada a 650 °C		Recristalizada a 800 °C	
	\bar{r}	Δr	\bar{r}	Δr
Recozida inicialmente a 750 °C	0,97	-0,18	1,27	-0,83
Recozida inicialmente a 810 °C	1,05	-0,35	1,08	-0,45

O recozimento a 650 °C ocorre essencialmente na região α , já o recozimento a 800 °C ocorre na faixa intercrítica ($\alpha + \gamma$), e o aumento gradual da quantidade de γ ocorre com o progresso do recozimento. Assim, uma maior fração de γ durante o encharque nas amostras de aço parece ser benéfica para um aumento na intensidade da textura da fibra {111}. Isso só pode significar que os grãos α com qualquer orientação não se transformarão em uma mesma probabilidade (Mondal e Ray,1992).

Mapelli *et al.* (2005) avaliaram o comportamento mecânico e a textura de dois aços dual phase com diferentes composições, sendo a porcentagem em peso para cada aço apresentada na TAB. 2.16.

TAB. 2.16 Composição química de porcentagem em peso das amostras (MAPELLI *et al.*, 2005).

(% em peso)	C	Si	Mn	N	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb	V	B
Aço A	0,154	0,51	1,5	0,0044	0,03	0,05	0,01	0,02	0,046	0,018	0,007	0,0004
Aço B	0,134	0,19	1,49	0,0024	0,03	0,04	0,01	0,05	0,015	0,01	0,0002	0,0002

As amostras com uma espessura inicial de 3,35 mm foram laminadas a frio em dois passes, o primeiro para uma redução na espessura de 1,8 mm e o segundo para uma redução final na espessura de 0,7 mm. O recozimento final foi realizado numa linha contínua à temperatura de 800 °C e o resfriamento realizado por gás inerte e em seguida por água. As amostras foram analisadas na direção de laminação por meio de um microscópio óptico (MO) e os autores determinaram a fração volumétrica das fases presentes com o auxílio do programa Image ProPlus. O ensaio de tração foi conduzido para as amostras antes e depois do tratamento térmico nas direções de 0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação. Os índices de anisotropia normal, planar e coeficiente de encruamento foram determinados. Com a análise metalográfica os autores obtiveram a fração volumétrica das fases presentes. Eles observaram que os dois aços apresentaram quantidades diferentes de constituintes, conforme apresentado na TAB.2.17. A estrutura pertencente ao aço A mostra uma maior fração volumétrica de martensita que o aço B e essa estrutura parece assumir uma morfologia mais fina dos constituintes devido ao maior teor de Nb e V.

TAB. 2.17 Resultados da análise metalográfica (os valores entre parênteses representam o desvio padrão) (MAPELLI *et al.*, 2005).

	Aço A	Aço B
Ferrita (%)	19,9 (1,5)	36,9 (1,7)
Martensita (%)	80,1 (1,5)	63,1 (1,7)

Com os resultados obtidos pelo ensaio de tração os autores observaram que o aço A é mais resistente que o aço B em virtude da maior quantidade de elementos de liga, maior fração de martensita e microestrutura mais refinada. Já os maiores valores para o coeficiente de encruamento n foram encontrados no aço B para todas as direções. Isto implica que este aço, mecanicamente mais fraco, mostra um maior aumento da tensão de escoamento do que o aço A após o endurecimento causado pelo mecanismo de deformação plástica. Quanto maior o coeficiente de encruamento, mais homogênea é a distribuição da deformação ao longo das diferentes direções durante a deformação plástica e isso proporciona uma melhor conformabilidade. Na TAB. 2.18 estão apresentados os resultados obtidos das propriedades mecânicas para os dois aços.

TAB. 2.18 Propriedades mecânicas dos dois aços após o tratamento térmico (MAPELLI *et al.*,2005).

Direções	Aço A			Aço B		
	0°	45°	90°	0°	45°	90°
Limite de escoamento (MPa)	880	875	885	615	605	625
Limite de resistência (MPa)	1048	1029	1065	795	787	815
$\Delta l_{total}(\%)$	11,3	13,8	11,3	11,5	15,8	13,9
n	0,14	0,13	0,14	0,16	0,16	0,16
r	0,76	0,87	0,90	0,62	0,90	0,73
\bar{r}	0,85			0,79		
Δr	-0,04			-0,23		

A resistência à tração apresenta um comportamento superior para o aço A do que para o aço B. As direções transversais mostram os valores mais altos. Os resultados evidenciaram que os maiores valores de r estão ao longo da direção de 45° em relação a direção de laminação. O aço A apresenta um maior valor de \bar{r} em relação ao aço B, portanto, o primeiro aço mostra uma melhor conformabilidade. A anisotropia planar foi calculada e demonstra uma tendência na formação de um orelhamento. Sendo os valores encontrados para o aço B mais evidente para a ocorrência do fenômeno de orelhamento do que no aço A.

Com base na análise dos resultados de textura por difração de Raios X, os autores evidenciaram uma presença fraca da componente $\{111\} \langle \bar{1}01 \rangle$. Antes do tratamento térmico a componente $\{100\} \langle 011 \rangle$ mostrou uma maior intensidade no aço B do que no Aço A. Além do mais, a intensidade da componente $\{111\} \langle \bar{1}01 \rangle$ da fibra γ é maior no aço B antes do tratamento térmico, já os resultados são próximos para ambos os materiais após o tratamento térmico. Um resumo das principais orientações observadas nestes dois aços nas condições somente laminada e após recozimento é apresentado na TAB. 2.19.

Os autores ao realizarem um comparativo entre os dois aços concluíram que: A componente $\{100\} \langle 011 \rangle$ que representa a fibra α é mais forte no aço B do que no aço A. Essa tendência é evidente tanto antes quanto após o tratamento térmico. A componente $\{111\} \langle \bar{1}01 \rangle$ que representa a fibra γ mostra uma maior intensidade no aço B antes do recozimento, enquanto que para ambos os materiais a intensidade é aproximadamente a mesma após o tratamento. No caso do aço A, a componente $\{100\} \langle 011 \rangle$ possui a menor intensidade, confirmando dessa forma uma melhor conformabilidade para esse aço.

TAB. 2.19 Resultados das análises das ODFs (MAPELLI *et al.*,2005).

Aço A	Somente laminada	{100}<011> Intensidade 6,3
		{121}< $\bar{1}01$ > Intensidade 4,1
		{111}< $\bar{1}01$ > Intensidade 2,8
	Após o recozimento	{100}<011> Intensidade 5,8
		{121}< $\bar{1}01$ > Intensidade 2,0
		{111}< $\bar{1}01$ > Intensidade 2,2
Aço B	Somente laminada	{100}<011> Intensidade 7,3
		{121}< $\bar{1}01$ > Intensidade 5,6
		{111}< $\bar{1}01$ > Intensidade 4,4
	Após o recozimento	{100}<011> Intensidade 7,6
		{121}< $\bar{1}01$ > Intensidade 2,5
		{111}< $\bar{1}01$ > Intensidade 3,0

Eles concluíram que o plano de deslizamento {100} fornece uma péssima qualidade de conformabilidade, enquanto a componente {111} é a textura ideal para processos que exijam certos níveis de conformabilidade. Além do mais a intensidade de cada componente de textura influencia o coeficiente de encruamento n e o índice de anisotropia. A presença de componentes característicos da fibra γ aumenta o índice de anisotropia r e componentes associados a α reduzem esse valor. Os autores ainda sugerem que para melhorar a formação da fibra γ e reduzir a presença da fibra α , os parâmetros do tratamento térmico podem ser modificados, sendo o aumento no tempo do tratamento térmico uma possível solução.

Masimov *et al.* (2010) também avaliaram um aço DP, a fim de obter uma ilustração da possibilidade de uma adequada análise, usando os procedimentos baseados em difração de raios X e técnicas de difração de elétrons retroespalhados que permitem uma investigação de cristais em diferentes escalas de comprimento.

Para obter aços com propriedades diferentes, as amostras foram laminadas a frio até 60% e recozidas a temperaturas de 780 °C, isto é, entre A_{c1} e A_{c3} , e a 900 °C, isto é, acima de A_{c3} . A primeira série de amostras, recozidas a uma temperatura de 780 °C, foram resfriadas em água a partir de diferentes temperaturas como 550 °C, 650 °C e 730 °C. A segunda série de amostras, recozidas a 900 °C foram resfriadas sob dois modos distintos, resfriamento em água e no forno.

Uma análise da textura nos aços pode ser realizada globalmente por DRX e localmente por EBSD. Os mapas ODF, calculados a partir dos dados de EBSD, mostraram que os aços laminados a frio exibem uma forte densidade de orientação {112} <110> na fibra α e {111} <112> na fibra γ , bem como um componente de textura cubo{001} <100>. Masimov *et al.*(2010) verificaram que a análise de textura por DRX em aços revela componentes de

textura idênticos à da textura obtida pelo uso da técnica EBSD e a evolução das fibras de textura devido ao tratamento térmico é a mesma que a fibra de textura obtida por EBSD.

Masimov *et al.*(2010) encontraram ainda uma forte anisotropia nas amostras recozidas, sendo as amostras da série 780 °C mais anisotrópicas que as amostras da série 900 °C.

Logo, a medida da textura por EBSD realizada nas diferentes seções dessas amostras produz os resultados aproximados aos de DRX, apesar das diferentes profundidades de penetração da radiação e do volume investigado.

Han *et al.* (2010) avaliaram um aço com 0,02%C-1,6%Mn, contendo Mo e Cr em menor quantidade. Os aços foram designados como DP-1 e DP-2, uma vez que cada um sofreu distintos processos de laminação a quente. A amostra denominada como DP-1 foi laminada a quente em condições convencionais a 900 °C, alta temperatura. Já a amostra denominada como DP-2 foi laminada a quente a 780 °C, baixa temperatura. Em seguida foram laminadas a frio até uma redução de 75% e recozidas a 820 °C, porém o tempo de recozimento não foi informado pelos autores. Os autores investigaram a evolução das propriedades mecânicas e a textura cristalográfica desde o estágio de laminação a quente até o estágio de recozimento para as condições citadas. As medidas de macrotextura das amostras laminadas a quente, laminadas a frio e recozidas foram realizadas nas seções DL (Direção de Laminação), DT (Direção Transversal) e na região central através da direção da espessura. As figuras de pólo incompletas (110), (200) e (211) foram medidas até um ângulo de inclinação máximo de 70°, as Funções de Distribuição de Orientação (ODFs) foram calculadas a partir das figuras de pólo incompletas. A técnica de EBSD foi utilizada para analisar a microtextura das amostras na seção de corte associada a espessura.

Han *et al.*(2010) verificaram que o aço DP-2 fabricado pelo processo de laminação a quente com baixa temperatura apresentou, depois de laminado a frio e recozido, maior resistência e menor alongamento, em comparação com o aço DP-1 fabricado por laminação a quente convencional. Medidas da macrotextura foram realizadas a fim de confirmar as mudanças microestruturais ocorridas em cada amostra devido aos processos de laminação a frio e recozimento, a evolução da macrotextura está representada na FIG. 2.33.

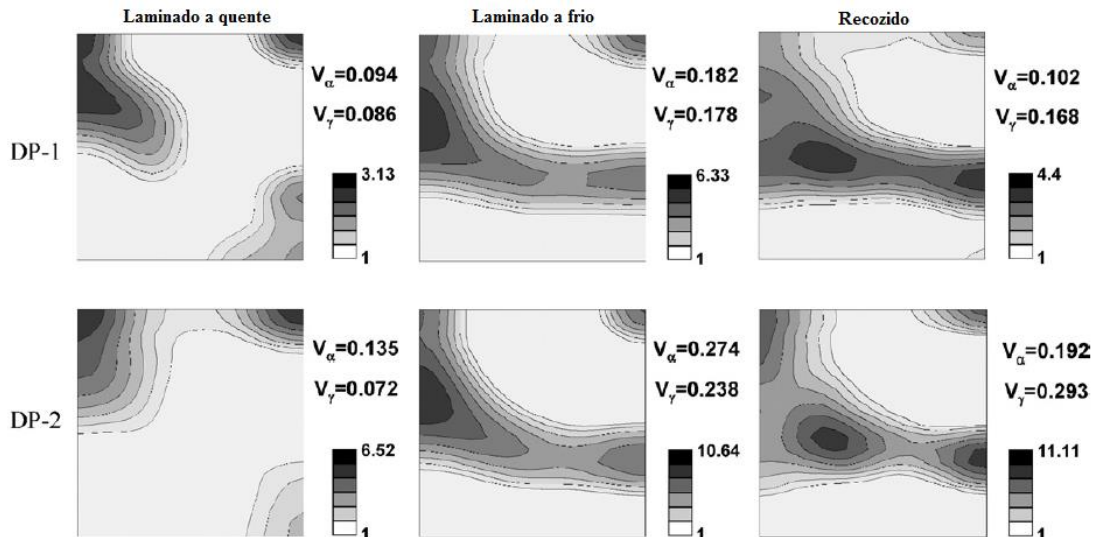


FIG. 2.33 ODF com seção ϕ_2 , mostrando a evolução da macrot textura dos aços laminado a quente, laminado a frio e recozido a 820 °C (Adaptado de Hanet *et al.*, 2010).

Observou-se que a macrot textura muda significativamente através das rotas de processamento subsequentes após dois processos de laminação a quente distintos. A macrot textura dos aços laminados a frio foi caracterizada com os componentes de textura de fibra α e fibra γ . Durante a deformação a frio, sabe-se que a orientação cristalográfica se move diretamente para a fibra γ , ou primeiro se move para a fibra α e então para fibra γ . Estes resultados indicam que a evolução da textura de deformação nos aços laminados a frio pode ser influenciada pela textura inicial dos aços laminados a quente, eles também notaram que a intensidade da fibra α e γ nos aços laminados a frio DP-2 é maior que a dos aços laminados a frio DP-1. No caso dos aços DP-1 recozidos, a intensidade do componente de textura da fibra α foi ligeiramente diminuída, enquanto o componente de textura de fibra γ apresentou distribuição relativamente homogênea por meio do aprimoramento do componente $\{554\} \langle 225 \rangle$. No entanto, os aços DP-2 recozidos apresentaram desenvolvimento não homogêneo no componente de textura da fibra γ e o aprimoramento do cubo girado e componentes $\{554\} \langle 225 \rangle$, em comparação com os aços DP-1 recozidos. Os autores (Choi *et al.*, 2002 apud Han *et al.*, 2010) mostram ainda em seu trabalho a componente de textura direcional típica de um aço DP recozido e o valor de \bar{r} conforme apresentado na TAB. 2.20.

TAB. 2.20 Valores de \bar{r} do componente de textura direcional típico de aços DP recozidos (Choi,2002 apud Han *et al.*, 2010).

Componente de Textura	Valor direcional de r				
	r_0	r_{45}	r_{90}	\bar{r}	Δr
{001}<110>	0,25	0,92	0,25	0,59	-0,67
{112}<110>	0,63	1,50	1,01	1,16	-0,68
{111}<110>	1,51	1,48	1,52	1,50	0,04
{111}<112>	1,63	1,49	1,52	1,53	0,09
{554}<225>	1,60	1,27	1,88	1,51	0,47

Esses resultados indicam que o valor máximo de r ($= 0,92$) do cubo girado existe em 45° para DL, enquanto o valor máximo de r ($= 1,88$) de {554}<225> da componente existe na DT. Por conseguinte, a direcionalidade macroscópica do valor r dos aços DP recozidos parece estar relacionada com a fração volumétrica relativa das duas componentes de textura típicas. Também se espera que a textura não homogênea de aços laminados a quente através da direção da espessura possa influenciar a evolução da textura de deformação dos aços laminados a frio e recozidos. A microtextura medida e a fração volumétrica das principais fibras de textura dos aços laminados a frio são mostradas na FIG. 2.34.

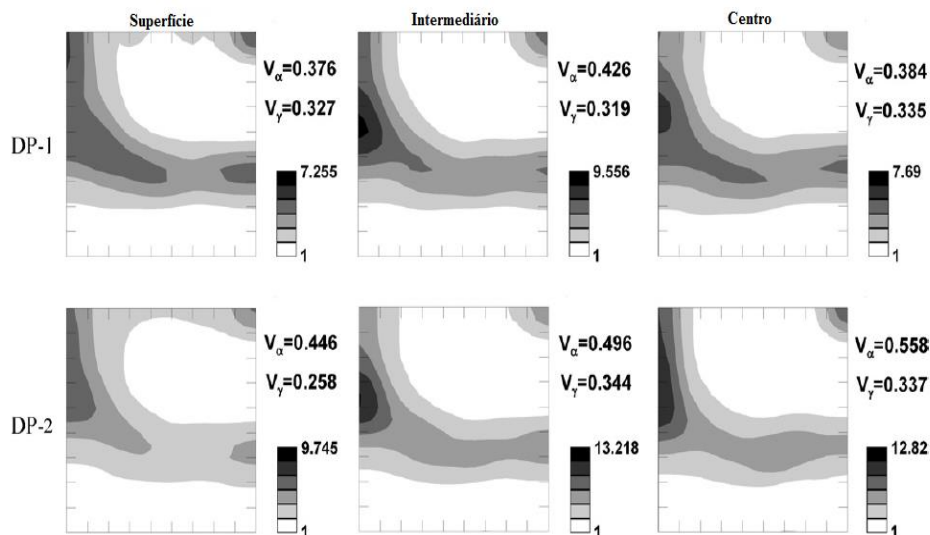


FIG. 2.34 ODF com seção ϕ_2 , mostrando o gradiente de textura na direção da espessura dos aços laminados a frio (Adaptado de Han *et al.*, 2010).

Como mostrado em todas as regiões analisadas ao longo da espessura dos dois aços, a fração volumétrica da componente de textura de fibra α do aço DP-2 laminado a frio foi maior do que a do aço DP-1 laminado a frio, enquanto a fração volumétrica do componente de textura de fibra γ exibiu pouca diferença entre os dois aços. Na FIG. 2.35 é mostrada a microtextura e fração volumétrica das principais fibras de textura dos aços recozidos.

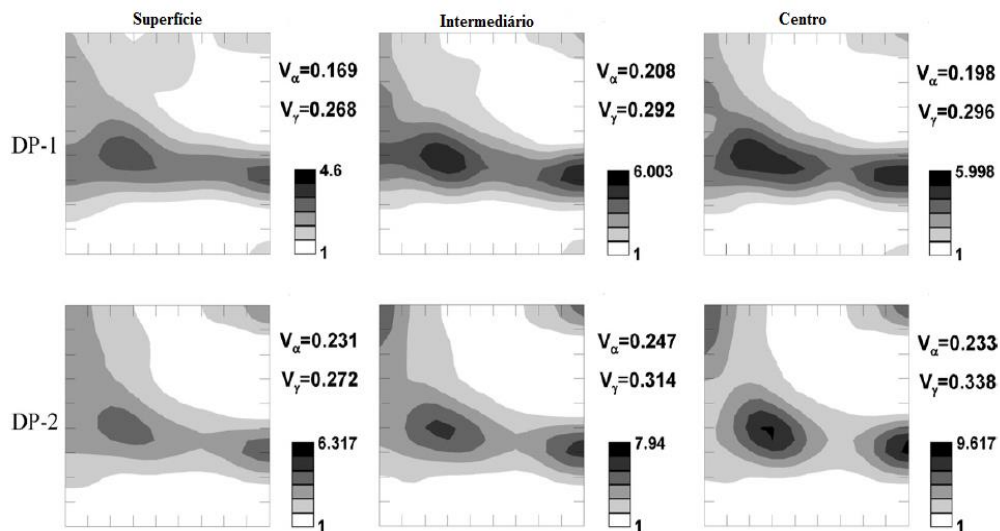


FIG. 2.35 ODF com seção ϕ_2 , mostrando o gradiente de textura na direção da espessura dos aços recozido a 820 °C (Adaptado de Han *et al.*, 2010).

É claro que a fração volumétrica das componentes de textura da fibra α e γ no aço DP-2 recozido foram superiores aos do aço DP-1 recozido. O aprimoramento das componentes de textura da fibra γ para o aço DP-2 recozido parece ser devido à alta densidade de locais de nucleação para recristalização primária durante o processo de recozimento. Para avaliar a capacidade de estampagem profunda dos aços DP recozidos, os autores também realizaram ensaio de tração e utilizaram as equações (2.1) e (2.2). Na TAB. 2.21 tem-se um comparativo dos valores dos parâmetros de estampagem a partir dos resultados do ensaio de tração e valores obtidos pelo Modelo Viscoplastico Policristalino Auto-Consistente.

Os resultados experimentais mostraram que o \bar{r} do aço DP-1 foi ligeiramente superior ao do aço DP-2. Parece que a menor intensidade nas componentes da textura da fibra γ na região superficial e intermediária e o aumento do componente cubo girado na região central contribuíram para o $\bar{r}_{\text{médio}}$ relativamente baixo do aço DP-2 recozido.

TAB. 2.21 Comparativo entre os valores de r medidos e calculados de um aço DP recozido (Han *et al.*, 2010).

Aço	Ensaio de Tração		Modelo VPAC				
	\bar{r}	Δr	Localização	r	$\bar{r}_{\text{médio}}$	Δr	$\Delta r_{\text{médio}}$
DP-1	1,21	0,33	Superfície	1,17	1,30	0,48	0,28
			Intermediário	1,33		0,26	
			Centro	1,39		0,10	
DP-2	0,97	-0,21	Superfície	1,11	1,25	-0,21	-0,46
			Intermediário	1,29		-0,52	
			Centro	1,36		-0,66	

Logo, a fração volumétrica dos componentes de textura da fibra α e γ em aços DP recozidos fabricados pelo processo de laminação a quente em temperaturas mais baixas foram superiores aos dos aços DP recozidos fabricados pelo processo convencional. O desenvolvimento da textura de cisalhamento nas superfícies e as regiões intermediárias dos aços laminados a quente não induziram a uma intensidade significativa as componentes de textura associadas a fibra γ na mesma região dos aços DP recozidos. Os diferentes gradientes de textura através da direção da espessura diminuíram o valor r dos aços DP recozidos.

3 MATERIAL E MÉTODOS

No presente estudo buscou-se o entendimento quanto a evolução microestrutural/textural e das propriedades mecânicas de um aço DP laminado a frio submetido a recozimento intercrítico para fins de conformabilidade. Tal caracterização se deu por meio de técnicas de microscopia (óptica e eletrônica de varredura), juntamente com a realização de ensaios de tração uniaxial das condições recozidas nas diferentes direções, ou seja, direção de laminação (DL), diagonal(D45) e transversal(DT), além de medidas de microdureza e outras propriedades mecânicas obtidas em um ultramicrodurômetro instrumentado. Por fim, uma avaliação da macrotextura cristalográfica da matriz ferrítica presente nas amostras em estudo (condições: laminada a frio e recozidas a 800 e 840 °C) foi realizada por intermédio da técnica de difração de Raios X, além de análises de micro e mesotextura com o auxílio da técnica de EBSD. Na FIG. 3.1 é apresentado o diagrama das condições de processamento e das técnicas de caracterização da liga adotada para o estudo.

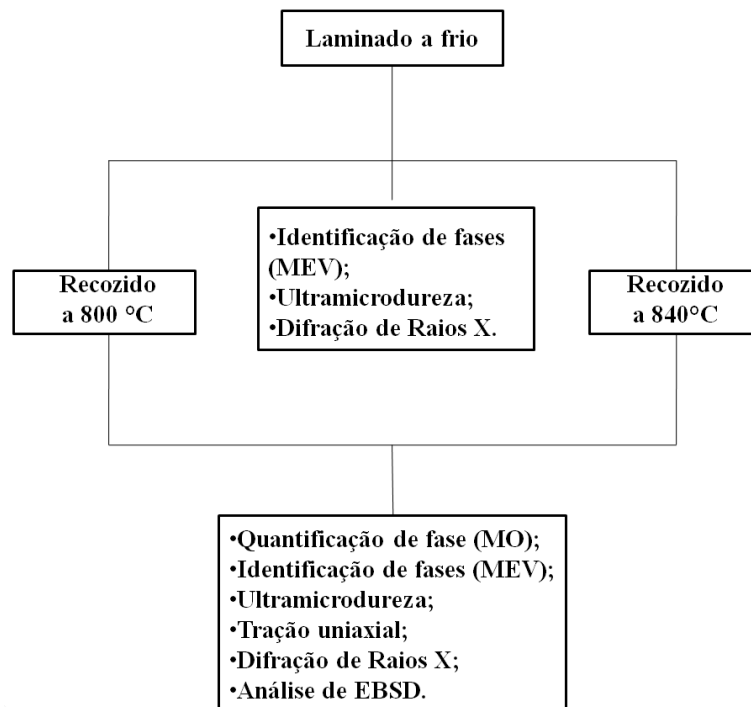


FIG. 3.1 Diagrama das condições de processamento e das etapas de caracterizações da liga em estudo.

3.1 MATERIAL

No presente trabalho foi utilizado um aço baixo carbono com adição de manganês e microadição de nióbio e molibdênio. O material foi cedido pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) - Volta Redonda / Rio de Janeiro na condição laminado a frio (LF) e submetido a um estudo prévio por Gurgel (2016). As amostras foram fornecidas na forma de chapas laminadas a frio e possuíam dimensões de 140 mm de comprimento x 100 mm de largura e 1,2 mm de espessura.

Devido a questões de sigilo industrial, em relação as concentrações reais dos elementos de liga, são apresentadas faixas da composição química TAB. 3.1.

TAB. 3.1 Especificação da composição química do material em estudo.

Composição Química (% em peso)							
C	Mn	Mo	Ni	Cr	Al	Nb	Si
0,11–	1,60–	0,10–	0,10	0,10	0,010	0,030	0,05
0,15	1,80	0,30	máx	máx	mín	máx	máx

3.2 MÉTODOS

3.2.1 RECOZIMENTO INTERCRÍTICO EM ESCALA LABORATORIAL

Para obter uma estrutura que resulte nas propriedades requeridas pela indústria automobilística foram realizadas simulações em escala laboratorial do tratamento térmico de recozimento contínuo no campo intercrítico com resfriamento ao ar. A metodologia empregada para o recozimento intercrítico foi a do trabalho realizado por Gurgel (2016), uma vez que ela demonstrou que a faixa de 800 °C a 840 °C pode ser propícia para obter as melhores propriedades mecânicas para este fim. O procedimento realizado por Gurgel nos fornos do laboratório de tratamento térmico da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda (EEIMVR) da Universidade Federal Fluminense (UFF) foram reproduzidos em um forno de características similares, buscando avaliar se seria possível obter aspectos

microestruturais semelhantes aos obtidos pela mesma, seguindo o procedimento descrito a seguir.

No presente trabalho foi utilizado o forno tipo mufla disponível no laboratório de cerâmicos do Instituto Militar de Engenharia (IME). Duas amostras do aço LF com dimensões de 100 mm de comprimento (DT) x 20 mm de largura (DL) foram introduzidas no forno pré-aquecido nas temperaturas distintas de estudo (800 e 840 °C). Em testes preliminares foi verificado que com a abertura da porta do forno, colocação da amostra e posterior fechamento da sua porta, havia queda da temperatura, com isto, o tempo de encharque foi cronometrado após a estabilização da temperatura. Sendo aceitável uma variação na temperatura de -10 °C/+0 °C da temperatura de encharque almejada. O controle da temperatura foi realizado com o auxílio de um termopar tipo K introduzido em uma cavidade superior no forno e posicionado na sua zona quente (região de posicionamento das amostras a serem tratadas). O tempo de encharque estabelecido para cada condição foi de 3 minutos (180 segundos), após o tempo médio de 5 minutos necessários à estabilização da temperatura de encharque, decorrido esse tempo a amostra foi retirada do forno e resfriada ao ar até a temperatura ambiente.

Após a realização dos tratamentos térmicos:

- uma amostra para cada condição (laminada a frio e recozida a 800 e 840 °C) foi cortada nas dimensões de 20 mm de comprimento (DL) x 5 mm de largura (DT) e submetidas a preparação metalográfica para análise microestrutural (qualitativa e quantitativa) e medidas no ultramicrodurômetro instrumentado.

- Já para análise de textura por DRX, uma amostra para cada condição também foi cortada nas dimensões de 20 mm de comprimento (DL) x 25 mm de largura (DT).

No caso dos corpos de prova para os ensaios de tração uniaxial, nas 3 direções (DL, DT e D45), de posse das amostras no estado como recebido, laminada a frio, com dimensões de 140 mm x 100 mm e 1,2 mm de espessura, foram confeccionados os corpos de prova para posteriormente serem submetidos ao tratamento térmico descrito anteriormente.

3.2.2 PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As análises microestruturais foram realizadas nos laboratórios de Metalografia e de Microscopia Eletrônica do IME, com o auxílio de um microscópio óptico (MO) e de um

microscópio eletrônico de varredura (MEV). As micrografias obtidas por MO foram empregadas na quantificação de fases por meio da utilização do software “*ImageJ*” e comparadas com a quantificação obtida por Gurgel (2016). As imagens obtidas no MEV com o detector de elétrons secundários tiveram por objetivo observar a microestrutura em aumentos elevados, para assim identificar a natureza da segunda fase formada e sua distribuição em relação aos grãos da ferrita recristalizada e/ou encruada.

3.2.2.1 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

As amostras foram cortadas em uma máquina de corte tipo Discotom, dotada de um disco de carbeto de silício e líquido refrigerante/lubrificante nas dimensões de 20 mm de comprimento (DL) x 5 mm de largura (DT). Em seguida, dois pedaços distintos de cada uma das amostras foram embutidos em resina acrílica para observação da espessura e análise da direção de laminação (DL).

As amostras embutidas foram lixadas em uma lixadeira/politriz rotativa semiautomática instalada no laboratório de Metalografia do IME. Foram utilizadas lixas de carbeto de silício na sequência de 220, 320, 400, 600, 800, 1200, 1500 e 2000mesh, com lubrificação constante de água corrente. Em seguida, as amostras passaram pela etapa de polimento com pano de feltro e pasta de diamante nas granulometrias de 3 e 1 μm com uso de álcool 92% como lubrificante. A seguir fez-se o polimento em solução aquosa de alumina com as granulometrias de 1 μm , 0,3 μm e 0,05 μm . Ao final do processo de polimento as amostras foram lavadas com água corrente, seguido de álcool e secas com soprador de ar quente.

As amostras após o procedimento de polimento foram atacadas com Nital 3% (3 mL ácido nítrico e 97 mL de álcool etílico). O ataque com Nital foi realizado em 4 sequências de repolimento e reataque em cada uma das condições, com o intuito de eliminar por completo os artefatos de preparação provenientes do lixamento.

Após ter a superfície de análise completamente polida e isenta de artefatos de lixamento (riscos), foram utilizadas duas soluções de contraste em momento distintos para quantificação de fases (descrito na seção 3.2.2.2): a solução de Nital 3% e a solução de Picral 5%. A aplicação dos reagentes químicos na superfície de análise ocorreu por esfregamento com

algodão, seguido de lavagem em água corrente e em álcool, finalizando com secagem em ar quente.

Para a identificação de fases em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) foram utilizadas as amostras após o ataque com Nital 3% utilizadas para análise no MO.

Em relação as análises por Difração de Elétrons de Retroespalhados (EBSD) no MEV, o procedimento adotado para preparação de amostras foi baseado no proposto por Andrade (2013). Portanto, a preparação metalográfica descrita anteriormente foi mantida e seguida de um polimento final de sílica coloidal e limpeza com ultrassom. A metodologia empregada no polimento final consiste no polimento com sílica coloidal intercalada por lavagem das amostras com álcool etílico em banho de ultrassom. Foram conduzidas 4 etapas com duração de 5 minutos de polimento em sílica coloidal intercaladas por outros 15 minutos no banho de ultrassom, totalizando 20 minutos para o polimento e 60 minutos para o banho de ultrassom.

3.2.2.2 ANÁLISE MICROSCÓPIO ÓPTICO– QUANTIFICAÇÃO DE FASES

Após o procedimento adotado para preparação metalográfica descrito na seção 3.2.2.1, foi conduzida uma observação visual nas amostras recozidas, com auxílio de um microscópio óptico (MO), ao longo de $\frac{1}{4}$ da espessura, na direção de laminação, para evitar regiões com segregação (presente em $\frac{1}{2}$ espessura).

A quantificação de fases foi realizada com o auxílio do software “ImageJ”, após os ataques químicos com Nital 3% e com Picral 5%, conforme descrito anteriormente na seção 3.2.2.1.

A solução de Nital 3% foi utilizada para evidenciar a microestrutura escurecendo os contornos de grão de ferrita recristalizada e as agulhas/ripas de martensita, as lamelas da cementita da perlita, a cementita precipitada livre e outros carbonetos, os feixes da bainita e o interior dos grãos de ferrita encruada.

A solução de picral consiste em uma mistura de 5 gramas de ácido pícrico em 95 ml de álcool etílico (PA). A solução original foi submetida ao tratamento de envelhecimento, o qual consiste na adição de pequenos pedaços de sucata do próprio material em estudo por 24 horas após o preparo da solução para torná-la mais eficiente.

A solução de Picral 5% foi utilizada para quantificação da segunda fase, pois a mesma reage somente sobre as regiões enriquecidas com carbono (carbonetos, cementita das lamelas da perlita, bainita, martensita e austenita retida) e não realça os contornos de grão da ferrita recristalizada ou encruada e seu respectivo interior.

Com base nas diferenças das regiões que são escurecidas pelas soluções de contraste de Nital e Picral, tem-se a fração de ferrita encruada. Como também pelas regiões não atacadas pelo Nital tem-se a ferrita recristalizada e pelo Picral a ferrita total (recristalizada e encruada).

Com auxílio de uma câmera digital acoplada ao microscópio óptico e controlada pelo programa LCMicro foram registradas imagens em dez campos distintos em cada uma das amostras, para verificação de homogeneidade quanto a quantificação de fases, resultantes dos dois ataques distintos.

Devido ao refinamento microestrutural resultante dos tratamentos térmicos adotados, as imagens foram adquiridas com aumento de 1000x de modo a distinguir as regiões atacadas e não atacadas pelos distintos ataques químicos. As imagens foram tratadas para evidenciar as fases e analisadas, sendo feita uma média e desvio padrão a partir de 10 imagens de cada condição em regiões distintas ao longo de ¼ da espessura da direção de laminação.

Com base na equação do erro absoluto (Equação 3.1), o erro experimental a partir do desvio padrão de cada medida de quantificação da ferrita recristalizada, ferrita encruada e segunda fase foi calculado.

$$Erro = \frac{2\sigma}{\sqrt{n}} \tag{3.1}$$

Onde σ é o desvio padrão e n o número de medidas realizadas em cada uma das amostras analisadas.

Os resultados obtidos das amostras tratadas termicamente neste trabalho, conforme descrito na seção 3.2.1 foram comparados com os apresentados por Gurgel (2016) para assim validar o tratamento térmico efetuado, além de confrontar se a taxa de aquecimento adotada foi similar ou não a utilizada por Gurgel (2016).

3.2.2.3 ANÁLISE MEV

Foram realizadas análises de todas as amostras das condições em estudo por meio de um microscópio eletrônico de varredura - MEV FEI Quanta 250 FEG instalado no laboratório de Microscopia Eletrônica do Instituto Militar de Engenharia (IME). As análises foram conduzidas com o detector de elétrons secundários (SE), com uso dos parâmetros descrito na TAB. 3.2, com o intuito de observar a microestrutura em aumentos elevados, para assim identificar a natureza da segunda fase formada e sua distribuição em relação aos grãos da ferrita recristalizada e/ou encruada.

TAB. 3.2 Parâmetros utilizados para análise das fases no MEV FEG com detector de elétrons secundários (SE), adotados por Gurgel (2016).

Análise	Tensão (kv)	Corrente do feixe (μA)	Abertura	Detector	Distância de Trabalho – WD (mm)	Spot Size
Imagem	20	~ 101	5	SE	~8,0	5,0

As análises de EBSD das amostras recozidas foram conduzidas fazendo uso do detector da Bruker “high-resolution e-Flash^{HR}” instalado neste mesmo MEV FEG com uso de distância de trabalho (WD) de 20 mm, abertura 6, inclinação da amostra de 70° e distância amostra-detector de 16 mm. Além de outros parâmetros como:

- tensão: 25 kV;
- *spot size*: 5,5;
- inclinação do detector: 10,6° para amostra 800 °C e entre 10,5-10,6° para amostra 840 °C;
- aumento: 8.000x;
- *pixel size / step size*: 27 nm;
- frame: 1;
- tempo de exposição: 15 ms para amostra 800 °C e 18 ms para amostra 840 °C;
- ganho: 96;
- contraste do detector: 0,1;
- resolução do detector: 160 x 120.

3.2.3 MICRODUREZA INSTRUMENTADA

O ensaio de microdureza instrumentada foi realizado em um ultramicrodurômetro instrumentado para estimar a dureza e outras propriedades mecânicas descritas a seguir. As análises foram realizadas em amostras cortadas nas dimensões de 20 mm (DL) x 5 mm (DT) e embutidas para análise na espessura das condições em estudo, laminada a frio e recozidas a 800 e 840 °C, onde foi seguida a rotina de preparação descrita na seção 3.2.2.1 fazendo uso de ataque de Nital. Foram realizadas análises em 10 pontos distintos na região de ¼ da espessura associada a DL, de modo a obter informações quanto a possíveis mudanças nas características mecânicas devido a alterações microestruturais. O ensaio foi realizado nas mesmas condições utilizadas por Gurgel (2016), ou seja, ciclo de carga/descarga com carga mínima de 0,2 gf e carga máxima 100 gf, sob velocidade de carregamento e descarregamento de 7,14 gf/s e 20 s de permanência na carga máxima, exceto pelo uso do indentador Berkovich de 115° enquanto Gurgel (2016) fez uso do indentador Vickers.

A dureza Berkovich (HT115) é obtida a partir da força máxima aplicada e média das alturas do triângulo impresso na superfície da amostra devido a penetração e remoção do indentador Berkovich triangular de 115°, com base nos cálculos expressos na Equação (3.2):

$$HT115 = (1569,7 \cdot F_{\max}) / L^2 \quad (3.2)$$

Onde:

F_{\max} = Força máxima (gf)

L = média da altura da indentação (μm) = $1/3 (L1 + L2 + L3)$

Enquanto a dureza Vickers (HV) é obtida a partir da força máxima aplicada e média das diagonais do losango impresso na superfície da amostra devido a penetração e remoção do indentador Vickers, com base nos cálculos expressos na Equação (3.3):

$$HV = (1854,4 \cdot F_{\max}) / D^2 \quad (3.3)$$

Onde:

F_{\max} = Força máxima (gf)

D = média da diagonal da indentação (μm) = $1/3 (D1 + D2)$

A dureza dinâmica (DH) é obtida a partir da força máxima aplicada durante o processo de indentação e a profundidade resultante, onde pode se relacionar a profundidade máxima – h_{max} (dureza dinâmica elasto-plástica – DH-1) ou a profundidade associada ao perfeito retorno elástico - h_r (dureza dinâmica plástica – DH-2). Sendo esta uma propriedade que relaciona a deformação plástica e elástica da amostra conforme representada pelas Equações (3.4) e (3.5), e codificadas como DHT ou DHV em função do uso do indentador Berkovich ou Vickers, respectivamente (SHIMADZU *Instruction Manual*, 2009).

$$DH-1 = a \cdot F_{max} / (h_{max})^2 \quad (3.4)$$

$$DH-2 = a \cdot F_{max} / (h_r)^2 \quad (3.5)$$

Em que:

a = constante no valor de 3,8584 para o indentador Vickers e Berkovich triangular de 115°;

$F_{máx}$ = Força máxima (mN);

$h_{máx}$ = profundidade máxima de indentação (μm);

h_r = profundidade de indentação associada ao retorno perfeitamente elástico.

O limite de escoamento correlaciona-se com o valor da dureza da indentação (H_{it}) conforme equação (3.6), sendo esta caracterizada como o momento no qual se tem início à deformação plástica (SHIMADZU *Instruction Manual*, 2009).

$$H_{it} = F_{max} / A_p \quad (3.6)$$

Sendo A_p a área de contato do indentador (Vickers ou Berkovich) com a amostra, e pode ser calculado conforme as Equações (3.7) e (3.8):

Para o indentador Vickers

$$A_p = 24,50 \cdot h_c^2 \quad (3.7)$$

$$\text{Para o indentador triangular (115°)} \quad A_p = 23,96 \cdot h_c^2 \quad (3.8)$$

“ h_c ” é a profundidade de contato do indentador com a peça que está sendo testada, calculado pela Equação (3.9):

$$h_c = h_{\max} - \varepsilon \cdot (h_{\max} - h_r) \quad (3.9)$$

onde ε depende da geometria do indentador, sendo para os indentadores Vickers e Berkovich (Triangular de 115°), $\varepsilon = \frac{3}{4} = 0,75$.

O módulo de indentação (E_{it}) apresenta valores similares ao módulo de Elasticidade (módulo de Young) e pode ser obtido através da equação (3.10):

$$\frac{1 - (v_s)^2}{\left(\frac{S \cdot \sqrt{\pi}}{2 \cdot A_p}\right) - \left(\frac{1 - (v_i)^2}{E_i}\right)} \quad (3.10)$$

onde:

v_s = coeficiente de Poisson da peça em análise;

S = inclinação da curva durante o descarregamento (região linear);

v_i = coeficiente de Poisson do indentador (0,07);

A_p = área de contato projetada;

E_i = módulo do indentador ($1,14 \times 10^6$ N/mm²).

3.2.4 TEXTURA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X

O equipamento da PanAnalytical, modelo MRD-PRO equipado com anodo de cobalto foi utilizado para as medidas de textura por difração de Raios X. Para a obtenção da textura foi utilizada a configuração de foco em ponto com tensão de 40 kV e corrente de 45 mA. Foram analisados os planos da ferrita(110), (200) e (211) para observar a presença de uma orientação preferencial dos grãos e correlacionar com o desempenho do material em estudo em relação a conformabilidade. A técnica de difração de Raios X foi realizada no plano da chapa, após

desbaste até meia espessura, em uma amostra de cada condição com dimensões de 20 mm x 25 mm(DT x DL).

As componentes e fibras da textura cristalográfica foram identificadas através do ábaco apresentado na FIG. 3.2 com notação de Bunge. Como o objetivo é avaliar a conformabilidade em função das componentes de textura desenvolvidas, somente a seção de $\varphi_2=45^\circ$ (notação de Bunge) é apresentada nos resultados, pois contém as fibras de interesse γ , benéfica, e α , maléfica.

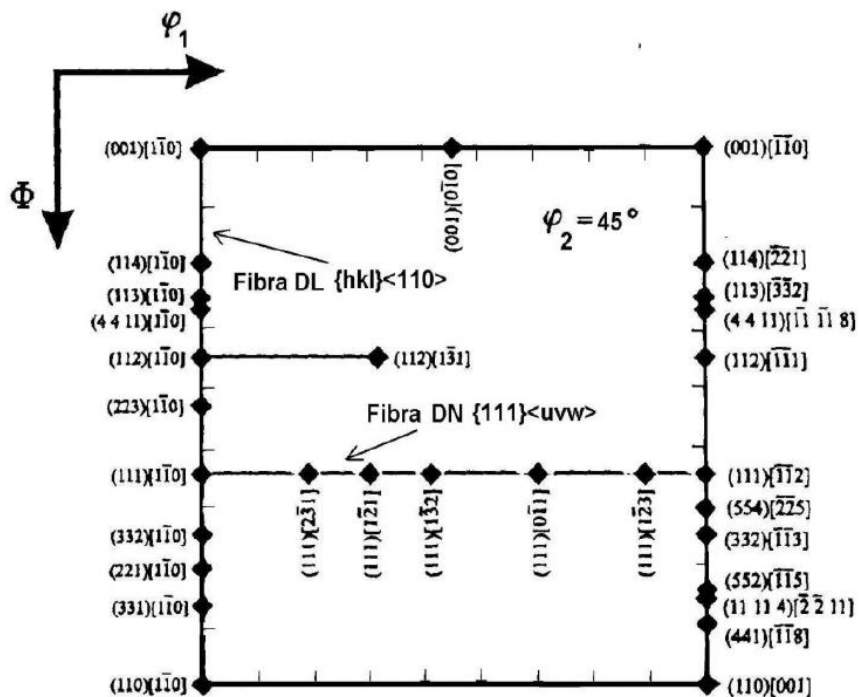


FIG. 3.2 Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ onde são mostradas as orientações principais pertencentes as fibras DL e DN segundo notação de Bunge (PAULA, 2002).

As amostras na condição laminada a frio e recozida a 800 °C e 840 °C foram lixadas e polidas no plano normal da chapa fina até o plano médio ($1/2$ espessura), sendo utilizadas lixas de 320, 400, 600, 800 e 1200 mesh. Em seguida estas amostras foram polidas com pasta de diamante nas granulometrias de 3 e 1 μm , seguido de polimento em solução aquosa de alumina com as granulometrias de 1 μm , 0,3 μm e 0,05 μm . As amostras foram imersas durante 20 segundos em solução de polimento químico de peróxido de hidrogênio e ácido fluorídrico para revelar a microestrutura e remover artefatos de preparação de toda a superfície do plano da chapa.

Os dados de textura foram tratados por meio do software popLa. Foram obtidas as figuras de polo e as ODF's de φ_2 de 45° , em notação de Bunge.

3.2.5 ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL

Para determinar as propriedades mecânicas do aço em estudo, sob solicitação de tração uniaxial, a partir da condição laminada a frio foram confeccionados 5 corpos de prova (CP) para cada temperatura de recozimento e para cada direção DL,DT e D45°, conforme norma ASTM E8/E8M (ASTM,2013). Os CPs foram confeccionados na Oficina Mecânica do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF) por meio de corte a plasma com corrente de 45 A e tensão de 117 V, a partir de chapas laminadas a frio com dimensões de 140 mm x 100 mm, em seguida usinados para um melhor acabamento e garantia das dimensões segundo a norma. Na FIG. 3.3 é apresentado o modelo do corpo de prova utilizado para o ensaio de tração. As dimensões do CP são apresentadas na TAB. 3.3, conforme a norma.

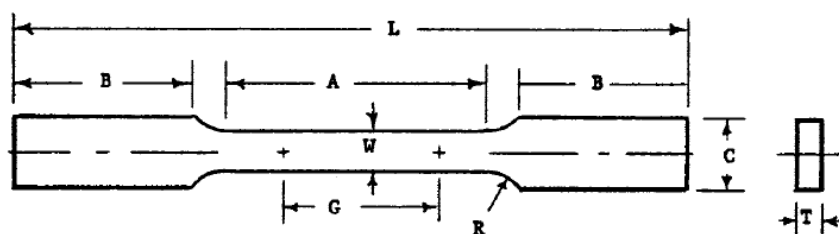


FIG. 3.3 Corpo de prova para ensaio de tração (ASTM E8/E8M, 2013).

TAB. 3.3 Valores das dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração (ASTM E8/E8M, 2013).

Dimensões	(mm)
G – Comprimento da seção útil	25,0 ±0,1
W – Largura	6±0,1
T – Espessura	1,20
R – Raio do ângulo de adoçamento (mínimo)	6
L – Comprimento total	100
A – Comprimento da seção reduzida (mínimo)	32
B – Comprimento da seção da garra (mínimo)	30
C – Largura da seção da garra (aproximada)	10

Após o corte/usinagem, os CPs foram recozidos (conforme descrito na seção 3.2.1) e ensaiados na máquina universal de ensaios da marca EMIC modelo DL 10000 instalada no

Laboratório de Ensaios Mecânicos do Instituto Militar de Engenharia para obter as propriedades mecânicas como limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento (Δl) e coeficiente de encruamento (n). Os resultados foram utilizados para calcular as características de anisotropia normal e planar (\bar{r} e Δr) por meio das Equações (2.2) e (2.3) apresentadas na seção 2.3.2.3. Tais propriedades foram determinadas pelas equações de (3.11) a (3.14):

$$LE = \frac{F_e}{A_0} \quad (3.11)$$

Em que:

F_e = a força no escoamento

A_0 = a área inicial do corpo de prova

$$LR = \frac{F_{m\acute{a}x}}{A_0} \quad (3.12)$$

Em que:

$F_{m\acute{a}x}$ = a força máxima atingida durante o ensaio

A_0 = a área inicial do corpo de prova

$$\Delta l = l - l_0 \quad (3.13)$$

Sendo:

l_0 = comprimento inicial do corpo de prova

l = comprimento final após a ruptura do corpo de prova

$$\sigma = k\epsilon_{pl\acute{a}stico}^n \quad (3.14)$$

Onde n é o coeficiente de encruamento e k uma constante de proporcionalidade.

A célula de carga utilizada para realização do ensaio foi de 8 kN. Visto que a área inicial do CP é de 7,2 mm² e o limite de resistência de aproximadamente 745 MPa de acordo com a literatura, sendo, portanto, a célula de carga de 8kN a mais adequada para a realização do ensaio. Um extensômetro de 25 mm foi utilizado e a velocidade adotada na realização do ensaio foi de 2 mm/min.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

O presente capítulo visa apresentar e discutir os resultados da caracterização estrutural e mecânica de um aço DP laminado a frio recozido intercriticamente para fins de conformabilidade. São discutidos, portanto, os resultados obtidos pelas técnicas abordadas para elucidar a evolução das características estruturais e mecânicas em função das condições de recozimento intercrítico adotadas em confronto com dados da literatura, como:

- a microscopia óptica e eletrônica de varredura, em conjunto com a ferramenta de EBSD, a fim de quantificar as fases formadas e identifica-las;
- os ensaios de microdureza em um ultramicrodurômetro instrumentado e de tração uniaxial em distintas direções para avaliar as propriedades mecânicas, grau de anisotropia e potencial de conformabilidade desenvolvido;
- as medidas de textura através das técnicas de EBSD (micro e mesotextura) e difração de Raios X (macro textura) a fim de observar as distribuições de tensões residuais na matriz ferrítica e presença de austenita retida junto as ilhas de martensita formada e bem como a textura desenvolvida da matriz ferrítica.

4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Ao iniciar a observação dos aspectos microestruturais com auxílio de um microscópio óptico, percebeu-se um grande refinamento microestrutural no material, desde o aspecto de grãos completamente encruados no material de partida recebido na condição laminada a frio, como também na microestrutura desenvolvida após as condições de recozimento adotadas no estudo.

Assim, os resultados deste estudo, em termos de análise microestrutural, são apresentados inicialmente em termos de quantificação de fases das amostras recozidas a partir das microestruturas reveladas com dois tipos de solução de contraste (Nital 3% e Picral 5%) e observadas com 1000x de aumento. Posteriormente foram conduzidas análises com maiores aumentos em um MEV FEG com auxílio dos detectores de EBSD e de Elétrons Secundários (SE) com o intuito de observar em detalhes o aspecto da matriz ferrítica e natureza da segunda

fase formada nas condições de recozimento adotadas a partir da chapa laminada a frio recebida para o estudo.

4.1.1 QUANTIFICAÇÃO DE FASES

As frações volumétricas de ferrita e segunda fase formadas nas condições recozida a 800 e 840 °C foram determinadas utilizando metalografia quantitativa por meio de imagens obtidas em um Microscópio Óptico OLYMPUS BX53M e a utilização do software “ImageJ” para quantificação de fase após distintas condições de ataque para contraste da microestrutura (Nital 3% e Picral 5%). Nas FIG.4.1, 4.2, 4.3 e 4.4 são apresentadas imagens com uma seleção dos resultados do uso das soluções de contraste microestrutural com Nital 3% e Picral 5% e as respectivas imagens da seleção das regiões atacadas, destacadas em vermelho, relativas as amostras recozidas a 800 e 840 °C, respectivamente.

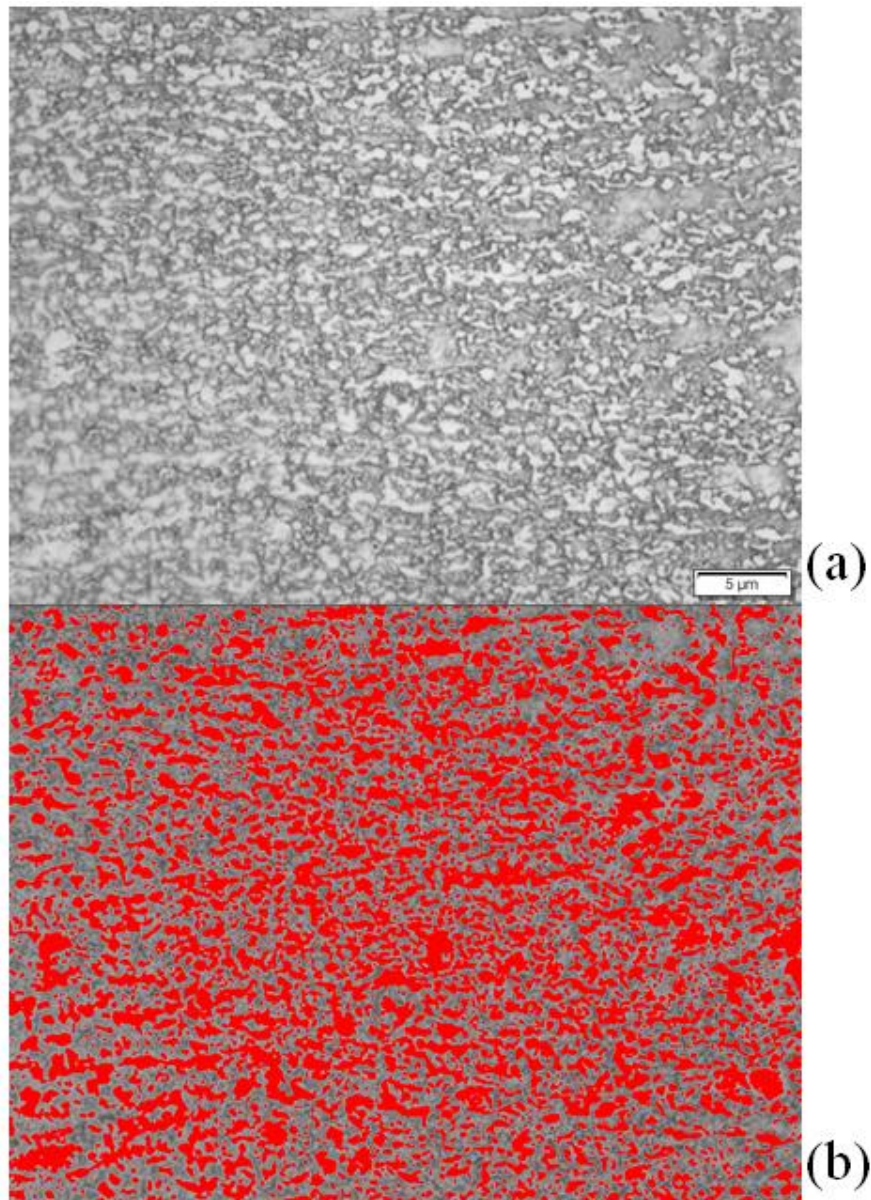


FIG. 4.1 Exemplo da (a) microestrutura resultante do recozimento a 800 °C revelada com ataque de Nital 3% (fundo claro – ferrita recristalizada; regiões escurecida – ferrita encruada e segunda fase) e (b) imagem resultante da quantificação da fração volumétrica de ferrita recristalizada (região destacada em vermelho). Aumento de 1000x. $\frac{1}{4}$ da Espessura, direção de laminação.

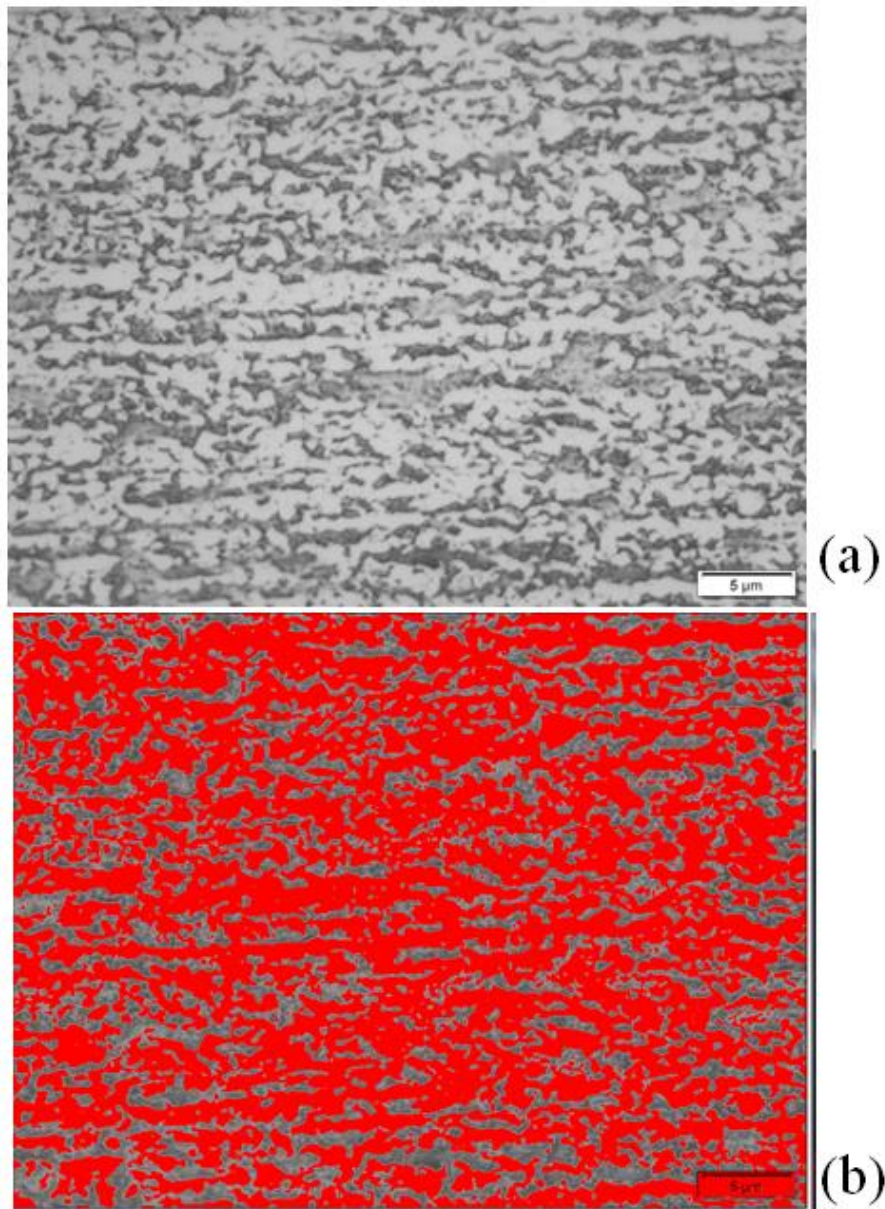


FIG. 4.2 Exemplo da (a) microestrutura resultante do recozimento a 800 °C revelada com ataque de Picral 5% (fundo claro – ferrita recristalizada e encruada; regiões escurecida –segunda fase) e (b) imagem resultante da quantificação da fração volumétrica de ferrita total, recristalizada e encruada (região destacada em vermelho). Aumento de 1000x. $\frac{1}{4}$ da Espessura, direção de laminação.

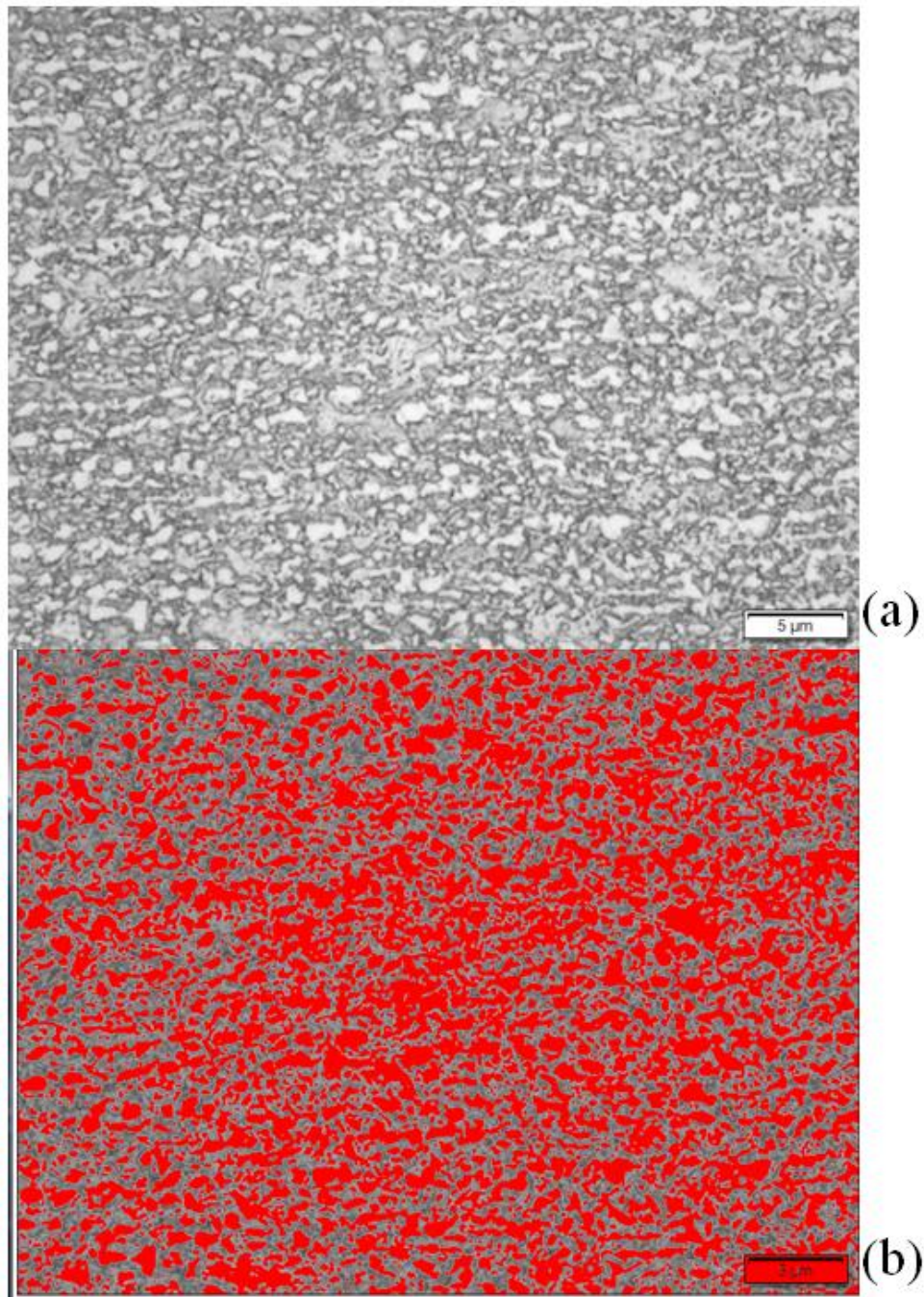


FIG. 4.3 Exemplo da (a) microestrutura resultante do recozimento a 840 °C revelada com ataque de Nital 3% (fundo claro – ferrita recristalizada; regiões escurecida – ferrita encruada e segunda fase) e (b) imagem resultante da quantificação da fração volumétrica de ferrita recristalizada (região destacada em vermelho). Aumento de 1000x. $\frac{1}{4}$ da Espessura, direção de laminação.

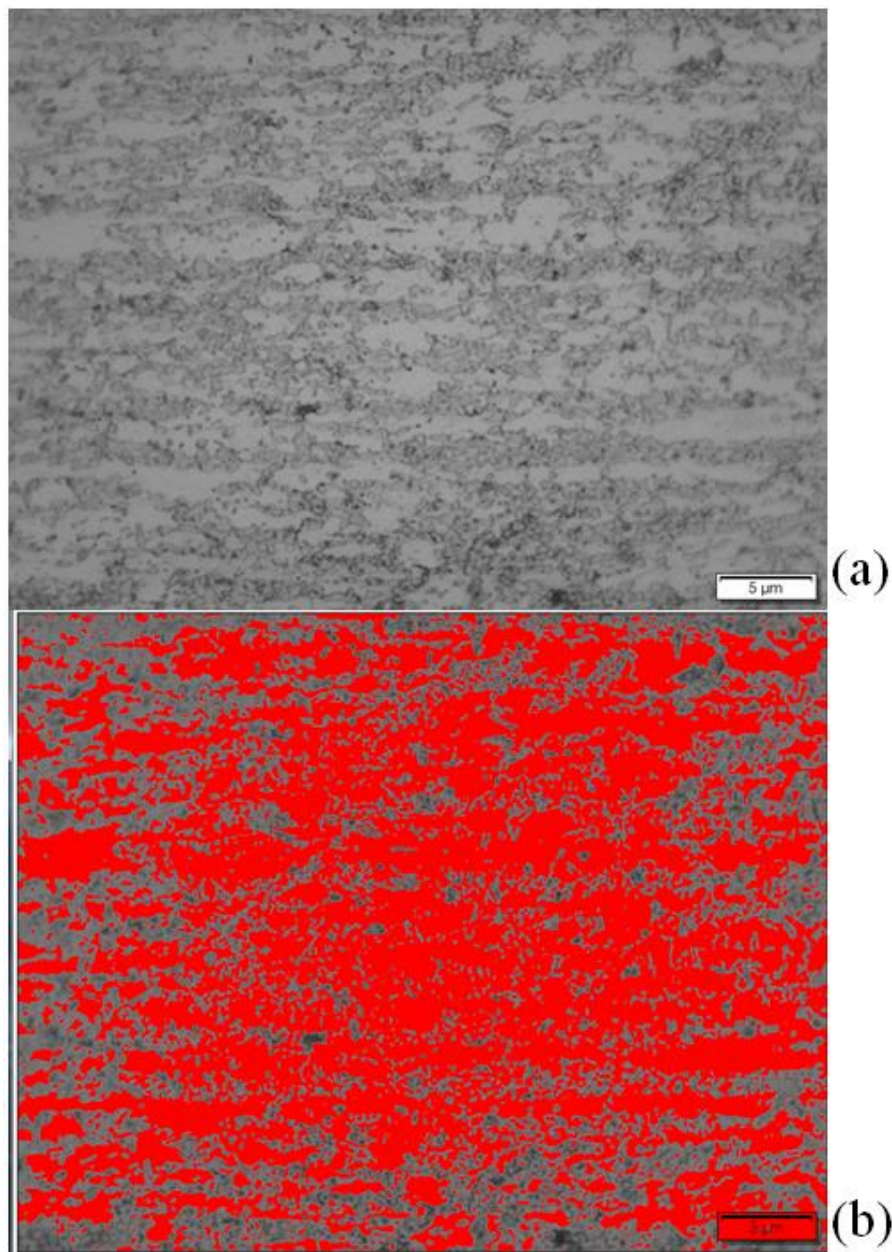


FIG. 4.4 Exemplo da (a) microestrutura resultante do recozimento a 840 °C revelada com ataque de Picral 5% (fundo claro – ferrita recristalizada e encruada; regiões escurecida –segunda fase) e (b) imagem resultante da quantificação da fração volumétrica de ferrita total, recristalizada e encruada (região destacada em vermelho). Aumento de 1000x. $\frac{1}{4}$ da Espessura, direção de laminação.

Nas FIG. 4.1a e 4.3a são apresentadas exemplos de micrografias registradas a partir da observação no microscópio óptico da microestrutura desenvolvida nos recozimentos a 800 °C e 840 °C, respectivamente, e revelada com solução de contraste de Nital 3%. Nestas imagens observa-se uma região clara delimitada por contornos atribuída a ferrita recristalizada e regiões escurecidas resultantes da maior reatividade do Nital com a segunda fase formada

durante o resfriamento e/ou ferrita encruada e contornos de grão da ferrita recristalizada. Com uso do programa “ImageJ” as regiões claras associadas a ferrita recristalizada foram coloridas de vermelho e exemplificada nas imagens apresentadas nas FIG. 4.1b e 4.3b. A fração de segunda fase pode ser quantificada pelas regiões escurecidas resultantes do ataque de Picral 5%, conforme exemplificado nas imagens das microestruturas resultantes dos recozimentos a 800 °C e 840 °C apresentadas nas FIG. 4.2a e 4.4a, respectivamente. A solução de contraste de Picral 5% somente atua escurecendo as regiões enriquecidas em carbono associadas a segunda fase (a citar: carbonetos, cementita da perlita e bainita, e constituinte MA). Dessa forma, as regiões claras resultante do uso da solução de Picral é atribuída a ferrita total (recristalizada e/ou encruada), que assim foi destacada em vermelho com uso do programa “ImageJ” conforme os exemplos apresentados através das imagens referentes as FIG. 4.2b e 4.4b.

Assim a diferença de valores entre as regiões escurecidas do ataque de Nital 3% e do ataque de Picral 5% é atribuída a ferrita encruada e contorno de grão da ferrita (recristalizada). Por questão de simplificação neste trabalho esta diferença é atribuída somente a ferrita encruada.

Os resultados numéricos obtidos relativos a quantificação de fases em termos dos valores médios assim como o erro estão dispostos nas TAB. 4.1, 4.2 e 4.3.

TAB. 4.1 Frações volumétricas de ferrita recristalizada e segunda fase formada em conjunto com ferrita encruada, medidas experimentalmente por metalografia quantitativa na direção de laminação (DL) e a ¼ da espessura. Ataque com Nital 3%.

Fração Volumétrica dos Constituintes		
Condição	Ferrita Recristalizada	Segunda Fase*+ Ferrita Encruada
Recozido a 800 °C	48,72	51,28
Desvio Padrão	3,91	
N	10	
Erro	2	
Condição	Ferrita Recristalizada	Segunda Fase+ Ferrita Encruada
Recozido a 840 °C	43,22	56,78
Desvio Padrão	3,64	
N	10	
Erro	2	

*Segunda fase pode vir a ser atribuída a martensita, perlita e bainita.

TAB.4.2 Frações volumétricas de ferrita(recristalizada e/ou encruada) e segunda fase formada, medidas experimentalmente por metalografia quantitativa a ¼ da espessura na seção associada a Direção de Laminação (DL). Ataque com Picral 5%.

Fração Volumétrica dos Constituintes		
Condição	Matriz Ferrítica	Segunda Fase
Recozido a 800 °C	63,12	36,88
Desvio Padrão	4,43	
N	10	
Erro	3	
Condição	Matriz Ferrítica	Segunda Fase
Recozido a 840 °C	56,49	43,51
Desvio Padrão	7,54	
N	10	
Erro	5	

*Segunda fase pode vir a ser atribuída a martensita, perlita e bainita.

TAB.4.3 Frações volumétricas da matriz ferrítica recristalizada e encruada, medidas experimentalmente por metalografia quantitativa a ¼ da espessura na seção associada a Direção de Laminação (DL).

Fração Volumétrica dos Constituintes		
Condição	Matriz Ferrítica	
	Recristalizada	Encruada
Recozido a 800 °C	48,72	18,26
Desvio Padrão	3,91	5,84
N	10	
Erro	2	4
Condição	Matriz Ferrítica	
	Recristalizada	Encruada
Recozido a 840 °C	43,22	12,49
Desvio Padrão	3,64	10,20
N	10	
Erro	2	6

Os percentuais de fase foram comparados com os resultados obtidos por Gurgel (2016) apresentados na seção 2.3 nas TAB. 2.8 e 2.9. No presente estudo através do ataque com Nital 3% foi obtida uma fração volumétrica de 48,72% e 43,22% de ferrita recristalizada para as amostras recozidas a 800 e 840 °C, respectivamente (TAB. 4.1e 4.3), enquanto Gurgel (2016)

obteve 73,77% e 65,06%, respectivamente. No presente trabalho a fração volumétrica de segunda fase proveniente do ataque com Picral 5% para os tratamentos de 800 e 840°C correspondem a 36,88% e 43,51% (TAB. 4.2) e Gurgel (2016) obteve 23,30% e 30,98%, respectivamente. Apesar dos valores distintos de ferrita recristalizada e segunda fase obtidos em relação a Gurgel (2016), o comportamento é semelhante, ou seja, com o aumento da temperatura de encharque de recozimento há um incremento da fração volumétrica da segunda fase. Entretanto, a justificativa da diferença entre os resultados deste trabalho pode ser atribuída a valores de taxa de aquecimento distintos dos que foram utilizados nos tratamentos de Gurgel (2016). Apesar dos tratamentos de recozimento terem sido realizados em um forno tipo Mufla como conduzido por Gurgel (2016), os fornos adotados são diferentes em termos de fabricante, de dimensão interna da câmara e tipo de porta. O que pode ter acarretado aspectos distintos no perfil de aquecimento das amostras em função da inserção das mesmas após o estabelecimento da temperatura de encharque.

Alguns autores como Huang *et al* (2004) e Mohanty *et al* (2011) afirmam que a taxa de aquecimento afeta claramente a nucleação e o crescimento da austenita. A interação entre a recristalização de ferrita e a formação de austenita é forte e afeta não apenas a cinética de formação da austenita, mas também sua distribuição e morfologia. Contudo, essa diferença nos resultados obtidos não é explicada por um valor constante de taxa de aquecimento, visto que o perfil de aquecimento do material, introduzido no forno na temperatura de encharque almejada, também sofre influência da geometria do forno. Impactando na eficiência da transferência de calor durante o perfil de aquecimento do material, que resulta em variações na taxa durante a etapa de aquecimento até o estabelecimento da temperatura de encharque. Segundo Chowdhury *et al.* (2008), o recozimento de chapas de aço de baixo teor de carbono laminadas a frio envolve três reações independentes a decomposição de carbonetos, recuperação e recristalização da ferrita, que tem cinética mais ou menos acelerada em função da faixa de temperatura e taxa de aquecimento no intervalo do aquecimento.

Os resultados obtidos pela quantificação de fase também revelam que com o aumento da temperatura de encharque de recozimento há um incremento da fração volumétrica da segunda fase. MAFFEI *et al.* (2007) e DIAS (2013) observaram comportamento semelhante. Este comportamento pode ser associado a maior fração de austenita formada e um maior consumo da ferrita pré-existente até o final do tempo de permanência na temperatura de encharque. Entretanto, sabe-se que neste caso há uma tendência de decréscimo da temperabilidade o que acarreta a formação durante o resfriamento de perlita e bainita, antes da

formação da martensita com fração residual de austenita retida. Portanto, com o objetivo de avaliar os constituintes associados a segunda fase que se fizeram presentes e que não foram identificados pelo MO, devido a sua baixa resolução, o microscópio eletrônico de varredura (MEV) foi empregado.

4.1.2 ANÁLISES POR EBSD

A microestrutura típica esperada em aços DP constitui-se de uma matriz ferrítica e ilhas de martensita dispersas como segunda fase de reforço. No entanto, a literatura reporta que em função do ciclo térmico adotado no recozimento, percentual de redução na laminação a frio e composição química do aço em questão, além da martensita formada pode-se fazer presente vestígios de perlita, bainita e alguns carbonetos dispersos como segunda fase (CORREA *et al.*, 2014; CHOWDHURY *et al.*, 2008; MAFFEI *et al.*, 2007). Como também é consenso na literatura que no volume das ilhas de martensita formada, devido a concentração de elementos de liga na austenita que lhe dá origem, que após o completo resfriamento faz-se presente uma fração de austenita retida. Dessa forma, nos aços DP as ilhas de martensita são identificadas como constituinte Martensita-Austenita, ou tão simplesmente constituinte MA (COSTA E SILVA e MEI, 2010; Chowdhury *et al.*, 2008). Outro fator que se põe é que o enriquecimento em elementos de liga na austenita durante o encharque, no recozimento intercrítico, dá-se principalmente pela presença de carbono. Assim, esta austenita ao ser resfriada se transforma adifusionalmente em martensita, a qual terá uma distorção tetragonal, resultando em uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) com uma significativa energia de deformação plástica que será transferida para ferrita que a circunda na forma de geração de discordâncias (COSTA E SILVA e MEI, 2010; CALLISTER, 2012).

Como a martensita formada nestes aços é muito refinada e apresenta uma grande distorção interna, a detecção e identificação da estrutura cristalina desta fase é limitada pela técnica de EBSD (DILLIEN *et al.*, 2010). Assim, as análises de EBSD neste trabalho foram conduzidas de modo a identificar os padrões de Kikuchi detectados na microestrutura desenvolvida nas condições de recozimento adotadas (800 e 840 °C de temperatura de

encharque), onde foi somente possível identificar a ferrita de estrutura CCC e a austenita de estrutura CFC, conforme resultados apresentados nas FIG. 4.6 e 4.8.

Em função do refinamento da microestrutura foi utilizado aumento da ordem de 8.000x para obter os resultados apresentados para a análise de EBSD. Foram selecionadas áreas, isentas de riscos e outros artefatos de preparação, em regiões a $\frac{1}{4}$ de espessura na direção de laminação resultante do lixamento mecânico, polimento intermediário com alumina e final com sílica coloidal, conforme apresentado nas FIG. 4.5a e 4.7a. Como as análises se restringem a uma população muito reduzida de grão e área selecionada da microestrutura, qualquer análise feita aqui refere-se a afirmações quanto a micro e mesotextura, não podendo ser correlacionada quantitativamente aos resultados da macrotextura via DRX, estes últimos apresentados na seção 4.3. Como anteriormente citado, as fases selecionadas para estas análises foram a ferrita CCC e a austenita retida CFC, as quais foram identificadas em regiões distintas da microestrutura onde foram detectados padrões de Kikuchi. No geral os padrões identificados como sendo de uma fase de estrutura CCC fazem-se presentes em regiões que se evidenciam grãos com aspecto equiaxial, neste caso atribuído a fase da ferrita (maior qualidade de detecção de padrão – regiões claras das FIG. 4.5b e 4.7b). Por outro lado, os padrões identificados como sendo de uma fase com estrutura CFC se apresentam dispersos em regiões onde poucos padrões foram detectados, sendo segundo a literatura a martensita formada nestes aços de estrutura TCC, em que seus padrões de Kikuchi não são normalmente detectados na análise de EBSD. Dessa forma, os padrões de Kikuchi associados a fase de estrutura CFC foram atribuídos a austenita retida nas regiões associadas as ilhas de martensita formada (pontos verdes – FIG. 4.6a e 4.8a – localizada nas regiões de menor qualidade de detecção de padrão – FIG. 4.5b e 4.7b). Nas amostras de ambas as temperaturas de recozimento foram identificados os mesmos padrões, sendo assim definido que o recozimento nestas condições resultou em matriz ferrítica e com segunda fase associada ao constituinte Martensita-Austenita (MA). Estes resultados em termos de distribuição das fases presentes (matriz e segunda fase) estão em concordância com a distribuição de fases observada nos resultados da análise quantitativa anteriormente apresentada na seção 4.1.2.

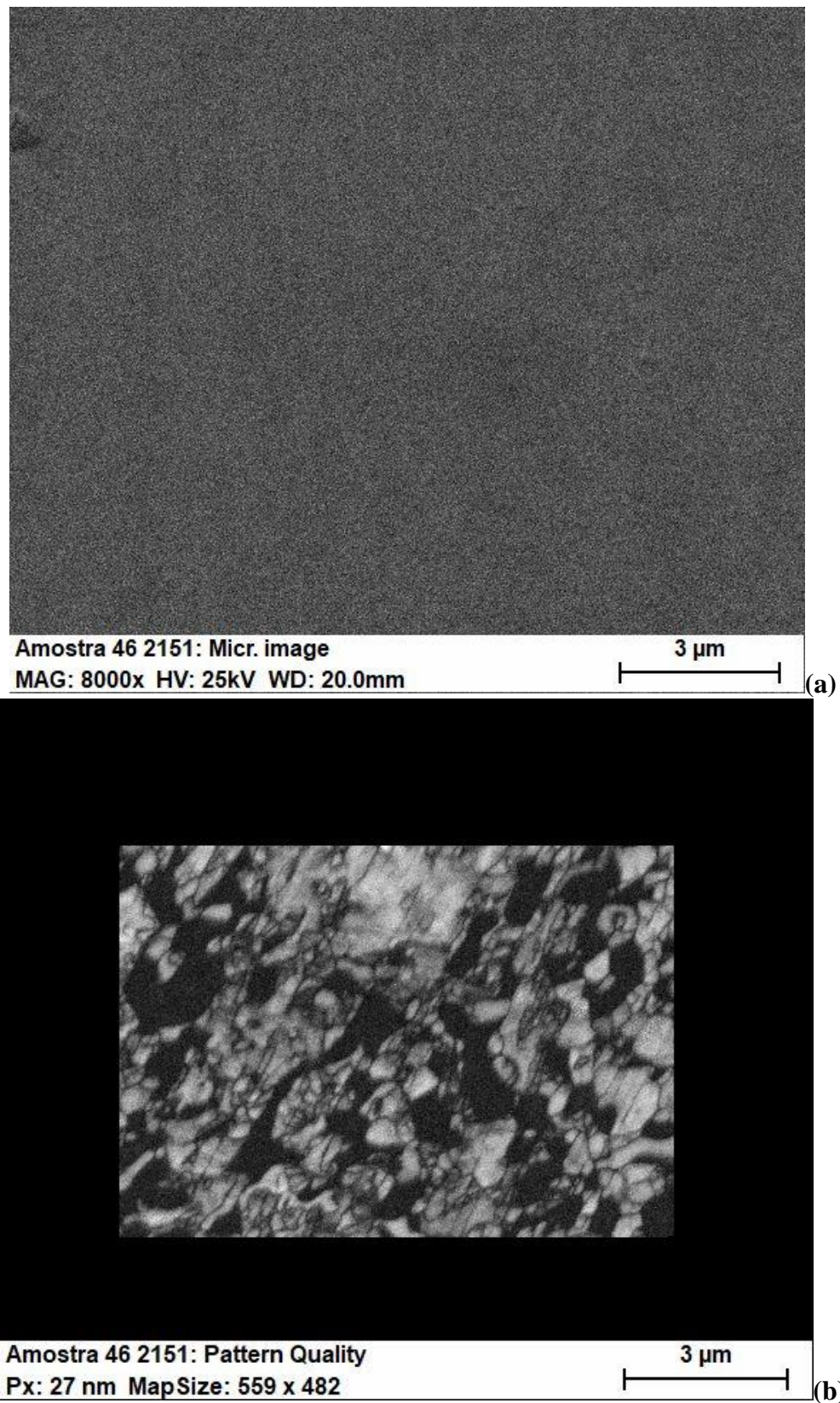


FIG. 4.5 Análise de EBSD: (a) Imagem da região analisada com 8000x de aumento da amostra recozida a 800 °C em estudo e (b) mapa de qualidade dos padrões detectados.

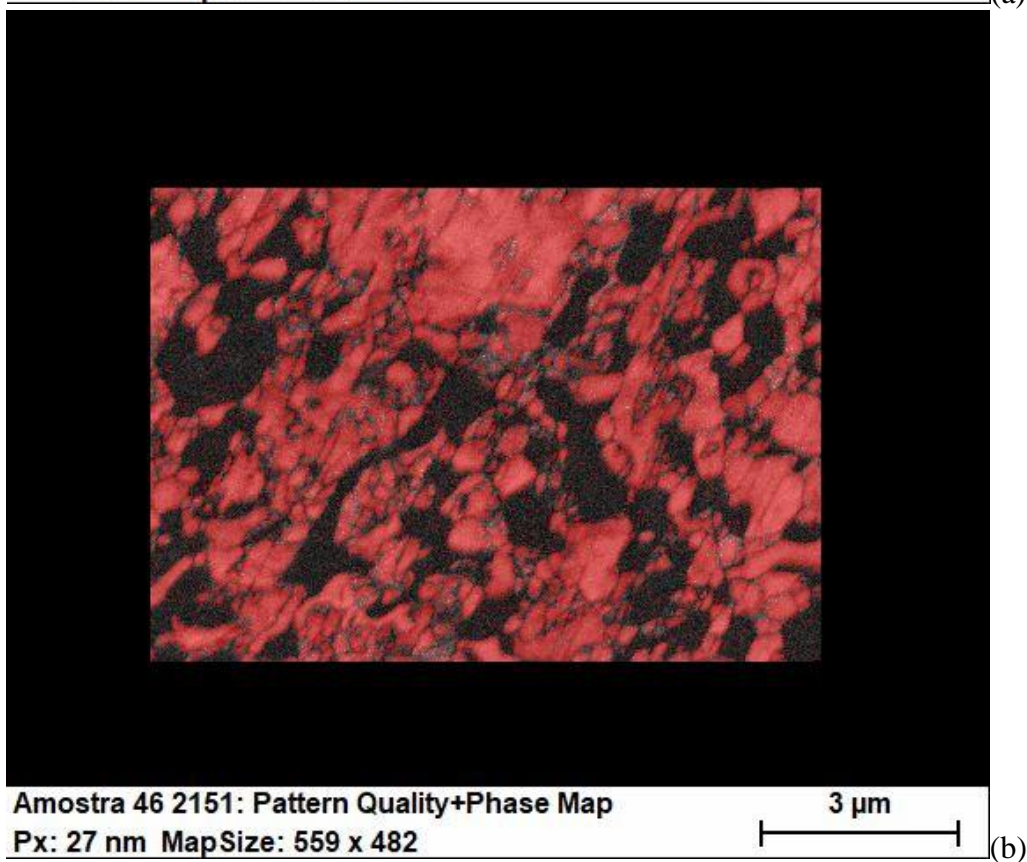
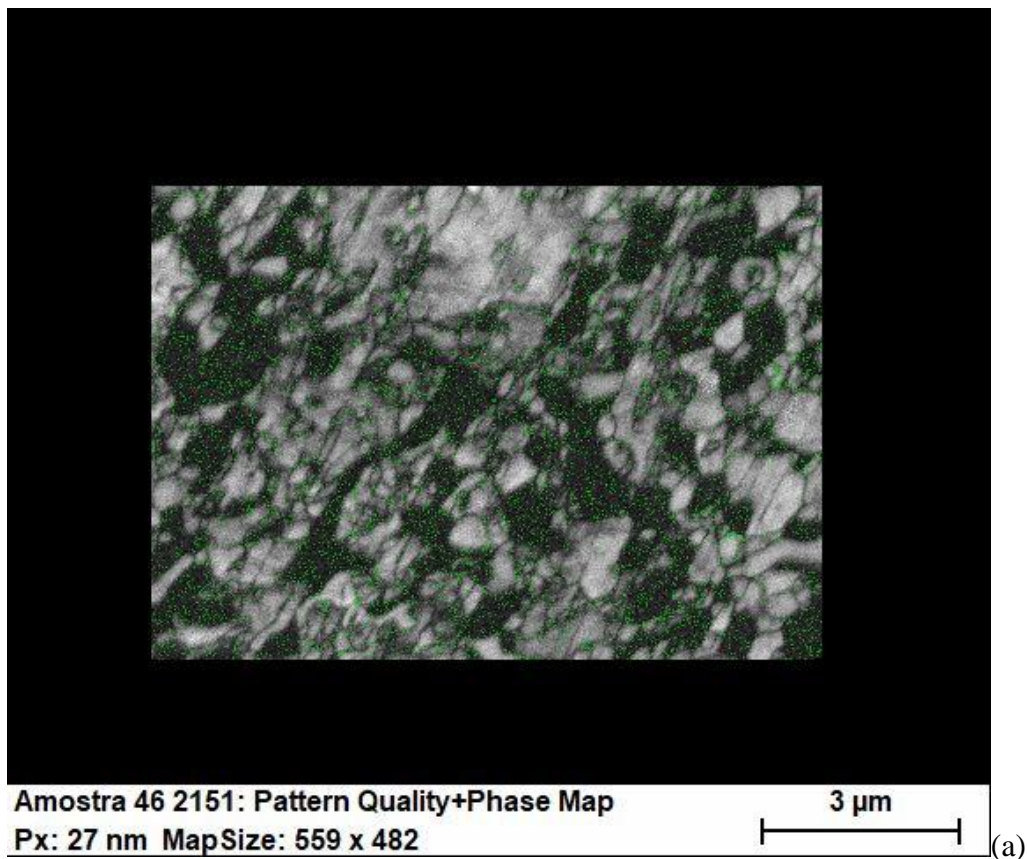


FIG. 4.6 Análise de EBSD com 8000x de aumento da amostra recozida a 800 °C em estudo associada a FIG. 4.5 e mapas de: (a) qualidade e detecção da austenita retida; (b) qualidade e detecção da ferrita.

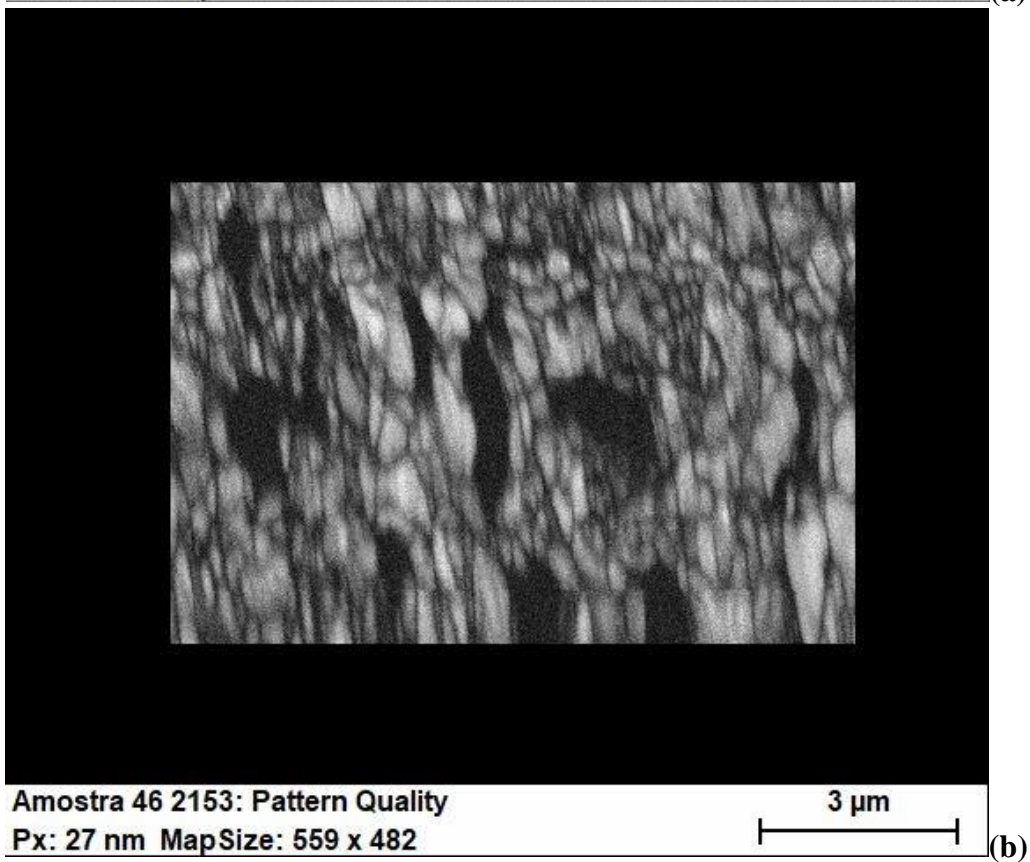
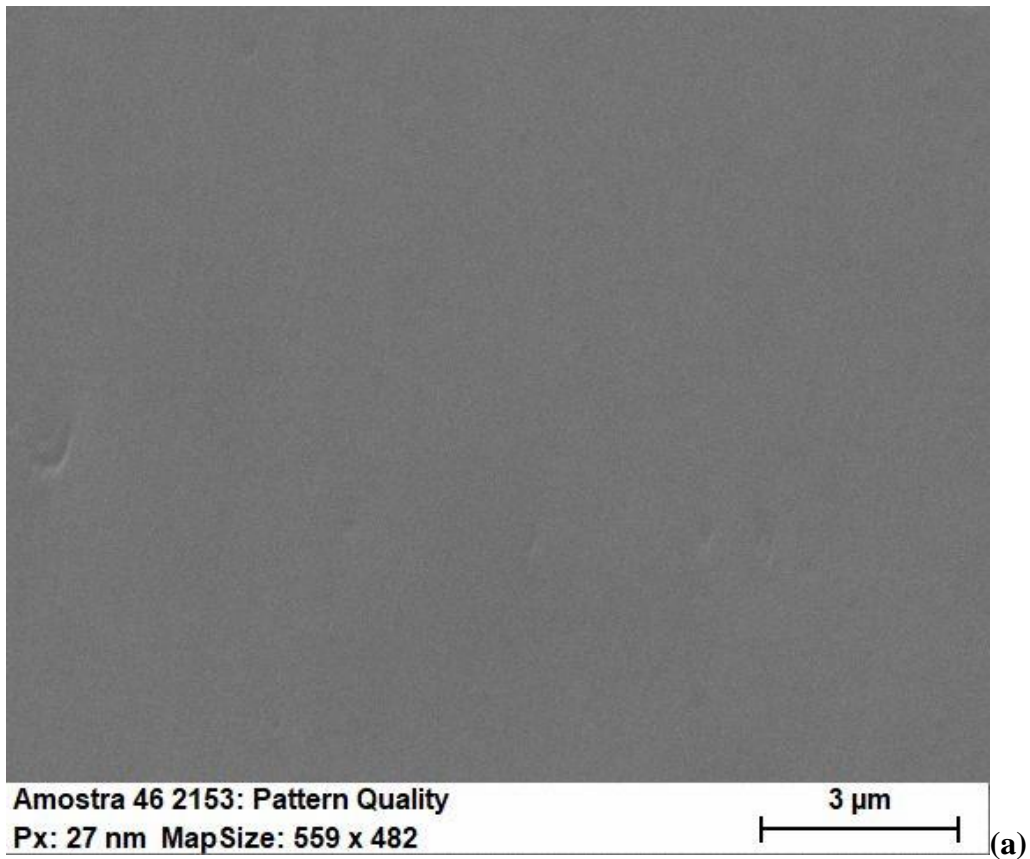


FIG. 4.7 Análise de EBSD: (a) Imagem da região analisada com 8000x de aumento da amostra recozida a 840 °C em estudo e (b) mapa de qualidade dos padrões detectados.

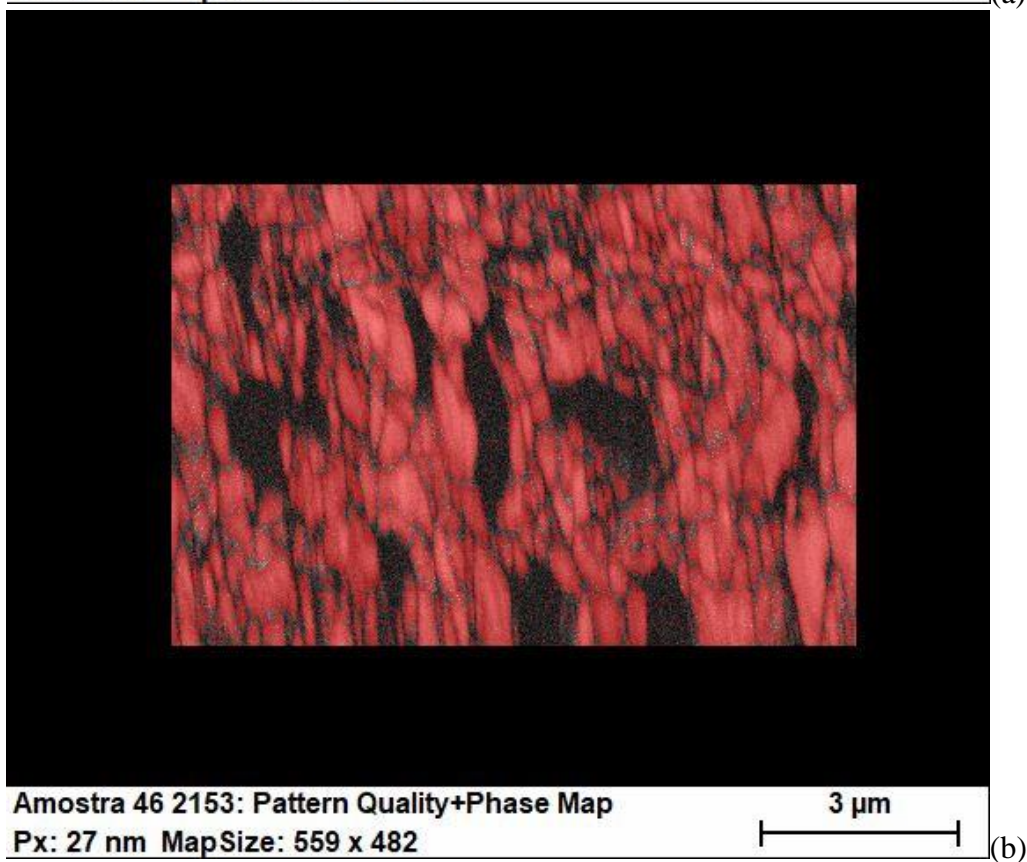
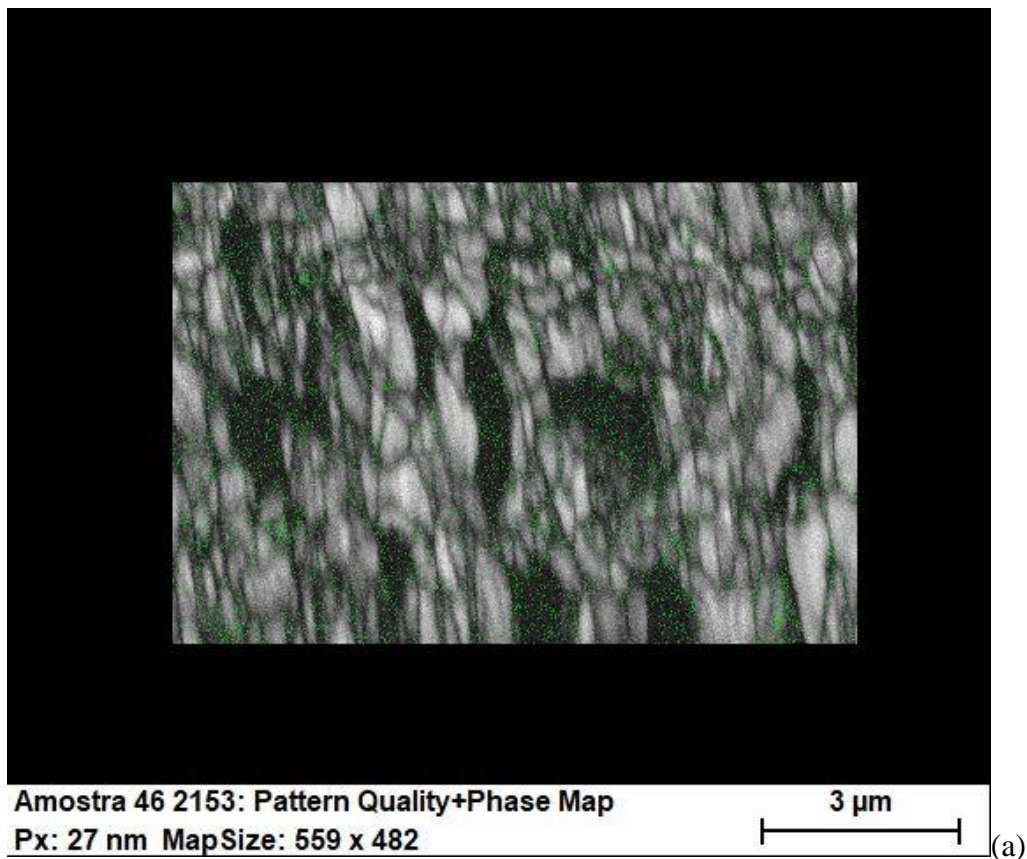


FIG. 4.8 Análise de EBSD com 8000x de aumento da amostra recozida a 840 °C em estudo associada a FIG. 4.7 e mapas de: (a) qualidade e detecção da austenita retida; (b) qualidade e detecção da ferrita.

4.1.3 MORFOLOGIA DAS FASES

Como foi citado anteriormente, devido ao refinamento microestrutural apresentado nas amostras em estudo (laminada a frio e recozidas) não foi possível observar em detalhe o aspecto morfológico das fases (principalmente a segunda fase) que compõe a microestrutura e assim identifica-las com auxílio da microscopia óptica. Conforme mostrado na seção anterior (4.1.2) foi possível confirmar a natureza ferrítica da matriz formada e a presença de austenita retirada de forma dispersa e em menor fração em regiões da microestrutura em que poucos padrões de Kikuchi foram detectados. Dessa forma, foram então conduzidas análises em maiores aumentos no MEV FEG com detector de elétrons secundários.

Primeiramente, são apresentados os resultados da análise microestrutural no MEV da condição da amostra como recebida, ou seja, a amostra laminada a frio, conforme a FIG. 4.9. Nesta condição observa-se a matriz composta de grãos encruados de ferrita (fundo cinza mais escuro), bem como a segunda fase (pontos mais claros) que em função do encruamento não pode ser distinguida, pela simples observação da microestrutura, entre ser perlita, bainita e constituinte martensita-austenita. Com base no trabalho prévio de Gurgel (2016), esta segunda fase que se faz presente no material laminado a frio estaria associada a perlita, bainita e constituinte MA, justificada por Gurgel (2016) pela característica microestrutural da condição prévia laminada a quente, a qual foi obtida com taxas de resfriamento mais aceleradas após a laminação de acabamento no processamento em escala industrial. Chowdhury *et al.* (2008) ao estudarem um aço DP com uma composição química de porcentagem em peso de 0,08%C, 1,91%Mn, 0,04%Si, 0,035%Al, laminado a frio com 62% de redução também observaram a presença dos mesmos constituintes.

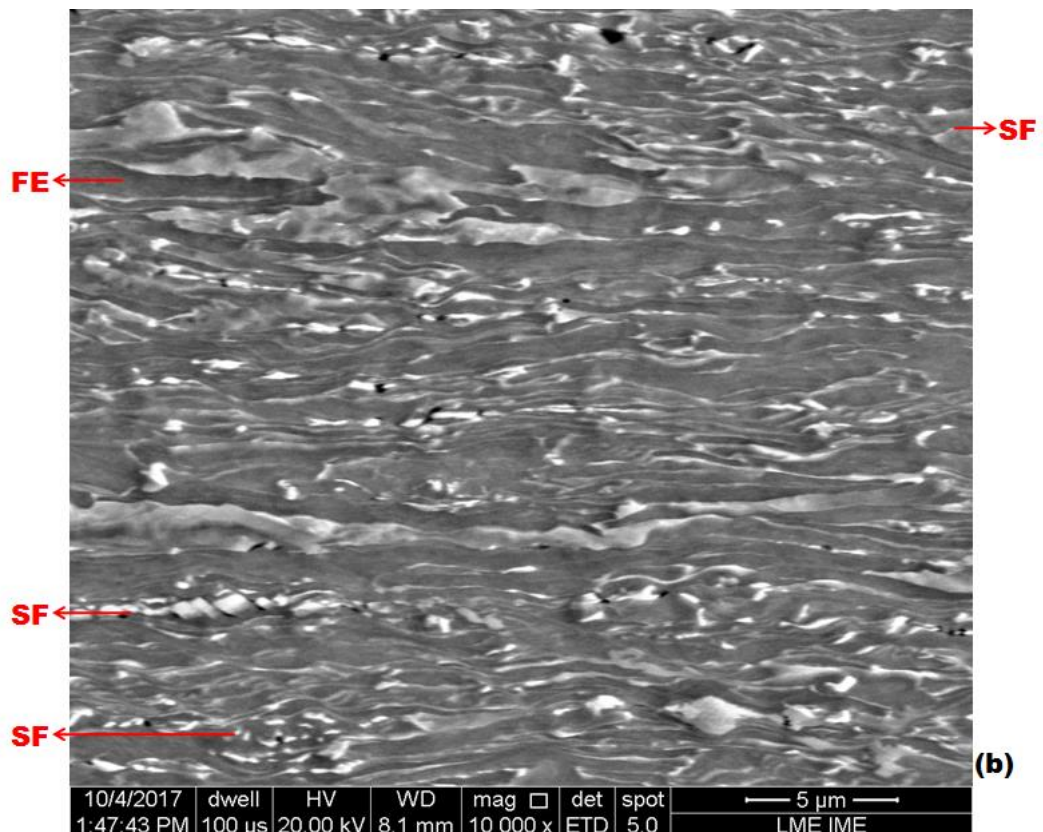
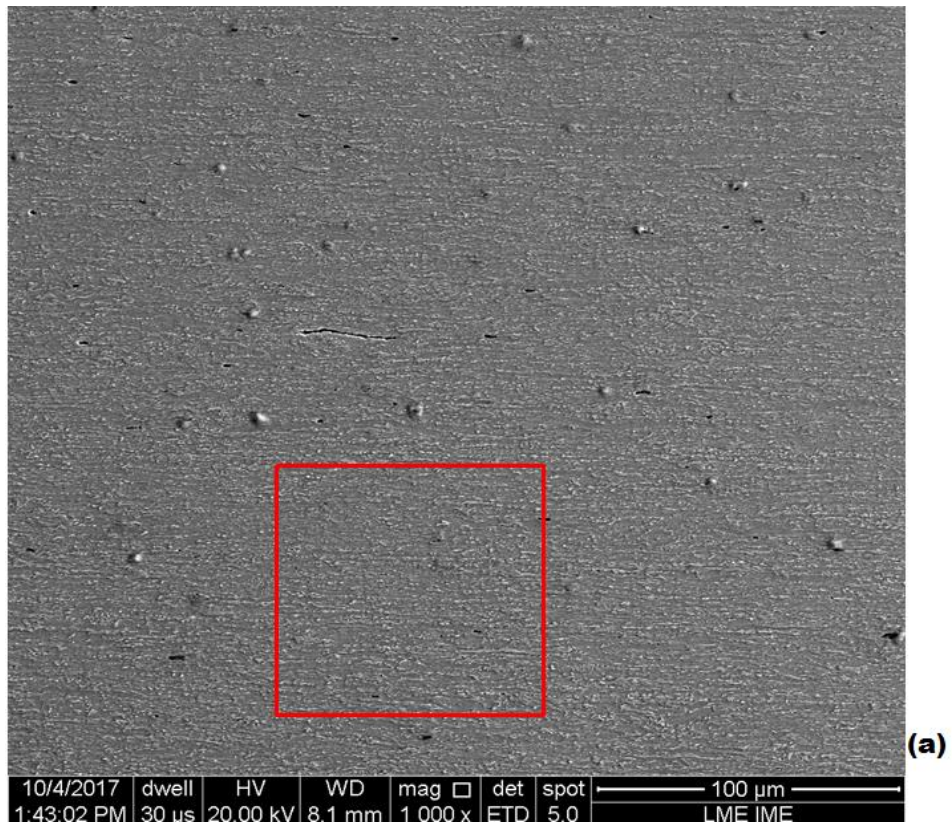


FIG. 4.9 Microestrutura da amostra na condição laminada a frio. (b) detalhe da região destacada em (a). FE = Ferrita encruada; SF = Segunda Fase.

Nas micrografias mostradas nas FIG 4.10 a 4.13 referentes as amostras tratadas a 800 °C e 840 °C e resfriamento até a temperatura ambiente observam-se vestígios de alguns grãos encruados de ferrita.

Para uma identificação mais precisa dos constituintes que se fizeram presentes na amostra recozida a 800 °C foram realizados aumentos maiores destacando os constituintes observados para essa condição, conforme apresentado na FIG. 4.11.

Na condição de 800 °C observa-se que a única segunda fase presente se trata do constituinte MA (FIG. 4.10 e 4.11), sendo a microestrutura formada somente por ferrita e constituinte MA alinhado na direção de laminação. Na FIG. 4.11 tem-se a representação do aspecto microestrutural da ferrita encruada e da ferrita recristalizada e uma diferença a ser observada entre elas é que a ferrita encruada apresenta-se em alto relevo, enquanto a ferrita recristalizada em baixo relevo. A martensita também se fez presente, sendo caracterizada por apresentar uma coloração branca e geralmente é formada em pequenas regiões contendo austenita retida, conforme evidenciado pelo EBSD. Estas regiões são usualmente denominadas como constituinte MA. Esses resultados são equivalentes aos obtidos por Gurgel (2016), Ferreira (2014) e Mohanty *et al.* (2011) ao estudarem um aço DP também recozido a 800 °C. Mohanty *et al.* (2011) ainda afirmam em seu estudo que somente acima de 820 °C é possível observar a presença de bainita em aços DP. Chowdhury *et al.* (2008) em seu estudo também não observaram a presença de bainita, uma vez que suas amostras foram recozidas até 820 °C.

Na condição de 840 °C a segunda fase continua a ser somente atribuída ao constituinte MA. Porém está apresenta uma fração mais significativa de constituinte MA e homogeneamente distribuída na microestrutura isolando os grãos de ferrita, quando comparada a condição recozida a 800 °C. A fração volumétrica de martensita aumenta com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico, validando, portanto, os resultados obtidos pela quantificação de fases do programa “ImageJ”.

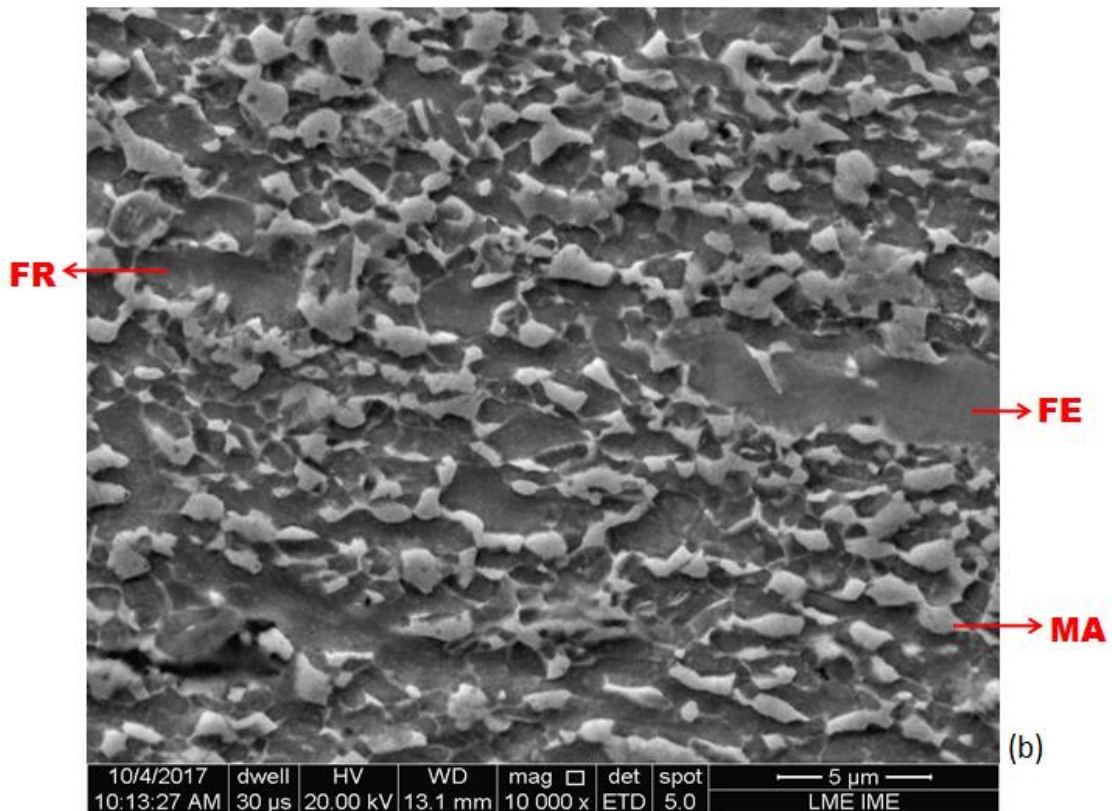
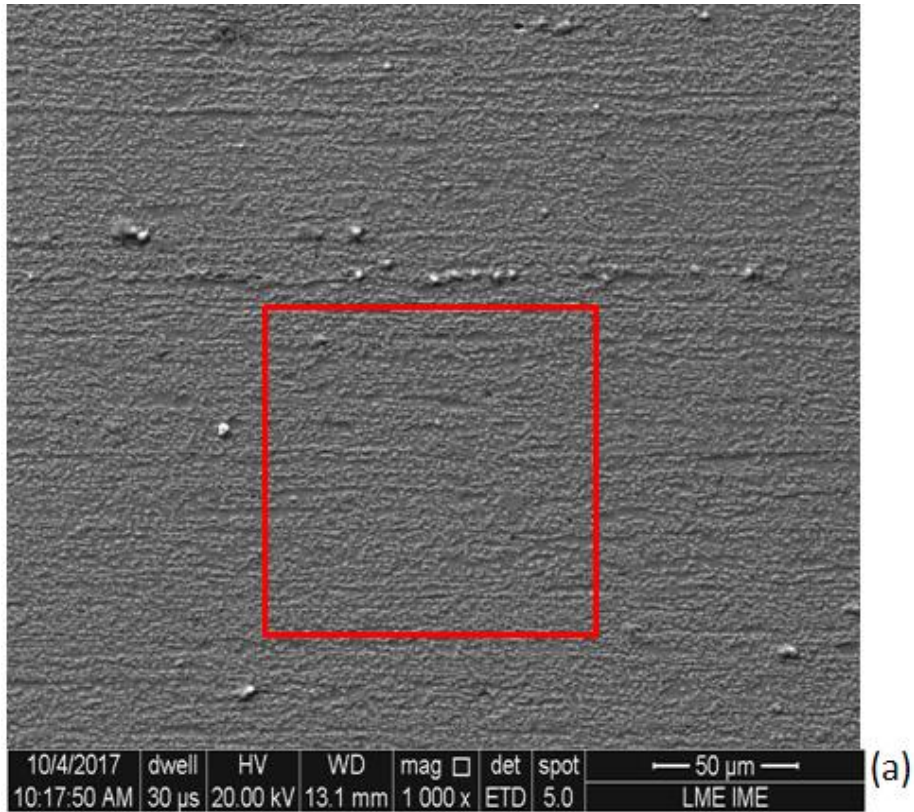


FIG. 4.10 Microestrutura da amostra na condição de recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 800 °C, resfriamento a temperatura ambiente. (b) detalhe da região destacada em (a). FE= ferrita encruada; FR= ferrita recristalizada; MA= martensita-austenita.

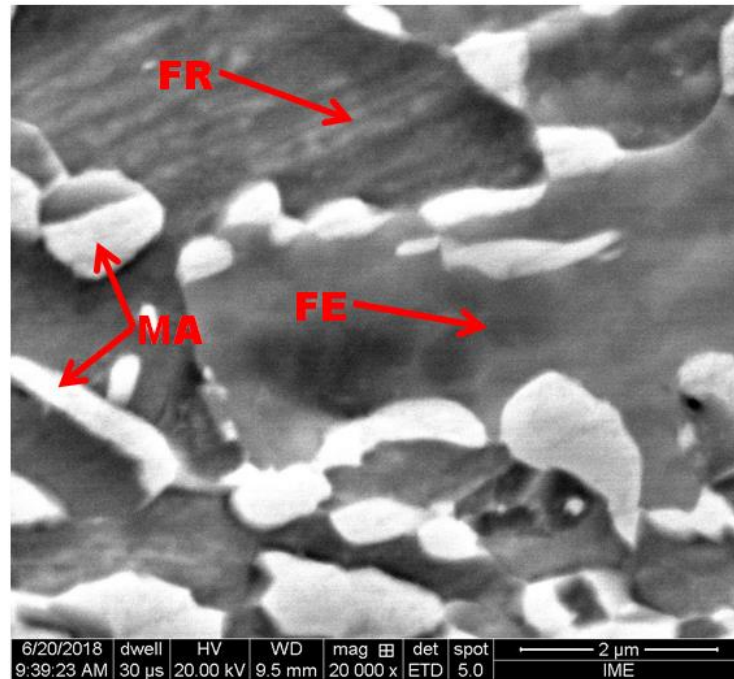


FIG. 4.11 Detalhe das fases presentes na amostra recozida intercriticamente na temperatura de encharque de 800 °C, resfriamento a temperatura ambiente. Ferrita encruada (FE); recrystalizada (FR) e Martensita-austenita (MA). Aumento de 20.000x.

Para uma melhor visualização dos constituintes que se fizeram presentes na amostra recozida a 840 °C também foram realizados aumentos maiores destacando esses constituintes, conforme apresentado na FIG. 4.13. Na FIG. 4.13a tem-se em destaque o aspecto microestrutural da ferrita encruada e da ferrita recrystalizada semelhante ao observado na FIG.4.11. Na FIG. 4.13b é mostrado o aspecto da perlita que não é uma fase, e sim uma mistura de duas fases, ferrita e cementita (Fe_3C), que se apresenta sob a forma de lamelas paralelas finas. Sendo esta perlita um vestígio pouco evidente na microestrutura. Ainda na FIG.4.13b tem-se o constituinte martensita-austenita que se apresenta com uma tonalidade mais clara e tão refinada que torna-se praticamente impossível observar nas condições de análises o aspecto agulhado da martensita.

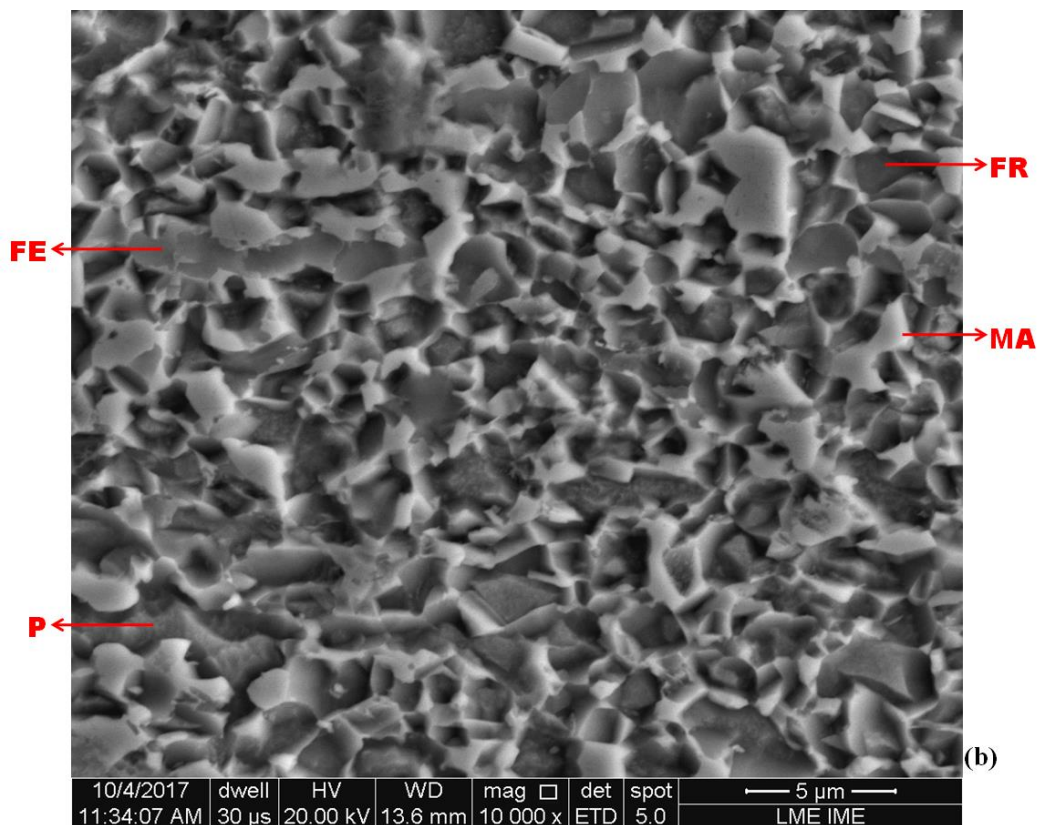
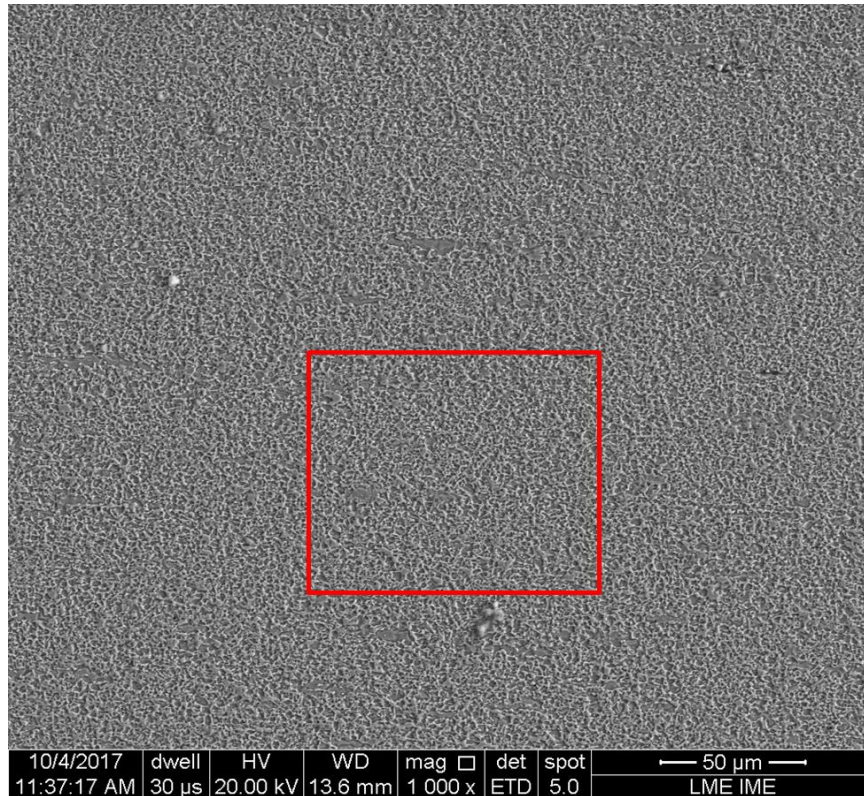


FIG. 4.12 Microestrutura da amostra na condição de recozimento intercrítico na temperatura de encharque de 840 °C, resfriamento a temperatura ambiente. (b) detalhe da região destaca em (a) FR= ferrita recristalizada; FE= ferrita encruada; MA= martensita-austenita; P= Perlita.

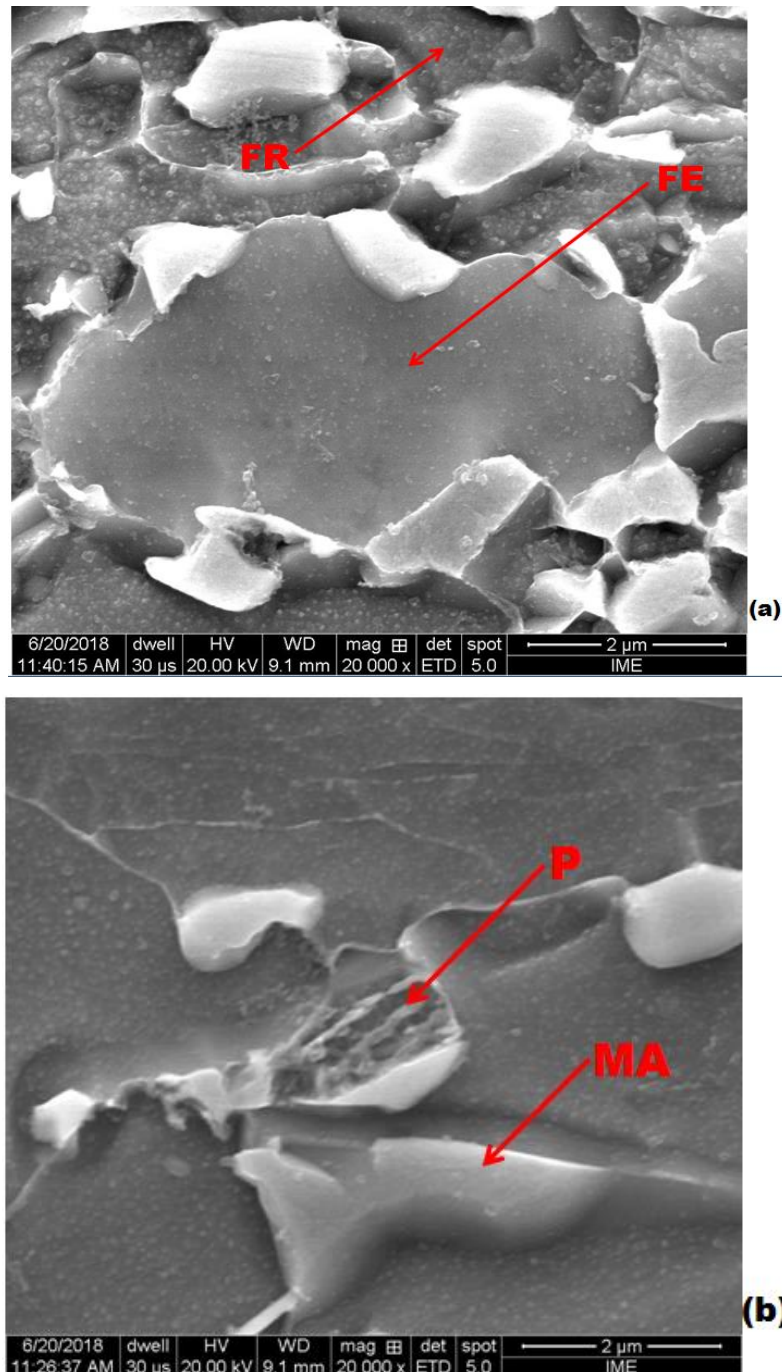


FIG. 4.13 Detalhe das fases presentes na amostra recozida intercriticamente na temperatura de encharque de 840 °C, resfriamento a temperatura ambiente. (a) Ferrita encruada (FE) e recrystalizada (FR); (b) vestígio de perlita e martensita-austenita (MA). Aumentode 20.000x.

Com base nas micrografias obtidas e comparadas com as do trabalho realizado por Ferreira (2014) e Gurgel (2016) conclui-se a eficiência do tratamento térmico no forno mufla, uma vez que as fases presentes são similares as evidenciadas em seus trabalhos. No entanto, o aspecto microestrutural mais refinado tanto para MA como para os grãos de ferrita

recristalizada apresentado para as amostras recozidas neste trabalho reforçam a possibilidade de terem sido submetidas a uma taxa de aquecimento menos acelerada do que as adotadas por Gurgel (2016), conforme indicado pelos estudos de Mohanty *et al.* (2011). Eles observaram que taxas de aquecimento mais altas resultam em um número menor de núcleos de austenita formados nos contornos de grão da ferrita do que taxas de aquecimento mais baixas e ainda segundo os autores essas maiores taxas de aquecimento também levam a formação de ilhas grosseiras e alongadas de austenita. Mapelli *et al.* (2005), em seu estudo também concluíram que a taxa de aquecimento afeta claramente a nucleação e o crescimento da austenita.

4.2 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

De forma a melhor entender a nível micro e macro a relação de coexistência da matriz ferrítica e ilhas de martensítica em termos de distribuições de tensões e orientação cristalográfica local, como também a distribuição da orientação cristalográfica dos grãos da matriz ferrítica, foram conduzidas análises de EBSD e textura com foco em meso/microtextura e macrotextura, respectivamente.

4.2.1 MESO E MICROTTEXTURA POR EBSD

Nas FIG. 4.14 e 4.15 são apresentados os mapas de EBSD de misorientação e orientação dos grãos de ferrita referentes as áreas analisadas e destacadas anteriormente nas FIG. 4.5 e 4.7.

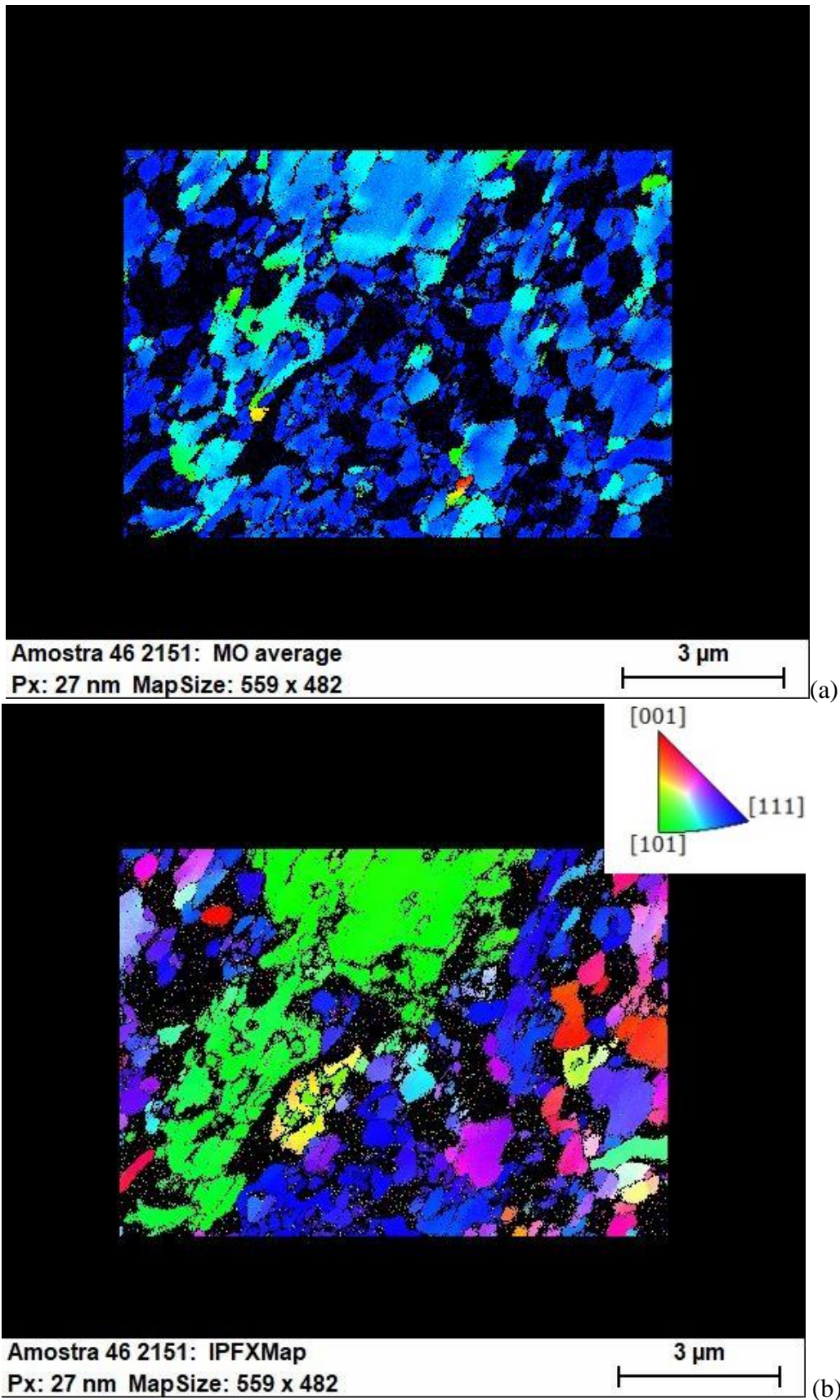


FIG. 4.14 Análise de EBSD com 8000x de aumento da amostra recozida a 800 °C em estudo associada a FIG. 4.5 e mapas de: (a) misorientação no interior dos grãos ferríticos; (b) orientação dos grãos de ferrita e triângulo de orientação.

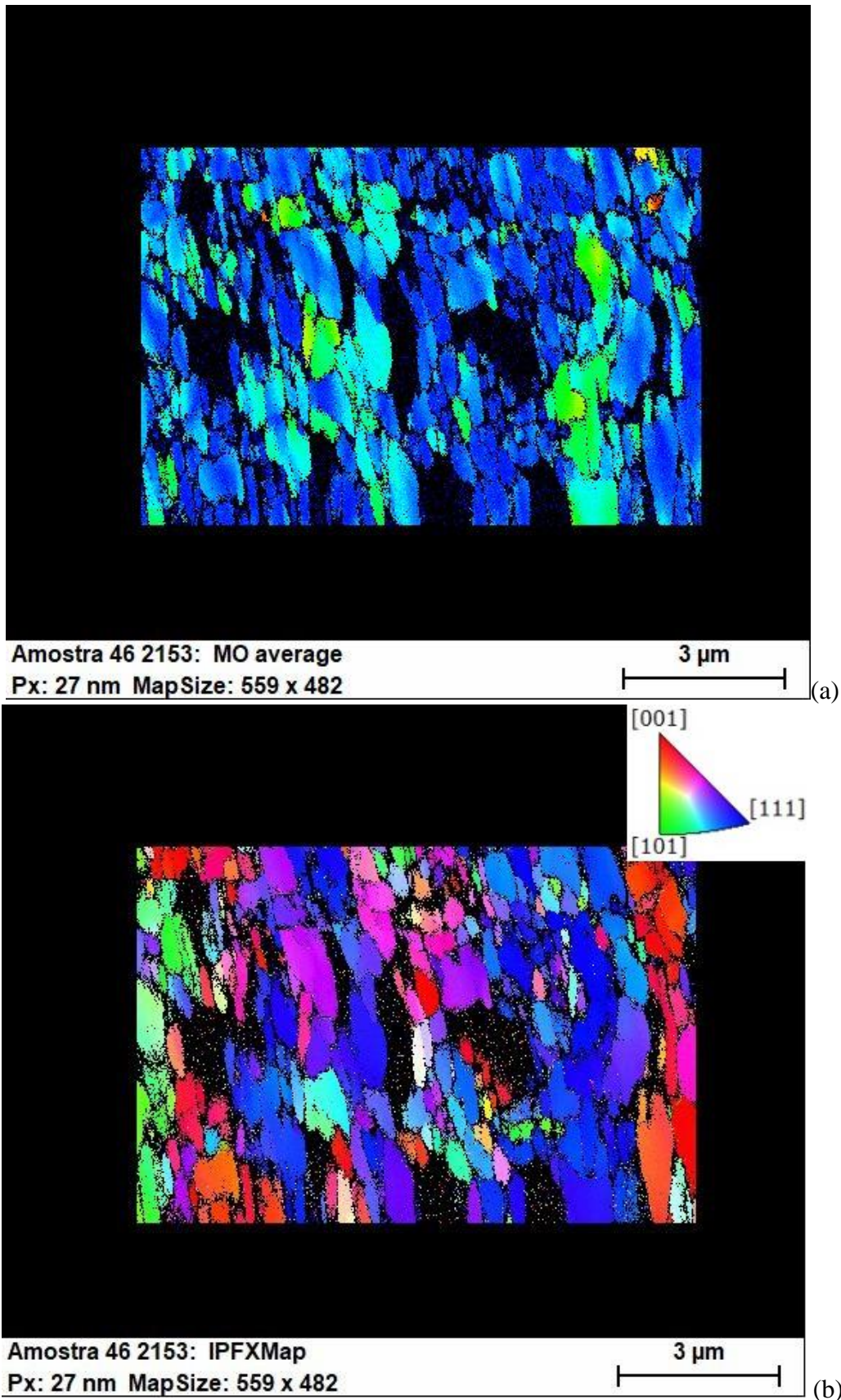


FIG. 4.15 Análise de EBSD com 8000x de aumento da amostra recozida a 840 °C em estudo associada a FIG. 4.7 e mapas de: (a) misorientação no interior dos grãos ferríticos; (b) orientação dos grãos de ferrita e triângulo de orientação.

Os mapas de misorientação conforme apresentados (FIG. 4.14a e 4.15a) são resultantes das medidas dos desvios da orientação de referência detectada em cada região definida como sendo um grão em particular da fase em questão. Assim um ponto qualquer dos distintos grãos de uma determinada fase pode-se apresentar de diferentes níveis de desvios de orientação em termos de gradientes de coloração, ou seja, um grão que esteja totalmente livre de tensão residual apresenta a mesma orientação em relação a qualquer região destacado em um único tom de azul escuro. Entretanto, ao analisar os resultados obtidos tem-se que tanto para condição de recozido a 800 quanto para 840 °C representados nas FIG. 4.14a e 4.15a, quanto a misorientação no interior dos grãos da ferrita, há regiões dentro do grão que apresentam gradientes de coloração. Grande parte dos grãos de ferrita apresentam uma variação de coloração em distintos tons de azul do centro para o contorno de grão (azul mais escuro no centro e mais claro próximos aos contornos), que pode ser atribuída pela tensão residual introduzida na ferrita pré-existente quando da formação da martensita durante o resfriamento no recozimento intercrítico. Outros grãos apresentam variações de tonalidades de verde, ou até mesmo amarelo ou vermelho, possivelmente estes grãos estejam atribuídos a ferrita encruada ainda presente após os ciclos de recozimento adotados.

Na amostra recozida a 840 °C as regiões definidas como grãos da ferrita são aparentemente menores do que a amostra recozida a 800 °C, mas a ocorrência de um gradiente de coloração atribuído a misorientação é praticamente igual nos distintos grãos. Costa (2012) ao avaliar um aço baixo carbono com porcentagem em peso de 2,06%Mn e 0,018%Si, laminado a frio com redução de 70%, recozido a 650 °C por 5 minutos e, posteriormente, resfriado até 300 °C observou em seu trabalho a completa recristalização da ferrita. Esse fato está evidenciado pelo mapa de misorientação que não apresenta um gradiente de coloração e pela figura de polo da análise realizada por EBSD, onde é possível observar que as regiões estavam orientadas segundo a fibra γ . No presente trabalho tal fato não foi observado, visto que há regiões no interior do grão que apresentam gradiente de coloração em ambas as condições e as análises por difração de Raios X comprovam que não houve uma completa recristalização da ferrita com a predominância da fibra γ .

Apesar das análises de EBSD terem sido conduzidas em uma região com número de grão muito reduzido da microestrutura das amostras recozidas em estudos, os resultados apresentados nas FIG. 4.14b e 4.15b revelam indícios da evolução da recristalização pelo

desenvolvimento de orientações associadas aos planos (111) paralelos ao plano da chapa com incremento da temperatura de encharque de 800 °C para 840 °C.

4.2.2 MACROTEXTURA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As análises da macrotextura da matriz ferrítica foram realizadas via difração de Raios X em amostras nas condições laminada a frio, recozida a 800 e 840 °C. As análises foram conduzidas nos planos da ferrita (110), (200) e (211) com o auxílio do software PopLa foram geradas figuras de polo e as seções das ODFs de φ_2 de 0° a 90°, variando de 5 em 5 graus em notação de Bunge. As figuras de polo obtidas para cada condição estão apresentadas na FIG. 4.16. A partir destes resultados foi possível obter as respectivas ODFs (FIG. 4.17, 4.18 e 4.19) de cada condição de processamento em estudo (laminada a frio, recozida a 800 °C e recozida a 840 °C).

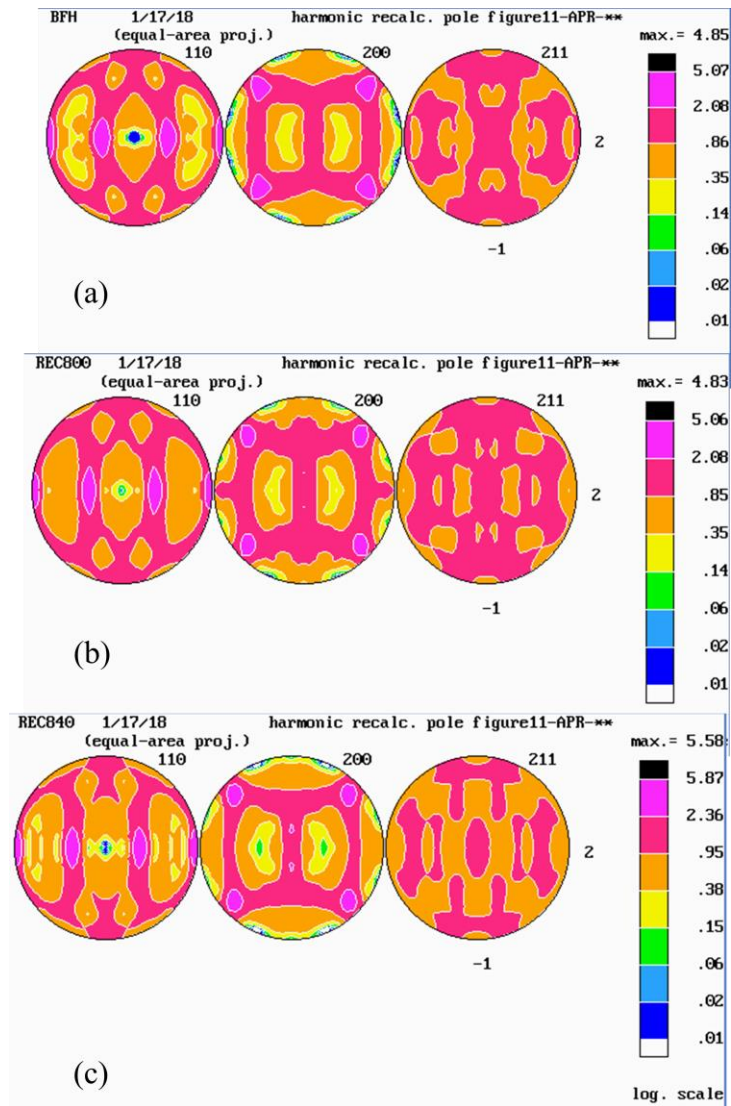


FIG. 4.16 Figuras de Polo das amostras em estudo, nas condições:(a) laminada a frio; (b) recozida a 800 °C e (c) recozida a 840 °C.

As figuras de polo mostram que independente da condição de processamento do material as intensidades observadas são bem próximas. Os resultados obtidos apresentaram uma intensidade máxima associada ao plano (110) de 4,85 para condição laminada a frio e de 4,83 e 5,58 para as condições recozidas a 800 e 840 °C, respectivamente. As FP não fornecem informações sobre as direções cristalográficas no plano da amostra, fornecem somente orientações preferenciais relativas aos planos.

As ODFs, segundo notação de Bunge, foram geradas para cada condição e estão representadas nas FIG. 4.17, 4.18 e 4.19. Sendo selecionada somente a seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ das ODFs para apresentação dos resultados neste trabalho, por ser esta a seção que destaca as

principais componentes de textura que beneficiam e que também prejudicam a conformabilidade do material.

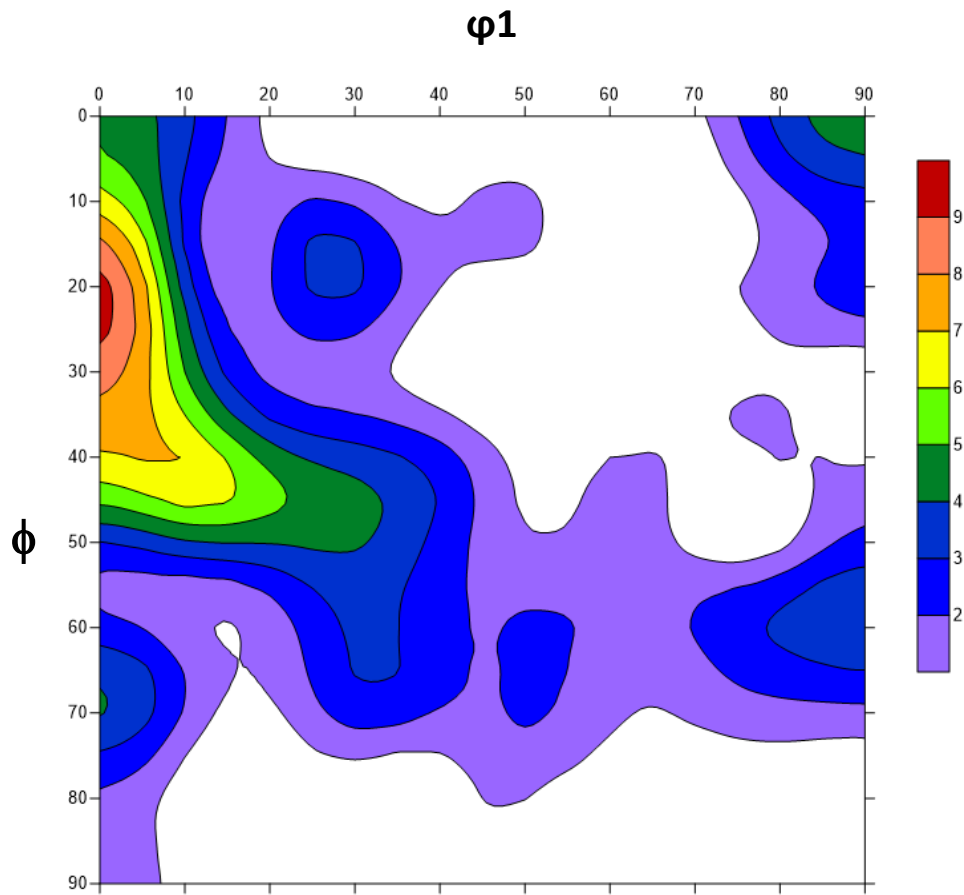


FIG. 4.17 Seção de $\phi_2= 45^\circ$ ODFs da amostra laminada a frio em estudo.

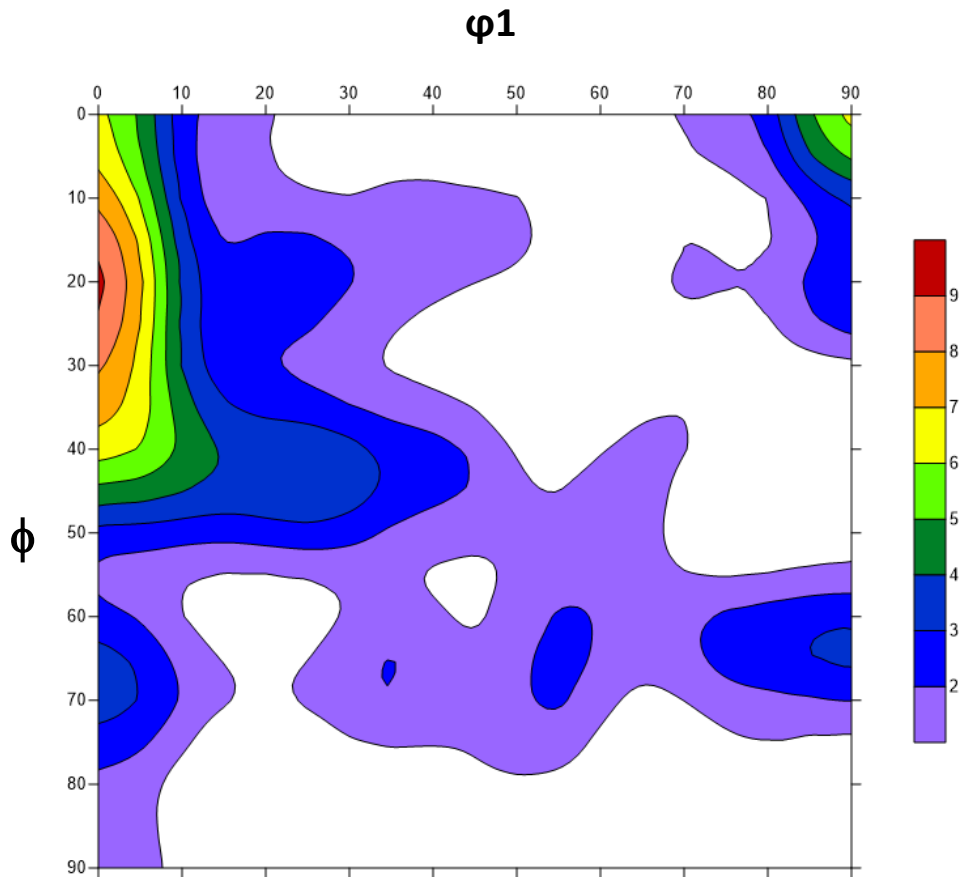


FIG. 4.18 Seção de $\varphi_2= 45^\circ$ ODFs da amostra recozida a 800°C em estudo.

A seção de $\varphi_2= 45^\circ$ das ODFs das amostras deste estudo apresentam se iguais em termos dos principais componentes de textura, ou seja, uma forte fibra α ($0 < \phi < 55^\circ$), com destaque também em segundo plano para a componente cubo ($\varphi_1 = 90^\circ$ e $\phi = 0^\circ$; $(001)[1\bar{1}0]$) e de forma minoritária componentes bem mais fracas próximas a fibra γ . No entanto, comparando a condição laminada a frio com as condições de recozimento adotadas, percebe-se que o recozimento promoveu uma leve intensificação da componente cubo (amostras recozidas a 800 e 840°C) e mais significativo no recozimento a 840°C para a fibra α associada a componente entre $(114)[1\bar{1}0]$ e $(113)[1\bar{1}0]$ ($\varphi_1 = 0^\circ$ e $20^\circ < \phi < 25^\circ$). Não sendo o recozimento efetivo na formação de componentes para o fortalecimento da fibra γ em detrimento da fibra α e componente cubo.

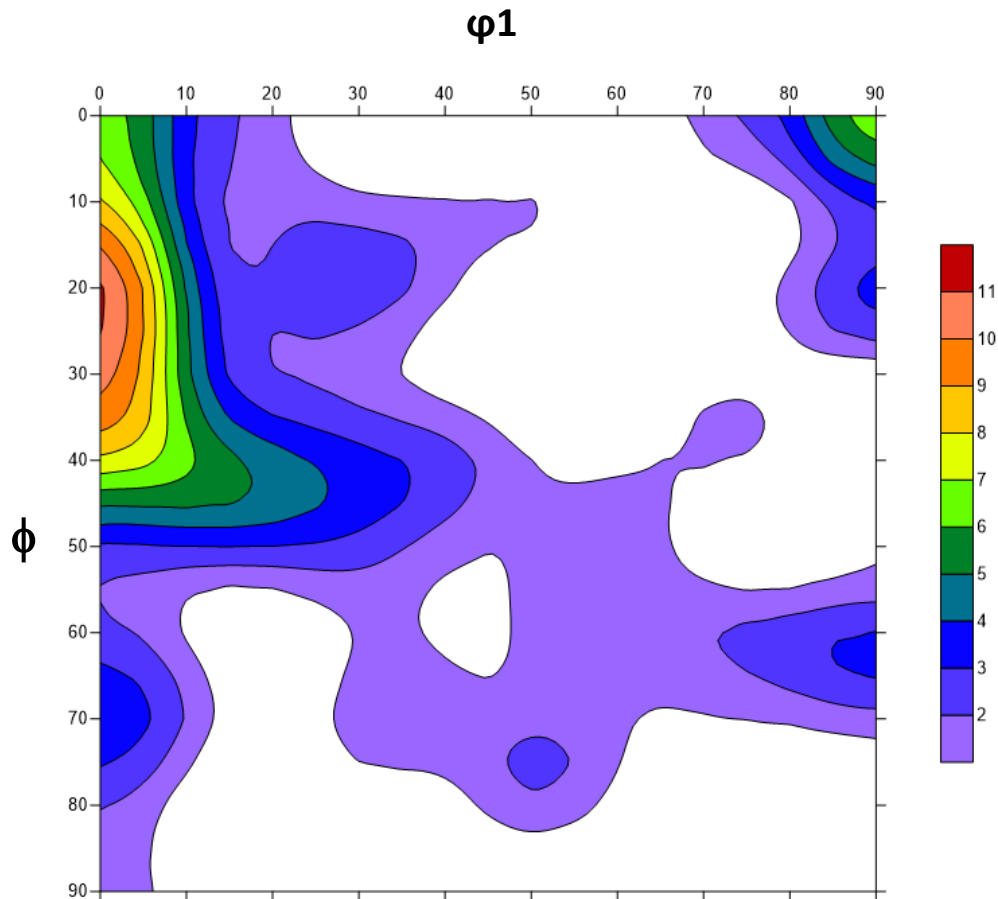


FIG. 4.19 Seção de $\phi_2= 45^\circ$ ODFs da amostra recozida a 840°C em estudo.

Segundo Cullity (2001), o material ao sofrer um processo de deformação como, por exemplo, a laminação a frio apresenta uma textura de deformação—associada a fibra α mais marcante para materiais CCC. Entretanto, quando esse material laminado a frio, possuindo uma textura de deformação sofre um processo de recristalização por recozimento, geralmente, apresenta uma orientação preferencial também, que muitas vezes é diferente da do material laminado a frio— associado ao consumo das componentes da fibra α e intensificação para a definição das componentes da fibra γ em materiais CCC. Esse fato foi comprovado por Mondal e Ray (1992), os quais utilizaram um aço baixo carbono com adições de Mn e V, as amostras foram laminadas a frio com uma redução de 60% e recozidas a 650°C e 800°C por diferentes períodos de tempo variando de 3 s a 1 min seguido de resfriamento em salmoura. Como também por Han *et al.*(2010) que avaliaram um aço baixo carbono contendo Mo e Cr, laminado a frio até uma redução de 75% e recozido a 820°C .

As ODFs obtidas a meia espessura evidenciam que tal fato não ocorreu para o material em estudo, visto que a intensidade de textura, associada a componentes da fibra α , igual a 9 é

a mesma tanto para condição de laminada a frio quanto recozido a 800 °C e uma intensificação igual a 11 na condição recozida a 840 °C. Mapelli *et al.*(2005) em seu estudo também observaram a presença de uma componente de textura fraca associada a fibra γ . De acordo com Mapelli *et al.*(2005), a interação entre a recristalização de ferrita e a formação de austenita pode ser controlada alterando as taxas de aquecimento, mas também pela adição de elementos de liga. Como por exemplo, a adição de elementos como Mo, Nb, ou B, que são conhecidos por retardarem a recristalização da ferrita, promovendo a sobreposição entre esses fenômenos. Huang *et al.* (2004), em seu estudo afirmam que esse fato é devido a cinética de recristalização atribuída a presença de Mo neste material que é retardada, resultando após as condições de recozimento adotadas em uma matriz ferrítica parcialmente recristalizada pela evidência de ferrita encruada. Logo, a recristalização da ferrita ocorre de forma parcial o que acaba por impactar grandemente no desenvolvimento de uma textura de recozimento e assim o completo desenvolvimento da fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$) e desaparecimento da fibra α ($\langle 110 \rangle // DL$).

Mohanty *et al.* (2011) também relatam em seu estudo que a recristalização parcial da ferrita também é influenciada pela taxa de aquecimento adotada no recozimento intercrítico, pois eles concluíram que altas taxas de aquecimento reduzem a formação de ferrita recristalizada, além de aumentar a temperatura necessária para a recristalização. Com baixas taxas de aquecimento, o tempo é suficiente para promover uma microestrutura com grande quantidade de grãos de ferrita recristalizada, pois a temperatura de recristalização necessária à completa recristalização da ferrita é menor. No entanto, em função da composição química do aço em estudo e resultados obtidos, tem-se todos os indicativos de que as temperaturas de encharque adotadas não foram suficientes para prover a completa recristalização, mesmo com as evidências de menor taxa de aquecimento que se fizeram presentes.

Nos trabalhos realizados por Ferreira (2014) e Gurgel (2016) em que avaliaram um aço baixo carbono com adições de Mo e Nb recozidos a 750, 800, 840 e 850 °C por 3 minutos e resfriado ao ar, os autores também observaram que o material não recristalizou por completo, apresentando, portanto, uma fração de ferrita encruada após o processo de recozimento. A fibra γ só se desenvolve em materiais completamente recristalizados, então ela só consome por completo a fibra α quando a matriz de ferrita encruada é totalmente recristalizada. A presença de fibra α no material após o processo de recozimento é um indicativo de que ainda existem regiões deformadas, encruadas, o que pode ser comprovado

pelas análises do MEV acerca das fases presentes após os recozimentos a 800 e 840 °C que corroboram com os resultados anteriores de Gurgel (2016) e Ferreira (2014).

Ainda analisando as ODFs é possível perceber que a maior intensidade está presente na fibra α , apresentando uma textura de deformação muito intensa e uma fibra γ pouco intensa. Segundo o estudo realizado por Mapelli *et al.* (2005), o plano de deslizamento {100} que está associado a componente de textura α fornece uma péssima qualidade de conformabilidade, enquanto a componente {111} que está associada a fibra γ é a textura ideal para processos que exijam certos níveis de conformabilidade. Normalmente materiais que tem a tendência de formar uma textura que favoreça a conformabilidade possuem grãos orientados segundo a fibra γ . Logo, a partir do momento que se tem uma completa recristalização as intensidades maiores estarão presentes na fibra γ .

As ODFs mostram uma intensidade maior para a condição de recozimento a 840 °C, todavia esse incremento de intensidade dá-se na fibra α e componente cubo sem alteração na fibra γ , esta última que contém as componentes que favorecem a conformabilidade na ausência da fibra α e componente cubo. A maior intensidade, nas componentes associadas a fibra α e cubo, pode ser explicada pela acomodação de deformação na ferrita devido a formação de martensita. Os mapas de EBSD de misorientação (FIG. 4.14 e 4.15) permitem perceber a presença de tensão residual nos grãos de ferrita. Logo, essa tensão residual acaba ocasionando um desvio de orientação do centro para os contornos de grão ferríticos, desfavorecendo assim o desenvolvimento da fibra γ , intensificando a fibra α e a componente cubo.

4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

De forma a tentar correlacionar as características microestruturais com o comportamento mecânico a nível micro e macro foram conduzidas medidas de microdureza instrumental e ensaios de tração uniaxial em distintas direções.

4.3.1 MICRODUREZA INSTRUMENTADA

A análise dos resultados obtidos com o ultramicrodurômetro instrumentado com indentador Berkovich visou a obtenção de valores de dureza estática (HT115) e dinâmicas (DHT-1 e DHT-2) e identificação da evolução de outras propriedades mecânica (H_{it} , E_{it} e η_{it}) das amostras laminada a frio e recozida a 800 e 840 °C. Para cada amostra adotou-se o padrão de 10 pontos de indentação, posicionados a $\frac{1}{4}$ da espessura da seção de corte associada a direção de laminação (DL). Os resultados obtidos das propriedades citadas estão apresentados na TAB. 4.4.

TAB.4.4 Resultados da ultramicrodureza instrumentada com uso de indentador Triangular de 115° (Berkovich).

Condição		HT115	DHT-1	DHT-2	H_{it} (N/mm ²)	E_{it} (N/mm ²)	η_{it} (%)
Laminado a Frio	Média	295,6	155,7	306,4	2207,0	4,9x10 ⁴	23,1
	Desvio Padrão	6,7	36,3	73,1	520,1	11056,8	3,0
	Erro	4,2	23,0	46,2	329,0	6992,9	1,9
Recozido a 800 °C	Média	312,2	231,8	346,4	2936,5	1,2x10 ⁵	15,1
	Desvio Padrão	15,3	31,6	75,1	478,8	20737,4	3,2
	Erro	9,7	20,0	47,5	302,8	13115,5	2,0
Recozido a 840 °C	Média	241,8	97,9	270,2	1760,3	1,9x10 ⁴	39,0
	Desvio Padrão	13,2	4,8	24,8	114,5	722,9	1,8
	Erro	8,4	3,0	15,7	72,4	457,2	1,1

Comparando os resultados de dureza (HT115), durezas dinâmicas elasto-plástica (DHT-1) e plástica (DHT-2) obtidos nota-se uma variação entre as condições de processamento apresentadas pelo material, sendo os maiores valores encontrados para condição recozida a 800 °C, intermediários para a laminada a frio e menores para recozida a 840 °C. Gurgel (2016) obteve valores de dureza (HV) e dureza dinâmica com o uso do ultramicrodurômetro com um indentador Vickers (TAB 2.10) maiores para a amostra laminada a frio, os quais decresceram com o aumento da temperatura de encharque no recozimento de 800 para 840 °C. A justificativa de valores superiores para estas durezas no material recozido a 800 °C, no presente trabalho, pode ser atribuído ao refino da microestrutura da ferrita recristalizada durante o tratamento térmico, além do mais as ilhas de martensita são mais finas e mais distribuídas uniformemente em consequência da menor taxa de aquecimento utilizada. O

refino do grão de ferrita foi mais eficiente que o endurecimento devido a presença de ferrita encruada e constituinte MA. A seção 8 referente aos Anexos apresenta as curvas do ensaio de microdureza instrumentada (FIG. 8.1), juntamente com o valor médio das diagonais das indentações (TAB.8.1) para cada condição. Na TAB. 8.1 pode-se verificar que os valores médios das alturas (L), dos triângulos impressos para indentações, são muito maiores que as áreas observadas da microestrutura obtida pelo MEV com 10.000x de aumento, portanto, os resultados obtidos por esse ensaio se tratam de uma representação significativa da área que compreende as 3 microestruturas (laminada a frio, recozidas a 800 e 840 °C).

Quanto a dureza de indentação (H_{it}) e o módulo de indentação (E_{it}), estes apresentam comportamento semelhante aos das durezas HT, DHT-1 e DHT-2. O valor da razão elástica da indentação (η_{it}) apresentou comportamento oposto, pois os valores são superiores para a maior temperatura de encharque, intermediários para a condição laminada a frio e inferiores para a menor temperatura de encharque estudada (800 °C). Esse comportamento pode ser explicado por um somatório de fatores que resultaram no aspecto microestrutural mais refinado nos tratamentos adotados (FIG. 4.4 e 4.5), quando comparado o aspecto microestrutural dos resultados de Gurgel (2016) FIG. 2.24 e 2.25. Em relação aos valores de η_{it} , essa propriedade fornece a capacidade de retorno elástico em relação ao trabalho total (W_t) desenvolvido em função dos microconstituintes presentes. Na TAB. 8.2, da seção 8 referente aos anexos, são apresentados os valores médios do trabalho total (w_t), trabalho elástico (w_e) e trabalho plástico (w_p) para cada condição em estudo. Os valores dos trabalhos obtidos são menores para a condição recozida a 800 °C em conjunto com menores valores de profundidade de indentação ($h_{máx}$), intermediários para a condição laminada a frio e inferiores para a condição recozida a 840 °C. Logo, quanto maiores os valores do trabalho total e plástico mais macio ou menos resistente são os materiais ou a região da microestrutura analisada, o que está de acordo com os resultados obtidos de dureza.

4.3.2 ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL

Tendo em vista que a condição de partida recebida laminada a frio apresenta-se completamente encruada e que o objetivo do presente trabalho foi de observar aptidão quanto

a conformabilidade do material em estudo no estado recozido nas condições propostas, o ensaio de tração e medidas das propriedades referentes ao mesmo foram somente realizadas nas condições recozidas em estudo.

Dessa forma, nas FIG. 4.20 e 4.21 são apresentadas as curvas de tensão x deformação e nas TAB. 4.5 e 4.6 são destacados os valores médios das propriedades mecânicas relativas ao limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento total (Δl total) e razão elástica (LE/LR) avaliadas em um ensaio de tração uniaxial a temperatura ambiente, a uma velocidade de 2 mm/min de deslocamento do travessão, com corpos de prova extraídos na direção transversal (DT), direção diagonal (D45) e direção de laminação (DL), submetidos ao recozimento intercrítico nas temperaturas de 800 e 840 °C e resfriados ao ar até a temperatura ambiente.

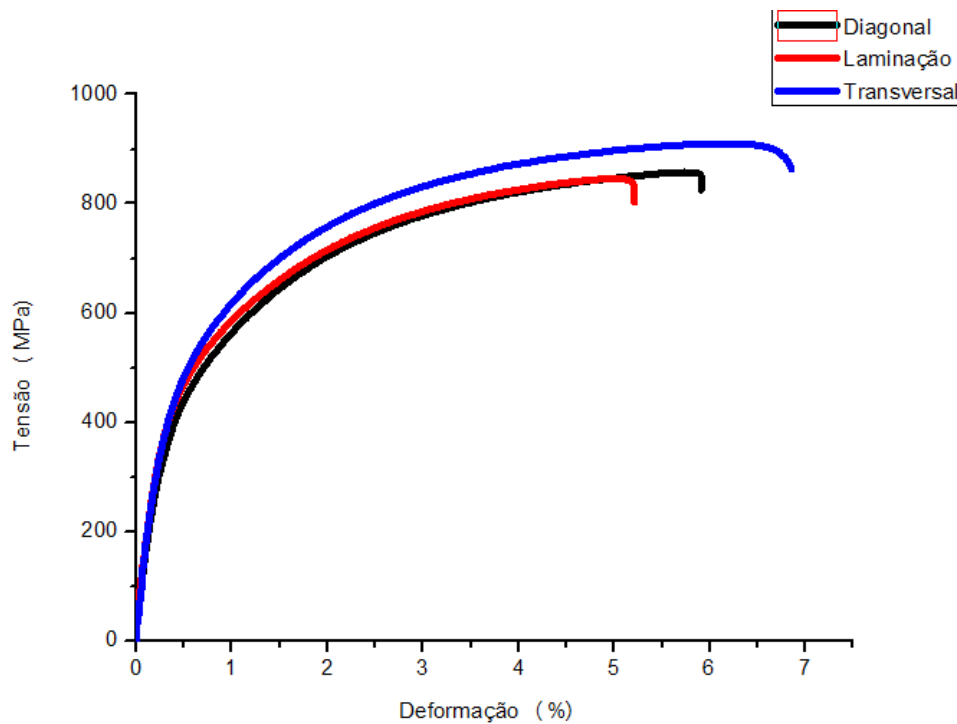


FIG. 4.20 Curva tensão x deformação do CP2 de cada direção de extração transversal, diagonal e de laminação da amostra recozida a 800 °C.

TAB. 4.5 Propriedades mecânicas obtidas por ensaio de tração em distintas direções dos CPs recozidos a 800 °C.

Condição/Direção		LE (MPa)	LR (MPa)	$\Delta l_{total}(\%)$	Razão Elástica (LE/LR)
Recozido a 800 °C					
DT	média	516	909	6,37	0,57
	erro	25,4	44,8	0,70	0,02
D45	média	438	857	6,63	0,51
	erro	13,5	7,6	0,90	0,01
DL	média	464	846	5,24	0,55
	erro	28,6	13,0	0,8	0,03

Analisando os resultados obtidos pelos corpos de prova recozidos a 800 °C (FIG. 4.20 e TAB. 4.5), pode-se observar que os valores médios superiores de LE, LR e razão elástica se encontram em DT, valores intermediários em DL e inferiores para D45. Por outro lado, o alongamento total não apresenta uma relação com a direção de extração do corpo de prova. Os resultados obtidos são semelhantes aos observados por Mapelli *et al.* (2005), ao estudarem um aço DP com adições de Mo e Nb, recozido a 800 °C e resfriado em água. Os maiores valores de LE e LR também foram obtidos para os CPs extraídos em DT.

Os valores médios em termos do LE, LR e razão elástica para o recozimento a 840 °C (FIG. 4.21 e TAB. 4.6) apresentam comportamento semelhante aos obtidos a 800 °C, ou seja, os maiores valores se encontram na direção transversal, porém, observa-se uma inversão entre D45 e DL, sendo o LR em D45 inferior. Os valores da razão elástica tanto para D45 quanto para DL apresentam-se iguais. Por outro lado, o alongamento total apresenta comportamento inverso ao do LE, LR e razão elástica, sendo o maior valor atribuído a D45.

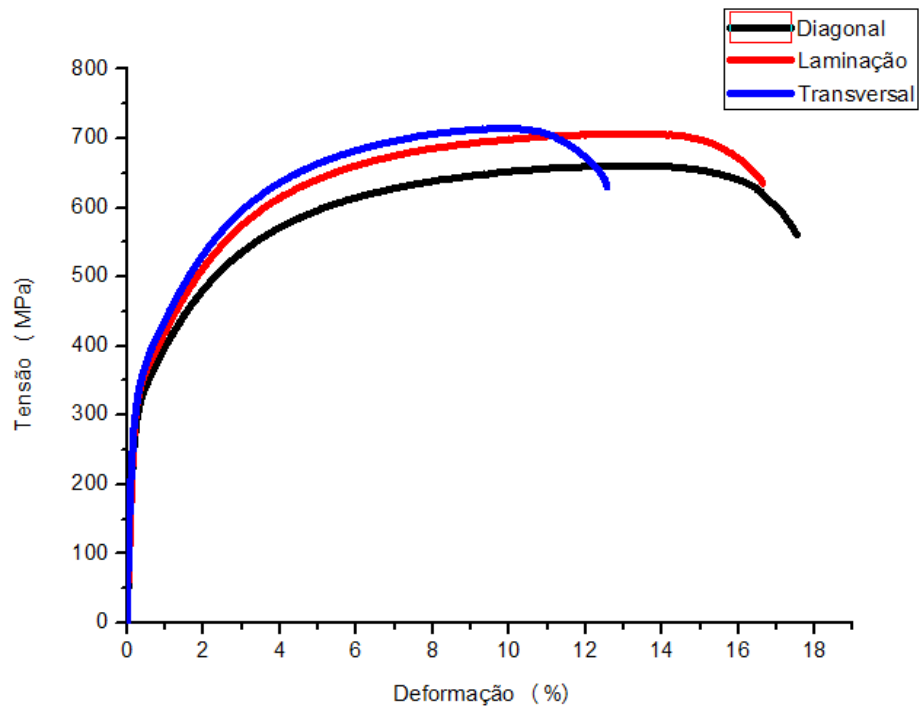


FIG. 4.21 Curva tensão x deformação do CP2 de cada direção de extração transversal, diagonal e de laminação da amostra recozida a 840 °C.

TAB. 4.6 Propriedades mecânicas obtidas por ensaio de tração em distintas direções dos CPs recozidos a 840 °C.

Condição/Direção		LE (MPa)	LR (MPa)	$\Delta l_{total}(\%)$	Razão Elástica (LE/LR)
Recozido a 840 °C					
DT	média	369	704	9,69	0,52
	erro	16,8	8,9	0,60	0,03
D45	média	331	659	13,96	0,50
	erro	40,6	20,2	1,60	0,07
DL	média	350	695	11,03	0,50
	erro	20,4	10,0	1,80	0,04

Ao comparar as duas temperaturas de encharque observa-se que o LE e o LR decrescem e o alongamento aumenta com o incremento da temperatura em todas as direções. O que não é observado para a razão elástica, visto que se mantém aproximadamente constante em D45 e reduz em função do incremento da temperatura em DL e DT. Ferreira (2014) ao estudar um aço bifásico com microadições de Nb e Mo, recozido a 750, 800 e 850 °C e ensaiado somente na direção de laminação observou comportamentos semelhantes.

Logo, tais resultados permitem concluir que há uma variação das propriedades mecânicas devido a temperatura de encharque adotada, além de uma variação nessas mesmas propriedades de acordo com a direção em que o corpo de prova é extraído.

A variação do LE, LR e alongamento em função da temperatura de recozimento adotada pode ser explicada pela microestrutura formada, pois conforme os resultados obtidos na seção 4.1, através da análise das FIG.4.11 e 4.13 referente as fases presentes para os recozimentos a 800 °C e 840 °C, respectivamente, evidencia a formação de ferrita recristalizada, ferrita encruada e apenas como segunda fase basicamente o constituinte martensita-austenita, com incremento da fração de segunda fase e decréscimo da fração de ferrita recristalizada e encruada com aumento da temperatura de encharque. Com um ponto de destaque a um possível decréscimo na temperabilidade da austenita formada no recozimento a 840 °C, pois apesar de uma maior fração de segunda fase que está associada, praticamente, ao constituinte MA, existem alguns vestígios de perlita que não são observados com frequência na microestrutura analisada. Os LE e LR a 840 °C são inferiores, porque além da formação do constituinte martensita-austenita evidencia-se o avanço do processo de recristalização da ferrita pelo decréscimo da fração de ferrita encruada (12,49%) e indicativos no decréscimo da temperabilidade da austenita por alguns vestígios de perlita, o que pode ter contribuído para um maior alongamento, conforme evidenciado na seção 4.1 pela FIG. 4.13 e TAB.4.3. Além do mais a microestrutura da amostra recozida a 840 °C possui uma maior fração volumétrica de martensita e uma microestrutura mais refinada tanto para o contituente MA como para os grãos de ferrita recristalizada, como também uma maior homogeneidade de distribuição entre as fases (ferrita encruada e MA) contribuindo para a ductilidade. Visto que o material em estudo possui aplicação comercial faz-se necessário um comparativo com uma norma de referência (TAB. 4.7). Para tal, a norma utilizada é a FIAT 52815 (2004), intitulada “*Multiphase and ultra - high resistance hot and cold-rolled steel sheets and strips*”.

TAB. 4.7: Comparativo dos resultados obtidos com a norma FIAT 52815, direção de laminação.

Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	$\Delta t_{total}(\%)$
DL recozido a 800 °C	464	846	5
DL recozido a 840 °C	350	695	11
FIAT 52815 FE 600 DP F	340 - 440	590 mín	20 mín
FIAT 52815 FE 800 DP F	420 - 550	780 mín	15 mín

A comparação dos dados obtidos com os fornecidos pela norma FIAT, levando apenas em consideração os resultados dos CPs extraídos na direção de laminação, pois a norma fornece as propriedades relativas a essa direção. A amostra recozida a 800 °C atende a especificação FE800 DP F em termos de LE e LR, todavia, o alongamento mínimo exigido

pela norma não é atingido. A 840 °C a norma FE600 DP F é atendida, novamente, em termos do LE e LR não sendo alcançado o alongamento mínimo solicitado, limitando, portanto, a aplicação do material em estudo.

Já a variação das propriedades mecânicas de acordo com a direção em que o corpo de prova é extraído evidencia que o material apresenta certa anisotropia. AHAMAD *et al.* (2009) ao avaliarem um aço bifásico, recozido a 750, 760 e 775 °C, porém resfriados em uma solução de salmoura resfriada também observaram a presença de uma anisotropia ao realizar um ensaio de tração em DL e DT.

Logo, mediante a observação de tal variação, os índices de anisotropia assim como o coeficiente de encruamento foram calculados, pois tais parâmetros permitem obter informações indiretas acerca da conformabilidade. Os índices de anisotropia foram calculados pelas equações (2.2) e (2.3) da seção 2.3.2.3 e os coeficientes de encruamento pela equação 3.11 da seção 3.2.4. Os resultados obtidos estão apresentados na TAB. 4.8.

TAB. 4.8 Parâmetros de estampagem do aço DP em estudo, obtidos por ensaio de tração.

Parâmetros de estampabilidade do aço DP									
Parâmetros	r_{0°	r_{45°	r_{90°	r	Δr	n_{0°	n_{45°	n_{90°	n médio
Recozido a 800 °C	0,429	0,924	0,305	0,646	-0,557	0,155	0,135	0,105	0,140
Recozido a 840 °C	0,315	1,118	0,192	0,686	-0,864	0,120	0,086	0,128	0,110

Os resultados obtidos, ao serem comparados com os obtidos por Kim *et al.* (2011), Chemin (2011) e Wang *et al.* (2011), os quais avaliaram os mesmo parâmetros por meio de ensaio de tração em CPs extraídos nas 3 direções, mostram que o aço em estudo apresenta valores inferiores aos esperados para materiais que exigem certo nível de conformabilidade, uma vez que o fator r tanto para a condição 800 e 840 °C não são próximos de 1,0 e os valores do coeficiente de encruamento não são próximos de 0,2. Contudo, fazendo uma avaliação dos resultados do fator r para cada uma das três direções (0°, 45° e 90°) o maior valor de r foi atingido para direção de 45° em ambas as condições. O que resulta num orelhamento negativo em D45 pela maior capacidade de deformação e menores resistências mecânicas em DL e DT, conforme os valores de Δr negativos. Resultados semelhantes foram obtidos por Kim *et al.* (2007) e Chemin (2011).

5 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos pode-se concluir que:

- I. As análises por meio do MO e do MEV evidenciaram o desenvolvimento de uma microestrutura típica de aço de Dual Phase, que consiste em uma matriz ferrítica e uma segunda fase composta basicamente por constituinte Martensita-Austenita (MA), sendo a austenita retida nas ilhas de martensita evidenciada nas análises de EBSD. Na amostra a 840 °C foram encontrados vestígios de perlita que possuem uma fração insignificante, mas que é indicativo do provável decréscimo na temperabilidade da austenita formada nesta temperatura de encharque.
- II. O refino da microestrutura típica de aço DP com evidências de encruamento e segunda fase associada a constituinte MA contribuíram para o aumento da resistência mecânica (LE, LR, razão elástica dureza HT, DHT-1, DHT-2, e Hit, e Eit) no recozimento a 800 °C. No entanto, a formação de uma fração maior de segunda fase (associada ao constituinte MA e vestígios perlita) no recozimento a 840 °C, resultante de uma austenita de menor temperabilidade, dispersa numa matriz ferrítica refinada propiciou um comportamento inverso, ou seja, um incremento na ductilidade com redução da resistência mecânica.
- III. Os resultados dos ensaios de tração uniaxial, nas distintas direções, pertinentes a anisotropia normal e planar traduzem valores de baixa conformabilidade com possibilidade de formar orelhamento, caso o material seja submetido a um ensaio de embutimento. Por outro lado, a análise de textura por difração de Raios X em conjunto com a análise de EBSD propiciou um melhor entendimento quanto a este comportamento. Foi possível concluir que, o material ao ser recozido além de não ter a completa recristalização da ferrita ao longo do aquecimento/encharque, apresentou durante o resfriamento a acomodação de deformação na ferrita recristalizada proveniente da transformação austenita-martensita em região adjacentes, o que se traduziu no incremento da tensão residual nos grãos ferríticos recristalizados. O que provavelmente impactou na inibição da formação das componentes associadas a fibra γ para sua intensificação, e por outro lado até mesmo no fortalecimento da fibra α e

componente cubo quando do incremento na fração de constituinte MA pelo recozimento a 840 °C.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados apresentados e discussão realizada verifica-se a necessidade de estudos complementares para o material em questão com objetivos de:

- Realizar uma análise completa de EBSD para melhor quantificar a fração de ferrita presente e seu respectivo tamanho de grão, e compreender a evolução micro/mesotextural do material;

- Realizar medidas de textural por Difração de Raios X junto a superfície da chapa e $\frac{1}{4}$ da espessura;

- Realizar um estudo do efeito do superenvelhecimento, do material recozido intercriticamente, nas propriedades mecânicas e texturais, a fim de obter um incremento na ductilidade sem grandes prejuízos na resistência mecânica (LE e LR) e desenvolvimento da fibra γ ;

- Avaliar o efeito de taxas de aquecimento, a partir da monitoração desta, nas propriedades mecânicas medidas em tração uniaxial nas 3 direções, na macrotextura por DRX e micro/mesotextura por EBSD.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AHMAD, E.; MANZOOR, T.; HUSSAIN, N. **Thermomechanical processing in the intercritical region and tensile properties of dual-phase steel**. Materials Science and Engineering: A, v. 508, n. 1, p. 259-265, 2009.
- AKAY, S. K.; YAZICI, M.; AVINC, A. **The Effect of Heat Treatments on Physical Properties of A Low Carbon Steel**. Proceeding of Romanian Academy Series A, v. 10, 2008.
- ANDRADE, T. G. **Métodos de preparação metalográfica para análise de ebsd em um mevfei quanta 3d-feg**. 2013. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Federal Fluminense.
- ARCELOR MITTAL, Extract from the product catalogue. Seção “Dual Phase Steels – Very High Strength Steels”, Disponível em: <<http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/AHSS/DP/EN>>. Acesso em: 16 de julho de 2018.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Martensitic Transformation**. Materials Science and Technology, p.5023-5206, 2001.
- BOTELHO, R. A. **Laminações assimétricas e propriedades de aços elétricos** [Livro]. - Rio de Janeiro : IME - Instituto Militar de Engenharia, 2012.
- BRANCO, F. K. **Influência da Microestrutura na Anisotropia de Chapas Metálicas de Diferentes Aços Estruturais**. 2007. Projeto de Iniciação Científica, 2007.
- BURKE, J. **The kinetics of phase transformations in metals**. 1965, 226 P. PERGAMON PRESS INC., 44-01 21 ST ST., LONG ISLAND CITY, N. Y. 11101, 1965.
- CAETANO, R.A. **Avaliação da Conformabilidade do Aço Transformation Induced Plasticity (TRIP780) Eletro galvanizado e Dual Phase (DP780) Galvanizado Por Imersão a Quente**. Dissertação de Mestrado, 2015.
- CALCAGNOTTO, M. et al. **Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD**. Materials Science and Engineering: A, v. 527, n. 10, p. 2738-2746, 2010.
- CALLISTER, J. R.; CIÊNCIA, W. D.; DE MATERIAIS, **Engenharia. uma introdução**. LTC Editora, 2012, 8ª Ed.
- CASTRO, N. A. **Controle da textura e da microestrutura durante o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados**. 2008. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

- CHEMIN, R. A. **Estudo da fratura de aços de nova geração DP600 através da variação de pressão no Prensa-Chapas.** 2011. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Paraná.
- CORREA, E., MARTINS, S., MAGALHÃES, A., LOPES, W., & AGUILAR, M. **EFEITO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA MICROESTRUTURA E NA DUREZA DE UM AÇO DUAL PHASE.** 2014.
- COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais.** Edgard Blucher, 2010.
- COSTA, F.S., **Influência do Parâmetro de Recozimento Contínuo na Evolução Microestrutural de um Aço Bifásico.** Belo Horizonte, 2012. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, Belo Horizonte, 2012.
- CULLITY, B. D.; CULLITY, Stuart RBD; STOCK, S. R. **Elements of X-ray Diffraction.** 2001.
- DIAS, A. N. O. **Avaliação das propriedades Mecânicas de um aço bifásico com diferentes microestruturas.** 2013.
- DIEHL NETO, B. **Comparação da influência dos parâmetros industriais na microestrutura de dois aços dual-phase.** 2009.
- DIETER, G. E.; BACON, D. J. **Mechanical metallurgy.** New York: McGraw-hill, 1986.
- DILLIEN, S. et al. EBSD study of the substructure development with cold deformation of dual phase steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 527, n. 4, p. 947-953, 2010.
- DINDA, S.; DI CELLO, J. A.; KASPER, A. S. **Microalloying 75.** Union Carbide, Washington, v. 33, 1975.
- FERREIRA, F.G.N.; **Influência dos Parâmetros de Recozimento Intercrítico Para Obtenção de Aços Bifásicos Laminados a Frio.** Volta Redonda, 2014. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia Industrial de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2014.
- FIAT 52815 - Multiphase and ultra - high resistance hot and cold-rolled steel sheets and strips, FIAT Auto Normazione, Itália, 2004.
- FORGAS Jr., A. **Influência da temperatura de recozimento intercrítico no comportamento mecânico de um aço bifásico baixo carbono.** São Bernardo do Campo, 2009. 125p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Industrial - FEI, São Bernardo do Campo, 2009.
- GORNI, A. A. **Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas.** *Corte e Conformação de Metais*, v. 4, n. 44, p. 26-57, 2008.

- GORNI, A.A., SILVEIRA, J.H.D., REIS, J.S.S. **Metalurgia Dos Aços Microligados Usados Na Fabricação De Tubos Soldados Com Grande Diâmetro.** Revista Tubo & Companhia, 5:26, p.52-63, Setembro 2009.
- GURGEL, M.A.M. **Evolução Estrutural de Um Aço DP Laminado a Frio e Submetido ao Recozimento Intercrítico Sob Distintas Condições de Resfriamento.** 2016. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal Fluminense.
- HAN, Seong-Ho et al. **Effect of hot-rolling processing on texture and r-value of annealed dual-phase steels.** Materials Science and Engineering: A, v. 527, n. 7, p. 1686-1694, 2010.
- HAYAT, F.; UZUN, H. **Effect of heat treatment on microstructure, mechanical properties and fracture behaviour of ship and dual phase steels.** Journal of iron and steel Research, International, v. 18, n. 8, p. 65-72, 2011.
- HUANG J., POOLE W.J., MILITZER M., **Austenite formation during intercritical annealing,** Metallurgical and Materials Transactions A: volume 35A, p. 3363-3375, 2004.
- HUH, H. et al. **Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body.** International Journal of Mechanical Sciences, v. 50, n. 5, p. 918-931, 2008.
- KIM, S. B. et al. **Forming limit diagram of auto-body steel sheets for high-speed sheet metal forming.** Journal of Materials Processing Technology, v. 211, n. 5, p. 851-862, 2011.
- KUANG, S. et al. **Stress-strain partitioning analysis of constituent phases in dual phase steel based on the modified law of mixture.** International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, v. 16, n. 4, p. 393-398, 2009.
- KUMAR, A.; SINGH, S. B.; RAY, K. K. **Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels.** Materials Science and Engineering: A, v. 474, n. 1, p. 270-282, 2008.
- MAFFEI, B.; SALVATORE, W.; VALENTINI, R. **Dual-phase steel rebars for high-ductile rc structures, Part 1: Microstructural and mechanical characterization of steel rebars.** Engineering Structures, v. 29, n. 12, p. 3325-3332, 2007.
- MAGEE, C. L.; DAVIES, R. G.; BEARDMORE, P. **Factors Influencing Automotive Application of High Strength Steels.** JOM, v. 32, n. 11, p. 28-35, 1980.
- MASIMOV, M.; KLEIN, H. **Formation of Substructure and Texture in Dual-Phase Steels due to Thermal Treatment. In: Solid State Phenomena.** Trans Tech Publications, 2010. p. 147-152.

- MATSUMURA, N.; TOKIZANE, M. **Microstructure and the Mechanical Properties of Dual-phase Steel Produced by Intercritical Annealing of Lath Martensite.** Tetsu-to-Hagané, v. 70, n. 2, p. 246-253, 1984.
- MATSUMURA, O. et al. **Effect of retained austenite on formability of high strength sheet steels.** ISIJ international, v. 32, n. 10, p. 1110-1116, 1992.
- MOHANTY, R. R.; GIRINA, O.; 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, volume 42A, p. 3680-3690, 2011.
- MONDAL, D. K.; RAY, R. K. **Development of {111} texture during cold rolling and recrystallization of a C- Mn-V dual-phase steel.** Materials Science and Engineering: A, v. 158, n. 2, p. 147-156, 1992.
- MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços Dual-Phase de baixa resistência mecânica laminados a frio.** Belo Horizonte, 2009. 139p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.
- NOURI, A.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, Sh. **Effects of silicon content and intercritical annealing on manganese partitioning in dual phase steels.** Journal of Iron and Steel Research, International, v. 17, n. 5, p. 44-50, 2010.
- PAULA, A. S. Caracterização estrutural comparativa: um aço extra-baixo carbono ao boro e um aço livre de intersticiais ao titânio. 2002. Dissertação de Mestrado - Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2002.
- PINTO, A.L., e LOPES, A.M., **A Utilização da Técnica de EBSD em Estudos de Microtextura e Mesotextura, I Workshop de Textura e Relações de Orientação – Deformação Plástica, Recristalização e Crescimento de Grão,** EPUSP, p. 297-311, 2001.
- REZENDE, J. E. **Evolução da microestrutura e textura com a temperatura de acabamento de um aço GNO 1, 3% Si.** 2003.
- SAEIDI, N.; EKRAMI, A. **Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels.** Materials Science and Engineering: A, v. 523, n. 1, p. 125-129, 2009.
- SARWAR, M. et al. **Influence of epitaxial ferrite on tensile properties of dual phase steel.** Materials & design, v. 28, n. 1, p. 335-340, 2007.
- SARWAR, M.; PRIESTNER, R. **Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel.** Journal of Materials Science, v. 31, n. 8, p. 2091-2095, 1996.
- SHIMADZU Dynamic Ultra-micro Hardness Tester, DUH-211/ DUH-211S Instruction Manual, May 2009.

- SOUZA, F. M. **Estudo da microestrutura, da textura cristalográfica e da recristalização em chapas obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo da liga de alumínio AA4006.** 2012. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.
- SUN, S.; PUGH, M. **Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite.** Materials Science and Engineering: A, v. 335, n. 1, p. 298-308, 2002.
- THOMSER, C.; UTHAISANGSUK, V.; BLECK, W. – **Influence of Martensite Distribution on the Mechanical Properties of Dual Phase Steels: Experiments and Simulation.** Steel Research Int. N° 8, p. 582-587, 2009.
- VIANA, C. S. C. e PAULA, A. S. Texturas de deformação [Artigo] // Workshop sobre Textura e Relações de Orientação. - São Paulo : [s.n.], 2001. - 1.
- WATERSHOOT, T. Apud DIEHL NETO, B. **Comparação da influência dos parâmetros industriais na microestrutura de dois aços dual-phase.** 2009.
- WATERSHOOT, T. **Fundamentals of aging in multiphase ferrous alloys; Static strain aging and tempering in dual phase steels.** Doctorate Thesis, p. 74-75, 2003.
- WU-RONG, W. et al. **The limit drawing ratio and formability prediction of advanced high strength dual-phase steels.** Materials & Design, v. 32, n. 6, p. 3320-3327, 2011.
- XU, H.; YANG, W.; SUN, Z. **Mechanical properties of fine-grained dual phase low-carbon steels based on dynamic transformation.** Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material, v. 15, n. 5, p. 556-560, 2008.
- YI, J. J.; KIM, In Sup. **Ferrite growth during slow cooling from the intercritical annealing of a dual-phase steel.** Scripta metallurgica, v. 17, n. 3, p. 299-302, 1983.
- ZAMBONI, C. B. **Fundamentos da Física de nêutrons.** Editora Livraria da Física, 2007.

8 ANEXO

8.1 CURVAS E PONTOS BASES DE CÁLCULO DAS PROPRIEDADES EXTRAÍDA DA MICRODUREZA INSTRUMENTADA

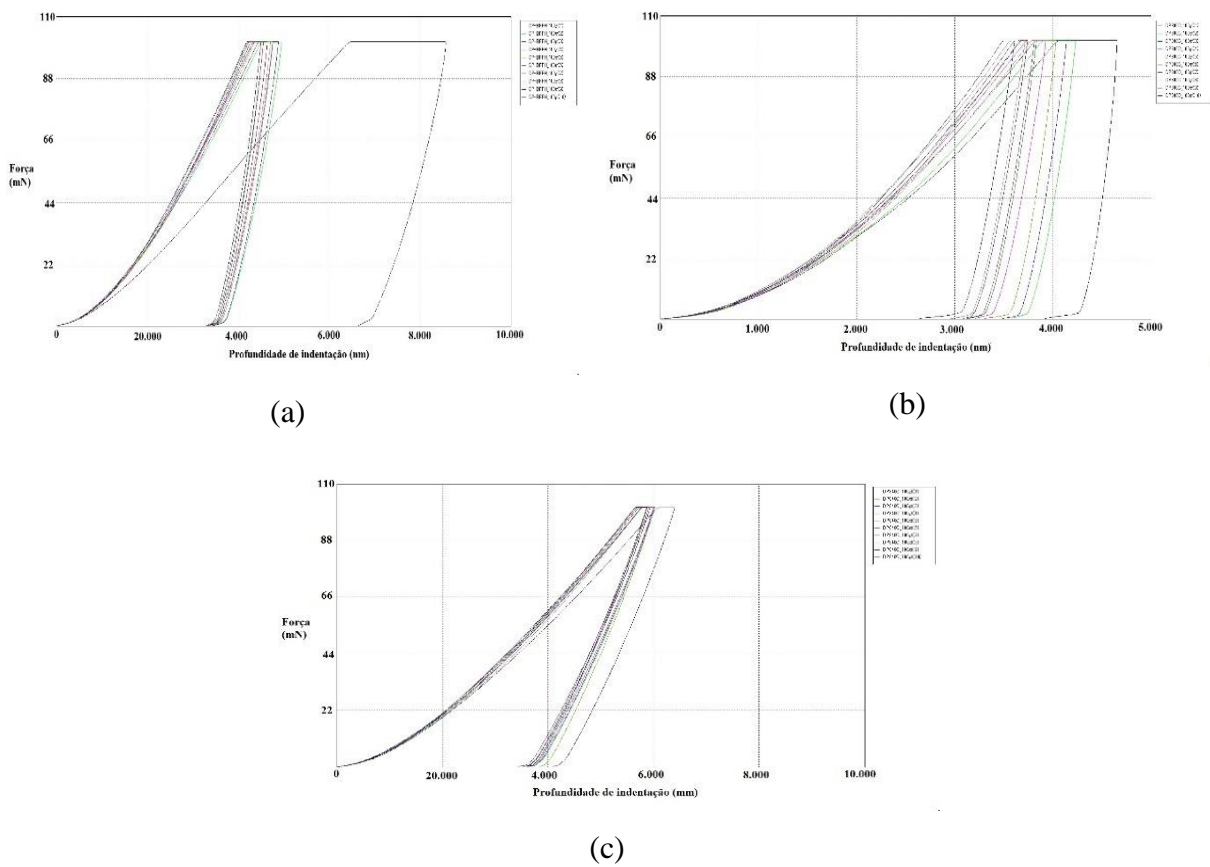


FIG. 8.1 Curvas de Carregamento/Descarregamento Obtidas nas medidas de microdureza Instrumentada para as amostras nas condições: (a) Laminada a frio, (b) Recozida a 800°C, e (c) Recozida a 840°C.

TAB. 8.1 Pontos Base para Cálculo das Propriedades Extraídas das Medidas de Microdureza Instrumentada.

Condição		F_{max} (mN)	L (μm)	h_{max} (μm)	h_p (μm)	h_r (μm)
Laminado a Frio	Média	100,96	23,15	4,74	3,38	3,94
	Desvio Padrão	0,02	0,26	1,23	1,04	1,14
	Erro	0,02	0,16	0,78	0,66	0,72
Recozido a 800 °C	Média	100,9	22,53	3,88	3,17	3,49
	Desvio Padrão	0,04	0,58	0,31	0,35	0,37
	Erro	0,02	0,36	0,19	0,22	0,23
Recozido a 840 °C	Média	100,91	25,60	5,97	3,59	4,19
	Desvio Padrão	0,04	0,70	0,16	0,19	0,18
	Erro	0,03	0,44	0,10	0,12	0,11

TAB. 8.2 Pontos Bases e Valores Médios dos Trabalhos (plástico, elástico e total) através das Áreas das Curvas de Microdureza Instrumentada.

Condição		F_{max} (mN)	h_{max} (μm)	h_p (μm)	$W_{plástico}$ (mN, μm)	$W_{elástico}$ (mN, μm)	W_{total} (mN, μm)
Laminado a Frio	Média	100,96	4,74	3,38	2487,74	469,13	2002,77
	Desvio Padrão	0,024	1,23	1,04	994,09	71,68	927,36
	Erro	0,02	0,78	0,66	628,72	45,34	586,52
Recozido a 800 °C	Média	100,9	3,88	3,17	1718,50	223,32	1471,76
	Desvio Padrão	0,04	0,31	0,35	187,69	28,87	215,35
	Erro	0,02	0,19	0,22	118,70	18,26	136,20
Recozido a 840 °C	Média	100,91	5,97	3,59	3494,36	978,44	2493,53
	Desvio Padrão	0,042	0,157	0,186	99,11	31,87	93,04
	Erro	0,027	0,099	0,118	62,68	20,16	58,84