

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

LARISSA FERNANDES NUNES

**EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E COMPORTAMENTO
MECÂNICO DE AÇOS TRIP COM ALTO TEOR DE ALUMÍNIO**

Rio de Janeiro

2019

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

LARISSA FERNANDES NUNES

**EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E COMPORTAMENTO
MECÂNICO DE AÇOS TRIP COM ALTO TEOR DE ALUMÍNIO**

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

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão - D.Sc.
Co-orientador: Prof^ª. Andersan dos Santos Paula - D.Sc.

Rio de Janeiro
2019

c2019

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).

XXX.X Nunes, Larissa Fernandes

XXX Evolução microestrutural e comportamento mecânico de aços TRIP com alto teor de Al/ Larissa Fernandes Nunes; orientada por Luiz Paulo Mendonça Brandão e Andersan dos Santos Paula – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2019.

146p.: il.

Dissertação (Mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2019.

1. Curso de Ciência dos Materiais – teses e dissertações. 2. Aços δ -TRIP. 3. Microestrutura e Comportamento Mecânico. I. Brandão, Luiz Paulo Mendonça, II Paula, Andersan dos Santos. III. Instituto Militar de Engenharia.

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

LARISSA FERNANDES NUNES

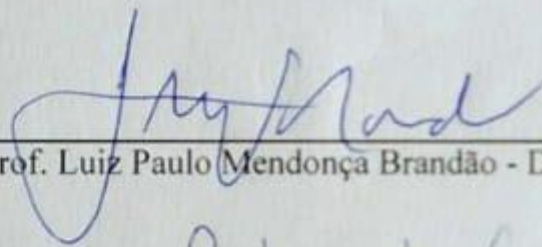
**EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E COMPORTAMENTO
MECÂNICO DE AÇOS TRIP COM ALTO TEOR DE ALUMÍNIO**

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

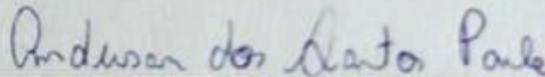
Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão - D.Sc.

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

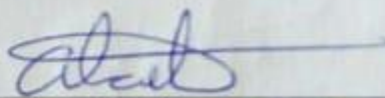
Aprovada em 08 de fevereiro de 2019 pela seguinte Banca Examinadora:



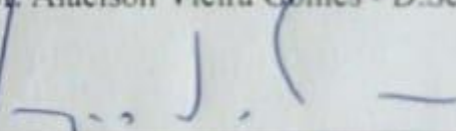
Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão - D.Sc. do IME - Presidente



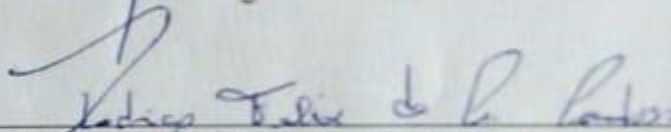
Prof^a. Andersan dos Santos Paula - D.Sc. do IME



Prof. Alaelson Vieira Gomes - D.Sc. do IME



Prof. Sérgio Neves Monteiro - PhD. do IME



Prof. Rodrigo Felix de Araujo Cardoso - D.Sc. da UERJ

Dedico este trabalho a todos que torceram por mim!

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus por ter me dado sabedoria nos momentos mais difíceis.

A minha família, em especial minha mãe Maria Inês que sempre me apoiou em todos os momentos. Não posso esquecer também da minha afilhada Izabelinha que me ajudou com boa vontade a lixar todos os 46 cps de tração da lixa 400 até 2000 #.

Ao meu namorado Raphael, pela compreensão nos momentos de ausência e por todo apoio.

Aos meus amigos Kesya, Jéssica, Filipe, Thais, Laura por todas as conversas descontraídas nos momentos de desespero.

Aos amigos que o IME me proporcionou, Michelle, Marcelly, Luana, Suzana, Luiza, Nathalia, Mônica Aline, Emília, Anna Paula Andrey, Camila, Bruna, Renato, Rodolfo, Eustáquio, Gabriel, Thalita, Nahima, Géssica, Suzane, Letícia, Paula, Leandra, Carol por todo apoio e ensinamento repassados. Não posso me esquecer de agradece-los pela companhia no laboratório de metalografia, e principalmente pela vibração durante os ‘padrões’ do EBSD.

A minha professora e Co-orientadora Dra. Andresan dos Santos Paula, por toda paciência em responder meus questionamentos e principalmente por me guiar sempre para o melhor caminho.

Ao meu Orientador Dr. Luiz Paulo Mendonça Brandão por todo conhecimento repassado.

Ao professor M.Sc Júlio César Soares Oliveira por sempre acreditar nos meus sonhos e me dar asas para voar. O senhor foi de extrema importância para construir o que sou hoje! Obrigada!

Ao professor Dagoberto Brandão da UFMG e professor Lacerda da UNIFEI por possibilitarem a realização das minhas laminações.

Ao meu querido amigo Raphael Aragoes que não mediu esforços para me auxiliar na realização dos ensaios de tração!

A empresa Villares por toda atenção oferecida para a realização das análises da composição química das ligas utilizadas nesta dissertação.

Aos membros da banca Phd. Sérgio Neves Monteiro, Dr. Alaelson Vieira Santos e Dr. Rodrigo Felix de Araujo Cardoso pela participação e avaliação desta dissertação.

A Capes, pela bolsa de estudos concedida.

“Pensar é o trabalho mais duro que há, o que
é, provavelmente, o motivo pelo qual tão
pouca gente se dedica a fazê-lo”

Henry Ford

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	10	
LISTA DE TABELAS.....	18	
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	20	
LISTA DE SIGLAS.....	23	
1	INTRODUÇÃO.....	26
1.1	Posicionamento do Estudo.....	26
1.2	Justificativa.....	27
1.3	Objetivos.....	28
2	REVISÃO DA LITERATURA.....	29
2.1	Aços no Setor Automobilístico.....	29
2.2	Aços TRIP.....	30
2.2.1	Aços Delta-TRIP.....	33
2.2.1.1	Aspectos Microestruturais.....	34
2.2.1.1.1	Ferrita.....	34
2.2.1.1.2	Austenita.....	39
2.2.1.1.3	Martensita e sua Reversão para Austenita.....	41
2.2.1.2	Efeito dos Elementos de Liga.....	42
2.2.1.3	Comportamento Mecânico.....	47
2.2.1.4	Textura Cristalográfica.....	52
2.3	Desenvolvimento Científico e Tecnológico dos Aços Delta-TRIP.....	57
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	64
3.1	Materiais.....	64
3.2	Métodos.....	64
3.2.1	Processamento.....	65
3.2.2	Caracterização.....	67
3.2.2.1	Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC).....	67
3.2.2.2	Difração de Raios X.....	69

3.2.2.3	Análise Microestrutural.....	71
3.2.2.4	Propriedades Mecânicas.....	71
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	73
4.1	Densidade das Ligas.....	73
4.2	Processamento Mecânico.....	74
4.3	Análise Térmica via DSC.....	77
4.4	Difração de Raios X.....	82
4.4.1	Análise qualitativa das fases.....	82
4.4.2	Análise Quantitativa das Fases.....	87
4.4.3	Textura Cristalográfica.....	88
4.5	Análise Microestrutural.....	94
4.5.1	Microscopia Óptica (MO).....	94
4.5.2	Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).....	100
4.5.2.1	Fases Presentes.....	100
4.5.2.2	Mapas de Orientação Cristalina.....	101
4.5.3	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	103
4.6	Propriedades Mecânicas.....	115
5	CONCLUSÕES.....	119
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	120
7	REFERÊNCIAS.....	121
8	APÊNDICES.....	129
8.1	Apêndice 1 – Análises Microestruturais.....	129
8.2	Apêndice 2 – Textura Cristalográfica.....	130
8.3	Apêndice 3 - Resultados dos Ensaios de Tração.....	138
9	ANEXOS.....	140
9.1	Anexo 1 – Análises Dilatométricas.....	140

9.2	Anexo 2 – Difração de Raios X.....	142
9.3	Anexo 3 – Análises Termodinâmicas.....	143

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 1.1	Fatores que aumentam o percentual da economia de combustível (QU, 2012 apud GORDON, 1994).....	28
FIG. 2.1	Comparação da influência dos mecanismos de endurecimento em relação ao limite de resistência e alongamento (CASTRO <i>et al.</i> , 2004).....	30
FIG. 2.2	Micrografia mostrando uma típica microestrutura de um aço multifásico assistido pelo efeito TRIP. A = Austenita Retida, F = Ferrita e B = Bainita (FURNÉMONT <i>et al.</i> ,2002).....	31
FIG. 2.3	Diagrama ilustrando uma das possíveis rotas de processamento aplicadas em aços TRIP (adaptado de Martins, 2007).....	31
FIG. 2.4	Gráfico da tensão x temperatura evidenciando o efeito TRIP (OLSON, 1984).....	32
FIG. 2.5	Variação da energia livre em função da temperatura para ocorrência do efeito TRIP (adaptado de ANDRADE-CAMPOS <i>et al.</i> , 2010).....	32
FIG. 2.6	Percentual em peso de fases calculadas para um aço δ -TRIP em função da temperatura (CHATTERJEE <i>et al.</i> , 2007).....	33
FIG. 2.7	Classificação de Dubé e Aarson para a morfologia da ferrita, (a) alotriomorfo de contorno de grão; (b) placas Widmanstätten primárias e secundárias; (c) dentes de Widmanstätten primários e secundários; (d) cristais idiomorfos; (e) placas intragranulares de Widmanstätten; (f) estrutura massiva (KRAL <i>et al.</i> , 2005).....	36
FIG. 2.8	Crescimento de ferrita pró-eutetóide e cementita hipereutetóide, (a) alotriomorfos se formando nos contornos de grão da austenita; (b) ferrita Widmanstätten que cresce a partir da ferrita aliotromorfa nos contornos de grão da austenita; (c) alotriomorfos de contorno de grão de grãos e idiomorfos intragranulares de ferrita; (d) placas intragranulares de ferrita de Widmanstätten; (e) alotriomorfos de contorno de grãos e idiomorfos intragranulares de cementita; (f) cementita Widmanstätten. Micrografias ópticas, (a) até (d) $\times 500$, (e) e (f) $\times 350$ (HONEYCOMBE, 2006).....	37

FIG. 2.9	Curva tensão-deformação (engenharia e verdadeira) evidenciando o alongamento praticamente todo uniforme do aço δ -TRIP (CHATTERJEE <i>et al.</i> , 2007).....	38
FIG. 2.10	Imagens obtidas com o auxílio do MET evidenciando as morfologias da austenita em um aço TRIP: (a) ilhas isoladas de austenita retida na matriz ferrítica; (b) filmes de austenita retida em contornos de grão bainítico; (c) austenita retida em forma acicular na matriz ferrítica (SUGIMOTO <i>et al.</i> , 1993).....	40
FIG. 2.11	Morfologias encontradas em um aço δ -TRIP por Yi <i>et al.</i> 2014 sendo: α = ferrita, α' = martensita, α_{bB} = ferrita bainítica em blocos, α_b = ferrita bainítica, γ_L = austenita em filmes, γ_B e $\gamma_{B'}$ = austenita em blocos.....	40
FIG. 2.12	Decréscimo da dimensão das novas placas de martensita com o decorrer do processo de transformação martensítica (BRANDÃO, 2007 <i>apud</i> SHERIF, 2003).....	40
FIG. 2.13	Mecanismos de reversão da martensita para austenita em aços TRIP (TOMINURA <i>et al.</i> , 1991).....	42
FIG. 2.14	Comportamento do diagrama de fases Fe-C em relação aos elementos de liga; (a) campo austenítico aberto; (b) campo austenítico expandido; (c) campo austenítico fechado; (d) campo austenítico contraído (HONEYCOMBE, 2006).....	43
FIG. 2.15	Influência dos elementos de liga no campo austenítico (CHIAVERINI, 2008).....	43
FIG. 2.16	Efeito dos elementos de liga no aço TRIP (BLECK, 2002).....	44
FIG. 2.17	Influência do percentual em peso dos elementos de liga: (a) C, (b) Mn, (c) Si e (d) Al no percentual de austenita retida.....	47
FIG. 2.18	Curvas de tensão x deformação para os aços AHSS comparando com aços <i>Dual Phase</i> convencionais. Sendo RAT = reversão da transformação martensítica e CAL = recozimento contínuo (YI <i>et al.</i> , 2018).....	48
FIG. 2.19	Influência do percentual de austenita retida no comportamento mecânico de uma aço TRIP-assistido: (a) 16% de austenita em fração volumétrica e (b) 3% (CHOI <i>et al.</i> , 2002).....	49

FIG. 2.20	Influência da morfologia da austenita no comportamento mecânico de aços δ -TRIP (YI <i>et al.</i> , 2014).....	50
FIG. 2.21	Comportamento mecânico de um aço δ -TRIP na direção de laminação (R) e transversal (T) (Adaptado de XIONG <i>et al.</i> , 2016).....	51
FIG. 2.22	(a) Espaço tridimensional de Euler mostrando as fibras α e γ ; (b) Seção $\phi_2 = 45^\circ$ (ELSNER, 2005).....	54
FIG. 2.23	Representação ilustrativa das relações entre macro, micro e mesotextura (GODEC e JENKO, 2000).....	54
FIG. 2.24	FDOCs (função de distribuição e orientação cristalina) da amostra 1 nas três condições, notação de Roe (BAÊTA JÚNIOR, 2016).....	55
FIG. 2.25	FDOCs da amostra 2 nas três condições, notação de Roe (BAÊTA JÚNIOR, 2016).....	55
FIG. 2.26	FDOCs da amostra 3 nas três condições, notação de Roe (BAÊTA JÚNIOR, 2016).....	56
FIG. 2.27	FDOCs da amostra 4 nas três condições, notação de Roe (BAÊTA JÚNIOR, 2016).....	56
FIG. 2.28	(a) MIO e (b) FDOC para um aço δ -TRIP estudado por Xiong <i>et al.</i> (2016).....	57
FIG. 2.29	Recozimento intercrítico e austêmpera (JUNG, 2011).....	58
FIG. 2.30	Difratogramas evidenciando a presença de ferrita- δ na liga C (SHIRI <i>et al.</i> , 2016).....	61
FIG. 2.31	Efeito TRIP e TWIP ocorrendo simultaneamente na liga estudada por Latypov <i>et al.</i> , (2016).....	61
FIG. 2.32	Influência da temperatura de tratamento térmico no comportamento mecânico das ligas estudadas por Cai <i>et al.</i> (2016) sendo em (a) ilustrado o gráfico da tensão x temperatura e (b) alongamento total x temperatura.....	62
FIG. 2.33	Análises de EBSD obtidas por Xu <i>et al.</i> (2017) sendo (a) MIO para a austenita e (b) MIO para a ferrita ($\alpha + \delta$).....	63
FIG. 3.1	Fluxograma das condições de processamento e técnicas de caracterização adotadas no trabalho.....	65
FIG. 3.2	Dispositivo confeccionado em aço inoxidável para garantir maior homogeneidade na distribuição da temperatura durante o tratamento	

	térmico.....	66
FIG. 3.3	Representação do processo de laminação convencional (BOTELHO, 2012).....	66
FIG. 3.4	Curva obtida no DSC ilustrando o método de intercepção de retas tangentes (DA SILVA, 2017).....	68
FIG. 3.5	Locais onde as temperaturas para investigação do último recozimento foram extraídas.....	69
FIG. 3.6	Ábaco de referência para textura cristalográfica, seção $\varphi_2 = 45^\circ$	70
FIG. 3.7	Corpo de prova confeccionado para o ensaio de tração (ASTM, 2013).....	72
FIG. 4.1	Curvas resultantes do ensaio de DSC para a amostra CR2: CR (curva em preto - 1), R (curva em verde - 2), RL50 (curva em vermelho - 3), RL70 (curva em azul escuro - 4), RL50R (curva em rosa - 5) e RL70R (curva em azul claro - 6) com taxa de aquecimento de 10 °C/min.	79
FIG. 4.2	Curvas resultantes do ensaio de DSC para a amostra CR1: CR (curva em preto - 1), R (curva em verde - 2), RL50 (cura em vermelho - 3), RL70 (curva em azul escuro - 4), RL50R (curva em rosa - 5) e RL70R (curva em azul claro - 6) com taxa de aquecimento de 10 °C/min.....	79
FIG. 4.3	Curvas resultantes do ensaio de DSC para a amostra CR4: CR (curva em preto - 1), R (curva em verde - 2), RL50 (curva em vermelho - 3), RL70 (curva em azul escuro - 4), RL50R (curva em rosa - 5) e RL70R (curva em azul claro - 6) com taxa de aquecimento de 10 °C/min.....	80
FIG. 4.4	Curvas resultantes do ensaio de DSC para a amostra CR3: CR (curva em preto - 1), R (curva em verde - 2), RL50 (curva em vermelho - 3), RL70 (curva em azul escuro - 4), RL50R (curva em rosa - 5) e RL70R (curva em azul claro - 6) com taxa de aquecimento de 10 °C/min.....	80
FIG. 4.5	Difratograma da amostra CR2: recozida a 1000 °C (CR2 RECOZIDA), laminado a 50% (CR2 50), recozido após laminação a 800 °C (CR2 50 800), recozido após laminação a 820 °C (CR2 50 820), recozido após laminação a 850 °C (CR2 50 850).....	84
FIG. 4.6	Difratograma da amostra CR2: recozida a 1000 °C (CR2 RECOZIDA), laminado a 70% (CR2 70), recozido após laminação a 800 °C (CR2 70 800), recozido após laminação a 820 °C (CR2 70 820), recozido após	

	laminação a 850 °C (CR2 70 850).....	84
FIG. 4.7	Difratograma da amostra CR1: recozida a 1000 °C (CR1 RECOZIDA), laminado a 50% (CR1 50), recozido após laminação a 800 °C (CR1 50 800), recozido após laminação a 820 °C (CR1 50 820), recozido após laminação a 850 °C (CR1 50 850).....	85
FIG. 4.8	Difratograma da amostra CR1: recozida a 1000 °C (CR1 RECOZIDA), laminado a 70% (CR1 70), recozido após laminação a 800 °C (CR1 70 800), recozido após laminação a 820 °C (CR1 70 820), recozido após laminação a 850 °C (CR1 70 850).....	85
FIG. 4.9	Difratograma da amostra CR4: recozida a 1000 °C (CR4 RECOZIDA), laminado a 50% (CR4 50), recozido após laminação a 830 °C (CR4 50 830), recozido após laminação a 850 °C (CR4 50 850), recozido após laminação a 900 °C (CR4 50 900).....	85
FIG. 4.10	Difratograma da amostra CR4: recozida a 1000 °C (CR4 RECOZIDA), laminado a 70% (CR4 70), recozido após laminação a 830 °C (CR4 70 830), recozido após laminação a 850 °C (CR4 70 850), recozido após laminação a 900 °C (CR4 70 900).....	86
FIG. 4.11	Difratograma da amostra CR3: recozida a 1000 °C (CR3 RECOZIDA), laminado a 50% (CR3 50), recozido após laminação a 800 °C (CR3 50 800), recozido após laminação a 820 °C (CR3 50 820), recozido após laminação a 850 °C (CR3 50 850).....	86
FIG. 4.12	Difratograma da amostra CR3: recozida a 1000 °C (CR3 RECOZIDA), laminado a 70% (CR3 70), recozido após laminação a 800 °C (CR3 70 800), recozido após laminação a 830 °C (CR3 70 830), recozido após laminação a 850 °C (CR3 70 850).....	86
FIG. 4.13	FDOCs das amostras (a) CR2R, (b) CR2RL50, (c) CR2RL70, (d) CR2RL50R (e) CR2RL70R seguindo a notação de Bunge.....	90
FIG. 4.14	FDOCs das amostras (a) CR1R, (b) CR1RL50, (c) CR1RL70, (d) CR1RL50R (e) CR1RL70R seguindo a notação de Bunge.....	91
FIG. 4.15	FDOCs das amostras (a) CR4R, (b) CR4RL50, (c) CR4RL70, (d) CR4RL50R (e) CR4RL70R seguindo a notação de Bunge.....	92
FIG. 4.16	FDOCs das amostras (a) CR3R, (b) CR3RL50, (c) CR3RL70, (d) CR3RL50R (e) CR3RL70R seguindo a notação de Bunge.....	93

FIG. 4.17	Microestrutura das amostras (a e b) CR2R, (c e d) CR2RL50, (e e f) CR2RL70, (g e h) CR2RL50R e (i e j) CR2RL70R com aumentos de 200 x e 500 x, respectivamente. Ataque Nital 2%. SF = Segunda Fase; F = Ferrita.....	95
FIG. 4.18	Microestrutura das amostras (a e b) CR1R, (c e d) CR1RL50, (e e f) CR1RL70, (g e h) CR1RL50R e (i e j) CR1RL70R com aumentos de 200 x e 500 x, respectivamente. Ataque Nital 2%. SF = Segunda Fase; F = Ferrita.....	96
FIG. 4.19	Microestrutura das amostras (a e b) CR4R, (c e d) CR4RL50, (e e f) CR4RL70, (g e h) CR4RL50R e (i e j) CR4RL70R com aumentos de 200 x e 500 x, respectivamente. Ataque Nital 2%. SF = Segunda Fase; F = Ferrita.....	97
FIG. 4.20	Microestrutura das amostras (a e b) CR3R, (c e d) CR3RL50, (e e f) CR3RL70, (g e h) CR3RL50R e (i e j) CR3RL70R com aumentos de 200 x e 500 x, respectivamente. Ataque Nital 2%. SF = Segunda Fase; F = Ferrita.....	98
FIG. 4.21	Microestruturas da amostra CR2RL50: (a) transição entre distintas microestruturas com aumento de 200 x, (b) ferrita com granulação grosseira com aumento de 200 x, (c) ferrita com granulação grosseira com aumento de 50 x. Ataque Nital 2%. F ₁ = Ferrita Fina; F ₂ = Ferrita Grosseira; F ₃ = Ferrita Bandeada.....	99
FIG. 4.22	Mapa de Fases das amostras (a) CR4RL50R (900 °C) e (c) CR4RL70R (850 °C) obtidos com auxílio do EBSD – 3000 x.....	101
FIG. 4.23	(a) Mapa de padrão de qualidade da imagem, (b) Mapa de orientação dos grãos e (c) Figura de pólo inversa para a amostra CR4RL50R (900 °C) com aumento de 3000 x.....	102
FIG. 4.24	(a) Mapa de padrão de qualidade da imagem, (b) Mapa de orientação dos grãos e (c) Figura de pólo inversa para a amostra CR4RL70R (850 °C) com aumento de 3000 x.....	102
FIG. 4.25	Microscopia eletrônica da amostra CR2R (1000 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 25000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	105
FIG. 4.26	Microscopia eletrônica da amostra CR2RL50 com aumentos de (a) 10000	

	x, (b) 15000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	105
FIG. 4.27	Microscopia eletrônica da amostra CR2RL70 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 10000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	106
FIG. 4.28	Microscopia eletrônica da amostra CR2RL50R (820°C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 25000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	106
FIG. 4.29	Microscopia eletrônica da amostra CR2RL70R (800 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 30000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	107
FIG. 4.30	Microscopia eletrônica da amostra CR1R (1000 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 25000 x e (c) 40000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	107
FIG. 4.31	Microscopia eletrônica da amostra CR1RL50 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 25000 x e (c) 25000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A=artensita/Austenita.....	
FIG. 4.32	Microscopia eletrônica da amostra CR1RL70 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. PD = Perlita Degenerada; F=Ferrita;M/A=Martensita/Austenita.....	108
FIG. 4.33	Microscopia eletrônica da amostra CR1RL50R (820 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 50000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita.....	109
FIG. 4 34	Microscopia eletrônica da amostra CR1RL70R (800 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. PD = Perlita Degenerada; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	109
FIG. 4.35	Microscopia eletrônica da amostra CR4R (1000°C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 30000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	110
FIG. 4.36	Microscopia eletrônica da amostra CR4RL50 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 25000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	110
FIG. 4.37	Microscopia eletrônica da amostra CR4RL70 com aumentos de (a) 10000	

	x, (b) 10000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	111
	Microscopia eletrônica da amostra CR4RL50R (900 °C) com aumentos de	
FIG. 4.38	(a) 10000 x, (b) 12000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. A = Austenita; F = Ferrita.....	111
	Microscopia eletrônica da amostra CR4RL70R (850 °C) com aumentos de	
FIG. 4.39	(a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita.....	112
	Microscopia eletrônica da amostra CR3R (1000 °C) com aumentos de (a)	
FIG. 4.40	10000 x, (b) 30000 x e (c) 30000 x. Ataque Nital 2%. A = Austenita; F = Ferrita; P = Perlita.....	112
	FIG. 4.41 Microscopia eletrônica da amostra CR3RL50 com aumentos de	
FIG. 4.41	(a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	113
	Microscopia eletrônica da amostra CR3RL70 com aumentos de (a) 10000	
FIG. 4.42	x, (b) 25000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	113
	Microscopia eletrônica da amostra CR3RL50R (800 °C) com aumentos de	
FIG. 4.43	(a) 10000 x, (b) 15000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. PD = Perlita Dejenerada; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.....	114
	Microscopia eletrônica da amostra CR3RL70R (820 °C) com aumentos de	
FIG. 4.44	(a) 10000 x, (b) 17500 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; A = Austenita.....	114
	Curvas tensão x deformação para as ligas (azul) CR1RL50R; (vermelho)	
FIG. 4.45	CR3RL50R; (preto) CR2RL50R e (verde) CR4RL50R.....	118
	Curvas tensão x deformação para as ligas (azul) CR1RL70R; (vermelho)	
FIG. 4.46	CR3RL70R; (preto) CR2RL70R e (verde) CR4RL70R.....	118

LISTA DE TABELAS

TAB. 2.1	Tratamentos térmicos utilizados por Yi <i>et al.</i> , 2014.....	49
TAB. 2.2	Resultados dos ensaios de tração obtidos por Baêta Júnior (2016).....	51
TAB. 2.3	Resultados obtidos no ensaio de tração por Wang e colaboradores (2017)..	52
TAB. 2.4	Ligas fundidas por Yi <i>et al.</i> (2011).....	58
TAB. 2.5	Composição química das ligas estudadaspor Jung (2011).....	58
TAB. 2.6	Propriedades mecânicas em diferentes temperaturas de recozimento para amostras CR1 (JUNG, 2011).....	59
TAB. 2.7	Propriedades mecânicas em diferentes temperaturas de recozimento para amostras CR2 (JUNG, 2011).....	59
TAB. 2.8	Propriedades mecânicas em diferentes temperaturas de recozimento para amostras CR3 (JUNG, 2011).....	59
TAB. 2.9	Propriedades mecânicas em diferentes temperaturas de recozimento para amostras CR4 (JUNG, 2011).....	59
TAB. 2.10	Composição química das ligas estudadas por Suh <i>et al.</i> , (2012).....	60
TAB. 2.11	Ligas estudadas por Shiri <i>et al.</i> (2016).....	60
TAB. 3.1	Composições químicas dos materiais de estudo, % em peso (BAÊTA JÚNIOR, 2016).....	64
TAB. 3.2	Descrição das etapas de laminação com redução de 50% na espessura para os aços em estudo.....	66
TAB. 3.3	Descrição das etapas de laminação com redução de 70% na espessura para os aços em estudo.....	67
TAB. 3.4	Dimensões do CP (ASTM, 2013).....	72
TAB. 4.1	Densidade calculada das ligas em estudo.....	73
TAB. 4.2	Valores de espessura obtidos após laminação a frio com redução de 50%..	74
TAB. 4.3	Valores de espessura obtidos após laminação a frio com redução de 70% .	74
TAB. 4.4	Redução por passe e redução acumulada total para a laminação a frio com redução de 50% na espessura.....	75
TAB. 4.5	Redução por passe e redução acumulada total para a laminação a frio com redução de 70% na espessura.....	75
TAB. 4.6	Deformações impostas em cada processo de redução para as amostras	

	laminadas a 50%.....	76
TAB. 4.7	Deformações impostas em cada processo de redução para as amostras laminadas a 70%.....	77
TAB. 4.8	Valores das temperaturas (°C) iniciais e finais do campo intercrítico para a liga CR2.....	81
TAB. 4.9	Valores das temperaturas (°C) iniciais e finais do campo intercrítico para a liga CR1.....	81
TAB. 4.10	Valores das temperaturas (°C) iniciais e finais do campo intercrítico para a liga CR4.....	81
TAB. 4.11	Valores das temperaturas (°C) iniciais e finais do campo intercrítico para a liga CR3.....	81
TAB. 4.12	Valores das temperaturas utilizadas para a definição do último recozimento com auxílio da técnica de DSC.....	82
TAB. 4.13	Frações volumétricas das fases presentes em cada uma das temperaturas de tratamento térmico analisadas.....	88
TAB. 4.14	Propriedades mecânicas da amostra recozidas após laminação a 50% (RL50R).....	117
TAB. 4.15	Propriedades mecânicas da amostra recozidas após laminação a 70% (RL70R).....	117

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

AL	-	Alongamento uniforme
CP	-	Corpo de prova
CR	-	Como recebida
D	-	Densidade
DL	-	Direção de laminação
DT	-	Direção transversal de laminação
DSC	-	Calorimetria Diferencial de Varredura
DRX	-	Difração de Raios X
E	-	Módulo de elasticidade
EBSD	-	Difração de elétrons retroespalhados
e_i	-	Espessura inicial
e_f	-	Espessura final
FDOC	-	Função de distribuição de orientação cristalina
$F_{m\acute{a}x}$	-	Força máxima
F.V.	-	Fração Volumétrica
h_c	-	Profundidade de contato
$h_{m\acute{a}x}$	-	Profundidade máxima
h_r	-	Interseção da reta tangente e a curva de descarga
IF	-	<i>Interstitial free</i>
I.C.	-	Índice de confiança
IQ	-	Mapa de qualidade da imagem
LE	-	Limite de escoamento
LR	-	Limite de ruptura
LRT	-	Limite de resistência a tração
LNLS	-	Laboratório Nacional de Luz Síncrotron
m	-	Massa
MEV	-	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	-	Microscópio Óptico

MIO	-	Mapa de imagem de orientação
R	-	Recozidas
RAT	-	Redução acumulada total
RL	-	Recozidas e laminadas
RLR	-	Recozidas, laminadas e recozidas
RP	-	Redução por passe
SE	-	Elétrons secundários
TCC	-	Tetragonal de corpo centrado
v	-	Volume
WD	-	Distância de trabalho
HRC	-	Dureza Rockwell-C

SÍMBOLOS

α	-	Ferrita-alfa
δ	-	Ferrita-delta
γ	-	Austenita
θ	-	Ângulo de difração
ε	-	Deformação verdadeira imposta em cada processo de redução
ε_{ef}	-	Deformação efetiva imposta em cada processo de laminação
μm	-	Micrômetro
g	-	Gramas
h	-	Hora
HNO_3	-	Ácido Nítrico
k	-	Coefficiente de resistência
kg	-	Quilograma
M _i	-	Temperatura de início da transformação martensítica
M _d	-	Temperatura acima da qual não se observa a indução da transformação martensítica
M _{d30}	-	Temperatura na qual é formado 50% de martensita a partir de 30% de deformação verdadeira

Mf	-	Temperatura final da transformação martensítica
min	-	Minuto
mL	-	Mililitro
mm	-	Milímetro
n	-	Coefficiente de encruamento
σ_e	-	Limite de escoamento
σ_r	-	Limite de ruptura

LISTA DE SIGLAS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BSE	Elétrons retroespalhados
CCC	Cúbico de corpo centrado
CETEx	Centro Tecnológico do Exército
CFC	Cúbico de face centrada
ICEX	Laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais do Instituto de Ciências Exatas da Universidade Federal Fluminense
IME	Instituto Militar de Engenharia
LNLS	Laboratório Nacional de Luz Síncrotron
TRIP	Transformação Induzida por Plasticidade
TWIP	<i>Twining Induced Plasticity</i>
UFF	Universidade Federal Fluminense
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
ULSAB-AVC	<i>Ultra Light Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts</i>

RESUMO

Aços TRIP com alto teor de Al estão sendo desenvolvidos com grande potencial de se tornarem aços de terceira geração para aplicações no setor automotivo. Eles apresentam elevadas relações de resistência mecânica e alongamento uniforme. Assim, por ainda estarem na fase de desenvolvimento, estudos sobre esses materiais são de extrema relevância. Este trabalho buscou correlacionar a influência de tratamentos térmicos e processamentos mecânicos em 4 composições distintas de aços TRIP com elevado teor de Al. Com a finalidade de avaliar o comportamento das ligas, análises de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC), Difração de Raios-X (DRX), Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) e Ensaio de tração foram realizados. Essas ligas apresentaram excelentes valores de alongamento uniforme (aproximadamente 35%) combinado com elevada resistência mecânica (aproximadamente 900 Mpa) no ensaio de tração. Entretanto, em relação à textura cristalográfica, observou-se que a mesma não foi influenciada pelos tratamentos térmicos e processamentos mecânicos aplicados.

Palavras-chave: Aços TRIP com alto teor de Al, Processamento Termomecânico, Evolução Microestrutural, Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

High Al content TRIP steels are being developed with great potential to become third generation steels for automotive applications. They have high mechanical strength and elongation ratios. Therefore, because they are still in the development phase, studies on these materials are extremely relevant. This work aimed to correlate the influence of thermal treatments and mechanical processes on four distinct compositions of high-Al content TRIP steels. In order to evaluate the behavior of the alloys, Differential Scanning Calorimetry (DSC), X-Ray Diffraction (DRX), Optical Microscopy (OM), Electron Scanning Electron Microscopy (SEM), Backscattered Electron Diffraction (EBSD) and Traction Tests were performed. These alloys presented excellent values of uniform elongation (about 35%) combined with high tensile strength (about 900 Mpa) in the tensile test. However, in relation to crystallographic texture, it was observed that it was not influenced by the treatments thermal and applied mechanical processing.

Keywords: High Al content TRIP Steels, Thermomechanical Processing, Microstructural Evolution, Mechanical Properties.

1 INTRODUÇÃO

1.1 POSICIONAMENTO DO ESTUDO

A indústria automobilística apresenta um histórico predominantemente na utilização de aços, sendo este uma matéria-prima indispensável na fabricação de veículos. Mas com o surgimento de novos materiais mais leves e resistentes, os aços estão sendo substituídos por alguns de seus sucedâneos (CANGUE *et al.*, 2004).

Através deste cenário, o setor metalurgista está sendo impulsionado a desenvolver materiais com propriedades cada vez mais refinadas para atender a essa demanda. Aços tais como TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), *Dual Phase*, *Complex Phase*, etc, já estão sendo utilizados no setor.

Em relação a materiais utilizados para estampagem de peças automotivas, os aços ainda são bastante empregados. Nesses materiais é importante levar alguns fatores em consideração tais como a textura cristalográfica desenvolvida em função do processamento termomecânico empregue. Análises das componentes e fibras presentes na textura se fazem relevante por influenciarem nas propriedades mecânicas e conseqüentemente na estampabilidade do material.

Os aços TRIP podem ser classificados basicamente em dois tipos, o primeiro com estrutura completamente austenítica e o segundo que além de apresentar austenita retida ainda contém fases tais como ferrita, bainita e/ou martensita e pode ser nomeado como aço TRIP-assistido. Eles apresentam uma apreciável relação de resistência e ductilidade.

Novas composições de aços TRIP-assistido estão sendo desenvolvidas, entre elas as com elevado teor de alumínio. O alumínio estabiliza a ferrita- δ possibilitando que uma nova liga com microestrutura completamente diferente seja desenvolvida. Esta liga é denominada δ -TRIP (CHATTERJEE, 2006).

Aços δ -TRIP apresentam grande potencial para serem aplicados no setor automobilístico. Eles possuem alta resistência mecânica associada a uma elevada ductilidade o que possibilita a fabricação de chapas finas. Esses aços podem ser comparados as ligas com efeito TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) que são caracterizadas por apresentarem excelente deformação

combinada com uma elevada resistência. Mas possuem alto valor financeiro agregado diminuindo sua aplicação comercial.

O presente trabalho visa avaliar o comportamento em relação à evolução microestrutural e propriedades mecânicas em condições de recozido e laminado a frio de 4 chapas de aço δ -TRIP com diferentes teores de carbono e alumínio. Através do conhecimento obtido com a realização deste trabalho composições químicas poderão ser otimizadas visando aprimorar as propriedades do material para possíveis aplicações no setor automotivo. Para alcançar o objetivo proposto, ensaios tais como DSC, MO, MEV/EBSD, DRX e tração foram realizados.

1.2 JUSTIFICATIVA

Os aços δ -TRIP em estudo são ligas que apresentam elevado teor de alumínio (entre 3 e 5% em peso) favorecendo a estabilização da ferrita- δ na temperatura ambiente. Esta fase pode promover uma elevada ductilidade aliada a alta resistência mecânica quando comparada aos aços TRIP convencionais. Ligas δ -TRIP apresentam propriedades que possibilitam sua aplicação em diversos setores, entre eles o automobilístico.

Este trabalho se faz relevante por buscar um maior conhecimento sobre as propriedades das ligas δ -TRIP que apresentam grande potencial de produção de chapas com espessuras mais finas para a produção de peças automotivas, possibilitando a redução do peso do veículo. Quanto mais leve for o automóvel, menor será seu consumo de combustíveis fósseis propiciando a redução da emissão de gases causadores do efeito estufa. Assim o estudo dessa liga se justifica quanto a aspectos econômicos, sociais e ambientais. Na FIG. 1.1 está ilustrado uma análise dos fatores que aumentam a economia de combustível do automóvel.

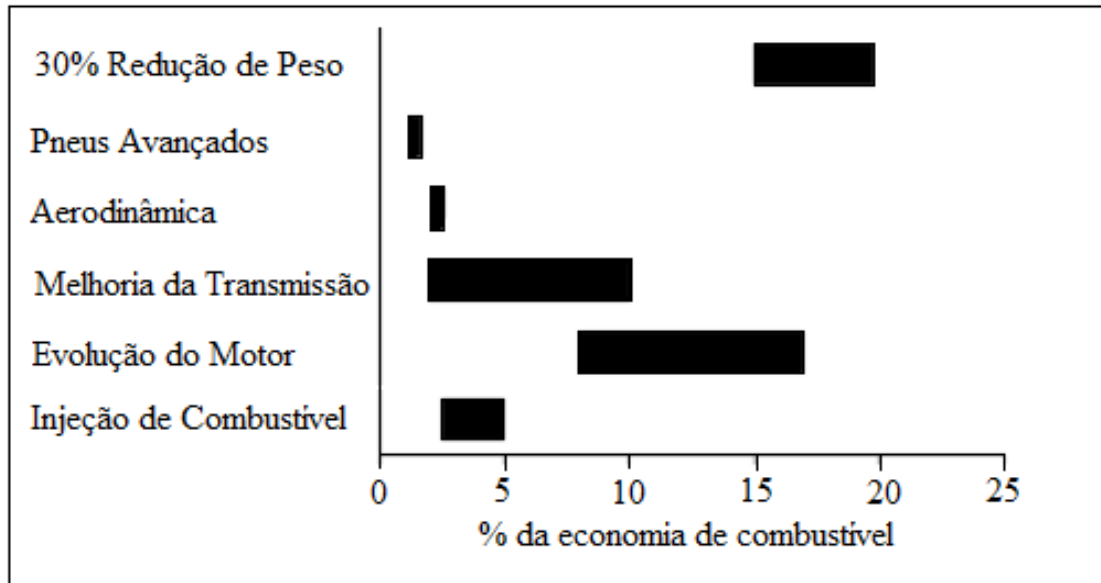


FIG. 1.1 Fatores que aumentam o percentual da economia de combustível (QU, 2012 apud GORDON, 1994).

1.3 OBJETIVOS

Teve-se como objetivo geral avaliar a evolução microestrutural e propriedades mecânicas em função da influência das distintas rotas de processamento termomecânico e a relação dos diferentes teores de carbono e alumínio de 4 ligas de aço δ -TRIP produzidas em escala laboratorial. Para alcançar tal propósito, as seguintes técnicas foram utilizadas:

- Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC): avaliar as temperaturas de transformação de fases;
- Difração de Raios X (DRX): análises qualitativas e quantitativas das fases presentes e evolução da textura cristalográfica;
- Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Microscopia Óptica (MO): análises microestruturais;
- Ensaio de Tração: verificar a influência do processamento aplicado nas propriedades mecânicas.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 AÇOS NO SETOR AUTOMOBILÍSTICO

O setor automotivo exige continuamente melhorias nas propriedades dos materiais que são ali utilizados. O principal objetivo deste setor, nos últimos anos, está sendo a diminuição de peso dos veículos a fim de reduzir o consumo de combustíveis o que acarreta na diminuição da liberação de gases que favorecem o efeito estufa (FERRER, 2003 apud GIRALT, 1999).

O projeto nomeado "ULSAB-AVC" (*Ultra Light Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts*) teve como objetivo o desenvolvimento de aços para aplicações automotivas. Este projeto revolucionou os aços que são aplicados na fabricação dos veículos possibilitando a redução de peso, o que acarreta na diminuição dos gastos com combustíveis (KRUMENAUER *et al.*, 2005).

A combinação de resistência mecânica e alongamento é primordial para aços utilizados na indústria automobilística. Mecanismos tais como refino do grão, endurecimento por solução sólida, formação de segunda fase e precipitação conferem maior resistência aos aços. Com exceção do refino de grão, os outros mecanismos para aumento da resistência ocasionam a redução da ductilidade (ANAZAWA, 2006). Na FIG. 2.1 está ilustrado a relação entre mecanismos de endurecimento. Pode-se observar que aços endurecidos por transformação de fase durante sollicitação mecânica apresentam maiores relações de limite de resistência e alongamento.

Entre os materiais desenvolvidos, os aços multifásicos destacam-se por atender as exigências do setor automobilístico com uma vasta gama de utilizações que exploram o efeito TRIP (Transformação Induzida por Plasticidade) destes materiais (FUKUGAUCHI, 2010).

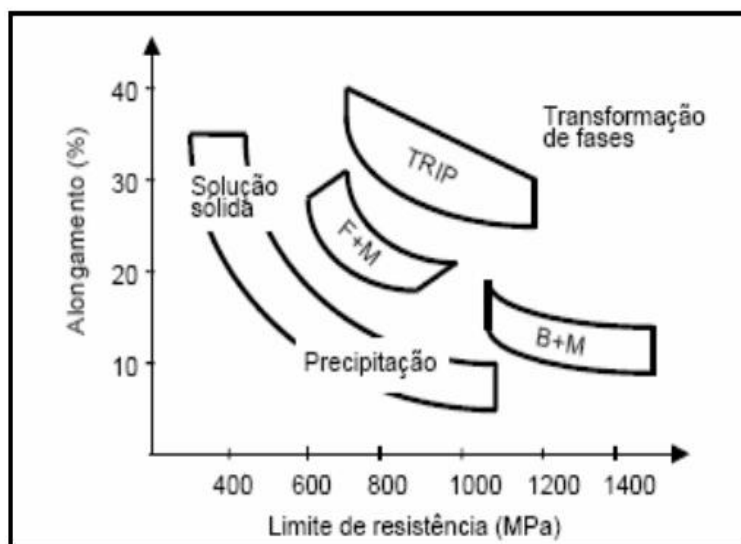


FIG. 2.1 Comparação da influência dos mecanismos de endurecimento em relação ao limite de resistência e alongamento (CASTRO *et al.*, 2004).

2.2 AÇOS TRIP

Observações iniciais sobre melhoria da conformabilidade dos aços devido a transformação de fase da austenita para martensita foram realizadas por Gunther Wasserman, no Instituto de Metalurgia Kaiser-Wilhelm em Berlim em 1937. Ele constatou que era possível obter valores mais elevados de alongamento em ligas de Fe com 50% em peso de Ni em ensaios mecânicos (BLECK, 2002).

A austenita retida em aços bifásicos foi inicialmente observada por Furukawa *et al.* em 1979. Grandes quantidades de austenita retida foram obtidas por Tomita, Okita e Nakaoka em 1984 utilizando aços com 2% de silício (ANAZAWA, 2006).

Aços multifásicos que apresentam uma matriz de ferrita poligonal, bainita, martensita e uma expressiva quantidade de austenita retida estão sendo designados como aços assistidos pelo efeito TRIP (BLECK, 2002). Através da FIG. 2.2, é possível visualizar a microestrutura de um aço multifásico assistido pelo efeito TRIP. Na FIG. 2.3 é evidenciado uma possível rota de tratamento térmico levando em consideração a austenitização completa no encharque (está liga provavelmente apresenta percentuais significativos de elementos de liga). Também é possível realizar essas rotas com encharque no campo intercrítico (sendo mais utilizado para composições menos influentes de elementos de liga).

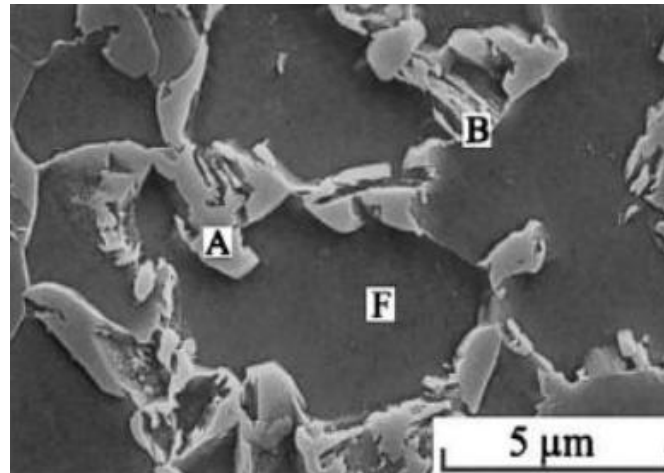


FIG. 2.2 Micrografia mostrando uma típica microestrutura de um aço multifásico assistido pelo efeito TRIP. A = Austenita Retida, F = Ferrita e B = Bainita (FURNÉMONT *et al.*, 2002).

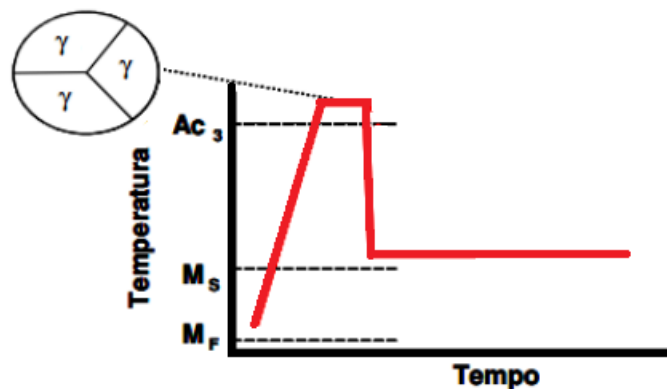


FIG. 2.3 Diagrama ilustrando uma das possíveis rotas de processamento aplicadas em aços TRIP (adaptado de Martins, 2007).

O efeito TRIP é caracterizado pela transformação da austenita retida metaestável em martensita por sollicitação mecânica. Esta transformação estabelece um endurecimento no material por deformação reduzindo a ocorrência de deformações localizadas ocasionada pela transformação por ciclagem térmica, possibilitando assim um maior alongamento uniforme e encruamento do material (GORNI, 2008).

Durante o resfriamento dos aços com efeito TRIP-assistido, o controle da transformação da austenita retida metaestável em seus produtos difusionais e mistos é realizada a fim de garantir que uma fração adequada de austenita retida juntamente com sua composição reflita na não formação de martensita por ciclagem térmica. Isso possibilita que deformações sejam executadas acima da temperatura de início da transformação martensítica, no entanto abaixo da temperatura que existe a instabilidade mecânica da austenita resultando na transformação de fase (MODESTO, 2003; FERRER, 2003).

Através das FIG. 2.4 e 2.5 pode-se entender um pouco melhor o efeito TRIP.

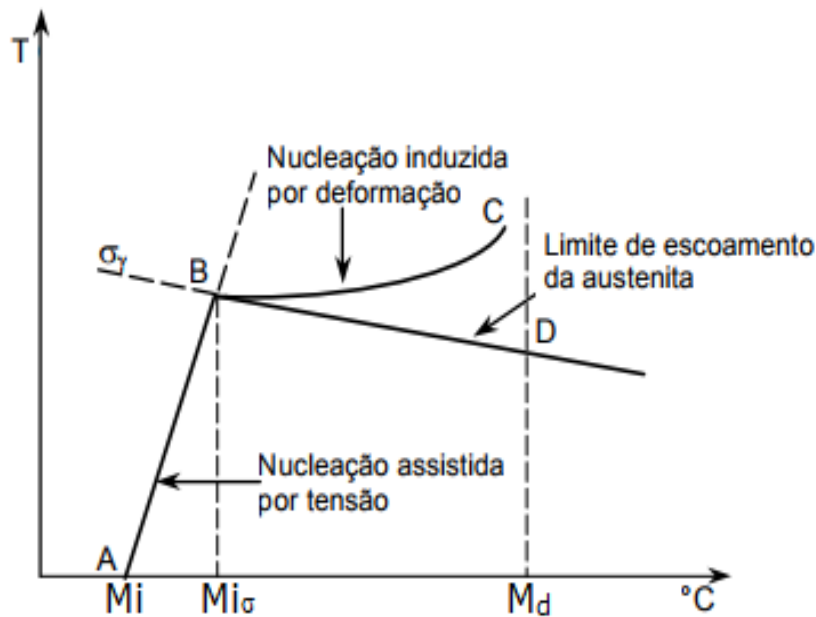


FIG. 2.4 Gráfico da tensão x temperatura evidenciando o efeito TRIP (OLSON, 1984).

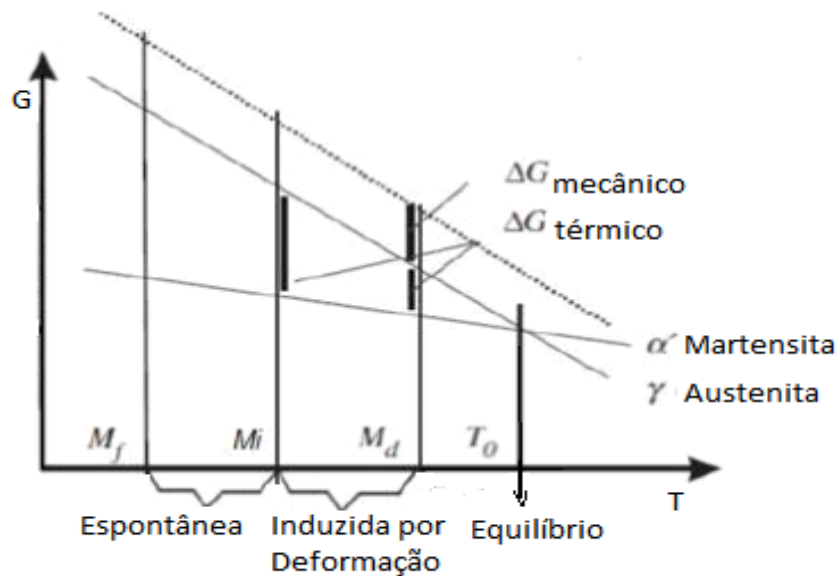


FIG. 2.5 Variação da energia livre em função da temperatura para ocorrência do efeito TRIP (adaptado de ANDRADE-CAMPOS *et al.*, 2010).

Por intermédio da FIG. 2.4, observa-se que as tensões aplicadas na austenita (associadas as deformações) possuem a finalidade de elevar a temperatura M_i reforçando o campo de nucleação da martensita. A temperatura M_d (muito superior a M_i) pode ser definida como a temperatura pela qual acima deste valor, não ocorrerá a indução da transformação martensítica. Entretanto, a deformação acima de M_d pode ocasionar a diminuição de M_i , favorecendo a estabilidade da austenita, o que reduz o percentual de martensita formada

através da ocorrência de fenômenos que afetam a nucleação e o crescimento desta fase (fenômeno nomeado de “estabilização mecânica”).

2.2.1 AÇOS DELTA-TRIP

Aços que apresentam o efeito TRIP e contém elevadas adições de Al em peso (entre 2 a 6%) são conhecidos como Aços δ -TRIP por conterem a ferrita δ estável na temperatura ambiente. Essas ligas estão sendo desenvolvidas como uma candidata a terceira geração das Ligas Avançadas de Alta Resistência (AHSSs) para aplicações no setor automotivo (CHATERJEE *et al.*, 2007; XIONG *et al.*, 2016).

Chatterjee *et al.* (2007) realizaram pesquisas utilizando o software MT-DATA com a base de dados SGTE visando obter composições das fases em equilíbrio da liga δ -TRIP. Nos cálculos realizados, foi possível obter ferrita, austenita, cementita e líquido coexistindo.

Os resultados obtidos para uma liga com 0,4%C, 2% Mn, 0,5% Si, 2% Al, 0,5% Cu, 0,2% P em peso estão ilustrados na FIG. 2.6.

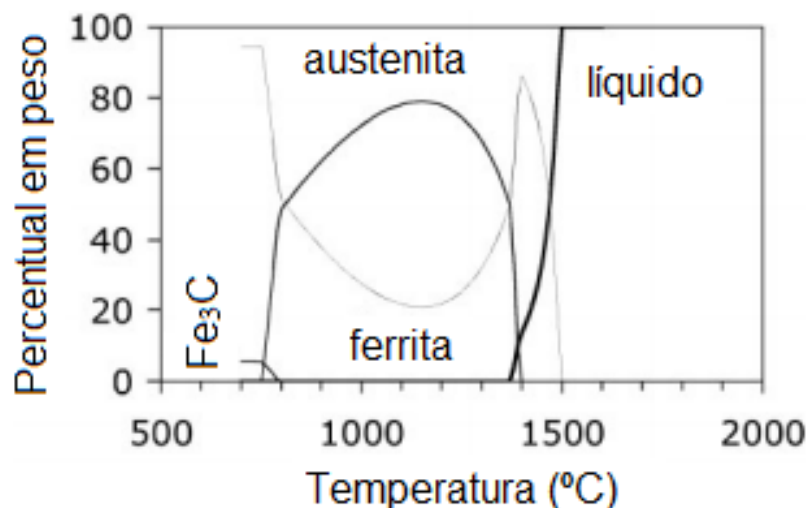


FIG. 2.6 Percentual em peso de fases calculadas para um aço δ -TRIP em função da temperatura (CHATTERJEE *et al.*, 2007).

Na FIG. 2.6 é possível observar que a liga começa a solidificar formando ferrita- δ , atingindo um máximo de 85% em peso aproximadamente. Com a diminuição da temperatura, um percentual de ferrita- δ se transforma em austenita, mas a liga não se tornará completamente austenítica. O máximo percentual de austenita calculado é de 80% em peso

que com o andamento do resfriamento terá um grande percentual transformado em ferrita- α e carbonetos (CHATERJEE *et al.*, 2007).

Em 2010, Yi utilizando o *software* MTDATA com a base de dados TCFE percebeu que para obter a ferrita- δ em quantidade considerável seria necessário incluir mais de 2,49% em peso de alumínio.

2.2.1.1 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

Diferentes composições químicas e estruturas definem as propriedades, e conseqüentemente, o desempenho dos aços. A composição química pode ser controlada através do processo de refino. Já a estrutura pode ser alterada pelo conjunto de operações mecânicas e/ou variação de temperatura (COLPAERT, 2008).

Em relação ao tamanho de grão, materiais que exibem grãos ultrafinos (o que pode resultar na elevação do limite de escoamento) possuem uma maior dificuldade de apresentarem textura cristalográfica com direção preferencial durante o processamento. Já a presença de grãos grosseiros pode conferir ao material defeitos na estampagem que usualmente são chamados de “casca de laranja” pelo aspecto rugoso que apresentam (BRESCIANI, 1997; COLPAERT, 2008).

A microestrutura dos aços δ -TRIP é diretamente influenciada pelo processamento mecânico e tratamentos térmicos aplicados durante a produção. Assim, nesta seção são supracitadas as principais fases que podem se fazer presentes nessa liga.

2.2.1.1.1 FERRITA

Através do resultado de estudos relacionados ao comportamento dos aços de baixo carbono, Dubé propôs uma classificação da morfologia das ferritas que verifica-se como ocorrência da transformação γ/α . As quatro morfologias definidas por Dubé e posteriormente aprimoradas do Aaronson são (HONEYCOMBE, 2006):

- Ferrita Aliotromorfa de contorno de grão

Ela se forma em temperaturas inferiores a A_{e3} através do resfriamento nucleando no contorno de grão da austenita e possui relação de orientação de Kurdjumov-Sachs (a mesma apresentada para um grão austenítico onde dá-se o seu crescimento). A relação de Kurdjumov-Sachs é $(111)\gamma // (011)\alpha$ e $[1-10]\gamma // [1-11]\alpha$. A ferrita aliotromorfa apresenta uma forma que não condiz com sua simetria cristalina interna. Isso acontece pelo fato que ela apresenta tendência de nuclear nas superfícies dos grãos da austenita, construindo camadas que seguem para os contornos de grão (HURLEY, 1999; HONEYCOMBE, 2006). Na FIG. 2.7a está ilustrada a morfologia da ferrita aliotromorfa.

- Ferrita Widmanstätten

Ela cresce através de planos bem definidos no interior dos grãos da austenita não crescendo através dos contornos de grão. Este tipo de ferrita é encontrada em aços com baixos teores de carbono (inferior a 0,4%) e em grãos grosseiros da austenita, sendo constituída entre temperaturas de 600 a 550 °C. A ferrita primária de Widmanstätten se desenvolve diretamente na superfície dos grãos da austenita, entretanto a ferrita secundária cresce através da ferrita aliotromorfa já existente na microestrutura (HONEYCOMBE, 2006; TOTTEN, *et al.*, 1997). Através da FIG. 2.7b é possível observar as placas das ferritas Widmanstätten primárias e secundárias. Na FIG. 2.7c são evidenciados os dentes primários e secundários dessa ferrita. E na FIG. 2.7e está representado as placas intergranulares da mesma.

- Ferrita Idiomorfo

São cristais equiaxiais que nucleiam no interior do grão austenítico, preferencialmente em inclusões não metálicas. Eles são gerados sem o contato com a superfície do grão da austenita e apresentam estrutura faceada (HONEYCOMBE, 2006). Na FIG. 2.7d está ilustrado os cristais idiomorfos.

- Ferrita Intragranular

Apresentam forma de placas que se assemelham com as que crescem através dos contornos de grão, mas nucleiam dentro do grão austenítico (HONEYCOMBE, 2006).

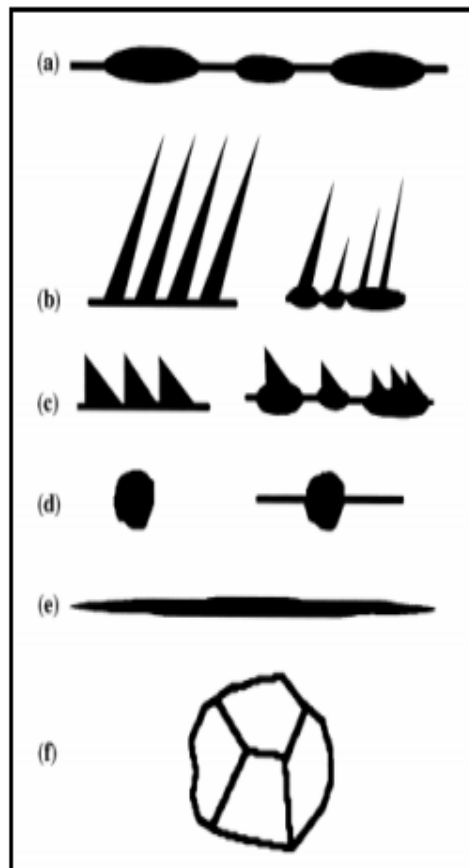


FIG. 2.7 Classificação de Dubé e Aarson para a morfologia da ferrita, (a) alotriomorfo de contorno de grão; (b) placas Widmanstätten primárias e secundárias; (c) dentes de Widmanstätten primários e secundários; (d) cristais idiomorfos; (e) placas intragranulares de Widmanstätten; (f) estrutura massiva (KRAL *et al.*, 2005).

Na FIG. 2.8 é possível observar através de imagens reais as morfologias das ferritas ilustradas na FIG. 2.7.

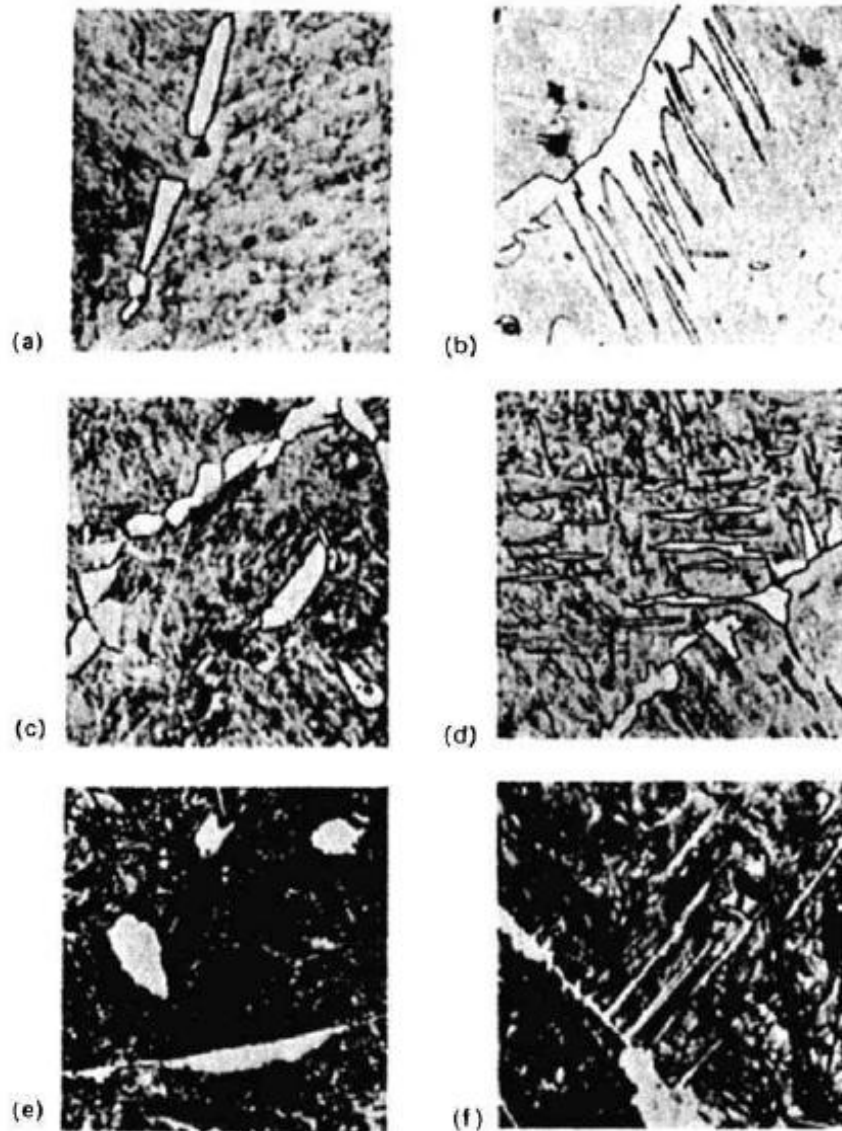


FIG. 2.8 Crescimento de ferrita pró-eutetóide e cementita hipereutetóide, (a) alotriomorfos se formando nos contornos de grão da austenita; (b) ferrita Widmanstätten que cresce a partir da ferrita alotromorfa nos contornos de grão da austenita; (c) alotriomorfos de contorno de grão de grãos e idiomorfos intragranulares de ferrita; (d) placas intragranulares de ferrita de Widmanstätten; (e) alotriomorfos de contorno de grãos e idiomorfos intragranulares de cementita; (f) cementita Widmanstätten. Micrografias ópticas, (a) até (d) $\times 500$, (e) e (f) $\times 350$ (HONEYCOMBE, 2006).

Para Costa e Silva (1988) a ferrita pode ser classificada em ferrita- δ e ferrita- α . A partir de uma visão didática do sistema Fe-C, a ferrita- α pode ser definida como uma solução sólida de carbono em ferro com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) que coexiste até 912 °C, apresenta solubilidade máxima de carbono de 0,0218% a 727 °C e na temperatura ambiente de 0,008%C. Já a ferrita- δ , em ferro puro, acontece para temperaturas entre 1394 e 1538 °C, possui estrutura CCC e apresenta teor de carbono máximo de 0,09% a 1495 °C. No entanto,

para aços e ligas ferrosas reais, estas temperaturas de estabilidade da ferrita e limite de solubilidade do carbono intersticial altera-se em função da composição química e homogeneidade da liga.

Através de estudos termodinâmicos apresentados por Yi *et al.* (2010), Xiong *et al.* (2016) Baêta Júnior (2016) (Anexo 3) observa-se que nas ligas em estudo a ferrita- δ se mantém estável na microestrutura após a solidificação.

A ferrita- α e δ possuem a mesma estrutura tornando difícil determinar suas diferenças. Entretanto, a ferrita- δ é caracterizada por possuir formato dendrítico enquanto a ferrita- α pode apresentar morfologia alotriomorfa originada da transformação da austenita no estado sólido em aços δ -TRIP (YI, 2014; CHATTERJEE *et al.*, 2007).

Estudos iniciais realizados por Chatterjee *et al.* (2007) informam que a ferrita δ é capaz de se manter estável no aços δ -TRIP e substituir a ferrita alotriomorfa garantindo ao material resistência a tração de 1 GPa e 23% de alongamento praticamente todo uniforme. Através da FIG. 2.9 pode-se visualizar este fato.

É importante ressaltar que o comportamento mecânico da liga é diretamente influenciado pelo processamento mecânico e tratamentos térmicos aplicados.

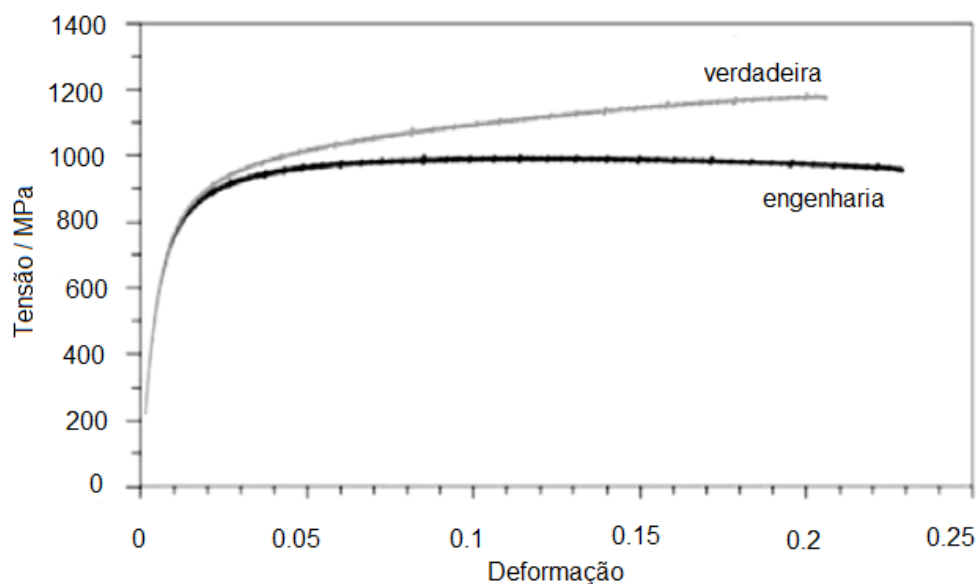


FIG. 2.9 Curva tensão-deformação (engenharia e verdadeira) evidenciando o alongamento praticamente todo uniforme do aço δ -TRIP (CHATTERJEE *et al.*, 2007).

2.2.1.1.2 AUSTENITA

Streicher e colaboradores (2002) afirmam que existir austenita retida na microestrutura é de grande relevância, pois é ela quem confere ao material o efeito de plasticidade através da deformação resultando na transformação de fase, o conhecido efeito TRIP. Esse efeito pode ocorrer durante uma conformação mecânica que antecede a aplicação final do produto. A austenita retida pode ser obtida através do aquecimento do aço com efeito TRIP no campo intercrítico (mais utilizado para ligas com baixos percentuais em peso de elementos de liga), seguido pela permanência na região bainítica. Ela também pode ser retida na microestrutura através do aquecimento no campo austenítico (mais indicado para ligas com elevados percentuais em peso de elementos de liga) seguido de resfriamento contínuo até a temperatura ambiente.

O percentual de fração volumétrica de austenita retida suscetível ao efeito TRIP pode ser crucial para definir as propriedades finais do material. Em geral, quanto maior essa fração e considerando uma segunda fase rica em elementos de liga, mais elevado será o aumento da resistência mecânica da liga por deformação. Assim, se torna de alta relevância controlar a transformação da austenita em seus produtos durante o resfriamento (ITAMI *et al.*, 1995; XIONG *et al.*, 2016; YI *et al.*, 2014)

Controlar a transformação da austenita em martensita por solicitação mecânica é uma outra condição de extrema relevância para caracterizar o comportamento mecânico dos aços TRIP. É desejável que a deformação seja realizada acima da temperatura de início da transformação martensítica, mas abaixo do limite de escoamento da austenita como mencionado na seção 2.2 Efeito TRIP (KANTOVISCKI, 2005).

A morfologia da austenita retida pode ser influenciada por diversos fatores, tais como: composição química, tratamentos térmicos, tamanho de grão, entre outros. Em aços assistidos pelo efeito TRIP, a austenita pode estar presente com as seguintes morfologias ilustradas na FIG. 2.10 (SUGIMOTO *et al.*, 1993).

Estudos desenvolvidos por Itami *et al.* (1995) indicam que a austenita se faz presente em três morfologias distintas em aços assistidos pelo efeito TRIP sendo elas: (I) austenita em bloco adjacente a ferrita alotriomórfica - γ_B ; (II) austenita em bloco adjacente a ferrita bainítica - γ_B' e (III) filmes de austenita retida entre a ferrita bainítica - γ_L . Os autores também informam as diferentes concentrações de carbono equivalente nas distintas morfologias de

austenita, sendo: $\gamma_L > \gamma_{B'} > \gamma_B$. Essas morfologias descritas por Itami *et al.* (1995) também foram observadas por Yi *et al.*, 2014 em um aço δ -TRIP (FIG 2.11).

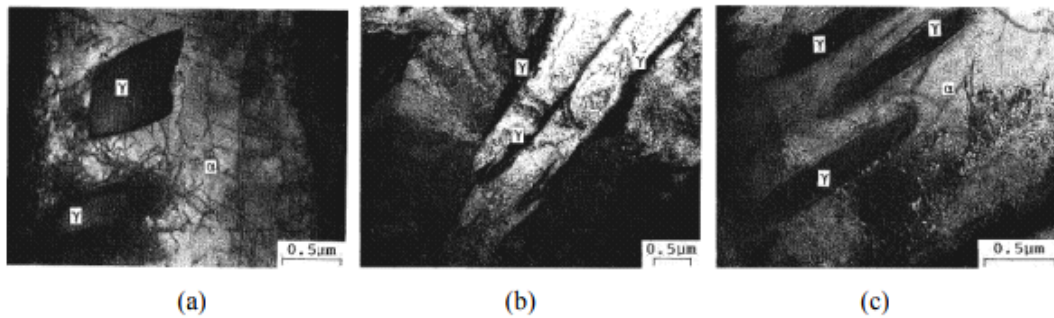


FIG. 2.10 Imagens obtidas com o auxílio do MET evidenciando as morfologias da austenita em um aço TRIP: (a) ilhas isoladas de austenita retida na matriz ferrítica; (b) filmes de austenita retida em contornos de grão bainítico; (c) austenita retida em forma acicular na matriz ferrítica (SUGIMOTO *et al.*, 1993).

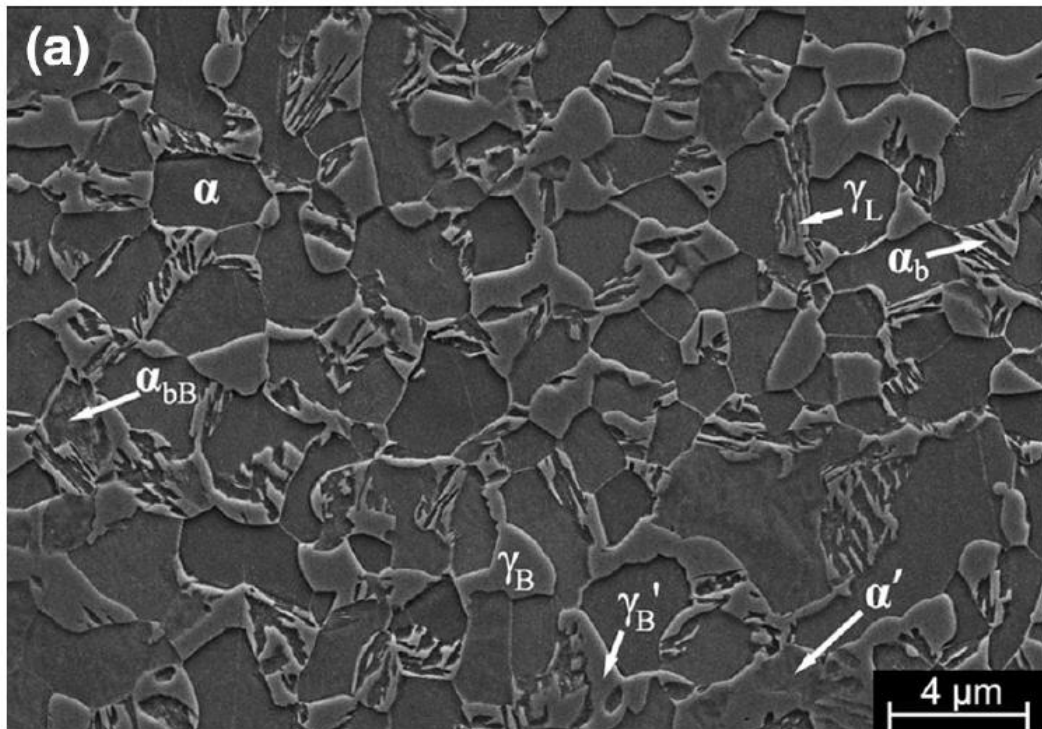


FIG. 2.11 Morfologias encontradas em um aço δ -TRIP por Yi *et al.* 2014 sendo: α = ferrita, α' = martensita, α_{bB} = ferrita bainítica em blocos, α_b = ferrita bainítica, γ_L = austenita em filmes, γ_B e $\gamma_{B'}$ = austenita em blocos.

2.2.1.1.3 MARTENSITA E SUA REVERSÃO PARA AUSTENITA

A dureza da martensita está diretamente relacionada ao teor de elementos de liga, tais como o carbono em ligas metálicas. Em ligas ferrosas, ela pode apresentar uma estrutura TCC (tetragonal de corpo centrado) e se forma quase que instantaneamente quando ocorre uma transformação adifusional (SILVA *et al.*, 2006).

Essa fase pode ser obtida através do resfriamento da austenita em taxas suficientes para inibir a difusão. Na FIG. 2.12 observa-se as placas de martensita que se formam no interior de um grão austenítico. A transformação de austenita em martensita ($\gamma \rightarrow \alpha'$) também pode ocorrer quando existe austenita metaestável, acima da temperatura M_i , e o material sofre uma deformação plástica (KWON *et al.*, 2011).

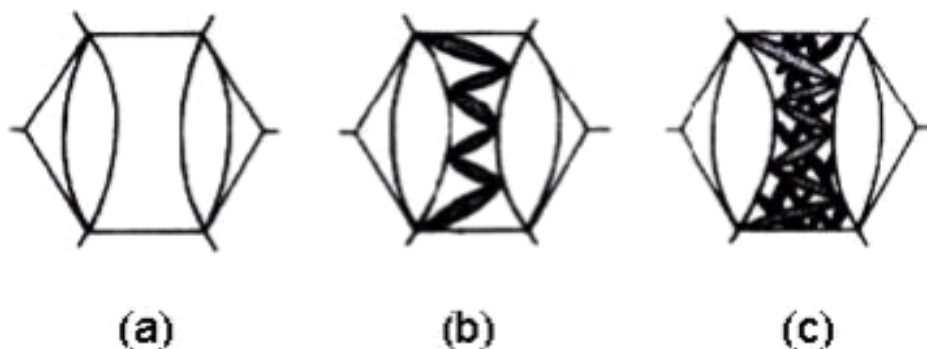


FIG. 2.12 Decréscimo da dimensão das novas placas de martensita com o decorrer do processo de transformação martensítica (BRANDÃO, 2007 *apud* SHERIF, 2003).

A martensita em aços TRIP oriunda da deformação da austenita pode ter sua estabilidade reduzida em elevadas temperatura possibilitando que a sua reversão para austenita ocorra (fatores tais como tratamento térmico e composição química influenciam diretamente nesta reversão) (SHIRDEL *et al.*, 2015).

A reversão da martensita para austenita pode ser classificada em dois tipos dependendo do mecanismo de reversão utilizado como apresentado na FIG 2.13. Ela pode ocorrer por um mecanismo de cisalhamento da estrutura martensítica ou através de transformação difusional de acordo com a temperatura do tratamento térmico aplicado e composição química da liga (TOMINURA *et al.*, 1991).

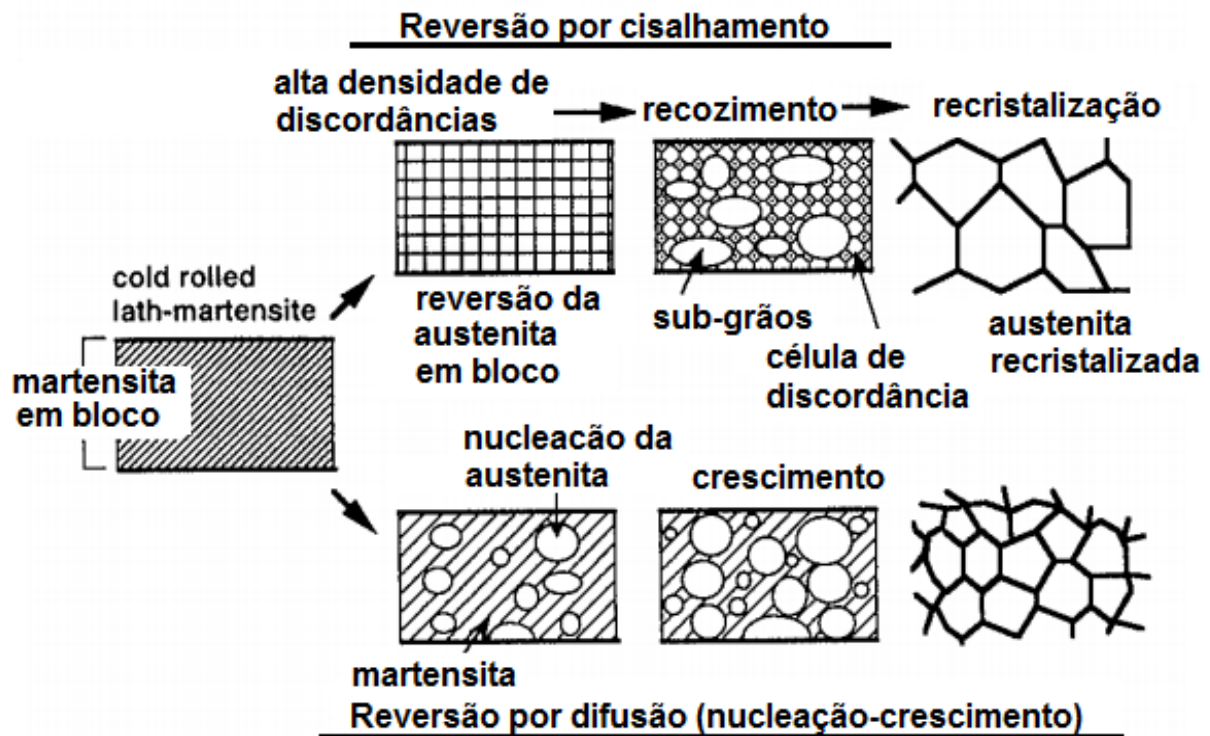


FIG. 2.13 Mecanismos de reversão da martensita para austenita em aços TRIP (TOMINURA *et al.*, 1991).

2.2.1.2 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA

A composição química é de grande relevância na fabricação de aços para estampagem. Chapas para estampagem profunda normalmente apresentam baixo percentual de carbono (entre 0,004 a 0,15%) para evitar uma alta quantidade da fase carboneto de ferro, principalmente da perlita. O percentual de manganês se mantém restrito entre 0,10 a 0,50%, pois valores acima de 0,50% podem elevar a tensão de escoamento. O manganês fornece boa trabalhabilidade a quente e controla o tamanho de grão durante a conformação (COLPAERT, 2008).

Na FIG. 2.14 está ilustrado o efeito dos elementos de liga nos aços de uma maneira geral e na FIG. 2.15 está representado a influência dos elementos de liga no campo austenítico. Alguns elementos expandem o campo austenítico favorecendo a estabilidade da austenita enquanto outros contraem o mesmo favorecendo a ferrita.

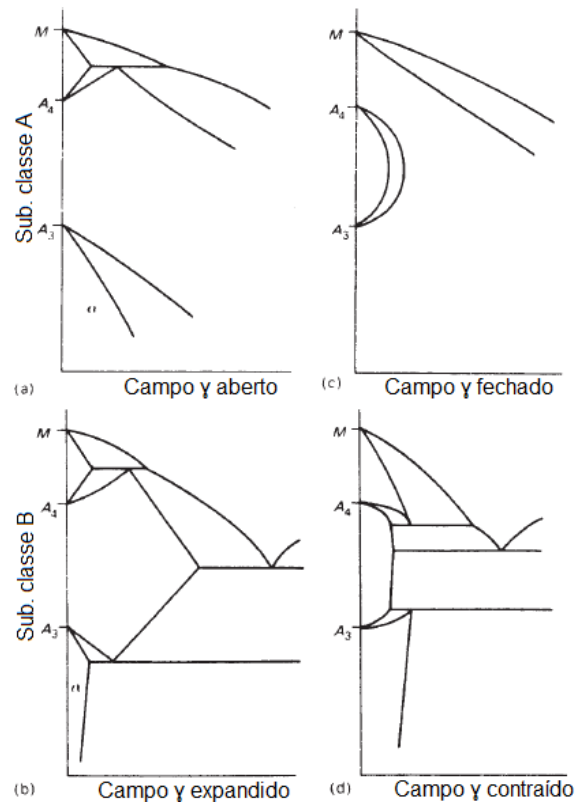


FIG. 2.14 Comportamento do diagrama de fases Fe-C em relação aos elementos de liga; (a) campo austenítico aberto; (b) campo austenítico expandido; (c) campo austenítico fechado; (d) campo austenítico contraído (HONEYCOMBE, 2006).

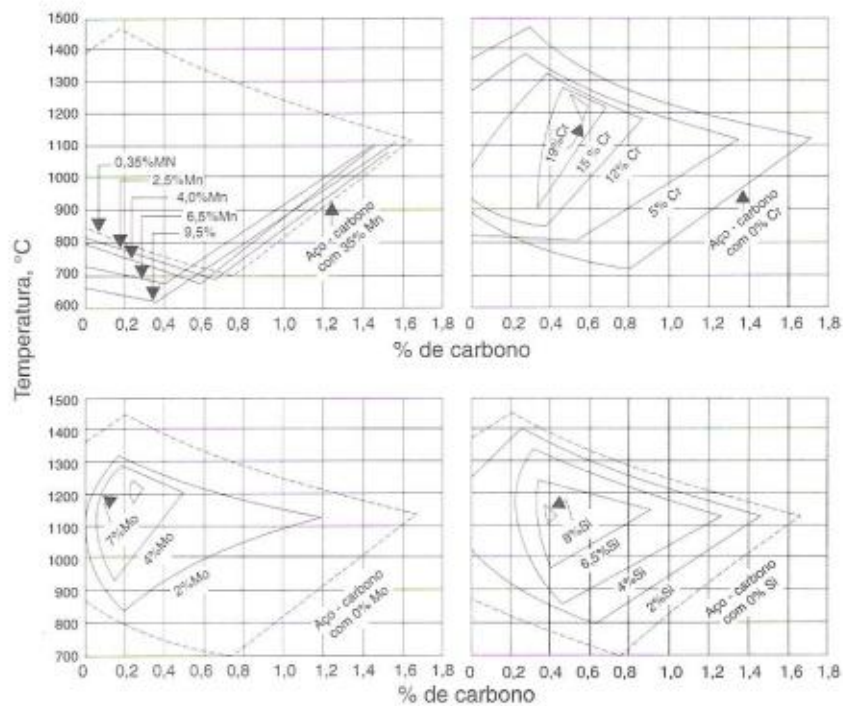


FIG. 2.15 Influência dos elementos de liga no campo austenítico (CHIAVERINI, 2008).

A fração de austenita retida em ligas com efeito TRIP pode ser influenciada pela adição de elementos de liga. Os elementos de liga também podem controlar a precipitação da cementita e elevar a dureza da ferrita. Na FIG. 2.16 observa-se que ocorre a supressão praticamente completa da formação de carbonetos através da transformação bainítica em função dos elementos de liga (YI, 2010; BLECK, 2002).

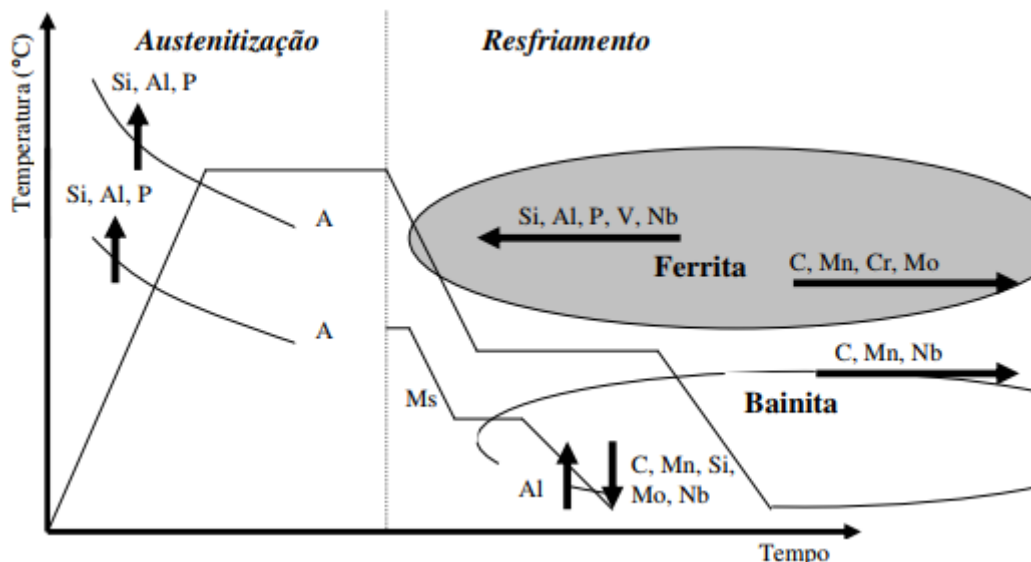


FIG. 2.16 Efeito dos elementos de liga no aço TRIP (BLECK, 2002).

A ferrita- δ também é influenciada pelos elementos de liga. Os elementos de maior relevância para a obtenção da ferrita- δ são os que normalmente se encontram dissolvidos. Eles também podem estar de outras formas, tais como o silício pode formar inclusões não metálicas de SiO_2 , alumínio e zircônio podem formar óxidos e nitretos (Al_2O_3 , ZrO_2 , Al_xN_y e Zr_xN_y), o fósforo e o cobre podem se apresentar na forma elementar para adições superiores a 0,8% em peso. De um modo geral, esses elementos que estabilizam a ferrita podem elevar a temperatura do ponto eutetóide (SOUZA, 1989).

A seguir são supracitados os elementos químicos mais importantes que apresentam influência nos aços TRIP-assistidos.

- Alumínio

É um elemento formador de ferrita e mesmo não sendo solúvel na cementita apresenta um efeito considerável na extinção da formação dos carbonetos. Esse elemento pode ser comparado com o silício. Ele apresenta baixa capacidade de endurecimento quando presente

em solução sólida, mas é sempre utilizado juntamente com adições mais elevadas de carbono. Uma desvantagem desse elemento de liga seria provocar elevação da temperatura M_i (Ferrer, 2003 *apud* Giralt *et al.*, 2001; ANNIBAL *et al.*, 2005).

Além de ser um elemento ferritizante, o Al também favorece a estabilização da γ por dificultar a precipitação da cementita durante a transformação bainítica (CHATERJEE *et al.*, 2007). Na FIG. 2.17d está ilustrado o gráfico da influência do percentual de Al no percentual de austenita retida.

As ligas δ -TRIP são aproximadamente 3 – 5% mais leves do que os aços convencionais devidos à adição de Al. O Al possibilita a expansão do parâmetro de rede através da substituição por um átomo com menor densidade e maiores dimensões (XIONG *et al.*, 2016; SUH *et al.*, 2013).

- Molibdênio

É um elemento de liga que previne a grafitização e estabiliza os carbonetos. Ele possibilita que taxas mais baixas de resfriamento sejam utilizadas, pois ele diminui a taxa de resfriamento crítica da transformação bainítica dificultando a transformação da perlita (FARIA NETO *et al.*, 2012; MINTZ, 2001).

- Carbono

É um dos principais elementos de liga no qual pequenos percentuais de adição já causam mudanças significativas na transformação de fases afetando as propriedades mecânicas e a microestrutura final do material. A concentração de carbono pode proporcionar a estabilidade da austenita na temperatura ambiente (KANTOVISCKI, 2005).

O carbono reduz a cinética da transformação bainítica favorecendo a presença de austenita retida na microestrutura de acordo com o tratamento térmico e percentual em peso utilizado (YI *et al.*, 2014). Na FIG. 2.17a é apresentada a influência do percentual de peso da adição de C no percentual de austenita retida.

- Fósforo

O aumento da adição de fósforo na liga aumenta proporcionalmente os valores de austenita retida, essencialmente quando tem a presença de Si ou Al. A adição de P juntamente com o Si diminui a formação dos carbonetos, possibilitando uma austenita mais enriquecida

de carbono. O P, quando presente em solução sólida, eleva a dureza e a resistência mecânica devido a contração interna que ele provoca na matriz (BLECK, 2002; CHEN *et al.*, 1989).

- Cromo

Quando presente em concentrações próximas a 5% ele é formador de carbonetos, e em teores mais elevados que 9% ele eleva a resistência à corrosão do material. Normalmente a tenacidade é inversamente proporcional ao teor de cromo. Ele também é um elemento favorável para a transformação martensítica (FARIA NETO *et al.*, 2012).

- Silício

É estabilizador da austenita, pois eleva a temperatura eutetóide e diminui significativamente a influência do carbono na ferrita. Ele impede a precipitação da cementita durante o crescimento da ferrita. Assim o carbono se mantém na austenita, favorecendo que ela seja retida na temperatura ambiente. Adições de Si em aços TRIP ocorrem na ordem de 1,5% a 2,5% em peso, visando aumentar a porcentagem de austenita retida (SMITH, 1993; TSUKATANI *et al.*, 1991; CHATERJEE *et al.*, 2007). Na FIG 2.17c está ilustrado a influência do Si no percentual de austenita retida.

- Cobre

É estabilizador da austenita pelo fato de atrasar a precipitação da cementita. Através da adição de cobre é observado uma elevação da fração volumétrica de austenita retida e estudos indicam que se o cobre fosse acrescentado nos aços laminados a frio, propriedades mecânicas superiores poderiam ser obtidas. Aços com maiores teores de cobre apresentam dureza mais elevada da ferrita (KIM *et al.*, 2003; KIM *et al.*, 2002).

- Manganês

Por ser um estabilizador da austenita, ele contribui para o aumento da fração de austenita retida. Ele também permite um maior enriquecimento da austenita em carbono, desfavorecendo a reação perlítica. Quando adicionado em teores elevados, pode proporcionar que ocorra precipitação de carbonetos na austenita (FARIA NETO *et al.*, 2012). A FIG 2.17c apresenta a influência do percentual de Mn no percentual de austenita retida.

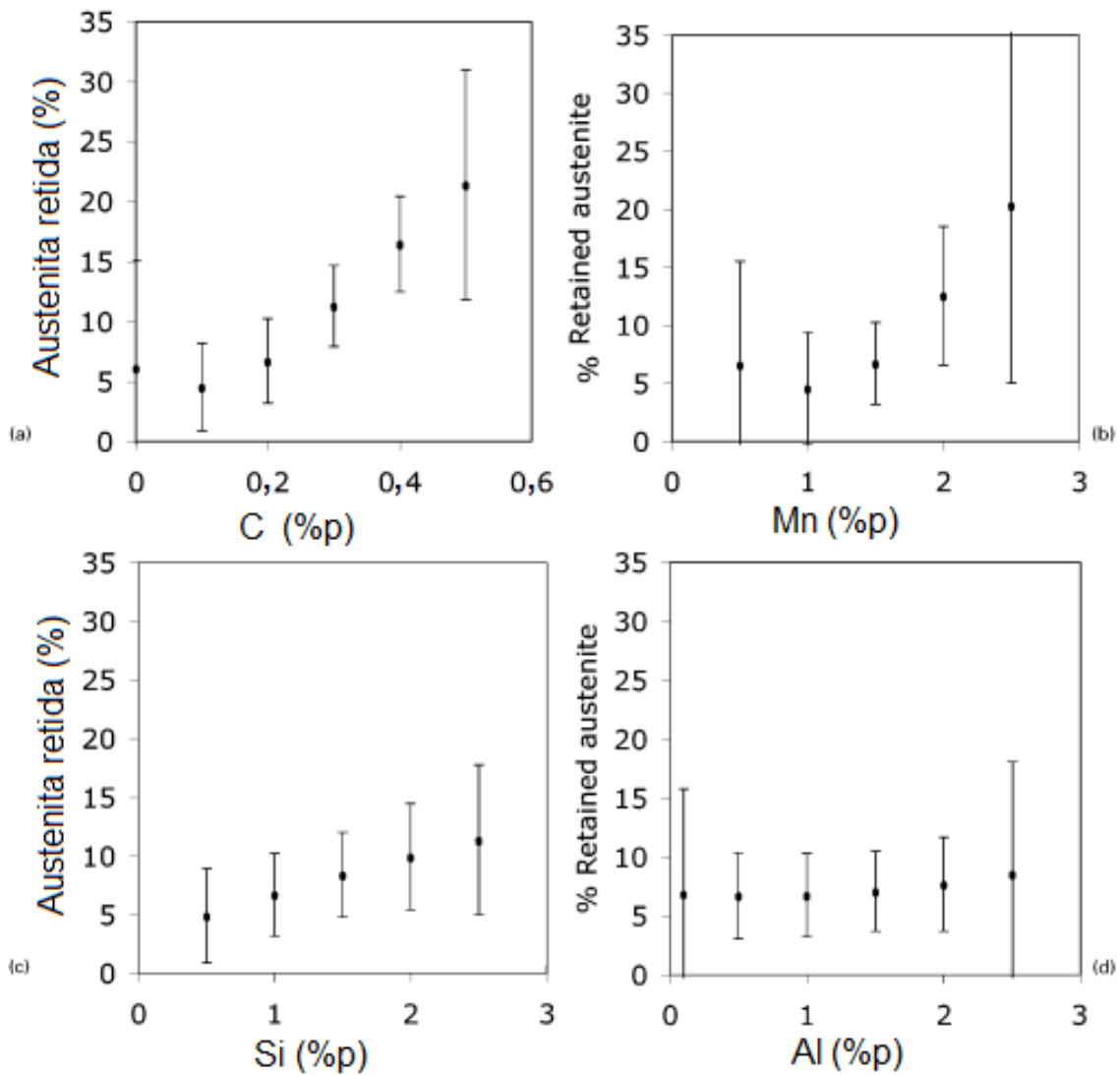


FIG. 2.17 Influência do percentual em peso dos elementos de liga: (a) C, (b) Mn, (c) Si e (d) Al no percentual de austenita retida.

2.2.1.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO

Aços δ -TRIP, que são o foco do nosso estudo, quando comparados a outros aços avançados, apresentam ótimas combinações de tensão de engenharia e deformação (ϵ) como pode ser visualizado na FIG. 2.18.

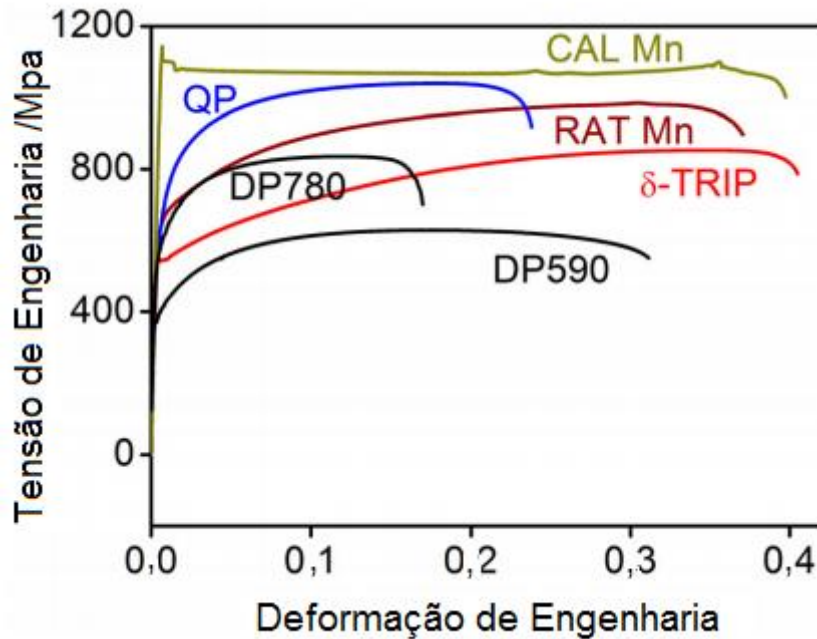


FIG. 2.18 Curvas de tensão x deformação para os aços AHSS comparando com aços *Dual Phase* convencionais. Sendo RAT = reversão da transformação martensítica e CAL = recozimento contínuo (YI *et al.*, 2018).

Além da elevada combinação LRT e ϵ , os aços δ -TRIP apresentam uma considerável taxa de encruamento o que possibilita que essas ligas absorvam grandes quantidade de energia em testes de impacto quando comparados aos aços ARBL convencionais (XIONG *et al.*, 2016).

O comportamento mecânicos dos aços TRIP-assistidos está diretamente correlacionado a fração volumétrica de austenita retida contida na microestrutura. A quantidade dessa fase pode influenciar no limite de resistência a tração (LRT), alongamento total (AT), alongamento uniforme (AL) e absorção de energia. No trabalho desenvolvido por Choi *et al.* (2002), observa-se a diferença de comportamento de um aço assistido pelo efeito TRIP com 16% de austenita retida em fração volumétrica (FIG. 2.19 – curva a) e outro com 3% (FIG. 2.19 –curva b) . Os autores estudaram uma liga com composição Fe-0,14C-1,51Mn-1,49Si-0,51Cu (% em peso).

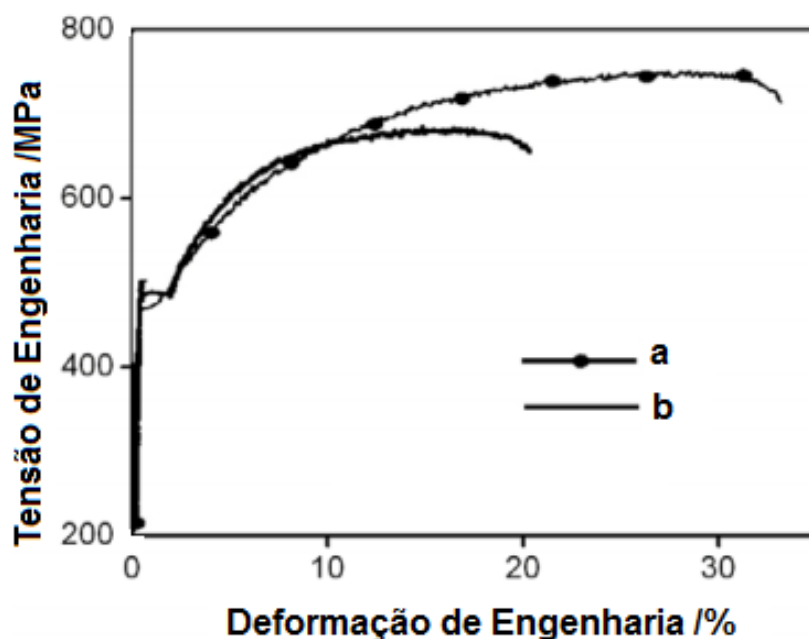


FIG. 2.19 Influência do percentual de austenita retida no comportamento mecânico de uma aço TRIP-assistido: (a) 16% de austenita em fração volumétrica e (b) 3% (CHOI *et al.*, 2002).

Yi *et al.* (2014) avaliaram a influência da morfologia da austenita no comportamento mecânico de uma liga δ -TRIP com composição Fe-0,37C-0,23Si-1,99Mn-2,49Al-0,49Cu-0,02P (% em peso). Os resultados obtidos estão ilustrados na FIG. 2.20. Na TAB. 2.1 são apresentados os tratamentos térmicos que foram realizados nas amostras.

A curva A, presente na FIG. 2.20, representa a microestrutura composta por maior fração volumétrica de austenita em filmes, a curva B ilustra o comportamento da microestrutura composta por um mix de austenita em filmes e em bloco e a curva C é referente a microestrutura com maior fração volumétrica de austenita e blocos.

TAB. 2.1 Tratamentos térmicos utilizados por Yi *et al.*, 2014.

Amostra	Recozimento Intercrítico		Transformação Isotérmica	
	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Temperatura (°C)	Tempo (min)
A	800	5	330	30
B	800			90
C	760			

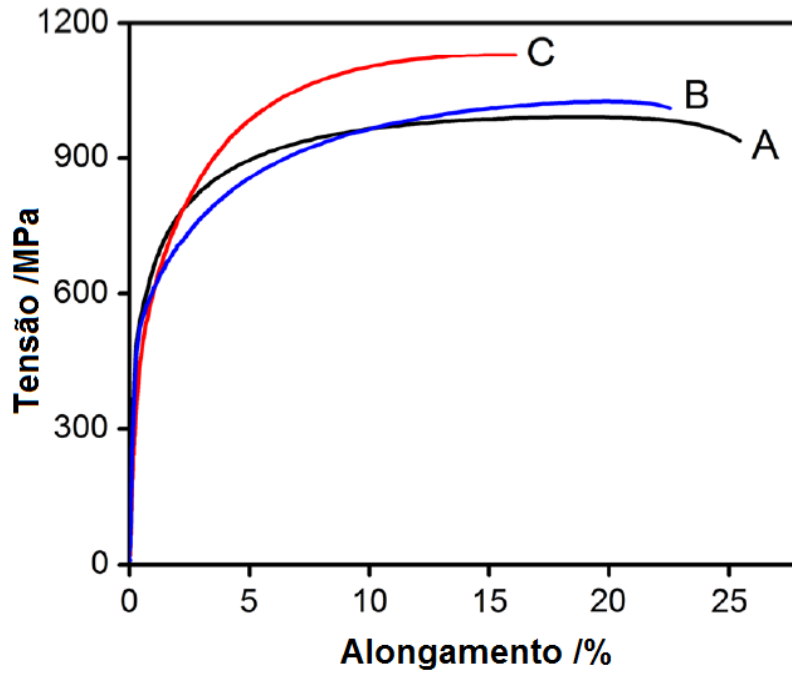


FIG. 2.20 Influência da morfologia da austenita no comportamento mecânico de aços δ -TRIP (YI *et al.*, 2014).

Yi *et al.* (2014) concluíram que a morfologia da austenita é diretamente influenciada pelo tratamento térmico aplicado. Além disso, eles observaram que a austenita em bloco é responsável por aumentar o limite de resistência a tração (LRT) do material, entretanto não é eficiente no aumento do alongamento uniforme (AL). Já a austenita em filmes é a responsável por elevar o AL do material.

Xiong *et al.* (2016) estudaram uma liga δ -TRIP com composição Fe-0,38C-1,26Mn-0,29Si-4,04Al-0,008P-0,0005S-0,011N (% em peso) e observaram que após tratarem termicamente o material a 850 °C por 180 s e resfriado a uma taxa de 30°C/s até a temperatura ambiente, o mesmo apresentou ótimas relações de deformação e tensão como ilustrado na FIG. 2.21. Além disso, os autores informaram que as amostras apresentaram valores do coeficiente de encruamento sendo 0,36 na direção longitudinal (R) e 0,39 na direção transversal (T) de laminação.

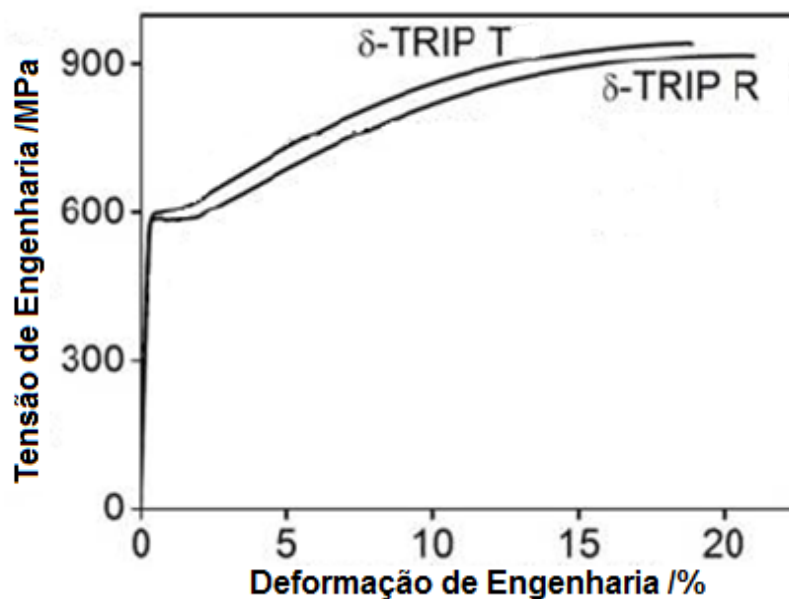


FIG. 2.21 Comportamento mecânico de um aço δ -TRIP na direção de laminação (R) e transversal (T) (Adaptado de XIONG *et al.*, 2016).

Baêta Júnior (2016) estudou 4 ligas de aços δ -TRIP, que são as mesmas ligas estudadas nesta dissertação, e observou que as ligas não apresentaram características satisfatórias de estiramento (como por exemplo a presença da fibra γ na textura cristalográfica), que são de grande relevância na estampabilidade. Os resultados referentes ao estado de entrega, recozido a 900 °C e laminado com redução de 50% na espessura obtidos pelo autor estão ilustrados na TAB. 2.2.

TAB. 2.2. Resultados dos ensaios de tração obtidos por Baêta Júnior (2016).

Amostras				
Estado de entrega	1	2	3	4
Resistência (MPa)	749	893	981	905
Escoamento (MPa)	726	847	940	867
Razão elástica	0,97	0,95	0,96	0,96
Recozido	1	2	3	4
Resistência (MPa)	600	673	691	703
Escoamento (MPa)	388	471	473	500
Razão elástica	0,65	0,70	0,68	0,70
Laminado	1	2	3	4
Resistência (MPa)	706	931	1054	982
Escoamento (MPa)	657	877	937	832
Razão elástica	0,93	0,94	0,89	0,85

Wang e colaboradores (2017) estudaram uma liga de aço TRIP-assistido com a seguinte composição: Fe-0,25C-1,23Si-2,09Mn-2,92Al. As amostras foram tratadas termicamente nas

temperaturas de 750, 770, 780, 800 e 820 °C por 15 min sendo resfriada em óleo na temperatura ambiente. As nomenclaturas das amostras utilizadas pelos autores estão relacionadas a temperatura de tratamento térmico empregado, sendo: H75 referente ao tratamento a 750 °C e assim sucessivamente.

TAB. 2.3 Resultados obtidos no ensaio de tração por Wang e colaboradores (2017).

Amostra	LE (MPa)	LRT (MPa)	AL Total (%)
H75	648	735	20,92
H77	582	782	30,25
H78	558	880	28,01
H80	529	946	20,53
H82	510	993	10,33

Os autores observaram que quanto maior se tornou a temperatura de tratamento térmico utilizada, maiores foram os valores do limite de resistência a tração (LRT). Entretanto com o aumento da temperatura o limite de escoamento (LE) reduziu.

2.2.1.4 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Os monocristais são anisotrópicos, pois suas propriedades diferem de acordo com a orientação. Quando ocorrem esforços mecânicos, a deformação acontece em sistemas de escorregamento que apresentam as direções e os planos mais densamente compactados. Em materiais policristalinos, a anisotropia não é tão expressiva quando comparada aos monocristais. Teoricamente, se houvesse uma orientação aleatória dos cristais, o policristal seria totalmente isotrópico (DIETER, 1988; PADILHA *et al.*, 2005).

Materiais metálicos policristalinos, com grãos orientados aleatoriamente (isotrópicos, sem presença de textura cristalográfica) são dificilmente encontrados. A textura cristalográfica nos metais ou ligas pode se desenvolver através de operações tais como fundição, conformação mecânica, recozimento, entre outros. A formação de textura de deformação ocorre quando o material é submetido a uma conformação mecânica, na qual devido ao escorregamento de certos planos cristalográficos, ocorre a rotação do reticulado cristalino. Esta rotação acontece pelo fato de o deslizamento dos planos favorecer orientações preferenciais. É relevante destacar que a textura não é caracterizada e não pode ser deduzida pelo aspecto dos grãos, mas sim devido a maneira que a rede cristalina está organizada espacialmente. Por exemplo, grãos com aspectos alongados não são indicadores de que existe

textura cristalográfica. Um processo que gera textura no material não resultará necessariamente em grãos alongados (PADILHA *et al.*, 2005; LIMA, 2001).

Texturas distintas produzem características diferentes no material, como por exemplo a resistência mecânica, ductilidade, módulo de elasticidade, etc. A anisotropia do material está diretamente relacionada com a estampagem, e a fibra γ apresenta altos valores desse coeficiente. Essa fibra é constituída durante a recristalização. Ela é formada pelos planos $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa (FILHO *et al.*, 2001; ENGLER, 2010).

Para Tomitz (2000), as principais fibras para a estampagem dos aços são:

- Fibra α - // RD: $\{100\} \langle 110 \rangle \rightarrow \{110\} \langle 110 \rangle$

Todas as direções dessa fibra estão paralelas a direção de laminação. Ela tem as coordenadas $\varphi_1 = 0^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$, e $\Phi = 0^\circ \dots 90^\circ$. As orientações importantes na fibra α são os componentes de cubo, $\{100\}$ ($\Phi = 0^\circ$), o componente latão invertido $\{112\}$ ($\Phi = 35^\circ$) e $\{111\}$ ($\Phi = 54,7^\circ$). Para $\Phi = 54,7^\circ$, a fibra α cruza com a fibra γ . Ela não é interessante para materiais que serão estampados, mas está sempre presente.

- Fibra γ - $\{111\} \langle 110 \rangle \rightarrow \{111\} \langle 112 \rangle$

Essa fibra é composta por todas as orientações que englobam o plano $\{111\}$ paralelo ao plano da chapa, sendo também chamada de fibra $\{111\}$. Ela apresenta todos os constituintes de texturas de recristalização e laminação a frio. A fibra γ possui coordenadas $\varphi_1 = 0^\circ \dots 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 54,7^\circ$. As orientações dessa fibra são de grande relevância para a estampagem do material.

- Fibra ϵ

Apresenta componentes de textura decorrente do cisalhamento devido a deformação heterogênea. Possui as coordenadas do espaço de Euler $\varphi_1 = 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 0^\circ \dots 90^\circ$. As componentes mais consideráveis são as componentes cobre $\{112\}$ ($\Phi = 35^\circ$) e cubo rodado $\{001\}$ ($\Phi = 0^\circ$), o ponto de intercessão com a fibra γ $\{111\}$ ($\Phi = 54,7^\circ$) e a orientação Goss $\{011\}$ ($\Phi = 90^\circ$). Quando ocorre a componente Goss nas coordenadas $\varphi_1 = 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ e $\Phi = 90^\circ$ prejudica as propriedades de estampagem da chapa.

Em relação ao sistema cúbico, a seção $\varphi_2 = 45^\circ$ apresenta as componentes de textura mais importantes que são as fibras α e γ (ELSNER, 2005). Através da FIG. 2.22 pode-se observar as fibras α e γ e a seção $\varphi_2 = 45^\circ$.

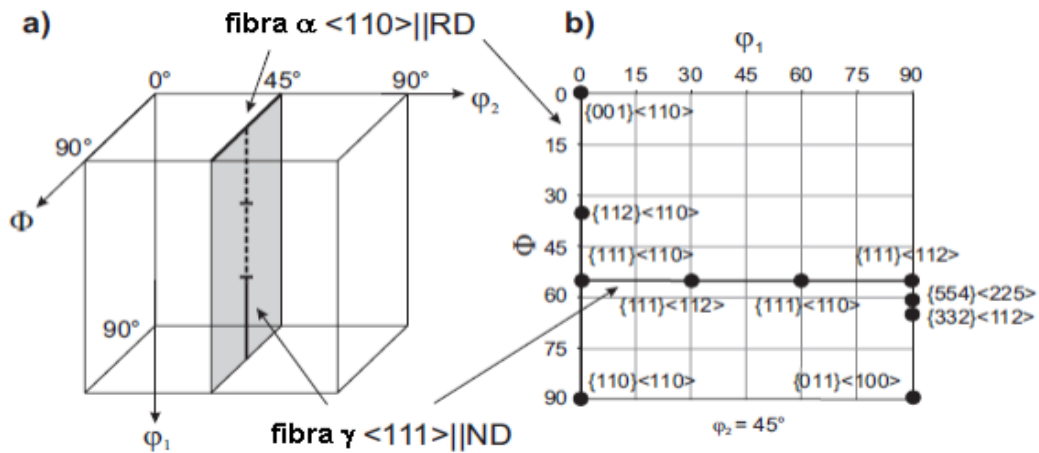


FIG. 2.22 (a) Espaço tridimensional de Euler mostrando as fibras α e γ ; (b) Seção $\varphi_2 = 45^\circ$ (ELSNER, 2005).

A textura cristalográfica pode ser dividida em três categorias: macrotextura, microtextura e mesotextura. Através da análise da macrotextura pode-se obter as orientações preferenciais da amostra, ou seja, representa as orientações dos grãos do material de um modo geral. Na microtextura observa-se orientações preferenciais medidas em determinadas regiões da amostra. Mediante estudos da mesotextura obtém-se o conhecimento das orientações entre os grãos em regiões selecionadas da microestrutura (RANDLE, 2000; GODEC e JENKO, 2000).

Através da análise da FIG. 2.23 observa-se a diferença entre as três categorias de textura.

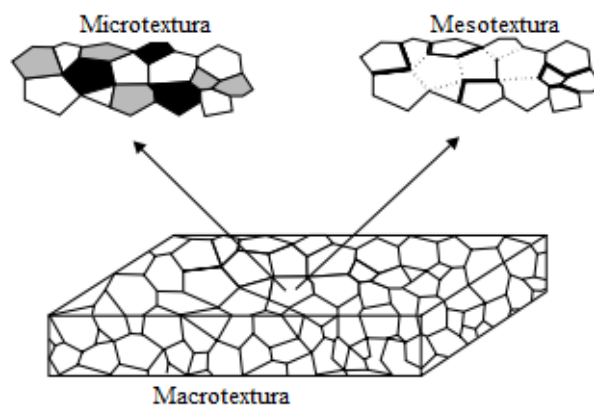


FIG. 2.23 Representação ilustrativa das relações entre macro, micro e mesotextura (GODEC e JENKO, 2000).

Técnicas de difração de Raios X (DRX), difração de nêutrons e difração de elétrons retroespalhados (EBSD) podem ser utilizadas para determinar a textura do material, sendo o DRX e a difração de nêutrons os mais adequados para análises da macrotextura e o EBDS utilizado para abordagens de macro, micro e mesotextura. Para obter uma representação apropriada da textura da amostra é importante realizar medidas quantitativas para um valor mínimo de orientações individuais (RANDLE, 2000).

Análises da textura cristalográfica com auxílio do DRX foram realizadas por Baêta Júnior (2016) para quatro composições de aços δ -TRIP (são as mesmas ligas estudadas nesta dissertação). O autor analisou a textura do estado de entrega (E), laminado a frio com redução de 50% na espessura (L) e recozido a 900 °C (R). Nas FIGs. 2.24 até 2.27 são apresentados os resultados obtidos em cada condição analisada da textura cristalográfica.

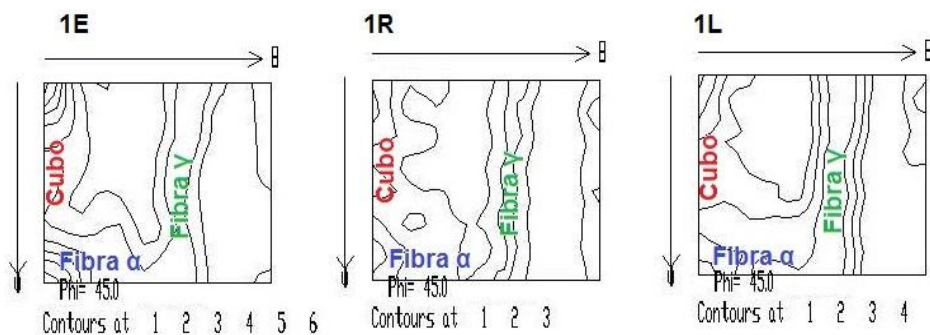


FIG. 2.24 FDOCs (função de distribuição e orientação cristalina) da amostra 1 nas três condições, notação de Roe (BAÊTA JÚNIOR, 2016).

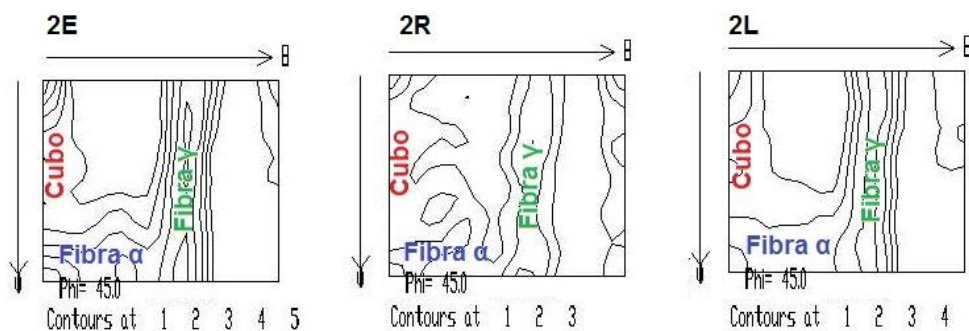


FIG. 2.25 FDOCs da amostra 2 nas três condições, notação de Roe (BAÊTA JÚNIOR, 2016).

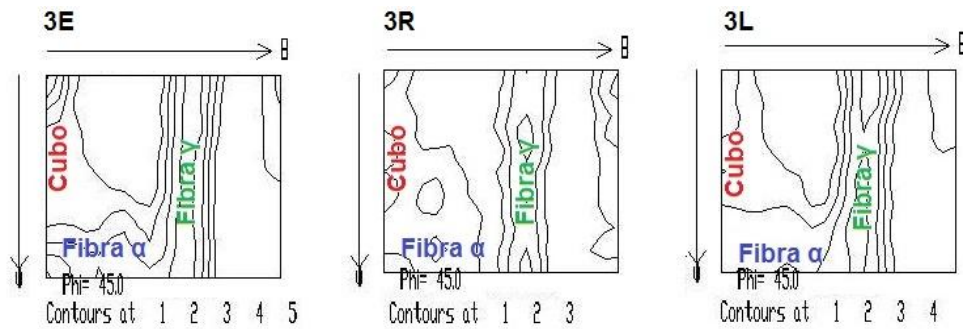


FIG. 2.26 FDOCs da amostra 3 nas três condições, notação de Roe (BAÊTA JÚNIOR, 2016).

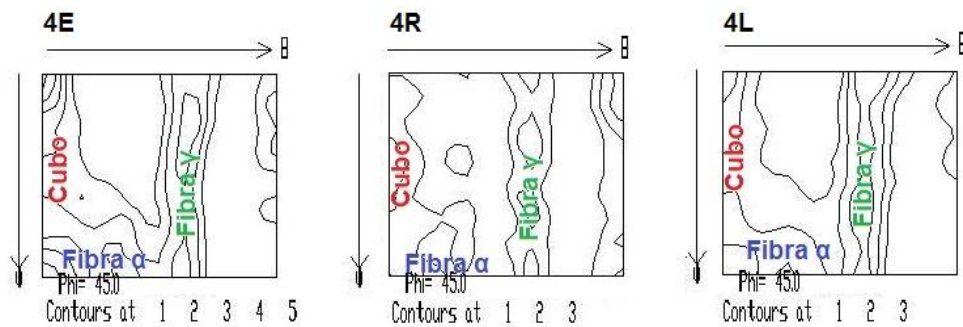


FIG. 2.27 FDOCs da amostra 4 nas três condições, notação de Roe (BAÊTA JÚNIOR, 2016).

Após as análises da textura cristalográfica, Baêta Júnior (2016) concluiu que ocorreu o enfraquecimento da fibra γ nas amostras recozidas, entretanto ela foi fortalecida pelo trabalho a frio. O recozimento também foi eficiente na redução da componente cubo que segundo o autor não é favorável para a embutibilidade do material.

Xiong *et al.* (2016) realizaram análises de EBSD em um aço δ -TRIP com a composição Fe-0,38C-1,26Mn-0,29Si-0,008P-0,0005S-0,011N (% em peso) e observaram uma forte orientação preferencial da ferrita- δ (ilustrada em vermelho no mapa de orientação dos grãos – MIO) na direção $\{001\}$. Eles também plotaram a função de distribuição e orientação cristalina (FDOC, ou em inglês *Orientation Distribution Function – ODF*) e verificaram uma forte intensidade da fibra α , entretanto a fibra γ que é desejável para materiais que são estampados não se fez presente. Os resultados obtidos pelos autores estão apresentados na FIG. 2.28.

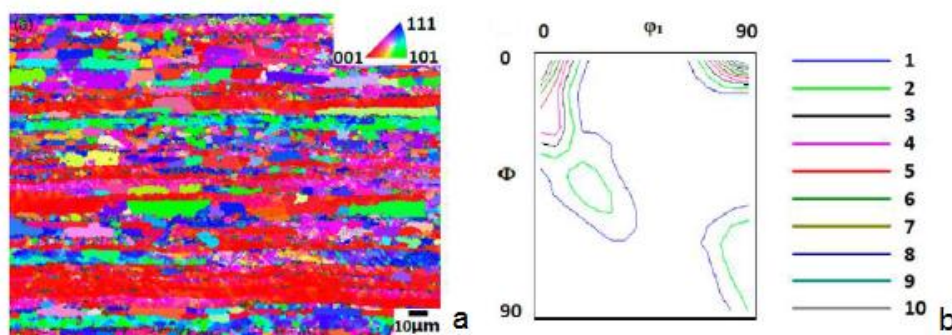


FIG. 2.28 (a) MIO e (b) FDOC para um aço δ -TRIP estudado por Xiong *et al.* (2016).

2.3 DESENVOLVIMENTO CIENTÍFICO E TECNOLÓGICO DOS AÇOS DELTA-TRIP

Desde o primeiro estudo relatado na literatura sobre os aços δ -TRIP (CHATERJEE *et al.*, 2007) que apresentam adições de Al na composição química almejando estabilizar a ferrita- δ , composições cada vez mais otimizadas foram desenvolvidas buscando sempre aprimorar o comportamento mecânico dessa nova liga. Assim, nesta seção, são relatadas as novas composições e suas respectivas características que surgiram após o primeiro trabalho publicado. Todos os trabalhos apresentados nesta seção estudaram ligas com a presença de austenita susceptível ao efeito TRIP e ferrita- δ na microestrutura. Os trabalhos estão apresentados em sequência cronológica. Os trabalhos que estudaram ligas com composições e processamentos similares aos utilizados nesta dissertação já foram citados nas seções anteriores Chaterjee *et al.* (2007), Xiong *et al.* (2016), Yi *et al.* (2014), Suh *et al.* (2013), Yi *et al.* (2018), Baêta Júnior (2016), Wang *et al.* (2017). Deste modo, não são apresentados novamente.

Yi *et al.* (2011) propuseram novas composições de ligas δ -TRIP com a finalidade de avaliar a estabilidade da ferrita- δ em condições de reaquecimento. Pois as chapas produzidas dessa liga certamente serão laminadas a quente para produzir a forma necessária para aplicações potenciais, tais como no setor automobilístico. As composições fundidas pelos autores estão presentes na TAB. 2.4. Com o desenvolvimento deste trabalho, eles observaram que a ferrita- δ não se mantém completamente estável com o reaquecimento. Pois a austenita pode se formar através de reações no estado sólido. As ligas que mantiveram maior percentual

de ferrita- δ após o reaquecimento são as que apresentam os maiores teores de Al e Si juntamente com a redução do Mn e Cu.

TAB. 2.4 Ligas fundidas por Yi *et al.* (2011).

Amostras	Elementos de liga (%peso)							
	C	Si	Mn	Al	Cu	P	S	N
1	0,40	0,26	2,02	2,50	-	0,02	0,0013	0,0032
2	0,40	0,74	1,99	2,39	0,49	0,02	0,0015	0,0024
3	0,41	0,26	1,53	2,30	0,49	0,02	0,0014	0,0030
4	0,37	0,76	1,54	2,91	-	-	0,0042	0,0020
5	0,39	0,77	1,50	3,35	-	-	0,0045	0,0022

Tratamentos térmicos de recozimento intercrítico e austêmpera foram realizados em juntas soldadas de aço δ -TRIP por Jung (2011) com o propósito de investigar a influência da ferrita- δ na zona termicamente afetada (ZTA). Os ciclos térmicos realizados pelo autor estão na FIG. 2.29.

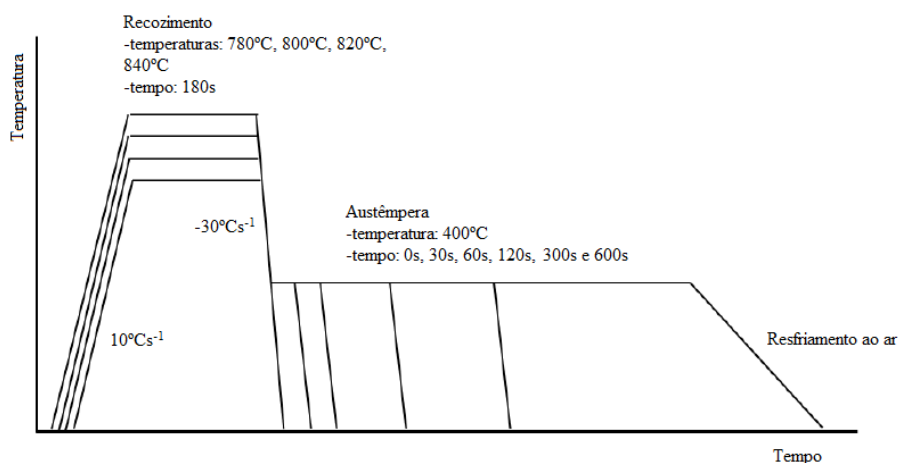


FIG. 2.29 Recozimento intercrítico e austêmpera (JUNG, 2011).

As composições das ligas utilizadas pelo autor estão expostas na TAB. 2.5.

TAB. 2.5 Composição química das ligas estudadas por Jung (2011).

Amostras	Elementos de liga (%peso)			
	C	Si	Mn	Al
CR1	0,30	0,20	0,52	3,50
CR2	0,30	0,21	0,51	5,60
CR3	0,40	0,19	0,51	3,50
CR4	0,40	0,18	0,50	5,60

Os resultados obtidos nos ensaios de tração conduzidos por Jung (2011) nas amostras com as diferentes taxas de aquecimento estão ilustrados nas TABs. 2.6 até 2.9. Após a alização

dos ensaios, verificou-se que as propriedades mecânicas não sofreram grandes variações em relação aos diferentes recozimentos intercríticos realizados. Em relação à soldagem, foi observado que ligas com maior percentual de Al apresentaram maior quantidade de ferrita- δ . Essa fase é benéfica para o processo de soldagem, pois inibe a formação de martensita na ZTA (Zona Termicamente Afetada) o que evita a fragilização do material (JUNG, 2011).

TAB. 2.6 Propriedades mecânicas em diferentes temperaturas de recozimento para amostras CR1 (JUNG, 2011).

Temperatura de recozimento (°C)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento total (%)
780	454	660	26	30
800	471	632	33	44
820	472	624	32	42
840	470	625	31	41

TAB. 2.7 Propriedades mecânicas em diferentes temperaturas de recozimento para amostras CR2 (JUNG, 2011).

Temperatura de recozimento (°C)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento total (%)
780	451	625	28	37
800	481	663	31	41
820	483	660	30	40
840	486	665	30	39

TAB. 2.8 Propriedades mecânicas em diferentes temperaturas de recozimento para amostras CR3 (JUNG, 2011).

Temperatura de recozimento (°C)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento total (%)
780	524	671	34	44
800	525	675	36	49
820	518	668	35	46
840	526	670	34	44

TAB. 2.9 Propriedades mecânicas em diferentes temperaturas de recozimento para amostras CR4 (JUNG, 2011).

Temperatura de recozimento (°C)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento total (%)
780	463	624	32	40
800	507	716	34	42
820	512	725	33	39
840	515	728	33	40

Suh *et al.* (2012) buscaram otimizar a relação de Al/Mn em ligas assistidas pelo efeito TRIP. Eles observaram a presença da ferrita- δ em todas as composições químicas estudadas e em relação as propriedades mecânicas, verificou-se que as modificações na composição química pouco influenciaram. Entretanto observou-se que as temperaturas de tratamentos térmicos empregadas apresentaram grande influência no comportamento mecânico das ligas.

As composições desenvolvidas pelos autores estão ilustradas na TAB. 2.10.

TAB. 2.10 Composição química das ligas estudadas por Suh *et al.*, (2012).

Amostra	Elementos de liga (% peso)			
	C	Mn	Si	Al
1	0,11	4,5	0,45	2,2
2	0,075	5,1	0,49	2,1
3	0,055	5,6	0,49	2,2

Sohn *et al.* (2013) investigaram o efeito da temperatura de recozimento na microestrutura e comportamento mecânico de uma liga com composição química: Fe-0,35C-3,5Mn-5,8Al. Eles avaliaram temperaturas entre 730 e 980 °C. Os autores observaram que em temperaturas elevadas, na faixa de 980 °C, ocorreu um aumento considerável da resistência mecânica mas com a redução da ductilidade. Segundo Sohn e colaboradores (2013) esse fenômeno pode ter ocorrido devido a redução da estabilidade mecânica e térmica, aumento do tamanho de grão e aumento da fração volumétrica da austenita.

Shiri *et al.* (2016) estudaram a influência da adição de Nb nas propriedades de aços δ -TRIP nas condições de como solidificado, laminada a quente e tratadas termicamente. Análises microestruturais via MEV e DRX e ensaios de tração foram realizados pelos autores. As composições químicas das ligas estudadas estão apresentadas na TAB. 2.11

TAB. 2.11 Ligas estudadas por Shiri *et al.* (2016).

Amostras	Elementos de liga (% peso)										
	C	Mn	Si	Al	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	S	P
A	0,43	1,33	0,86	3,91	0,020	0,07	0,1	0,020	0	0,08	0,003
B	0,43	1,35	0,86	3,87	0,014	0,07	0,1	0,040	0,03	0,08	0,003
C	0,44	1,31	0,87	3,97	0,020	0,06	0,1	0,014	0,07	0,09	0,003

Através das análises dos difratogramas Shiri *et al.* (2016) observaram a presença de ferrita- δ para as duas condições de processamento analisadas para a liga C (FIG. 2.30). As micrografias obtidas das amostras também apresentaram ferrita- δ segundo os autores.

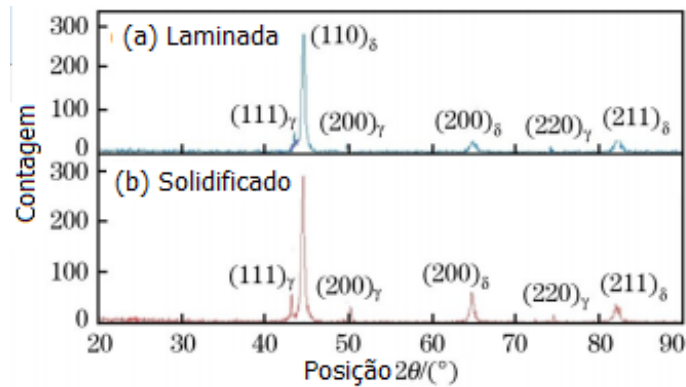


FIG. 2.30 Difratomogramas evidenciando a presença de ferrita- δ na liga C (SHIRI *et al.*, 2016).

Os autores concluíram que a adição de Nb proporcionou maior estabilização da ferrita- δ . Entretanto, após a laminação a quente, a estrutura dendrítica da ferrita- δ se transformou em austenita e ferrita- α apresentando menor percentual de ferrita- δ quando comparada ao estado solidificado.

Latypov *et al.* (2106) analisaram uma liga com composição Fe-6,0Mn-0,15C-0,5Si-3,0Al (% em peso) e microestrutura composta por austenita e ferrita ($\alpha+\delta$) buscando entender como o efeito TRIP e TWIP ocorreriam durante a deformação desta austenita. Através de simulação de elementos finitos, os autores observaram que com essa composição a austenita presente na liga apresentou estes dois efeitos. Entretanto a fração volumétrica de austenita transformada em martensita é superior a austenita maclada (durante o ensaio de tração) como pode ser visualizado na FIG. 2.31.

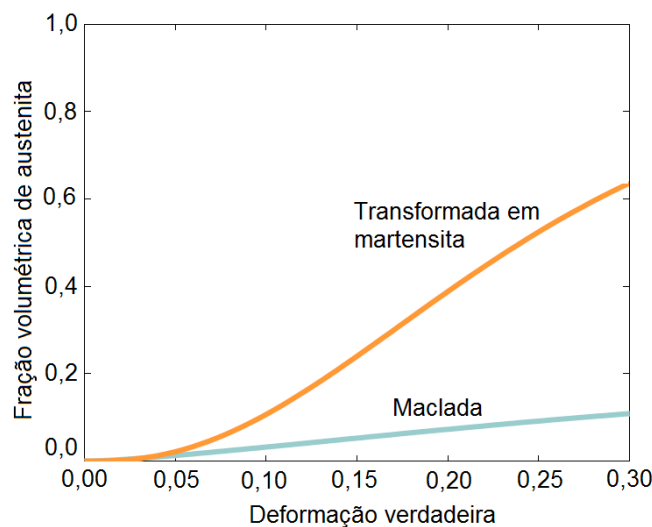


FIG. 2.31 Efeito TRIP e TWIP ocorrendo simultaneamente na liga estudada por Latypov *et al.*, (2016).

Cai *et al.* (2016) avaliaram a influência do tratamento térmico no comportamento mecânico de uma liga com composição Fe-0,18C-10,62Mn-4,06Al-0,03Nb. Inicialmente a liga foi tratada termicamente a 775 °C e resfriada em água. Em seguida as amostras foram tratadas a 300, 400, 500 e 600 °C com resfriamento ao ar. Os autores observaram que após os tratamentos térmicos, todas as amostras apresentaram austenita, ferrita- δ e ferrita- α na microestrutura. Em relação ao comportamento mecânico, verificou-se que com o aumento da temperatura de tratamento, o limite de resistência a tração (LRT) diminuiu, entretanto o limite de escoamento (LE) aumentou. No que se refere ao alongamento total, verificou-se que quanto maior a temperatura de tratamento térmico utilizada, maiores foram os percentuais de alongamento total chegando a um máximo de 54%.

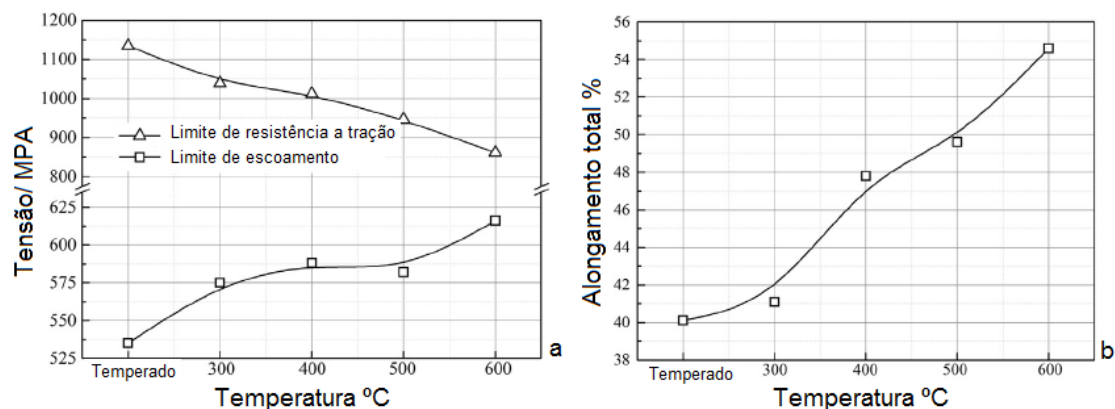


FIG. 2.32 Influência da temperatura de tratamento térmico no comportamento mecânico das ligas estudadas por Cai *et al.* (2016) sendo em (a) ilustrado o gráfico da tensão x temperatura e (b) alongamento total x temperatura.

Lee *et al.* (2017) estudaram uma liga com composição Fe-0,3C%-6,0Mn%-3Al%-1,5Si%. Eles avaliaram a evolução da textura cristalográfica durante o recozimento intercrítico realizada a 780 °C. Observou-se que durante a transformação reversa, as ripas de martensita que apresentaram a relação de Kurdjumov-Sachs com a fase mãe que as originou (austenita), foram transformadas em austenita com a mesma orientação inicial. Sendo este acontecimento considerado pelos autores como um tipo de memória de forma.

Xu *et al.* (2017) investigaram a influência da realização de 2 recozimentos intercríticos (sendo o primeiro realizado entre 700 e 750 °C por 3600 s e o segundo realizado em duas etapas –I: 800 °C por 1800 s e II: entre 700 e 750 °C por 3600 s) na microestrutura e comportamento mecânico de uma liga contendo Fe-0,18C-0,5Si-4,4Mn-0,075Si-2,8Al-0,1V-0,001O. Em todas as condições analisadas os autores verificaram a presença de ferrita- δ . Em

relação ao comportamento mecânico para as amostras que passaram por uma etapa de recozimento, verificou-se que a amostra tratada a 740 °C apresentou as melhores relações de resistência mecânica e deformação (aproximadamente 780 MPa e 0,55 de deformação). Em relação as amostras que foram submetidas ao recozimento em duas etapas, verificou-se que a amostra tratada a 800 °C + 740 °C apresentou as melhores relações de propriedades mecânicas (aproximadamente 900 MPa e 0,40 de deformação).

Análises de EBSD foram realizadas nas amostras que passaram pelas duas etapas de recozimento intercrítico. Xu *et al.* (2017) observaram que em uma mesma região, os filmes de austenita paralelos (FIG. 2.33a) apresentaram orientações cristalográficas próximas. Entretanto os grãos austeníticos próximo a ferrita- δ apresentaram relativamente grande variação de orientação cristalina. Em relação ao MIO obtido para a ferrita, os autores verificaram que a ferrita- δ apresentou uma orientação cristalográfica preferencial na direção {001} e os grãos de ferrita- α paralelos em uma mesma região apresentaram orientações próximas (FIG. 2.32b).

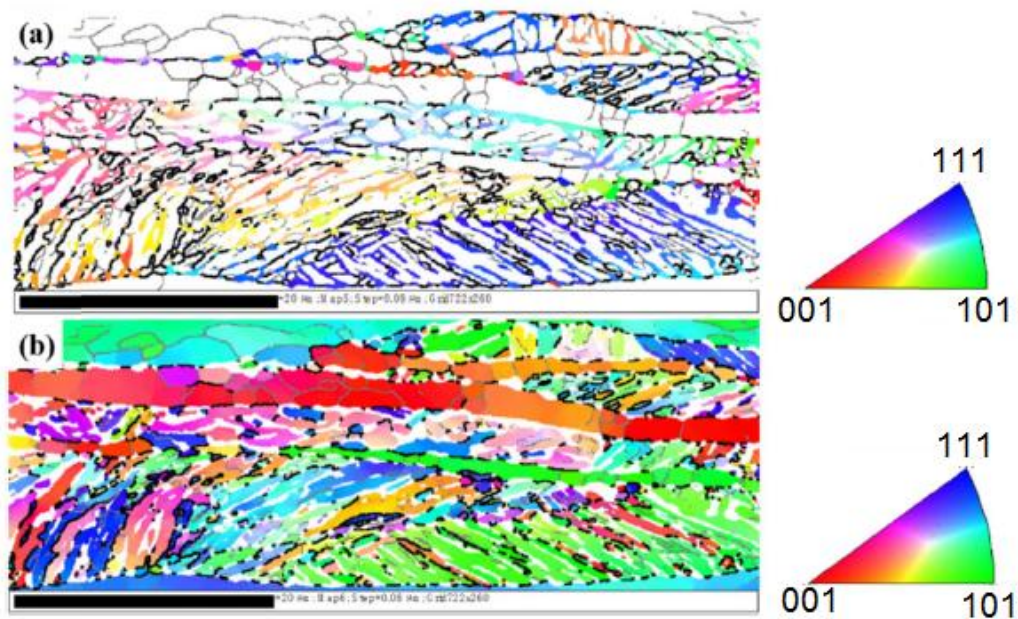


FIG. 2.33 Análises de EBSD obtidas por Xu et al. (2017) sendo (a) MIO para a austenita e (b) MIO para a ferrita ($\alpha + \delta$).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

As chapas utilizadas nesse trabalho estão associadas a 4 ligas de composições diferentes que apresentam aproximadamente 1,2 mm de espessura, 180 mm de largura e comprimentos variados. As composições químicas das chapas estão descritas na TAB. 3.1 conforme análises conduzidas por Baêta Júnior (2016). A nomenclatura definida por Baêta Júnior (2016) foi a mesma adotada neste trabalho.

As ligas em estudo apresentam composição química similar as estudadas por Jung (2011).

TAB. 3.1 Composições químicas dos materiais de estudo, % em peso (BAÊTA JÚNIOR, 2016).

Amostras	Elemento % peso											
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Ti	Cu	Al	V
CR1	0,330	0,574	0,0009	0,003	0,075	0,0029	0,0042	0,0005	0,0009	0,0015	3,5068	0,0072
CR2	0,407	0,574	0,0009	0,003	0,077	0,0034	0,0050	0,0028	0,0005	0,0020	3,6369	0,0072
CR3	0,399	0,573	0,0009	0,004	0,075	0,0030	0,0043	0,0036	0,0007	0,0015	3,4882	0,0072
CR4	0,385	0,585	0,0009	0,002	0,079	0,0030	0,0046	0,0003	0,0011	0,0018	5,4876	0,0072

Os resultados da composição química referente aos metais, carbono e enxofre foram obtidos através de via úmida sendo o material decapado e cortado em limalha. Para o alumínio, padrões sintéticos foram desenvolvidos para obter suas concentrações (BAÊTA JÚNIOR, 2016).

3.2 MÉTODOS

A metodologia empregada para a concretização dessa proposta é descrita a seguir, sendo que as amostras como recebidas (CR), recozidas (R), recozidas e laminadas (RL) e recozidas, laminadas e recozidas (RLR) são mencionadas no texto em forma de siglas. É importante ressaltar que as amostras RLR abrangem dois grupos distintos RL50R (50% de redução na espessura através do trabalho a frio) e RL70R (70% de redução na espessura

através do trabalho a frio). Para alcançar o objetivo proposto, a metodologia consistiu na realização de caracterizações através das técnicas de DSC (CR, R, RL e RLR), MEV (R, RL e RLR), EBSD (RLR com maior percentual em peso de Al), MO (R, RL e RLR), DRX (R, RL e RLR) e ensaios de tração (RLR). O fluxograma presente na FIG. 3.1 ilustra, de forma simplificada, as etapas que foram seguidas para o desenvolvimento do trabalho.

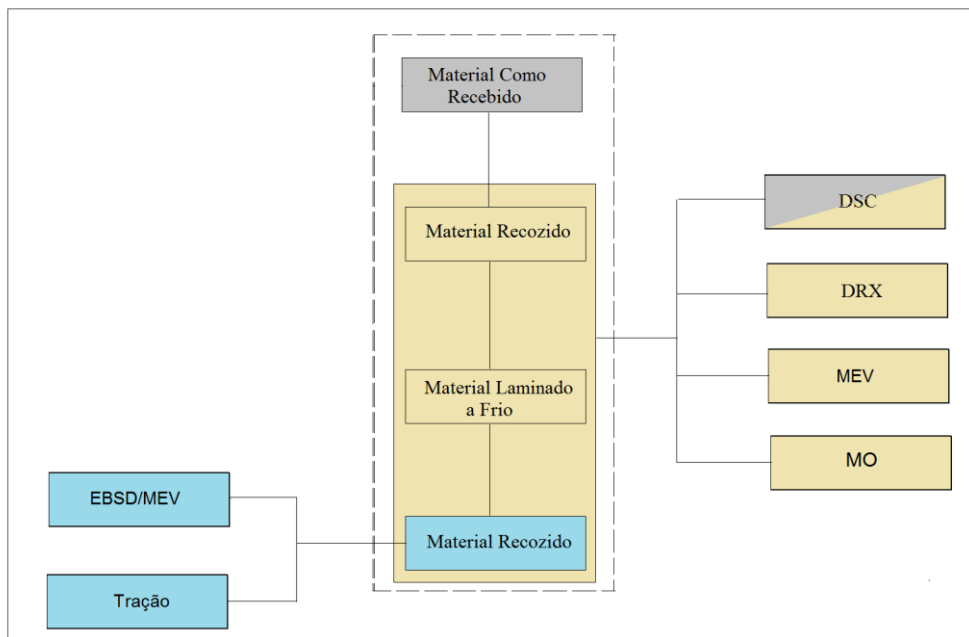


FIG. 3.1 Fluxograma das condições de processamento e técnicas de caracterização adotadas no trabalho.

3.2.1 PROCESSAMENTO

As chapas, na condição como recebida, passaram por recozimento a 1000 °C por 3 minutos objetivando a presença das fases austenita e ferrita- δ na temperatura de encharque. Com a realização do resfriamento ao ar, objetivou-se que a ferrita- δ mantivesse estável e a austenita se transformasse parcialmente em seus produtos (ferrita- α , perlita e bainita). As amostras foram inseridas no forno quando o mesmo já estava estabilizado na temperatura de 1000 °C, verificada com auxílio de um termopar (ensaios preliminares de DSC para confirmar a temperatura de encharque do material foram realizados). O tempo de encharque de 3 minutos foi calculado com base na espessura das amostras e utilizando o parâmetro de 1

pol/h. Para a realização desta etapa, o dispositivo ilustrado na FIG. 3.2 foi utilizado a fim de garantir uma melhor homogeneidade na distribuição da temperatura nas amostras durante o tratamento térmico.

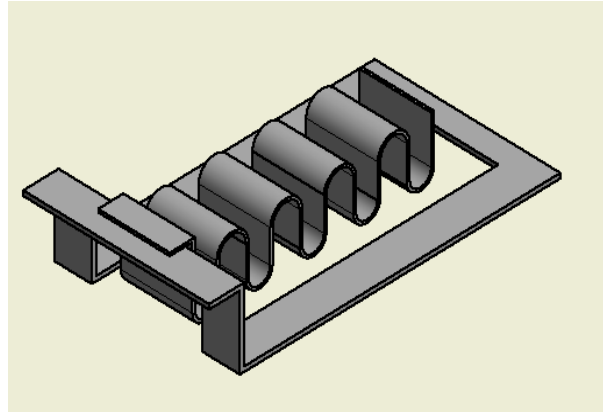


FIG. 3.2 Dispositivo confeccionado em aço inoxidável para garantir maior homogeneidade na distribuição da temperatura durante o tratamento térmico.

Com este primeiro recozimento, buscou-se anular as rotas de processamento anteriores que o material havia sofrido objetivando uma microestrutura completamente recristalizada. O forno utilizado nesta etapa foi o QUIMIS® do laboratório de Engenharia Química do IME.

Em seguida, as chapas foram submetidas ao processo de laminação a frio convencional (FIG. 3.3) com reduções de 50% e 70% na espessura a fim de avaliar a influência do processamento mecânico na microestrutura e propriedades mecânicas. Nas TAB. 3.2 e TAB. 3.3 são apresentadas as deformações almejadas por passe de laminação para as duas rotas realizadas.

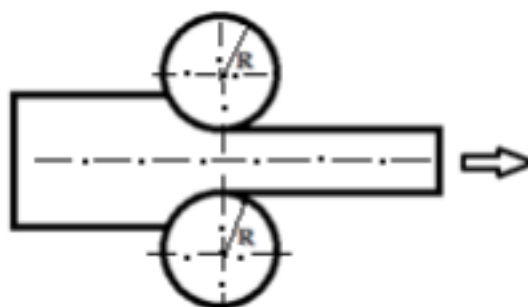


FIG. 3.3 Representação do processo de laminação convencional (BOTELHO, 2012).

TAB. 3.2 Descrição das etapas de laminação com redução de 50% na espessura para os aços em estudo.

Passe de laminação	Deformação almejada (%)
1º	30
2º	30

TAB. 3.3 Descrição das etapas de laminação com redução de 70% na espessura para os aços em estudo.

Passe de laminação	Deformação almejada (%)
1º	30
2º	30
3º	15
4º	15
5º	15

As laminações foram realizadas em parceria com a Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG e Universidade Federal de Itajubá – UNIFEI. Na UFMG utilizou-se um laminador Fronling duo não reversível, com capacidade de 40 t, diâmetro dos cilindros de 200 mm e comprimento de 250 mm. O laminador utilizado na UNIFEI foi o Mascote LE 110 com diâmetro dos cilindros de 57 mm e comprimento de 110 mm (laminador de ourives).

Após a realização das laminações todas as chapas passaram novamente pelo recozimento, sendo a temperatura deste último tratamento estimada com base em análises térmicas via DSC, textura cristalográfica, MO e quantificação das fases por DRX das amostras RLR. As temperaturas de tratamento térmico testadas nas amostras (A TAB. 4.12 apresenta todas as temperaturas testadas e a TAB.4.13 apresenta as temperaturas selecionadas – elas estão em negrito) que apresentaram maiores intensidade de fibra γ , microestrutura completamente recristalizada e maiores frações volumétricas de γ retida foram selecionadas para a realização desse último tratamento.

3.2.2 CARACTERIZAÇÃO

Nos tópicos a seguir são apresentadas a metodologia e as técnicas utilizadas para o desenvolvimento desta dissertação.

3.2.2.1 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

Análises via DSC foram realizadas em um equipamento Netzsch modelo DSC 404 F1 Pegasus, instalado no laboratório de Materiais Compósitos e Fibras Naturais do Instituto

Militar de Engenharia. Para a realização dos ensaios, utilizou-se um cadinho de alumina e adotados ciclos térmicos com rampa de aquecimento controlada sob taxas de 10, 20, 30, 40 e 50 °C/min até 1000 °C. Atmosfera de nitrogênio foi mantida durante todo o ensaio a fim de minimizar a oxidação das amostras e proteger os componentes do forno.

Para a realização das análises, as amostras foram cortadas com auxílio de um disco diamantado em máquina de corte de precisão com uso de solução lubrificante e refrigerante nas dimensões de 2x2x1,2 mm e massa de aproximadamente 30 mg após a decapagem química em solução de ácido clorídrico, ácido nítrico e água destilada (1:1:1). A decapagem foi realizada a fim de remover a camada deformada introduzida pelo corte.

O objetivo da utilização desta técnica consistiu em estimar as temperaturas de transformação de fase auxiliando, conseqüentemente, na seleção dos parâmetros dos tratamentos térmicos empregados. Um dos métodos aplicados para a obtenção das temperaturas de transformação de fase consiste em determinar, com auxílio do método da intercepção das retas tangentes, pontos de máximo/mínimo dos picos exotérmicos/endotérmicos conforme exemplificado na FIG. 3.4.

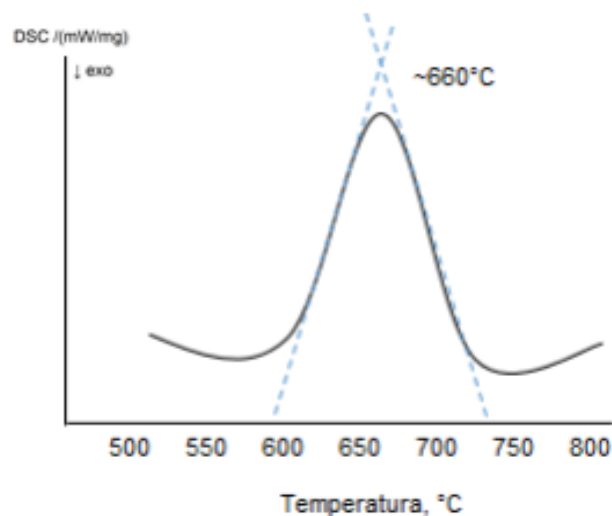


FIG. 3.4 Curva obtida no DSC ilustrando o método de intercepção de retas tangentes (DA SILVA, 2017).

As curvas oriundas das análises de DSC para as condições RL50 e RL70 (para todas as amostras) auxiliaram na seleção das temperaturas para o recozimento final. Foram extraídos das curvas valores referentes ao início e meio do campo intercrítico e início do campo austenítico para a realização de tratamentos térmicos experimentais almejando investigar a microestrutura, frações volumétricas de austenita formada e a textura cristalográfica.

Na FIG. 3.5 encontra-se exemplificado os locais de onde as temperaturas foram extraídas.

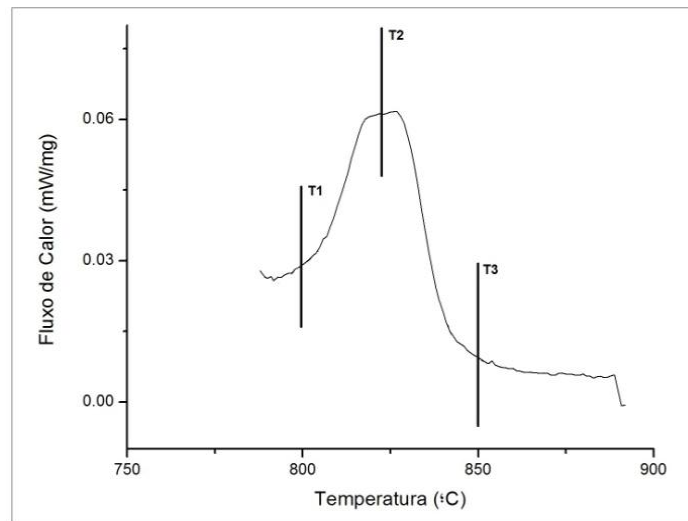


FIG. 3.5 Locais onde as temperaturas para investigação do último recozimento foram extraídas.

3.2.2.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

Inicialmente cortou-se as amostras em retângulos de 25x30 mm para distinguir a direção transversal (DT) e a direção de laminação (DL) (sendo 25 mm DL e 30 mm DT) sendo o corte realizado com disco abrasivo com uso de solução lubrificante e refrigerante. As amostras foram cortadas nestas dimensões para garantir que a área irradiada pelo feixe de raios X durante toda a medida sempre esteja contida na área da amostra e não em partes externas a esta. Em seguida, foram submetidas ao lixamento com lixas até 2000# com lubrificação/refrigeração com água para desbaste até meia espessura.

Por fim realizou-se o polimento utilizando abrasivo de alumina em solução aquosa nas seguintes granulometrias: 1 e 0,3 μm , seguido pelo ataque químico com o reagente Nital 2% (solução composta por 2 mL de ácido nítrico (HNO_3) em 98 mL de álcool etílico) durante 20 s de aplicação.

As análises de DRX foram efetuadas no laboratório de Difração de Raios X do IME com objetivo de avaliar a macrotextura e as fases presentes nas amostras em todas as etapas de processamento. O difratômetro utilizado foi o modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical com tubo de raios X cerâmico e ânodo de cobalto com detector PIXel de 255 canais. Para as análises de textura coletou-se em todas as amostras os resultados referentes aos planos (110), (211) e (200) característicos da estrutura CCC. Os resultados obtidos foram demonstrados na forma de difratogramas e através de FDOCs que ilustram as intensidades dos componentes de textura em função dos ângulos de Euler. Os FDOCs

foram plotados seguindo a notação de Bunge e interpretadas com auxílio do ábaco presente na FIG 3.6.

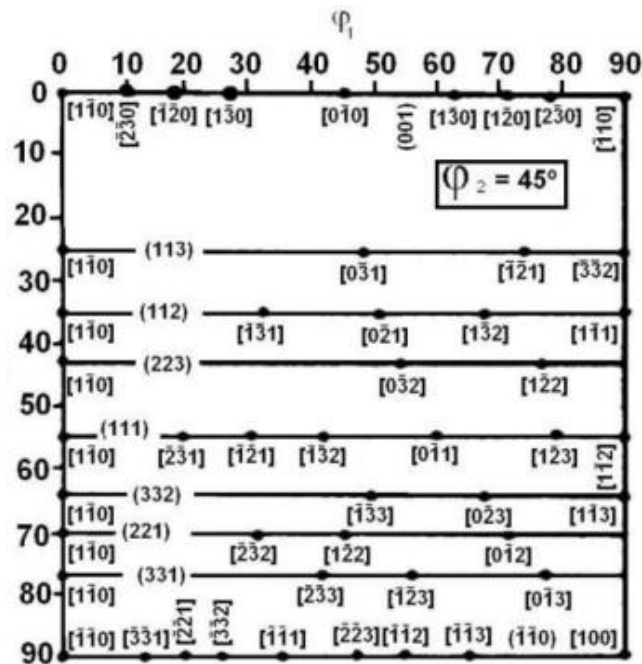


FIG. 3.6 Ábaco de referência para textura cristalográfica, seção $\phi_2 = 45^\circ$.

Análises quantitativas das fases não puderam ser realizadas com auxílio do método de Ritvelt devido a falta de conhecimento dos parâmetros de rede de todas as fases presentes. A norma ASTM E975 também não pode ser empregada por considerar material sem a presença de textura cristalográfica. Entretanto, utilizou-se o método de comparação direta descrita por Sugimoto (1992) para obter as frações volumétricas das fases presentes.

A metodologia empregada consistiu em realizar a integração dos picos mais intensos das fases presentes sendo eles referentes aos planos (110), (200) e (211) para a ferrita e os planos (111), (200), (220) e (311) referente a austenita. Para auxiliar nessa quantificação, os programas Origin e X'Pert Data Viewer foram utilizados.

As análises quantitativas foram realizadas apenas nas 24 amostras (12 RL50R e 12 RL70R) laminadas e tratadas termicamente para avaliar o percentual de austenita retida; sendo este parâmetro fundamental para a seleção das temperaturas de tratamento térmico final.

3.2.2.3 ANÁLISES MICROESTRUTURAL

A caracterização quanto aos aspectos microestruturais e modificações resultantes dos tratamentos térmicos e termomecânicos adotados foram realizadas com auxílio do Microscópio óptico (MO) e do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

A técnica de MEV foi realizada com o uso do detector de elétrons secundários (SE) em um microscópio do fabricante FEI modelo Quanta FEG 250. O equipamento está instalado no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Instituto Militar de Engenharia.

A preparação metalográfica das amostras que foram utilizadas em todas as análises descritas nesta seção foi a mesma exposta no subitem 3.2.2.2 diferenciando apenas o tamanho das amostras (análises realizadas na espessura e no plano da chapa utilizaram amostras de 5x7x1,2 mm, sendo 7 = DL), o fato delas estarem embutidas em resina e o polimento. Neste caso o polimento aplicado foi o eletrolítico com solução de 3,4% de ácido perclórico em álcool etílico por 20 s.

Inicialmente realizou-se na amostra recozida (R) testes de tensão, distância de trabalho (WD) e *spot size* a fim de determinar a melhor condição de análise no detector de elétrons secundários (SE). A melhor condição foi obtida com tensão de aceleração de 20 KV, WD de aproximadamente 10 mm, *spot size* de 5 e abertura 5.

Com a finalidade de identificar a relação de orientação entre os grãos e confirmar as fases presentes a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foi realizada. Mapas de orientação cristalina dos grãos (MIO), mapas de padrão de qualidade da imagem (IQ) e figuras de pólo inversa foram obtidas com auxílio do programa Esprit 1.9. As amostras foram analisadas por um MEV do fabricante FEI modelo Quanta FEG 250, equipado com um detector do fabricante Bruker para análise de EBSD.

3.2.2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Ensaio de tração foram realizados para caracterização das propriedades mecânicas dos materiais segundo a norma ASTM E8/E8M (ASTM, 2013) e utilizando corpos de prova (CP) reduzidos na direção de laminação. Somente as amostras RL50R e RL70R foram submetidas

a esse ensaio. Um total de 36 cps foram ensaiados, sendo 4 de cada condição. Os cps foram confeccionadas com corte a água.

A ilustração e dimensões dos corpos de prova confeccionadas estão presentes na FIG. 3.7 e TAB. 3.4, respectivamente. Na FIG. 3.7 está lustrado o corpo de prova conforme a norma ASTM, 2013.

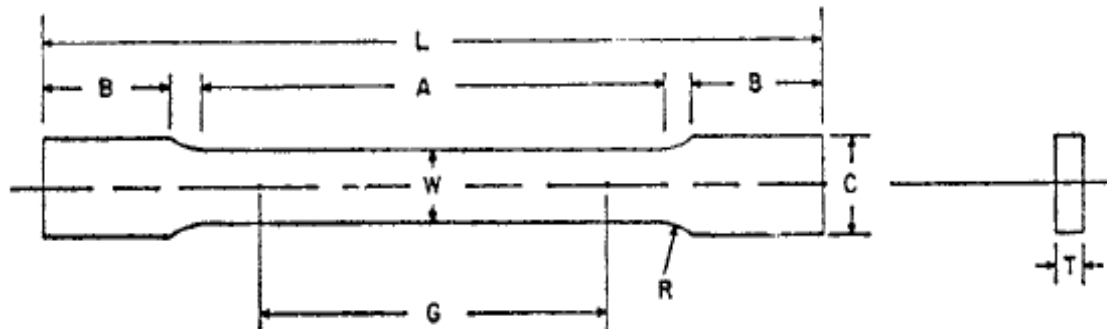


FIG. 3.7 Corpo de prova confeccionado para o ensaio de tração (ASTM, 2013).

TAB. 3.4 Dimensões do CP (ASTM, 2013).

Dimensões do CP	Medidas (mm)
G - Comprimento da seção útil	$25 \pm 0,1$
W - Largura	$6 \pm 0,1$
T - Espessura	Do material
R - Raio do ângulo de adoçamento (mín.)	6
L - Comprimento total	100
A - Comprimento da seção reduzida (mín.)	32
B - Comprimento da seção da garra (mín.)	30
C - Largura da seção da garra (aprox.)	10

A velocidade de 2 mm/min foi utilizada para obtenção dos limites de escoamento, de resistência e alongamento dos materiais como descrito por XU *et al.*, (2017).

Os ensaios de tração ocorreram no Laboratório de Materiais do Centro Tecnológico do Exército (CTEx), utilizando uma máquina do fabricante Instron, modelo 5969 com célula de carga de 50 kN.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Devido a falta de literatura do material em estudo, algumas comparações dos resultados foram realizadas com aços IF, DP e TRIP de forma a conduzir a discussão dos resultados apresentados.

4.1 DENSIDADE DAS LIGAS

Por apresentar elevadas adições de Al (% em peso) os aços em estudo apresentam valores de densidade relativamente menores em relação aos aços TRIP convencionais. A Equação 4.1 foi utilizada para estipular a densidade dos materiais.

$$D = \frac{m}{v} \quad \text{Equação 4.1}$$

Onde:

D = densidade (g/cm³);

m = massa (g);

v = volume (cm³).

Na TAB.4.1 estão apresentados os valores referentes as densidades das ligas em análise. É importante salientar que devido a transformação de fase por solicitação mecânica, a densidade do material pode alterar. Então, por este motivo, calculou-se a densidade das ligas para a condição final, ou seja, recozidas após laminação (RL50R).

TAB.4.1 Densidade calculada das ligas em estudo.

Amostras	Densidade (g/cm ³)
CR2	7,5255
CR1	7,6328
CR4	7,4867
CR3	7,5304

Além da redução da densidade quando comparado aos aços convencionais (7,86 g/cm³), os aços TRIP com elevadas adições de Al (% em peso), possibilitam também a

redução de peso do automóvel através da diminuição da espessura das chapas utilizadas. Estudos anteriores para materiais desta classe indicaram que são capazes de apresentar elevados valores de resistência mecânica combinada com altos percentuais de alongamento uniforme (CHATERJEE *et al*, 2007; JUNG, 2011; YI *et al*, 2014) favorecendo a utilização de chapas mais finas sem prejudicar as propriedades do material. Elevadas relações de resistência e alongamento uniforme também foram obtidas neste trabalho (seção 4.6).

Em relação as diferentes composições analisadas, verifica-se que a liga CR4 apresentou o menor valor de densidade. Essa liga apresenta a maior adição em peso de Al na sua composição (5.5% em peso).

4.2 PROCESSAMENTO MECÂNICO

Cinquenta e oito amostras de dimensões 12x20x1,2 mm foram laminadas a frio almejando deformações de 30% nos dois primeiros passes e de 15% nos passes consecutivos (as amostras que foram laminadas com 50% de redução na espessura, somente foram submetidas aos dois primeiros passes; as laminadas a 70% passaram por todas as reduções) na espessura.

Os valores referentes as reduções na espessura em cada passe de laminação estão ilustrados nas TABs. 4.2 e 4.3. Na TAB. 4.2 são informados os valores referentes a redução de 50% na espessura e na TAB 4.3 são informados os valores referentes a redução de 70%.

TAB. 4.2 Valores de espessura obtidos após laminação a frio com redução de 50%.

Amostras	Espessura inicial (mm)	Espessura por passe (mm)	
		1°	2°
CR2	1,16	0,82	0,58
CR1	1,13	0,78	0,59
CR4	1,15	0,80	0,61
CR3	1,11	0,76	0,59

TAB. 4.3 Valores de espessura obtidos após laminação a frio com redução de 70% .

Amostras	Espessura inicial (mm)	Espessura por passe (mm)				
		1°	2°	3°	4°	5°
CR2	1,16	0,82	0,58	0,49	0,42	0,35
CR1	1,13	0,78	0,59	0,51	0,43	0,37
CR4	1,15	0,80	0,61	0,50	0,42	0,36
CR3	1,11	0,76	0,59	0,50	0,42	0,35

A redução por passe (RP) e redução acumulada total (RAT) obtidas nos processos de laminação a frio estão presentes nas TABs. 4.4 e 4.5. Na TAB. 4.4 são informados os valores referentes a redução de 50% na espessura e na TAB. 4.5 são apresentados os valores referentes a redução de 70%.

TAB. 4.4 Redução por passe e redução acumulada total para a laminação a frio com redução de 50% na espessura.

Amostras	RP (%)		RAT (%)
	1° Passe	2° Passe	
CR2	29,31	29,27	58,58
CR1	30,97	24,36	55,33
CR4	30,43	23,75	54,18
CR3	31,53	22,37	53,90

TAB. 4.5 Redução por passe e redução acumulada total para a laminação a frio com redução de 70% na espessura.

Amostras	RP (%)					RAT (%)
	1° Passe	2° Passe	3° Passe	4° Passe	5° Passe	
CR2	29,31	29,27	15,52	14,28	16,6	104,98
CR1	30,97	24,36	13,56	15,68	13,95	98,52
CR4	30,43	23,75	18,03	16	14,28	102,49
CR3	31,53	22,37	15,25	16	16,6	101,75

A partir dos valores das reduções por passe obtidos, após cada passe de laminação ilustrados nas TABs. 4.4 e 4.5, calculou-se as deformações verdadeiras impostas em cada processo de redução, juntamente com a deformação efetiva seguindo as Equações 4.2. e 4.3, respectivamente.

$$\varepsilon = \ln \frac{e_i}{e_f} \quad \text{Equação 4.2}$$

Onde:

ε = deformação verdadeira imposta em cada processo de redução;

e_i = espessura inicial;

e_f = espessura final.

$$\varepsilon_{ef} = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon \quad \text{Equação 4.3}$$

Onde:

ϵ_{ef} = deformação efetiva imposta em cada processo de laminação;

ϵ = deformação verdadeira.

Com a finalidade de avaliar a homogeneidade da deformação do processo de laminação utilizou-se o parâmetro Δ que pode ser obtido segundo a Equação 4.4 descrita por Backofen (1972). Valores de $\Delta > 1$ representam deformação heterogênea e para valores $\Delta < 1$ homogênea.

$$\Delta = \frac{2-r}{2} \sqrt{\frac{\epsilon_i}{r.R}} \quad \text{Equação 4.4}$$

Onde:

ϵ_i = espessura inicial;

r = redução em cada passe;

R = raio do cilindro de laminação.

Os valores obtidos para a deformação verdadeira, deformação efetiva e parâmetro Δ em cada passe de redução estão presentes nas TABs. 4.6 e 4.7. Os dois primeiros passes de laminação foram idênticos nos dois processos realizados. Então, na TAB 4.7 somente será apresentado os valores a partir do 3º passe de laminação.

TAB. 4.6 Deformações impostas em cada processo de redução para as amostras laminadas a 50%.

Amostra	Passe	ϵ	ϵ_{ef}	Δ
CR2	1º	0,34	0,39	0,169
	2º	0,34	0,39	0,169
CR1	1º	0,37	0,43	0,161
	2º	0,27	0,31	0,189
CR4	1º	0,36	0,42	0,165
	2º	0,27	0,31	0,194
CR3	1º	0,37	0,43	0,158
	2º	0,25	0,29	0,1978

TAB. 4.7 Deformações impostas em cada processo de redução para as amostras laminadas a 70%.

Amostra	Passe	ϵ	ϵ_{ef}	Δ
CR2	3°	0,17	0,20	0,472
	4°	0,15	0,17	0,496
	5°	0,18	0,21	0,454
CR1	3°	0,14	0,16	0,504
	4°	0,17	0,20	0,463
	5°	0,15	0,17	0,496
CR4	3°	0,20	0,23	0,430
	4°	0,17	0,20	0,462
	5°	0,14	0,16	0,494
CR3	3°	0,16	0,18	0,467
	4°	0,17	0,20	0,493
	5°	0,15	0,17	0,444

Em relação as reduções aplicadas, verifica-se que para os valores obtidos para o primeiro passe, em todas as amostras e para os dois processamentos de laminação realizados, foi consideravelmente próximo ao valor almejado. Entretanto, para o segundo passe com exceção da liga CR2 todas as outras amostras apresentaram valores de redução média de 24% (TABs. 4.4 e 4.5)

Para as amostras que passaram pela laminação com redução de 70% na espessura (TAB. 4.5), observa-se que o 3°, 4° e 5° passe alcançaram a redução pretendida em torno de 15%. Esses passes foram realizados em um laminador de ourives o que pode ter possibilitado que essas reduções se mantivessem próximo ao almejado.

No que se refere ao parâmetro Δ (TABs. 4.6 e 4.7), observou-se que o mesmo apresentou valores menores que 1 para todas as reduções realizadas. Assim, as duas rotas de laminação apresentaram deformações homogêneas com base no critério selecionado.

4.3 ANÁLISE TÉRMICA VIA DSC

As quatro ligas na condição como recebida foram caracterizadas por Baêta Júnior (2016) como multifásicas com a presença de ferrita, bainita superior, austenita retida, perlita e bainita inferior. Através dessa microestrutura, era esperado que durante a análise de DSC fosse observada a presença de picos endotérmicos relativos a transições de fases durante a etapa de aquecimento. Análises das FIG. 4.1 até FIG. 4.4 permitem observar as temperaturas de

transição de fases das 4 ligas nas condições como recebida (CR), recozida a 1000 °C (R), laminada a 50% (RL50), laminada a 70% (RL70), recozido após laminação a 50% (RL50R) e recozido após laminação a 70% (RL70R). Essas amostras foram submetidas ao ciclo térmico de 25 a 1000 °C com taxa de aquecimento de 10 °C/min. Os resultados referentes a taxa de aquecimento de 10 °C/min foram selecionados por apresentarem curvas endotérmicas mais definidas. Em taxas maiores, as inflexões se tornaram mais abrangentes e menos intensas dificultando a interpretação dos pontos de máximo e mínimo.

Durante o aquecimento, para todas as análises de DSC, observa-se a presença de um primeiro pico entre 730 e 760 °C podendo este ser referente a reversão da transformação eutetóide. Nessa temperatura, a segunda fase rica em elementos de liga pode estar entrando em solução sólida (SRIVASTAVA, 2007).

Um segundo evento endotérmico se fez presente para as amostras recozidas (exceto para as amostras CR4R e CR3RL70R) como pode ser observado nas FIG. 4.1 até FIG. 4.4. Observa-se que este pico está presente entre 760 e 800 °C para todas as ligas analisadas. Entretanto, com base na literatura disponível, ainda não foi possível identificar a fundamentação teórica deste fenômeno. Análises das condições que apresentaram esse evento foram refeitas nas mesmas condições e não observou-se mudanças no comportamento das curvas.

Após um último evento endotérmico se fez presente nas análises com picos de máximo entre aproximadamente 790 e 870 °C, exceto para a amostra CR3R que apresentou comportamento distinto. Observa-se que este evento apresenta mais de um pico de máximo, sendo indicativo de transformações sobrepostas na faixa de temperatura de início e fim. O primeiro pico pode estar associado ao enriquecimento de elementos de liga da ferrita- α para se transformar em austenita. O segundo pico pode estar associado a transformação da ferrita- α enriquecida em austenita. Ao se confrontar os resultados de DSC deste presente trabalho com resultados de análise dilatometria de diferentes trabalhos da literatura observa-se a determinação das temperaturas A_{c1} e A_{c3} com eventos intermediários entre estas temperaturas de transformação, a citar os trabalhos de Chen *et al.* (2015) e Echeverri (2017). Os resultados de dilatometria referentes a estes trabalhos encontram-se ilustrados nos Anexos 1.1 e 1.2, respectivamente.

Em relação à composição química, verifica-se a influência dos elementos de liga na posição das curvas. Para a liga CR4 que apresenta os maiores percentuais de adição de elementos de liga (em peso), verifica-se que as temperaturas de início e fim do campo

intercrítico se fazem presentes em valores mais elevados quando comparados as outras ligas. Estudos realizados por Kang (1992), Guo (2004) e Nath (1994) revelam como o aumento da adição de elementos de liga influenciam no início das transformações de fases podendo deslocá-las para temperaturas superiores.

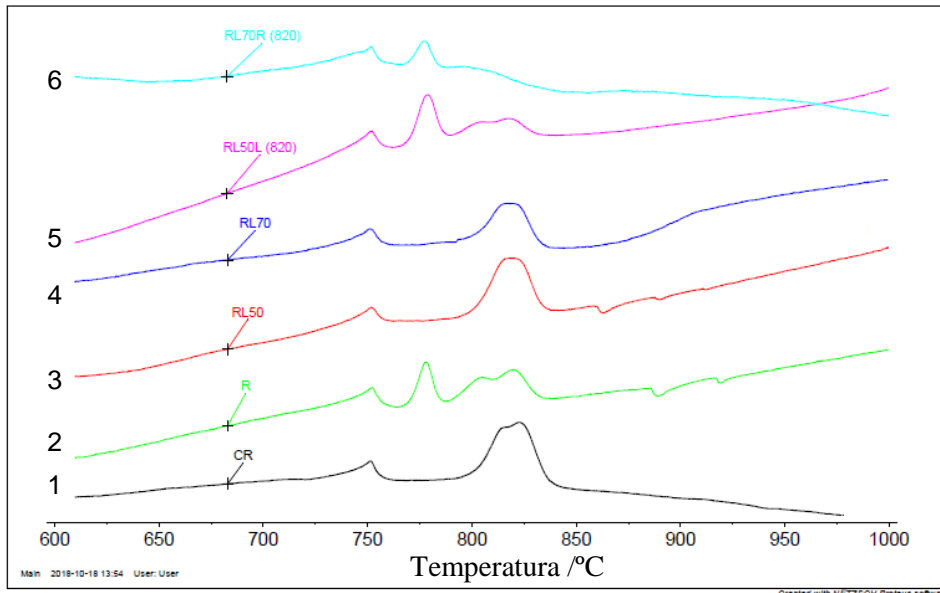


FIG. 4.1 Curvas resultantes do ensaio de DSC para a amostra CR2: CR (curva em preto - 1), R (curva em verde - 2), RL50 (curva em vermelho - 3), RL70 (curva em azul escuro - 4), RL50R (curva em rosa - 5) e RL70R (curva em azul claro - 6) com taxa de aquecimento de 10 °C/min.

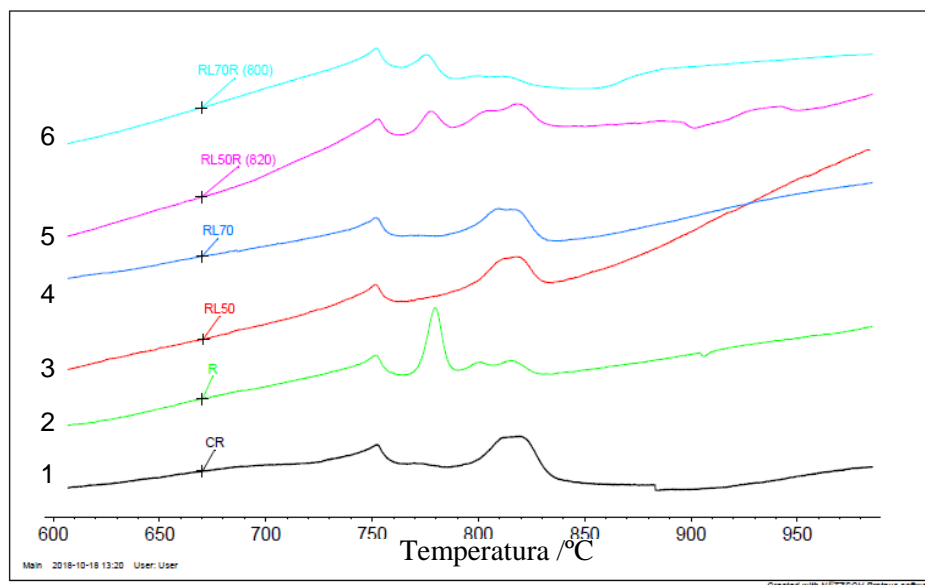


FIG. 4.2 Curvas resultantes do ensaio de DSC para a amostra CR1: CR (curva em preto - 1), R (curva em verde - 2), RL50 (cura em vermelho - 3), RL70 (curva em azul escuro - 4), RL50R (curva em rosa - 5) e RL70R (curva em azul claro - 6) com taxa de aquecimento de 10 °C/min.

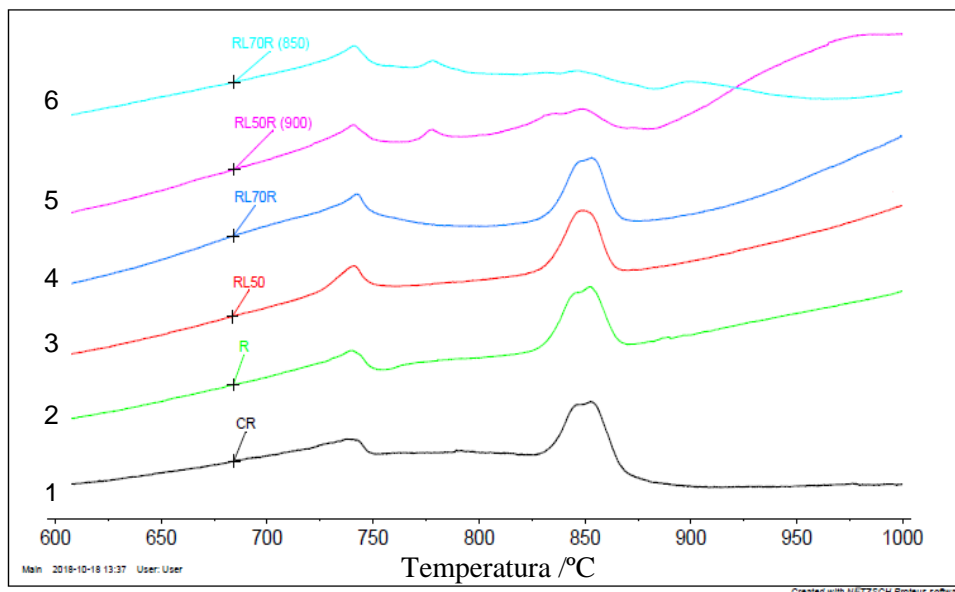


FIG. 4.3 Curvas resultantes do ensaio de DSC para a amostra CR4: CR (curva em preto - 1), R (curva em verde - 2), RL50 (curva em vermelho - 3), RL70 (curva em azul escuro - 4), RL50R (curva em rosa - 5) e RL70R (curva em azul claro - 6) com taxa de aquecimento de 10 °C/min.

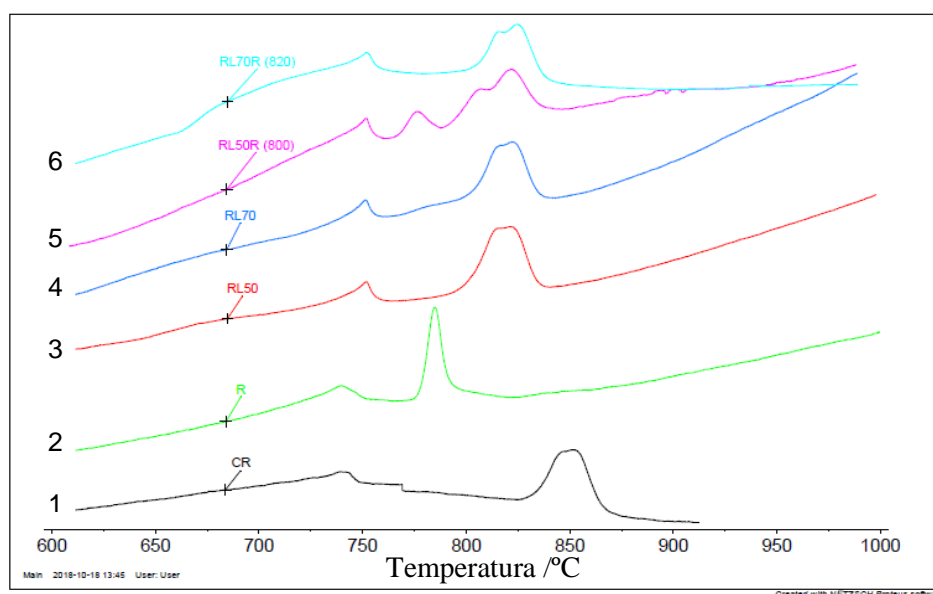


FIG. 4.4 Curvas resultantes do ensaio de DSC para a amostra CR3: CR (curva em preto - 1), R (curva em verde - 2), RL50 (curva em vermelho - 3), RL70 (curva em azul escuro - 4), RL50R (curva em rosa - 5) e RL70R (curva em azul claro - 6) com taxa de aquecimento de 10 °C/min.

Os valores das temperaturas de início e fim do campo intercrítico para as quatro composições estudadas estão presentes nas TAB. 4.8 até TAB. 4.11.

TAB. 4.8 Valores das temperaturas (°C) iniciais e finais do campo intercrítico para a liga CR2

Amostra CR2	Ac ₁	Ac ₃
CR	793	846
R	784	842
RL50	802	835
RL70	804	834
RL50R	785	835
RL70R	782	843

TAB. 4.9 Valores das temperaturas (°C) iniciais e finais do campo intercrítico para a liga CR1.

Amostra CR1	Ac ₁	Ac ₃
CR	789	842
R	792	835
RL50	796	830
RL70	794	830
RL50R	789	836
RL70R	792	841

TAB. 4.10 Valores das temperaturas (°C) iniciais e finais do campo intercrítico para a liga CR4.

Amostra CR4	Ac ₁	Ac ₃
CR	830	869
R	831	866
RL50	832	865
RL70	832	867
RL50R	815	879
RL70R	817	872

TAB. 4.11 Valores das temperaturas (°C) iniciais e finais do campo intercrítico para a liga CR3.

Amostra CR3	Ac ₁	Ac ₃
CR	829	867
R	-	-
RL50	800	842
RL70	804	836
RL50R	795	847
RL70R	801	844

Baêta Júnior (2016) realizou em seu trabalho o recozimento a 900 °C por 3 min para este mesmo material e obteve uma estrutura completamente recristalizada.

Estudos de dilatometria foram efetuados por Yi (2010) sendo observado que em temperaturas entre 900 °C e 1200 °C a ferrita- δ se manteve estável.

Com base nos resultados obtidos pelas análises térmicas via DSC das amostras na condição CR e através da literatura disponível observa-se que o campo “austenítico” onde

coexistirão somente ferrita- δ e austenita nos materiais para as ligas CR1 e CR2 (CR) inicia em aproximadamente 850 °C e para as ligas CR3 e CR4 (CR) em aproximadamente 870 °C. Assim, a temperatura selecionada para o primeiro tratamento térmico (1000 °C) se fez presente neste campo para todas as amostras.

Os valores extraídos da curva de DSC das amostras laminadas (curvas em vermelho – 3 e azul escuro - 4 nas FIGs. 4.1 até 4.4) estão presentes na TAB. 4.12. Esses valores foram selecionados conforme descrito na seção 3.2.2.1 (FIG. 3.5) para a seleção da melhor condição do último recozimento. Um total de 24 amostras foram tratadas nessas temperaturas.

TAB. 4.12 Valores das temperaturas utilizadas para a definição do último recozimento com auxílio da técnica de DSC.

Amostras	Temperaturas (°C)		
	T1	T2	T3
CR2 RL50	800	820	850
CR2 RL70	800	820	850
CR1 RL50	800	820	850
CR1 RL70	800	820	850
CR4 RL50	830	850	900
CR4 RL70	830	850	900
CR3 RL50	800	820	850
CR3 RL70	800	820	850

4.4 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Análises de difração de raios X foram realizadas em todas as condições das amostras com o intuito de investigar a influência dos percentuais de redução de laminação e dos tratamentos térmicos na textura cristalográfica e na fração volumétrica das fases presentes através de análises qualitativas e quantitativas.

4.4.1 ANÁLISE QUALITATIVA DAS FASES

Os difratogramas foram obtidos através de varreduras realizadas nas amostras na superfície da chapa para observação dos picos de difração. Nas FIGs. 4.5 até 4.12 são

mostrados os picos de difração de raios X obtidos para as amostras em estudo recozidas (R), laminadas a 50% (RL50), laminadas a 70% (RL70), recozidas após laminação a 50% (RL50R) e recozidas após laminação a 70% (RL70R). As curvas referentes as amostras recozidas após laminação (RL50R e RL70R) estão ilustradas em 3 temperaturas nessas figuras. Seis amostras de cada composição (3 laminadas a 50% e 3 laminadas a 70%) foram tratadas termicamente com base nos resultados prévios do DSC (referêntes as amostras RL50 e RL70) almejando estimar a melhor condição para o último recozimento. As temperaturas de tratamento utilizadas estão presentes na TAB. 4.12.

Após a realização dos tratamentos térmicos e processamentos mecânicos propostos, observa-se que a fase CCC da matriz (ferrita) se mantém presente com os mesmos picos de difração para todas as amostras. Apenas nas condições laminadas observa-se um alargamento dos picos sendo este indicativo do aumento das tensões internas. Neto (2013) afirma que os planos (110) CCC, (200) CCC e (211) CCC e os ângulos de difração próximos a 52°, 77° e 100°, em tubo de cobalto, respectivamente são característicos da ferrita- α .

Os difratogramas obtidos para o estado de entrega por Baêta Júnior (2016) indicam em todas as quatro amostras em estudo a presença de planos referentes a ferrita (110) CCC, (200) CCC e (211) CCC em ângulos de difração de aproximadamente 52°, 77° e 100° respectivamente. Estes difratogramas estão ilustrados no Anexo 2 sendo as amostras 1ET, 2ET, 3ET e 4ET referentes as amostras CR1, CR2, CR3 e CR4, respectivamente.

Em relação aos picos referentes a austenita, observa-se que houve uma redução na intensidade dos mesmos nos difratogramas relacionados as amostras laminadas (RL50 e RL70) em comparação as amostras recozidas (R). As amostras que passaram pelo segundo recozimento após laminação (curvas referente as amostras RL50R e RL70R) observa-se que os picos referentes a austenita voltaram a se fazer presentes com intensidades variando com a temperatura do tratamento em relação ao material laminado (RL50 e RL70). Esse fenômeno pode estar relacionado a transformação reversa da austenita (ZANG *et al.*, 2014; Cai *et al.*, 2013).

Em comparação aos resultados obtidos por Baêta Júnior (2016), para o estado de entrega (Anexo 2), observa-se que nas amostras CR1 e CR4 a presença do plano (200) CFC próximo a 70°, em tubo de cobalto, foi extinto. Outros planos tais como (111) CFC e (311) CFC passaram a coexistir em quase todas as condições recozidas (R, RL50R e RL70R) favorecendo a possibilidade de ocorrência do efeito-TRIP. Entretanto, o plano (220) CFC

próximo a 60° deixou de existir na amostra CR2 após o recozimento a 1000°C indicando que uma elevada fração volumétrica de austenita se transformou em ferrita.

A fim de tornar a exposição dos resultados mais dinâmica, os difratogramas estão distribuídos em 8 figuras sendo 4 referentes as amostras laminadas a 50% e 4 laminadas a 70%. Nas FIGs. 4.5 até 4.12 estão ilustrados todos os difratogramas obtidos para as ligas. A curva referente ao primeiro recozimento a 1000°C , está sendo apresentada em duplicata, sendo presente nos difratogramas referentes as amostras laminadas a 50% e 70% para uma mesma liga.

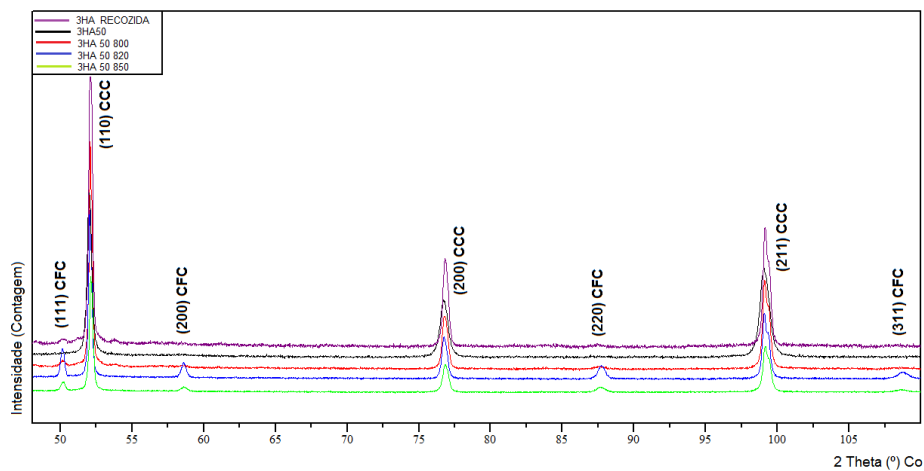


FIG. 4.5 Difratograma da amostra CR2: recozida a 1000°C (CR2 RECOZIDA), laminado a 50% (CR2 50), recozido após laminação a 800°C (CR2 50 800), recozido após laminação a 820°C (CR2 50 820), recozido após laminação a 850°C (CR2 50 850).

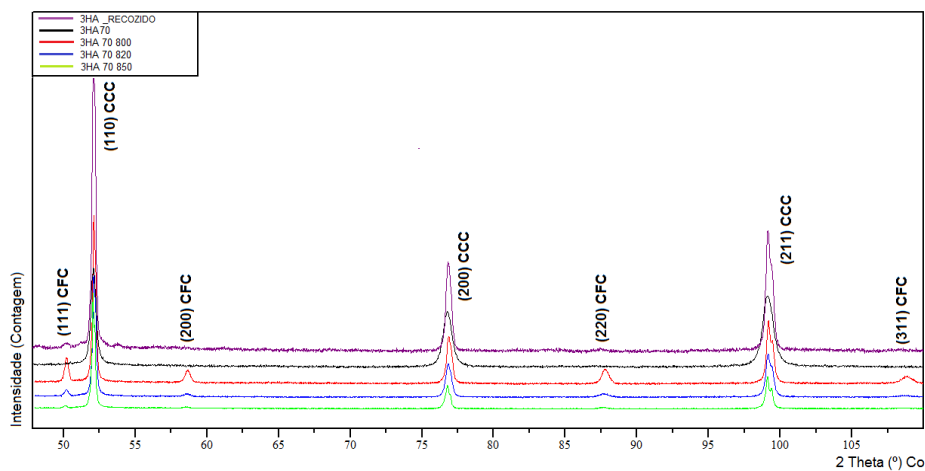


FIG. 4.6 Difratograma da amostra CR2: recozida a 1000°C (CR2 RECOZIDA), laminado a 70% (CR2 70), recozido após laminação a 800°C (CR2 70 800), recozido após laminação a 820°C (CR2 70 820), recozido após laminação a 850°C (CR2 70 850).

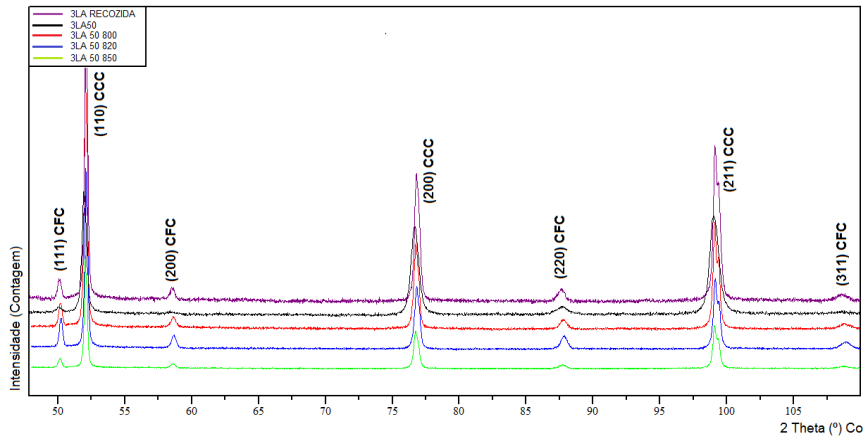


FIG. 4.7 Difratoograma da amostra CR1: recozida a 1000 °C (CR1 RECOZIDA), laminado a 50% (CR1 50), recozido após laminação a 800 °C (CR1 50 800), recozido após laminação a 820 °C (CR1 50 820), recozido após laminação a 850 °C (CR1 50 850).

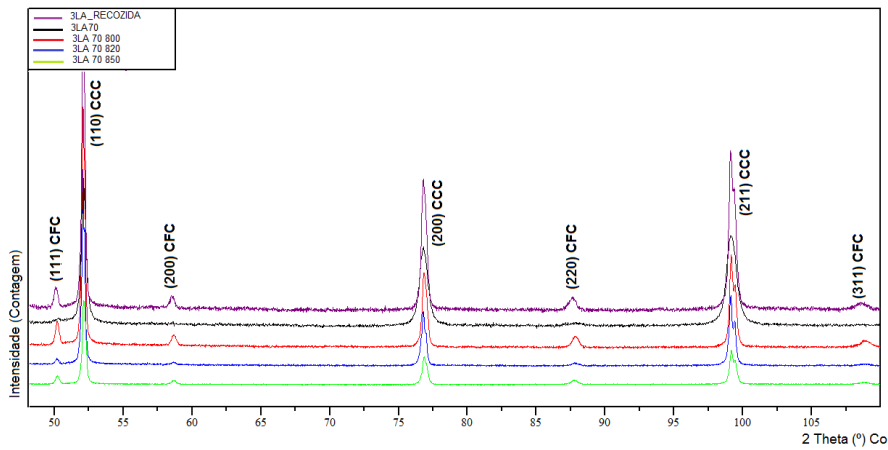


FIG. 4.8 Difratoograma da amostra CR1: recozida a 1000 °C (CR1 RECOZIDA), laminado a 70% (CR1 70), recozido após laminação a 800 °C (CR1 70 800), recozido após laminação a 820 °C (CR1 70 820), recozido após laminação a 850 °C (CR1 70 850).

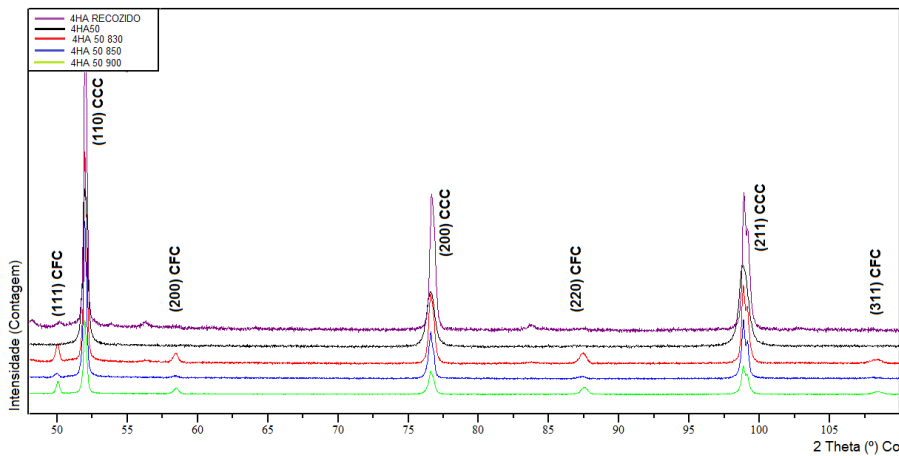


FIG. 4.9 Difratoograma da amostra CR4: recozida a 1000 °C (CR4 RECOZIDA), laminado a 50% (CR4 50), recozido após laminação a 830 °C (CR4 50 830), recozido após laminação a 850 °C (CR4 50 850), recozido após laminação a 900 °C (CR4 50 900).

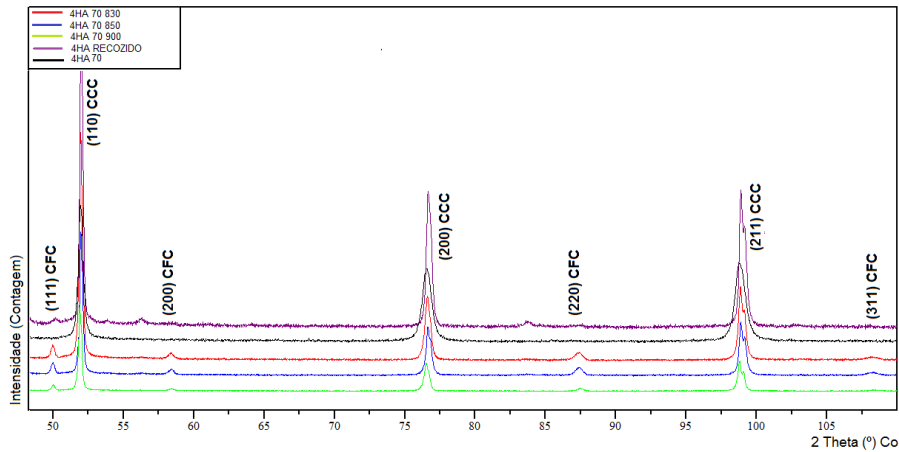


FIG. 4.10 Difratoograma da amostra CR4: recozida a 1000 °C (CR4 RECOZIDA), laminado a 70% (CR470), recozido após laminação a 830 °C (CR4 70 830), recozido após laminação a 850 °C (CR4 70 850), recozido após laminação a 900 °C (CR4 70 900).

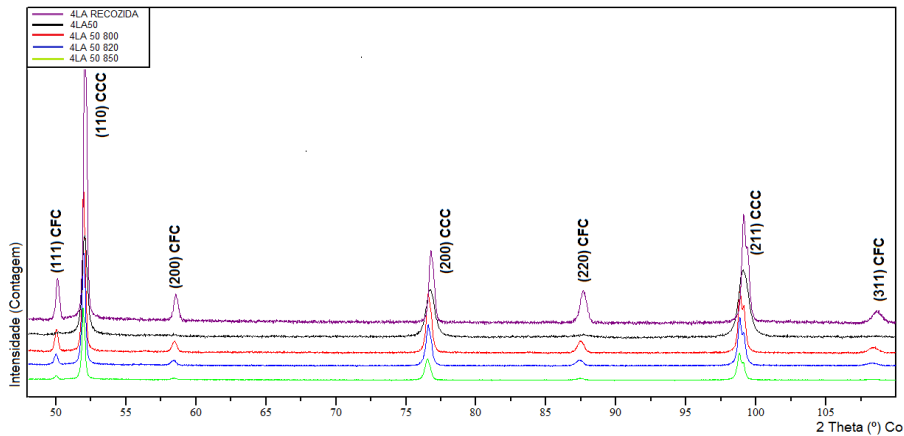


FIG. 4.11 Difratoograma da amostra CR3: recozida a 1000 °C (CR3 RECOZIDA), laminado a 50% (CR3 50), recozido após laminação a 800 °C (CR3 50 800), recozido após laminação a 820 °C (CR3 50 820), recozido após laminação a 850 °C (CR3 50 850).

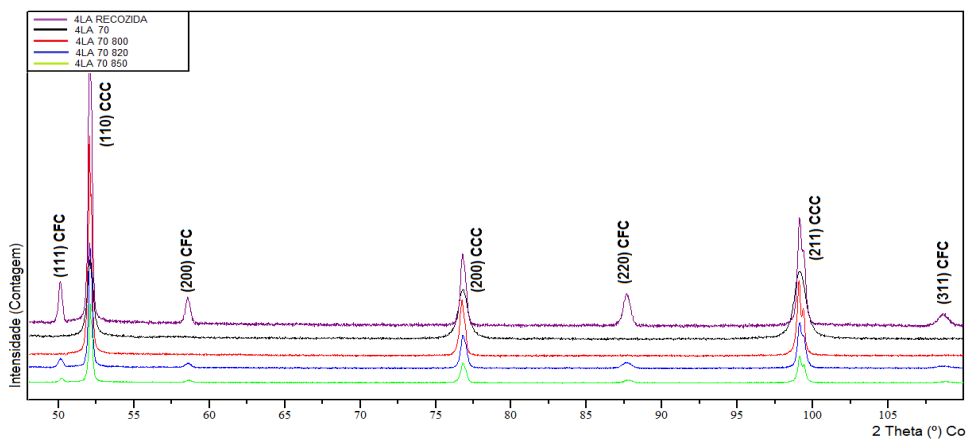


FIG. 4.12 Difratoograma da amostra CR3: recozida a 1000 °C (CR3 RECOZIDA), laminado a 70% (CR3 70), recozido após laminação a 800 °C (CR3 70 800), recozido após laminação a 830 °C (CR3 70 830), recozido após laminação a 850 °C (CR3 70 850).

4.4.2 ANÁLISE QUANTITATIVA DAS FASES

Os resultados referentes as frações volumétricas da austenita retida e ferrita total obtidas com auxílio dos *softwares* Origin e X'Pert Data Viewer estão ilustradas na TAB. 4.13. Para as amostras CR2RL70R (850 °C) e CR3RL70R (800 °C) os difratogramas não apresentaram picos referentes a fase CFC. Logo, esses valores não estão presentes na TAB. 4.13.

Comparando as quantificações com auxílio dos *softwares*, verifica-se proximidade nos valores encontrados.

Após a realização das análises qualitativas, quantitativas, microestrutural (imagens g até j nas FIGs. 4.17 até 4.20) e avaliações da textura cristalográfica (Apêndice 2) selecionou-se as temperaturas para o recozimento após a laminação (recozimento final). De posse de todas essas análises realizadas, verificou-se que todas as amostras apresentavam intensidade máxima de textura cristalográfica igual a 3. Assim, esta análise não pode ser utilizada como parâmetro para seleção das temperaturas. Entretanto, de posse dos difratogramas das amostras (curvas em vermelho, azul e verde nas FIGs. 4.5 até 4.12), observou-se distintas intensidades dos picos referentes a austenita após os recozimentos. Deste modo, análises quantitativas foram realizadas para essas condições como ilustrado na TAB. 4.13. Em seguida, análises com auxílio do MO foram realizadas nas amostras que apresentavam os maiores percentuais de austenita na microestrutura. De posse desses resultados as melhores temperaturas foram selecionadas sendo elas as que favorecem o maior percentual de austenita retida nas ligas e uma microestrutura completamente recristalizada. Os materiais em estudo apresentam o efeito-TRIP. Assim, um maior percentual de austenita na microestrutura poderia favorecer seu comportamento mecânico.

As temperaturas que apresentaram as maiores frações volumétricas de austenita para cada amostra obtidas com auxílio dos *softwares* se encontram em negrito na TAB. 4.13. Sendo elas as selecionadas para o último tratamento.

TAB. 4.13 Frações volumétricas das fases presentes em cada uma das temperaturas de tratamento térmico analisadas.

Amostras	Temp. (°C)	F. V. (%) - Oring		F. V. (%) X' Pert	
		γ	α	γ	α
CR2RL50	800	1,2	98,8	1,1	98,9
	820	9,1	90,9	9,1	96,2
	850	3,1	96,7	3,8	90,2
CR2RL70	800	7,5	92,5	7,5	92,3
	820	1,8	98,2	2,1	97,9
	850	-	100,0	-	100,0
CR1RL50	800	4,1	95,9	4,4	95,6
	820	9,7	90,3	8,6	91,4
	850	4,1	95,9	4,2	95,8
CR1RL70	800	4,7	95,3	4,6	95,6
	820	1,1	98,9	1,1	98,9
	850	4,5	95,5	4,6	95,4
CR4RL50	830	4,3	95,7	4,2	95,8
	850	1,3	98,7	1,4	98,6
	900	7,9	92,1	8,2	91,8
CR4RL70	830	2,3	97,7	2,2	97,8
	850	3,7	96,3	3,8	96,2
	900	2,5	97,5	2,7	97,3
CR3RL50	800	7,6	92,4	7,0	93,0
	820	4,3	95,7	4,4	95,6
	850	1,9	98,1	2,6	97,4
CR3RL70	800	-	100	-	100
	820	4,1	95,9	3,7	96,3
	850	2,0	98	2,3	97,7

4.4.3 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

As FIGs. 4.13 até 4.16 representam a seção $\Phi = 45^\circ$ das FDOCs em função dos ângulos de Bunge para todas as amostras em todas as condições de processamentos mecânicos e tratamentos térmicos realizados.

Nas FDOCs obtidos por Baêta Júnior (2016) para o estado de entrega (FIGs. 2.24 até 2.27) observa-se a presença de contornos com intensidade máxima igual a 6 e a presença da fibra α , fibra γ e componente cubo. A fibra α , que engloba a componente cubo, é característica de materiais laminados por apresentar direções paralelas a direção de laminação. A fibra γ se faz presente em texturas de recristalização e laminação a frio e sua presença confere boa qualidade de estampagem ao material (SARDINHA *et al.*, 2014).

Através das análises dos resultados obtidos de textura cristalográfica para todas as condições é possível observar a pouca influência que os tratamentos térmicos e processamentos mecânicos provocaram na orientação dos grãos, sendo verificada pela intensidade máxima de contornos igual a 4 para a amostra CR4RL70 (FIG. 4.15.c). Observa-se que as ligas não apresentaram capacidade de acumular textura através das deformações a frio aplicadas.

Entretanto, após as etapas de laminação (sendo mais expressivo para a redução de 70% que apresentaram maiores valores de intensidade), verifica-se um ligeiro alinhamento das orientações em direção a fibra γ . Esse alinhamento também foi observado para as amostras RL50R e RL70R.

Assim, verifica-se que em relação ao estado de entrega como analisado por Baêta Júnior (2016), as etapas de processamento mecânico e tratamentos térmicos empregadas enfraqueceram a textura cristalográfica das ligas em estudo. As ligas como recebidas apresentavam indícios de ter passado por etapas de processamento mecânico e tratamentos térmicos. No decorrer desta pesquisa novas etapas de processamento foram realizadas nos materiais. Essa duplicidade de processamentos aplicados pode ter provocado a redução da intensidade da textura cristalográfica nas ligas. Entretanto, com base nas análises de MEV (seção 4.5.3), verifica-se a presença de precipitados nas microestruturas. Eles podem atuar como bloqueio para a rotação dos grãos, influenciando na textura cristalográfica.

A microestrutura das amostras fornece grande influência no comportamento da textura cristalográfica. Através das análises obtidas com auxílio do MEV (FIGs. 4.25 até 4.44), verifica-se a presença de precipitados nas ligas recozida (R e RLR). Os precipitados podem agir como barreiras para a rotação dos grãos dificultando o movimento dos mesmos.

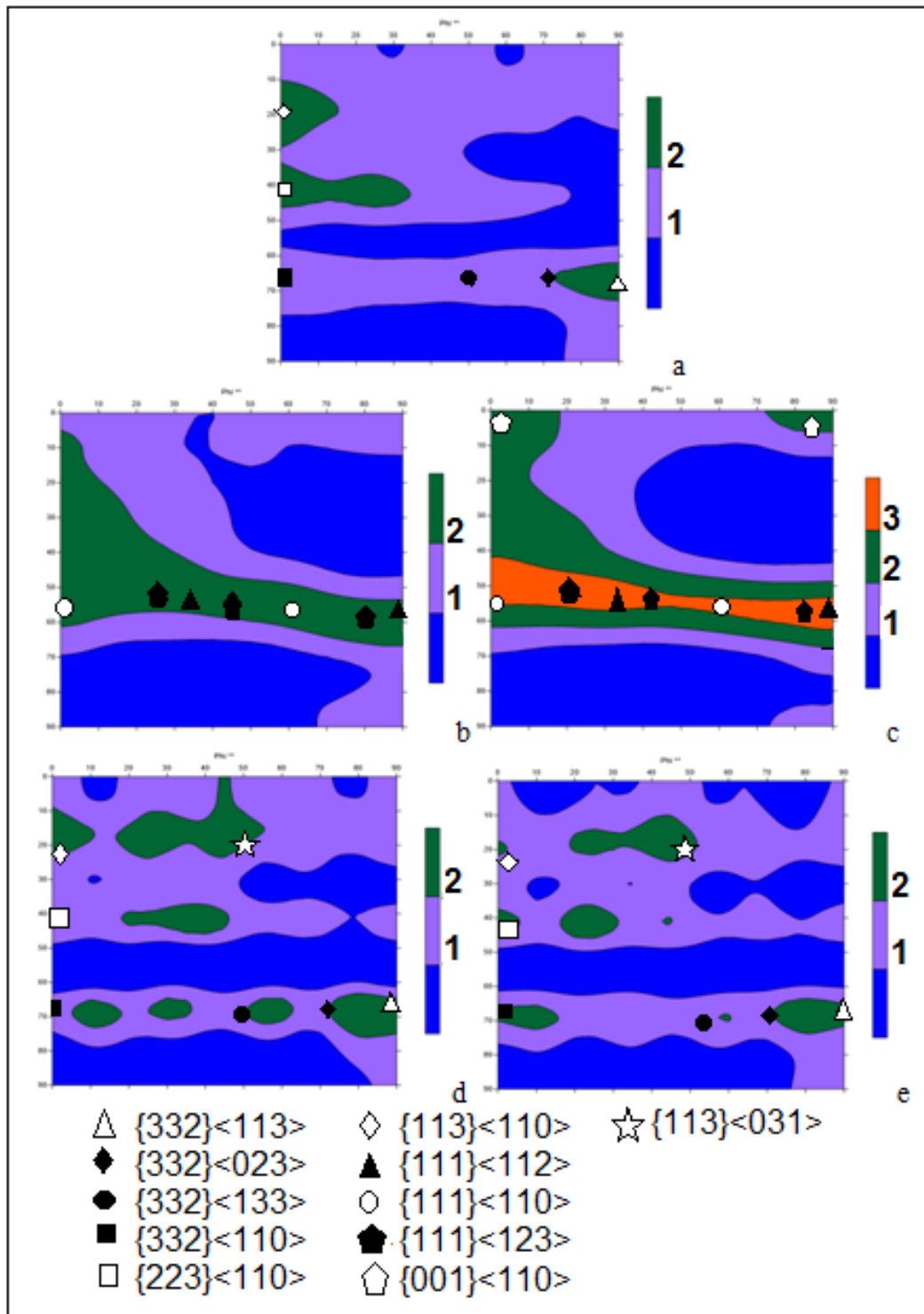


FIG. 4.13 FDOCs das amostras (a) CR2R, (b) CR2RL50, (c) CR2RL70, (d) CR2RL50R (e) CR2RL70R seguindo a notação de Bunge.

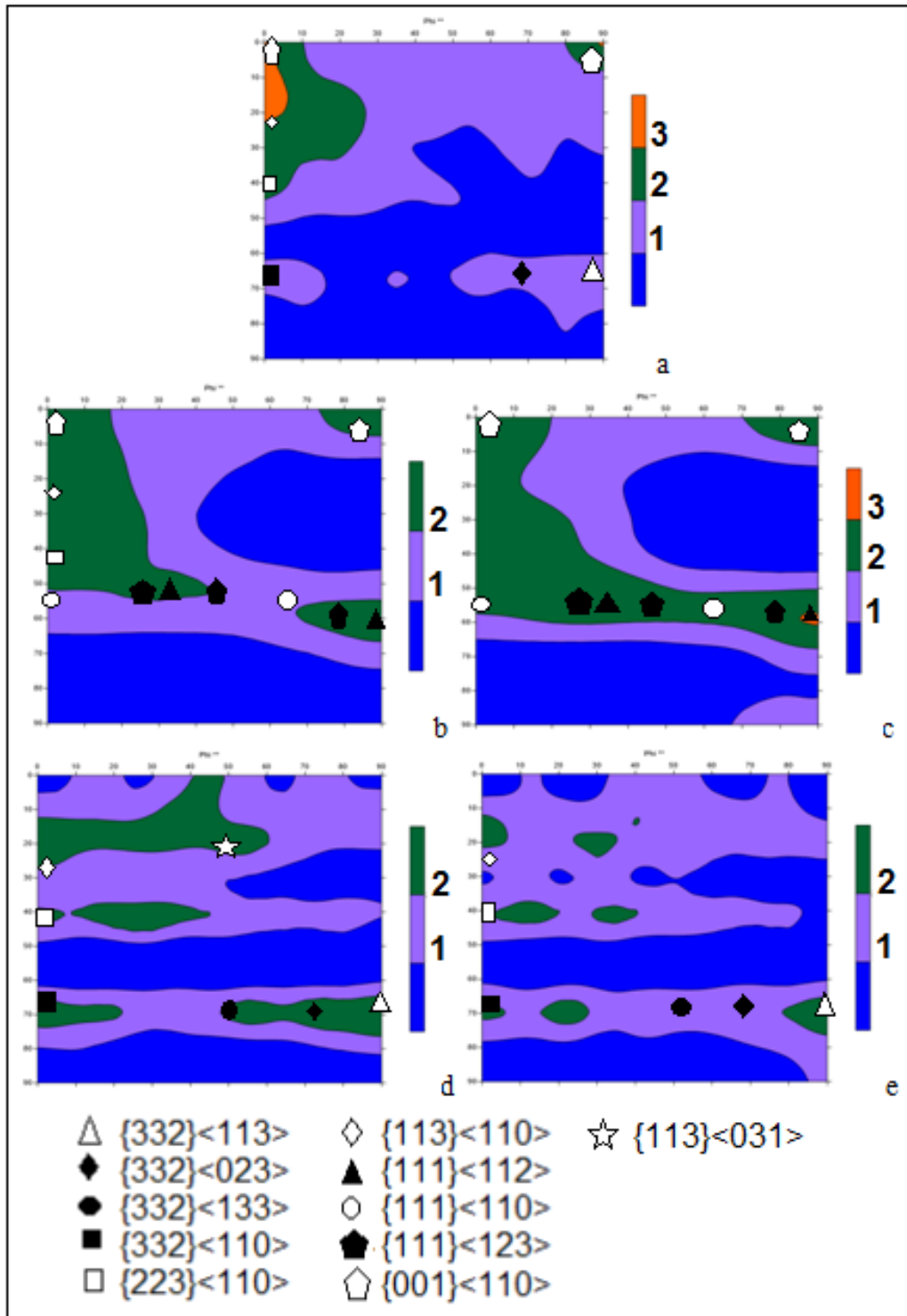


FIG. 4.14 FDOCs das amostras (a) CR1R, (b) CR1RL50, (c) CR1RL70, (d) CR1RL50R (e) CR1RL70R seguindo a notação de Bunge.

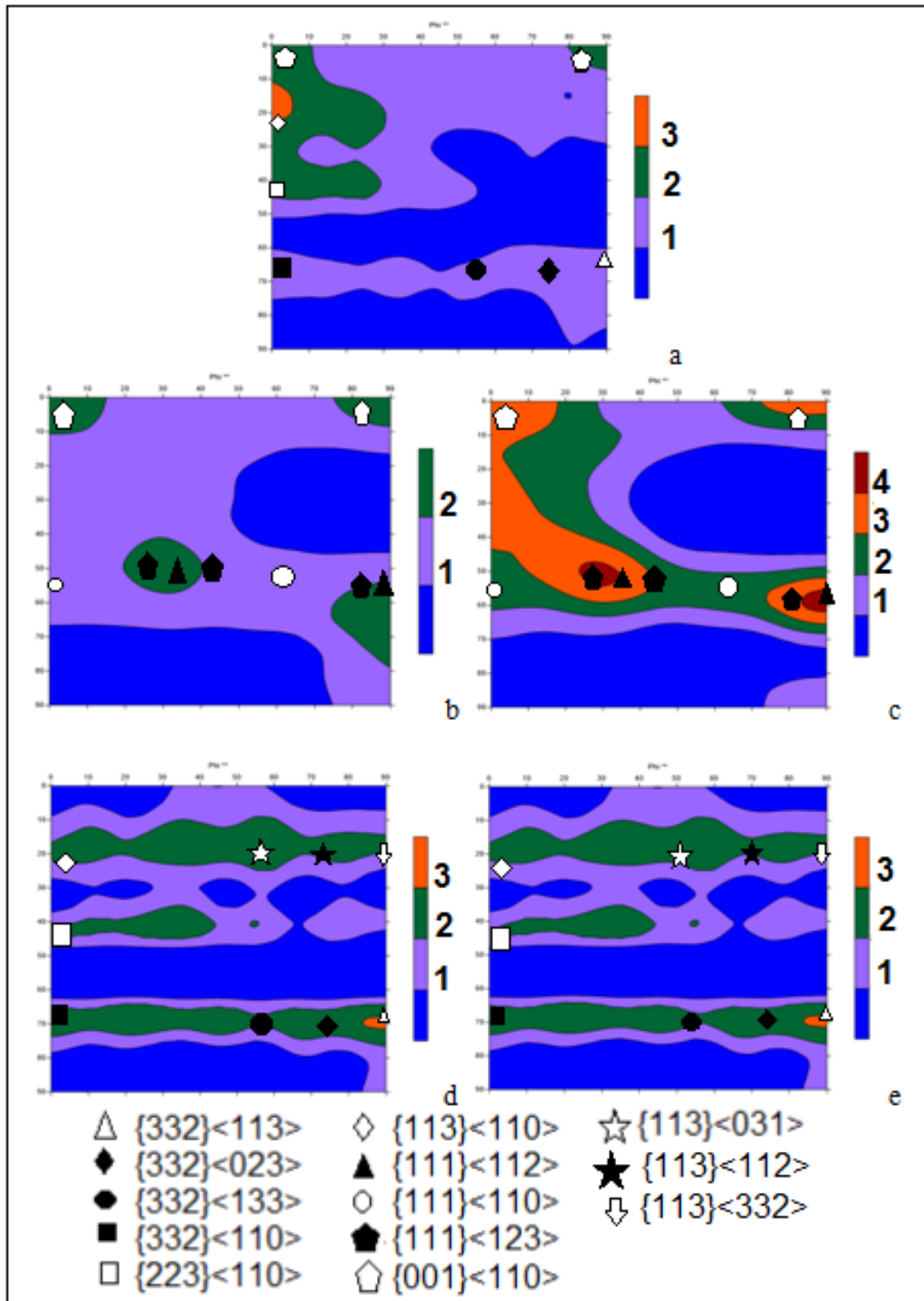


FIG. 4.15 FDOCs das amostras (a) CR4R, (b) CR4RL50, (c) CR4RL70, (d) CR4RL50R (e) CR4RL70R seguindo a notação de Bunge.

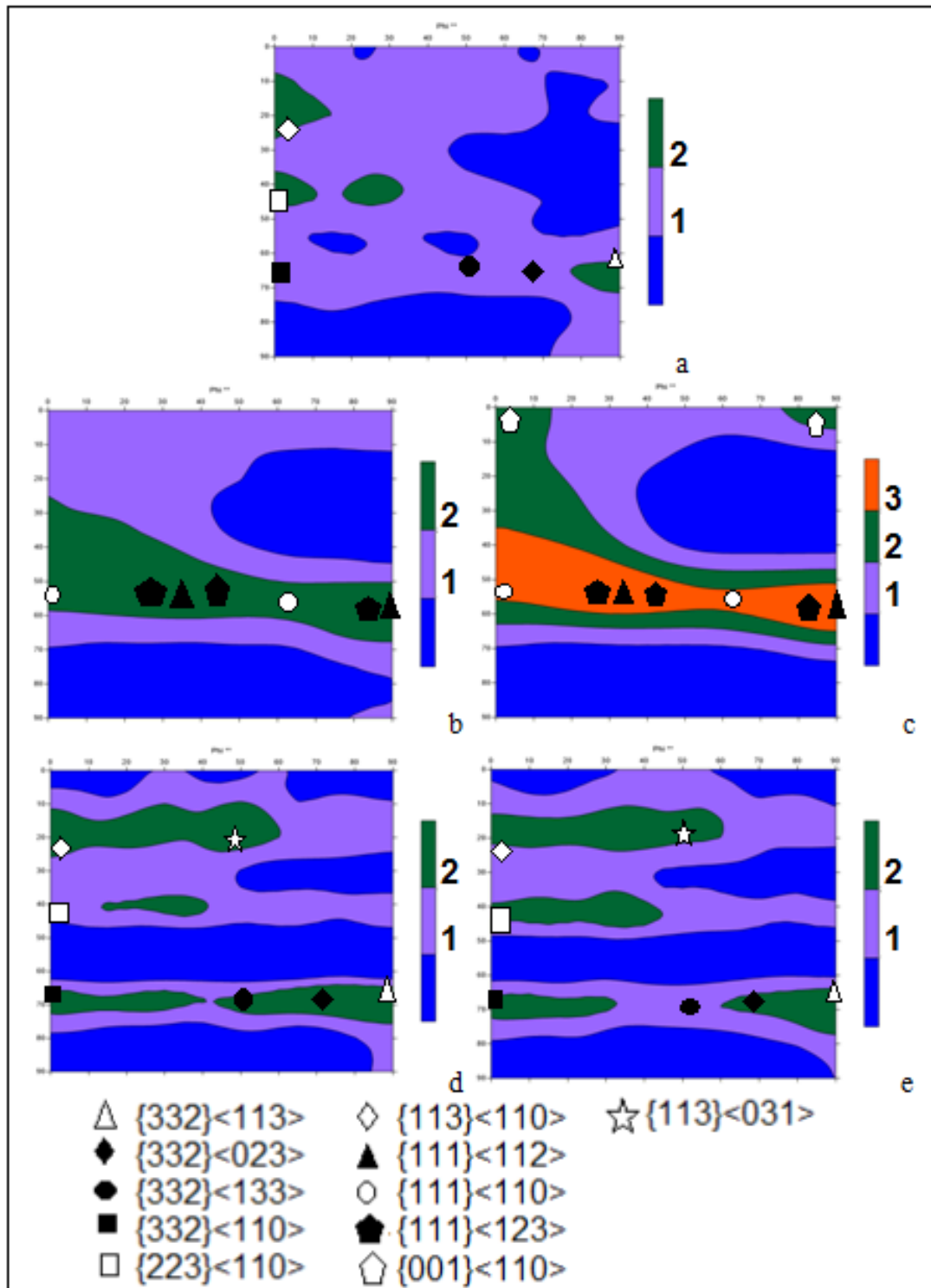


FIG. 4.16 FDOCs das amostras (a) CR3R, (b) CR3RL50, (c) CR3RL70, (d) CR3RL50R (e) CR3RL70R seguindo a notação de Bunge.

4.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

4.5.1 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)

Análises no plano da chapa das amostras foram realizadas em todas as condições com aumentos de 200 x e 500 x (FIGs 4.17 até 4.20). O aumento de 200 x se encontra na coluna da esquerda (a, c, e, g e i) e o de 500 x na direita (b, d, f, h e j).

Verificou-se a presença de microestrutura multifásica composta por grãos claros e escuros em todas as condições analisadas. Os grãos claros presentes nas fotomicrografias são referentes a ferrita devido a utilização do ataque químico com nital 2%.

As amostras CR1 e CR4 apresentaram microestrutura bandeada o que não foi verificado nas amostras CR2 e CR3. Aços ligados que são resfriados lentamente podem apresentar o fenômeno conhecido como bandejamento em sua microestrutura. Esse fenômeno é característico por apresentar bandas alternadas de ferrita e perlita, paralelas ao sentido do processamento mecânico realizado - laminação/trefilação (KRAUSS, 2003).

Em relação aos diferentes processamentos mecânicos e tratamentos térmicos realizados, observa-se a presença de grãos equiaxiais para as amostras que passaram pelo primeiro recozimento a 1000 °C (imagens “a e b” nas FIGs. 4.17 até 4.20) e pelo último recozimento após as etapas de laminação a frio (imagens “g” até “j” nas FIGs. 4.17 até 4.20).

A microestrutura das amostras laminadas a frio (imagens “c” até “f” nas FIGs. 4.17 até 4.20) apresenta grãos visivelmente orientados na direção de laminação, sendo mais visível para o aumento de 500 x. Esse fato já era esperado devido ao encruamento gerado pelo trabalho a frio realizado.

As siglas F e SF presente nas FIGs 4.17 até 4.20 são referêntes as fases ferrita e segunda fase, respectivamente.

Buscando correlacionar a microestrutura com as propriedades mecânicas, análises com auxílio do MEV foram realizadas para suprir as informações que não puderam ser obtidas com auxílio do MO.

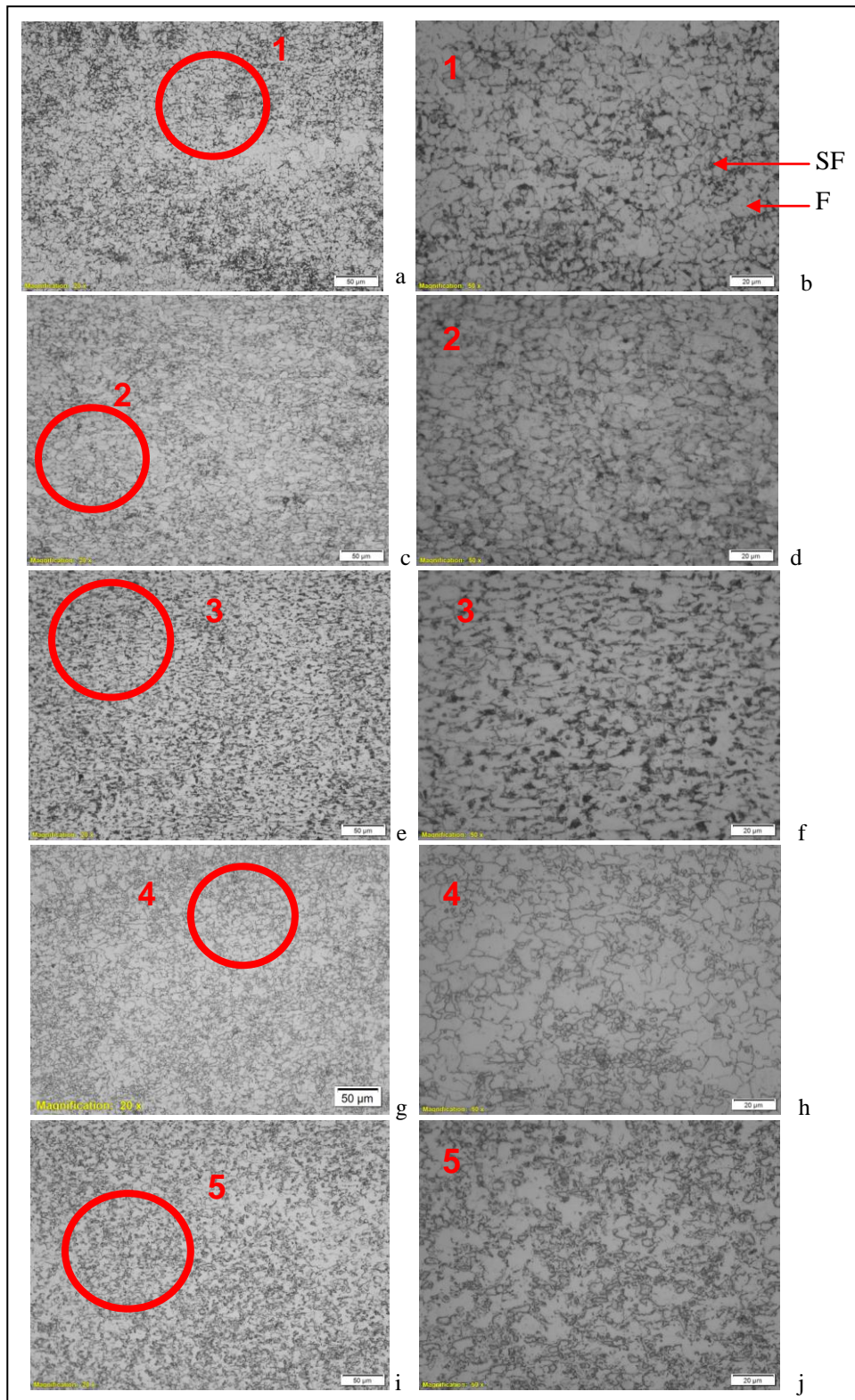


FIG. 4.17 Microestrutura das amostras (a e b) CR2R, (c e d) CR2RL50, (e e f) CR2RL70, (g e h) CR2RL50R e (i e j) CR2RL70R com aumentos de 200 x e 500 x, respectivamente. Ataque Nital 2%. SF = Segunda Fase; F = Ferrita.

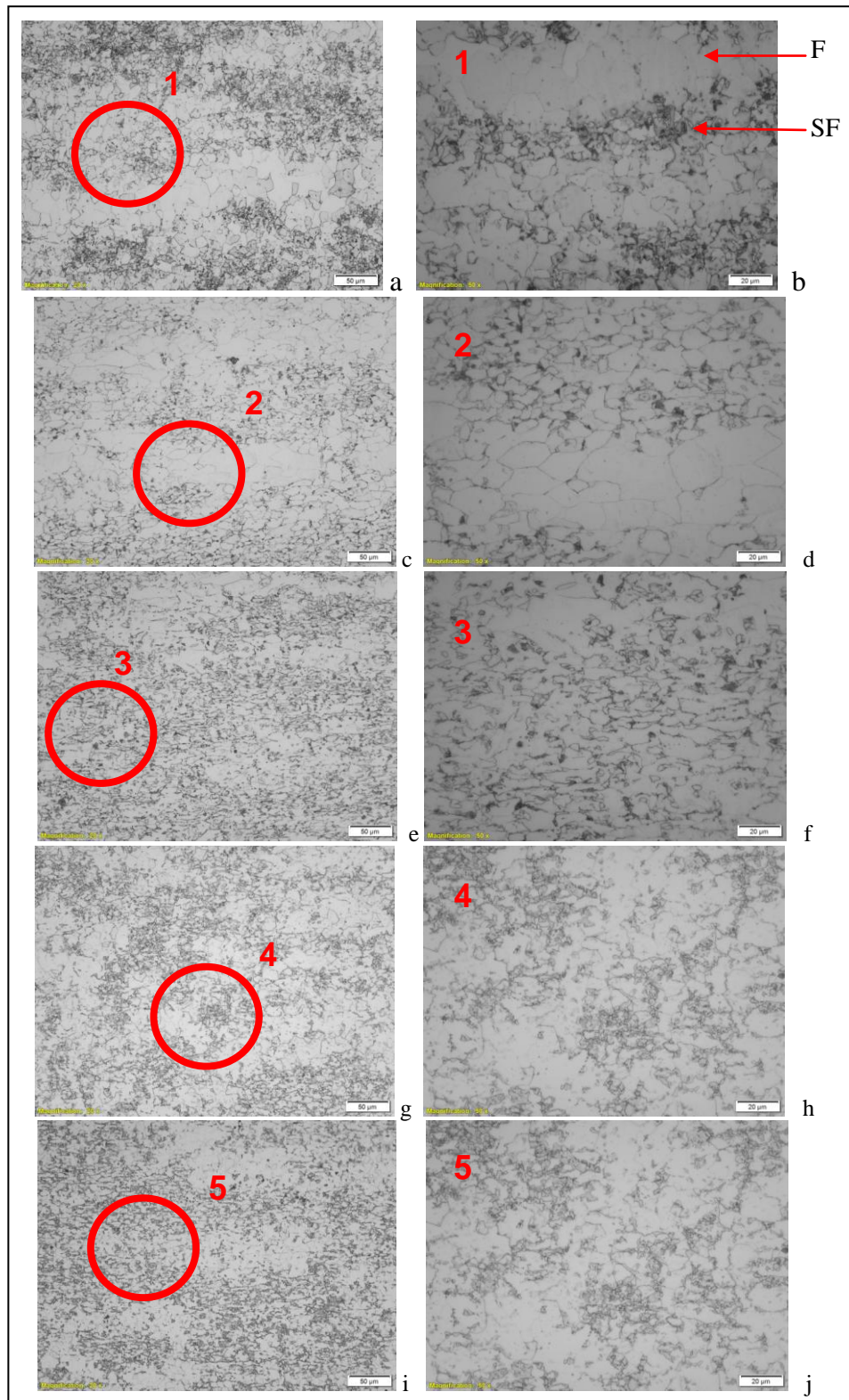


FIG. 4.18 Microestrutura das amostras (a e b) CR1R, (c e d) CR1RL50, (e e f) CR1RL70, (g e h) CR1RL50R e (i e j) CR1RL70R com aumentos de 200 x e 500 x, respectivamente. Ataque Nital 2%. SF = Segunda Fase; F = Ferrita.

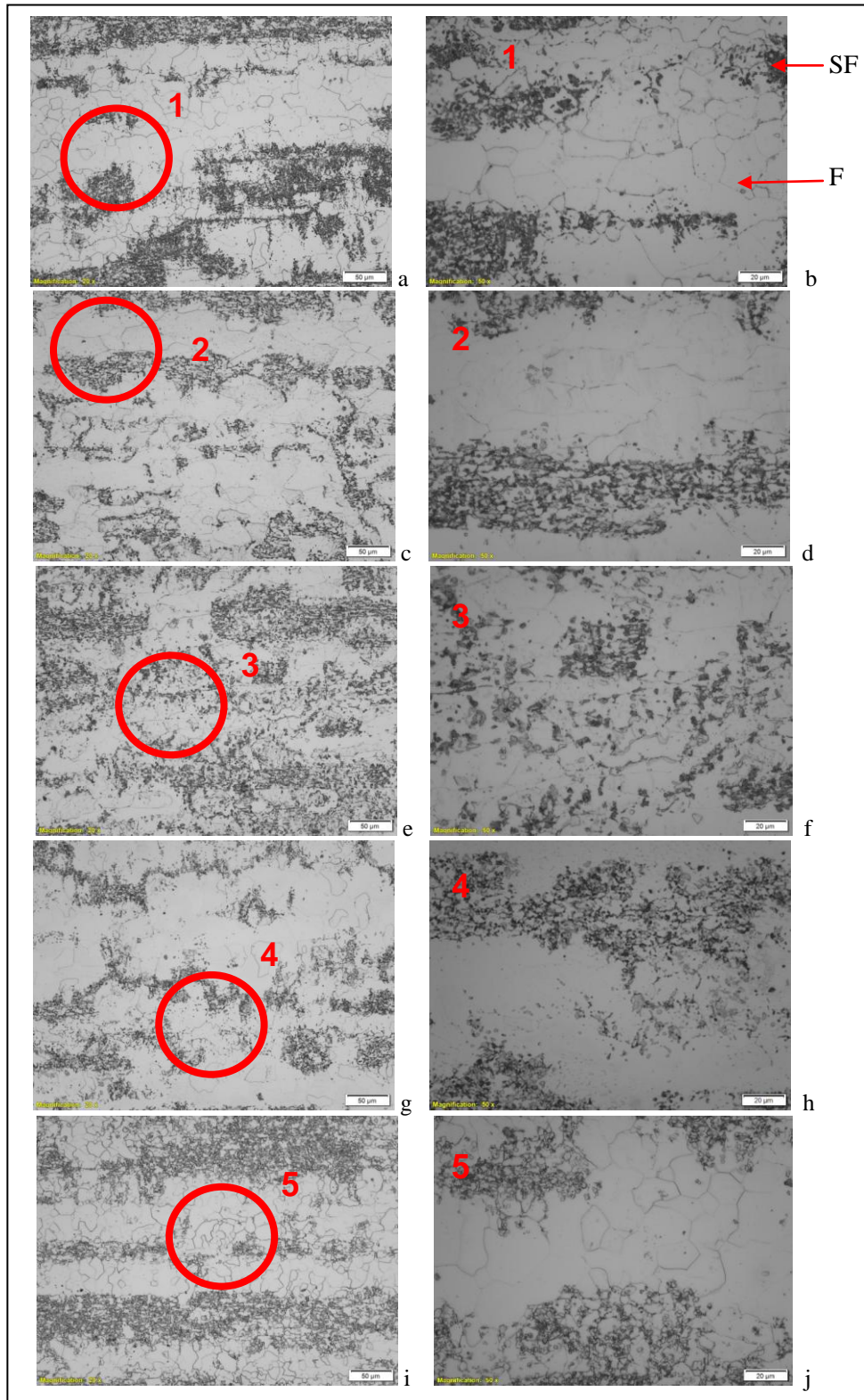


FIG. 4.19 Microestrutura das amostras (a e b) CR4R, (c e d) CR4RL50, (e e f) CR4L70, (g e h) CR4RL50R e (i e j) CR4RL70R com aumentos de 200 x e 500 x, respectivamente. Ataque Nital 2%. SF = Segunda Fase; F = Ferrita.

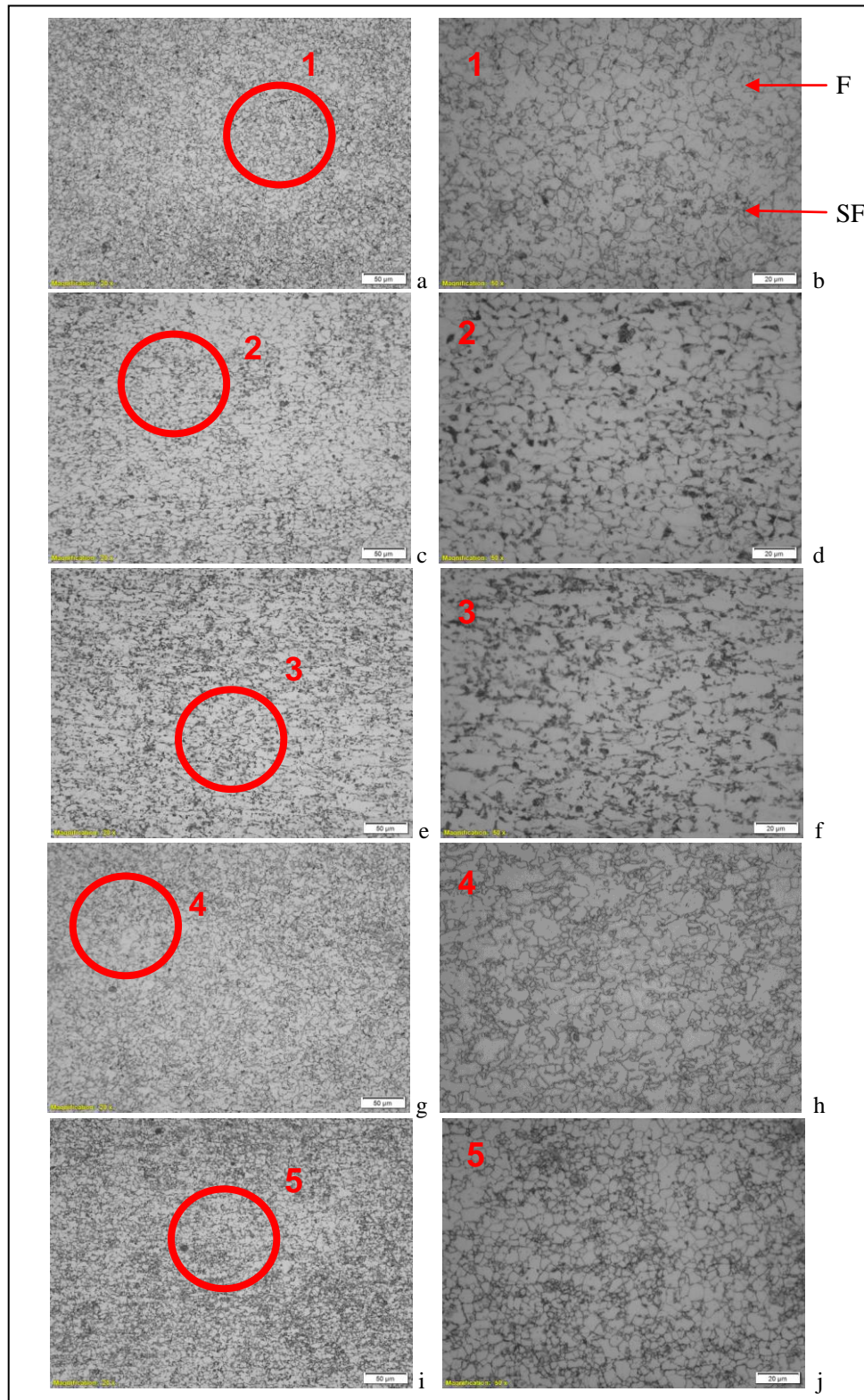


FIG. 4.20 Microestrutura das amostras (a e b) CR3R, (c e d) CR3RL50, (e e f) CR3RL70, (g e h) CR3RL50R e (i e j) CR3RL70R com aumentos de 200 x e 500 x, respectivamente. Ataque Nital 2%. SF = Segunda Fase; F = Ferrita.

As chapas em estudo exibem microestrutura completamente heterogênea (em termos da distribuição, forma e tamanho dos microconstituintes), onde apresentam regiões com grãos grosseiros de ferrita (entre 50 e 100 μm) e regiões mistas com granulação mais refinada (entre 5 a 10 μm). A FIG. 4.21 ilustra a microestrutura para a liga CR2 laminada a 50% (CR2RL50). Na FIG. 4.21.a observa-se a região de transição entre as distintas microestruturas. As FIG. 4.21.b e FIG. 4.21.c ilustram regiões com presença de grãos grosseiros em diferentes aumentos. Observa-se que a ferrita com granulação grosseira (FIG. 4.21.b e FIG. 4.21.c) apresentou um comportamento diferenciado sendo observado bandas sem definição de origem em alguns grãos nessa condição. Estudos mais avançados com auxílio de microscopia eletrônica de transmissão devem ser realizados para investigar adequadamente esse fenômeno. Imagens de microscopia eletrônica de varredura também foram obtidas dessas regiões e elas estão presentes no Apêndice 1.1.

As siglas F_1 , F_2 e F_B presentes na FIG. 4.21 referem a ferrita fina, ferrita grosseira e ferrita com bandas, respectivamente.

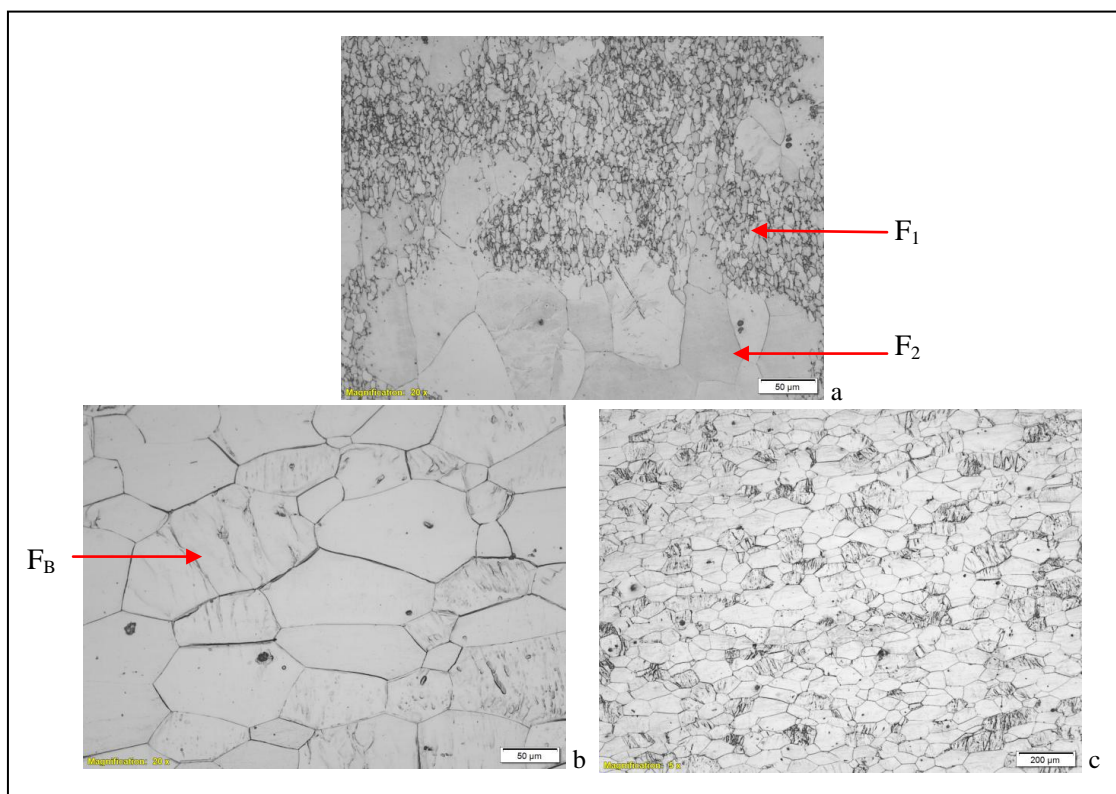


FIG. 4.21 Microestruturas da amostra CR2RL50: (a) transição entre distintas microestruturas com aumento de 200 x, (b) ferrita com granulação grosseira com aumento de 200 x, (c) ferrita com granulação grosseira com aumento de 50 x. Ataque Nital 2%. F_1 = Ferrita Fina; F_2 = Ferrita Grosseira; F_3 = Ferrita Bandeada.

4.5.2 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD)

Nesta seção serão apresentados todos os resultados referentes as análises de EBSD para a liga CR4. Esta liga foi selecionada por apresentar o maior percentual em peso de Al na sua composição química e excelentes relações de alongamento e resistência mecânica (seção 4.6).

4.5.2.1 FASES PRESENTES

Na FIG. 4.22 são exibidos os mapas de fases para as amostras CR4RL50R e CR4RL70R obtidos no plano da chapa, respectivamente. A ferrita está representada em verde para todas as amostras. Entretanto, a austenita esta representada em vermelho para a amostra CR4RL50R e em amarelo para a amostra CR4RL70R. Observa-se que a fração volumétrica de austenita é superior na amostra CR4RL50R em comparação a amostra CR4RL70R, confirmando os resultados obtidos nas quantificações das fases sendo as frações iguais a 7,9 e 3,7%, respectivamente.

Análises da FIG 4.22 permitem observar a presença de regiões que não foram indexadas (principalmente na amostra CR4RL70R). Pelo fato das amostras apresentarem microestruturas complexas com a presença de muitas fases (ferrita, austenita, martensita, bainita, perlita, etc.) e podendo conter elevada densidade de defeitos cristalinos, obtenções inadequadas de padrões de difração e erros de indexação podem ter ocorrido (VERBEKEN, 2009). Assim, em regiões que apresentaram mais de uma fase (como por exemplo austenita e martensita coexistindo), tamanhos de grãos refinados, presença de carbonetos (sejam na bainita, perlita ou livres) e defeitos cristalinos, as indexações foram menores. Essas regiões estão ilustradas em preto.

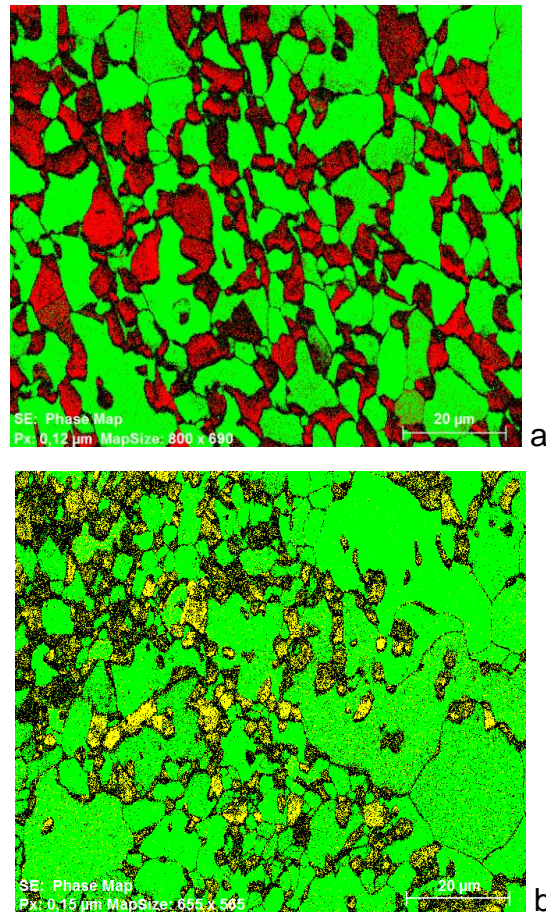


FIG. 4.22 Mapa de Fases das amostras (a) CR4RL50R (900 °C) e (c) CR4RL70R (850 °C) obtidos com auxílio do EBSD – 3000 x.

4.5.2.2 MAPAS DE ORIENTAÇÃO CRISTALINA

Nas FIGs. 4.23 e 4.24 são apresentados os resultados referentes aos mapas de qualidade de imagem (IQ), mapas de orientação dos grãos (OIM) e figura de pólo inversa para as amostras CR4RL50R e CR4RL70R obtidos no plano da chapa, respectivamente. Segundo Souza *et al.* (2001) as cores dos grãos no mapa de orientação são referentes a direção cristalográfica normal ao plano da superfície da amostra, segundo a figura de pólo inversa utilizada como referência.

Os mapas de qualidade de imagem apresentam microestruturas que se assemelham com as obtidas com auxílio do MEV (FIGs. 4.38 e 5.36).

É importante enfatizar que as análises de EBSD ocorreram em um número muito limitado de grãos não sendo possível obter informações sobre a macrotextura das amostras. Essas

análises são de caráter qualitativo. Entretanto observa-se orientações bastante aleatórias para a fase CCC para as duas amostras analisadas corroborando com os resultados de textura cristalográfica obtidos com auxílio de DRX (FIG. 4.15).

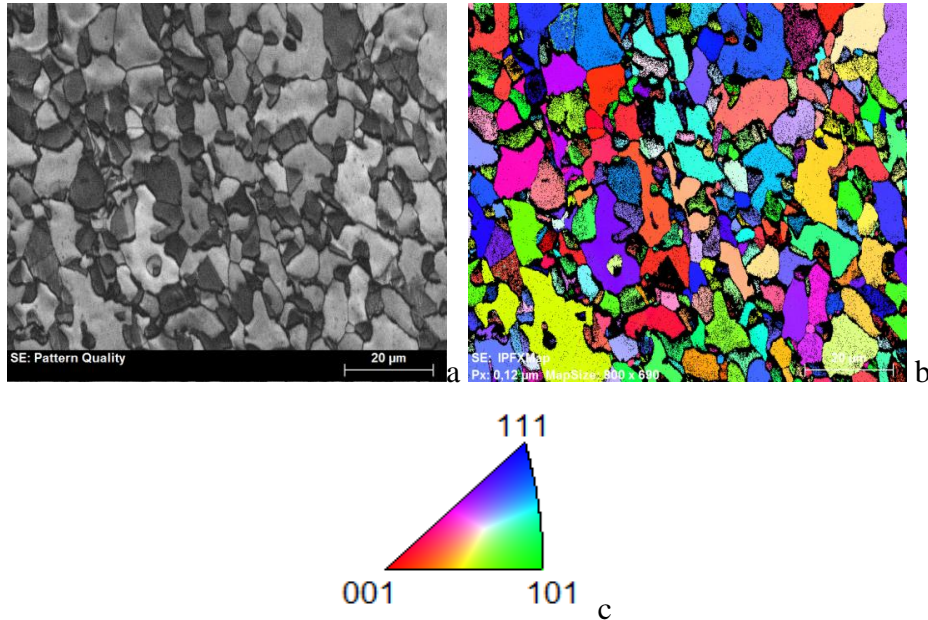


FIG. 4.23 (a) Mapa de padrão de qualidade da imagem, (b) Mapa de orientação dos grãos e (c) Figura de pólo inversa para a amostra CR4RL50R (900 °C) com aumento de 3000 x.

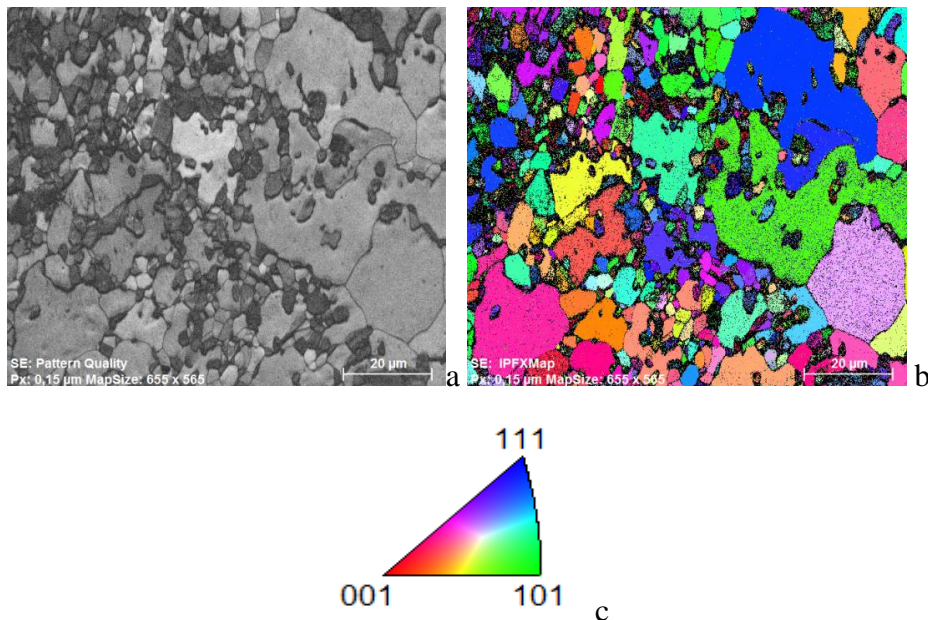


FIG. 4.24 (a) Mapa de padrão de qualidade da imagem, (b) Mapa de orientação dos grãos e (c) Figura de pólo inversa para a amostra CR4RL70R (850 °C) com aumento de 3000 x.

4.5.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

O objetivo do emprego da técnica de microscopia eletrônica de varredura foi identificar as modificações microestruturais resultantes nas ligas após os tratamentos térmicos e processamentos mecânicos realizados. As micrografias estão ilustradas nas FIGs. 4.25 até 4.44.

Observa-se que as amostras recozidas a 1000 °C (R) apresentam uma microestrutura composta por ferrita, austenita e perlita com percentuais das fases variando com a composição química das ligas. A amostra CR4R (FIG. 4.35) que apresenta os maiores percentuais de elementos de liga em peso apresentou o maior percentual de perlita em comparação as outras com menores percentuais.

No que se refere as amostras laminadas a frio, observa-se a presença de uma segunda fase que pode ser referente a perlita lamelar, perlita degenerada, martensita e austenita residual dispersa na matriz ferrítica. Através das análises dos difratogramas presentes nas FIGs. 4.5 até 4.12 verifica-se que os picos referentes a austenita presentes nas amostras recozidas não se fizeram presentes após a realização das laminações a frio. Assim, acredita-se que a austenita se transformou em martensita por sollicitação mecânica (Efeito-TRIP). Em consequência das reduções de 50 e 70% na espessura devido a laminação a frio, observou-se uma microestrutura completamente encruada sendo visível pela alteração da geometria dos grãos ferríticos que se apresentaram alongados no sentido do trabalho a frio empregado.

Microestruturas distintas são verificadas nas amostras que passaram pelo último recozimento devido as diferentes temperaturas empregadas. Entretanto, em todas as amostras e com base nos difratogramas obtidos (FIGs. 4.5 até 4.12), verifica-se a presença de austenita em blocos como descrito por Yi *et al.* (2014), XIONG *et al.* (2016) e SHON *et al.* (2013). A presença dessa morfologia de austenita também foi identificada com auxílio das análises de EBSD (FIG. 4.22) para a liga CR4. Entretanto, a austenita em filmes como descrito por Yi *et al.* (2014), XIONG *et al.* (2016) e SHON *et al.* (2013) não foi identificada adequadamente através das análises realizadas (MO, MEV, EBSD).

As amostras CR1RL70R e CR3RL50R apresentaram microestrutura composta por matriz ferrítica com segunda fase formada por austenita, perlita lamelar e perlita degenerada. Essas amostras foram tratadas termicamente em uma temperatura muito próxima da temperatura eutóide (800 °C). Observa-se pela microestrutura que essa temperatura foi

suficiente para recristalizar a ferrita. Entretanto o mesmo não ocorreu para promover a formação da austenita. Assim a cementita da perlita apresentou formato próximo ao globular gerando esse aspecto microestrutural.

As amostras CR4RL50R (900 °C) (FIG. 4.38) e CR4RL70R (850 °C) (FIG. 4.39) foram tratadas em temperaturas mais elevadas em relação as outras amostras analisadas. Assim, em comparação as outras ligas, verifica-se que elas apresentaram grandes frações de austenita em blocos na microestrutura como identificado nas análises de EBSD (FIG. 4.22). Entretanto o mesmo não foi evidenciado na quantificação realizada (TAB. 4.13) sendo os valores das frações volumétricas obtidas de 7,9% e 3,7%, respectivamente.

A amostra CR2RL70R (FIG. 4.29) também apresentou em sua microestrutura uma presença considerável de austenita em blocos, sendo sua fração volumétrica calculada de 7,5% (TAB. 4.13).

A amostra CR1RL50R (FIG. 4.33) apresentou a maior fração volumétrica de austenita sendo esta igual a 9,7% (TAB. 4.13). Em sua microestrutura observa-se além da presença de austenita em bloco, uma segunda fase lamelar que pode estar relacionada a perlita e a austenita em filmes como mencionado por YI *et al.* (2014), XIONG *et al.* (2016) e SHON *et al.* (2013).

Com o auxílio das análises de EBSD pode-se confirmar a morfologia da austenita em blocos na microestrutura das amostras CR4RL50R (900 °C) e CR4RL70R (850 °C). Assim, todas as amostras recozidas que apresentaram a morfologia de segunda fase semelhante a identificada no EBSD estão sendo chamadas de austenita (A) nas FIGs. 4.25 até 4.44. Entretanto, é importante realizar análises de EBSD em todas as condições estudadas para confirmação das fases presentes.

O ataque com Nital 2% apresentou dificuldade de identificar a austenita da martensita devido a morfologia apresentada pelas fases nas amostras laminadas a frio. Assim, nas imagens referentes a essas amostras a sigla M/A (martensita/austenita) foi utilizada. Não podemos afirmar somente com base nos resultados obtidos com auxílio do DRX as fases presentes (FIGs. 4.5 até 4.12).

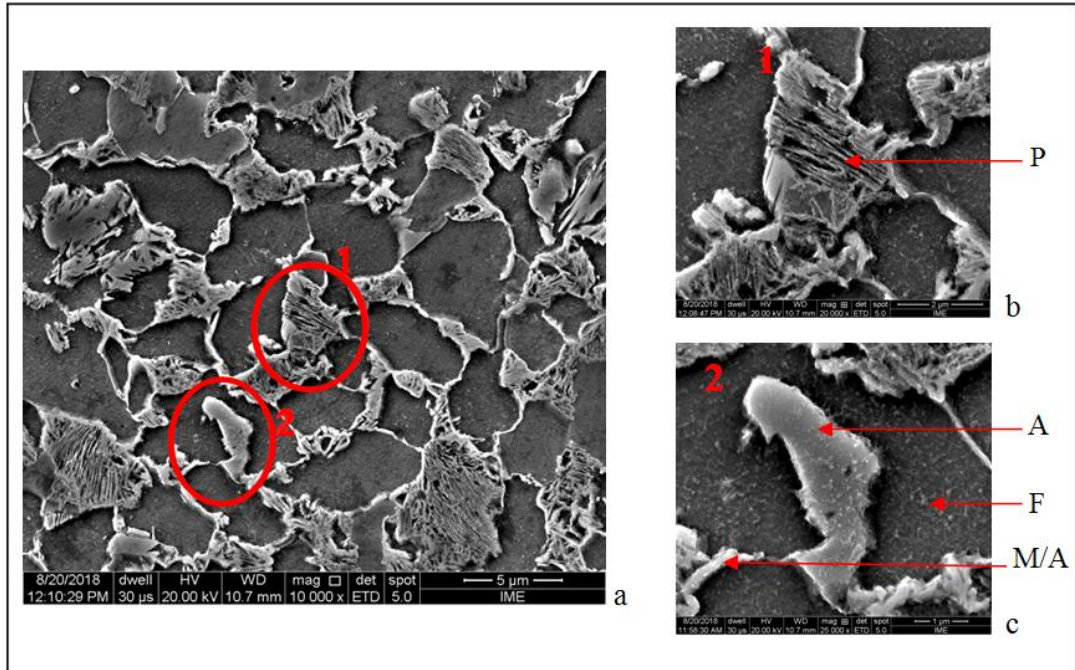


FIG. 4.25 Microscopia eletrônica da amostra CR2R (1000 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 25000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

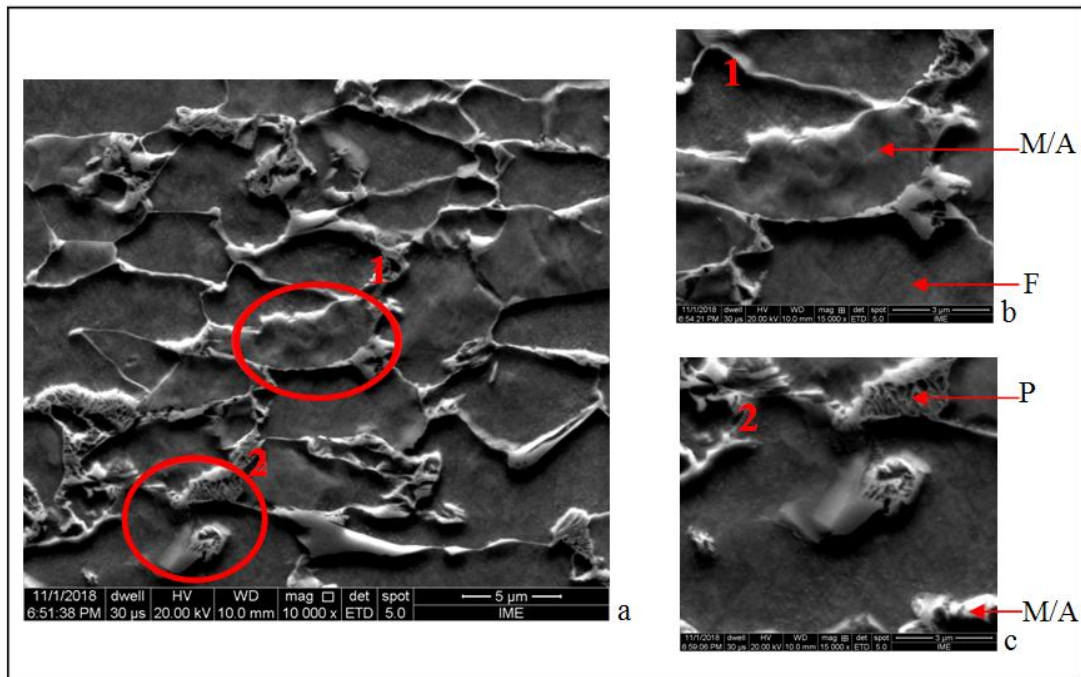


FIG. 4.26 Microscopia eletrônica da amostra CR2RL50 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 15000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

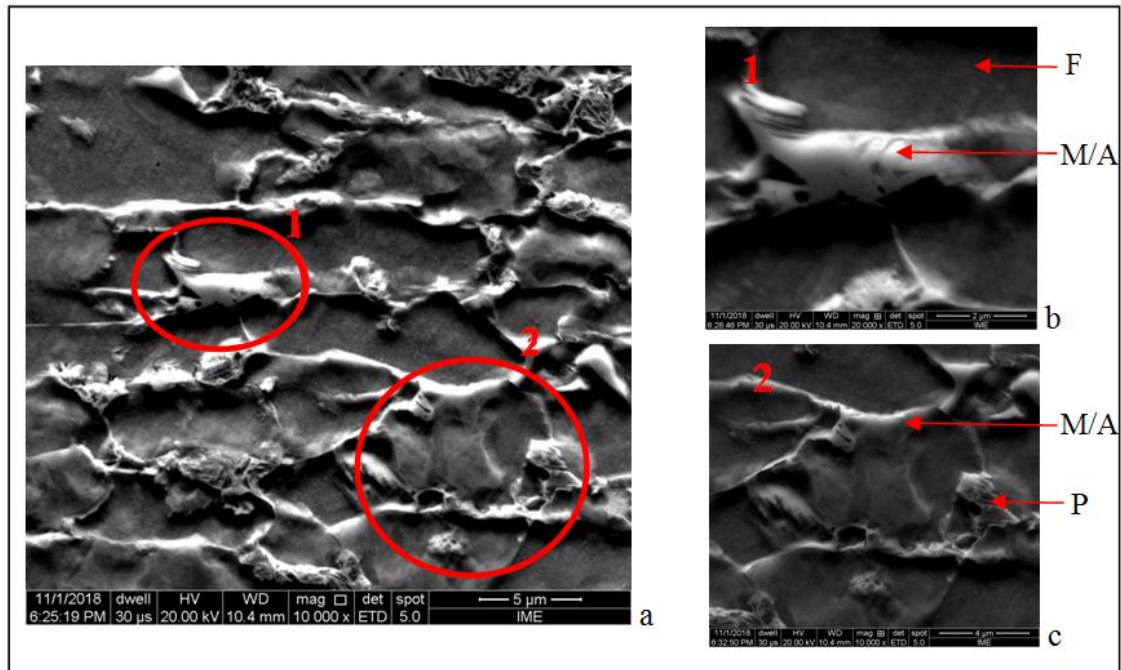


FIG. 4.27 Microscopia eletrônica da amostra CR2RL70 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 10000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

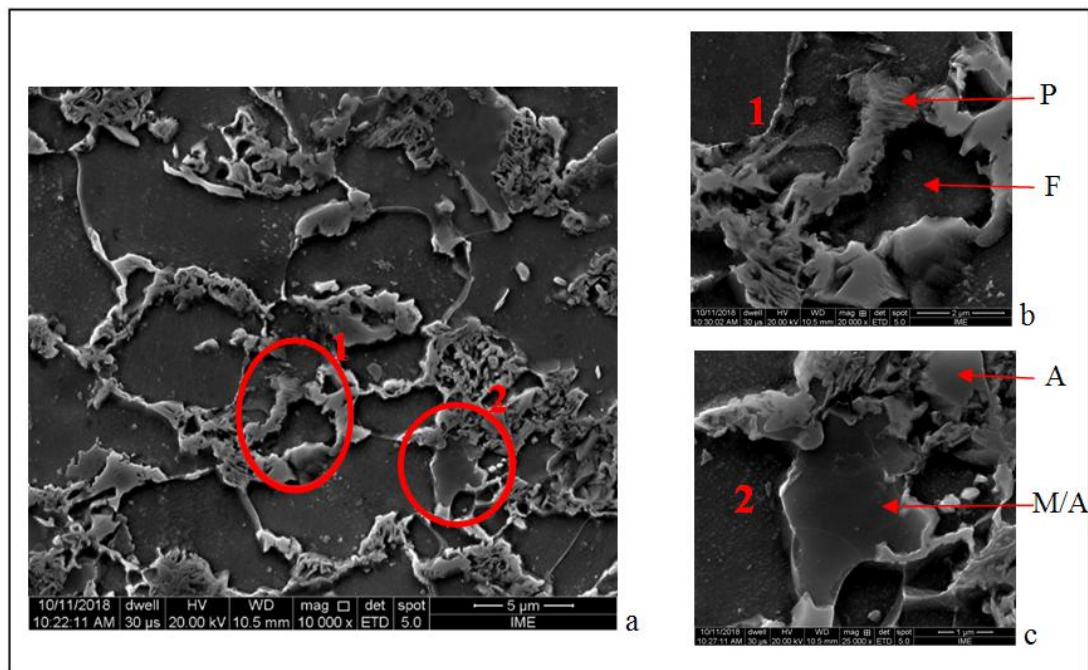


FIG. 4.28 Microscopia eletrônica da amostra CR2RL50R (820°C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 25000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

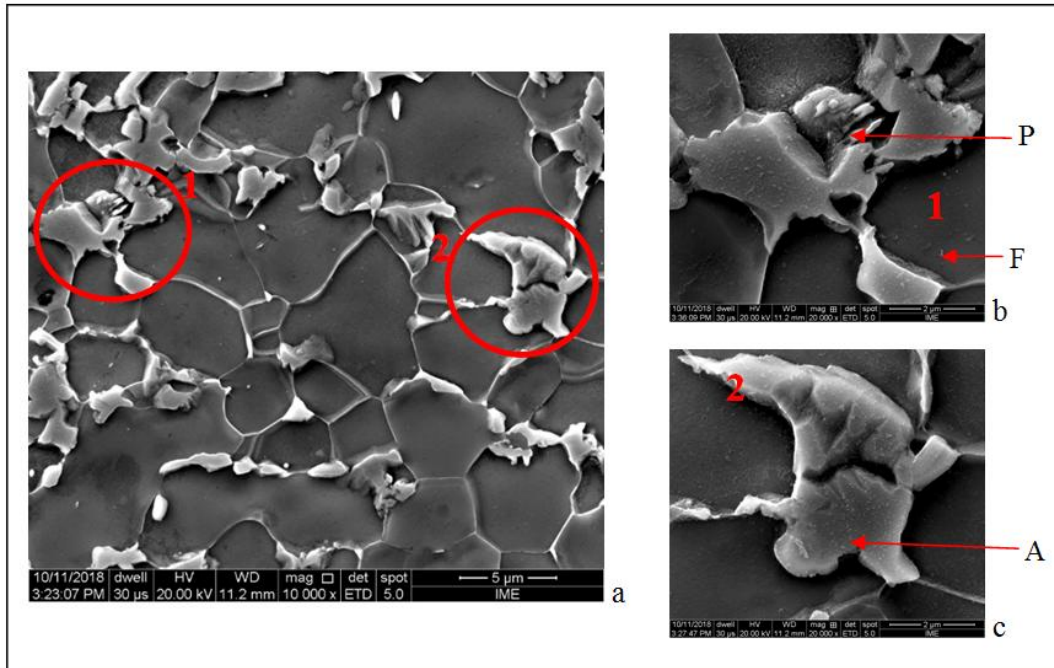


FIG. 4.29 Microscopia eletrônica da amostra CR2RL70R (800 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 30000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

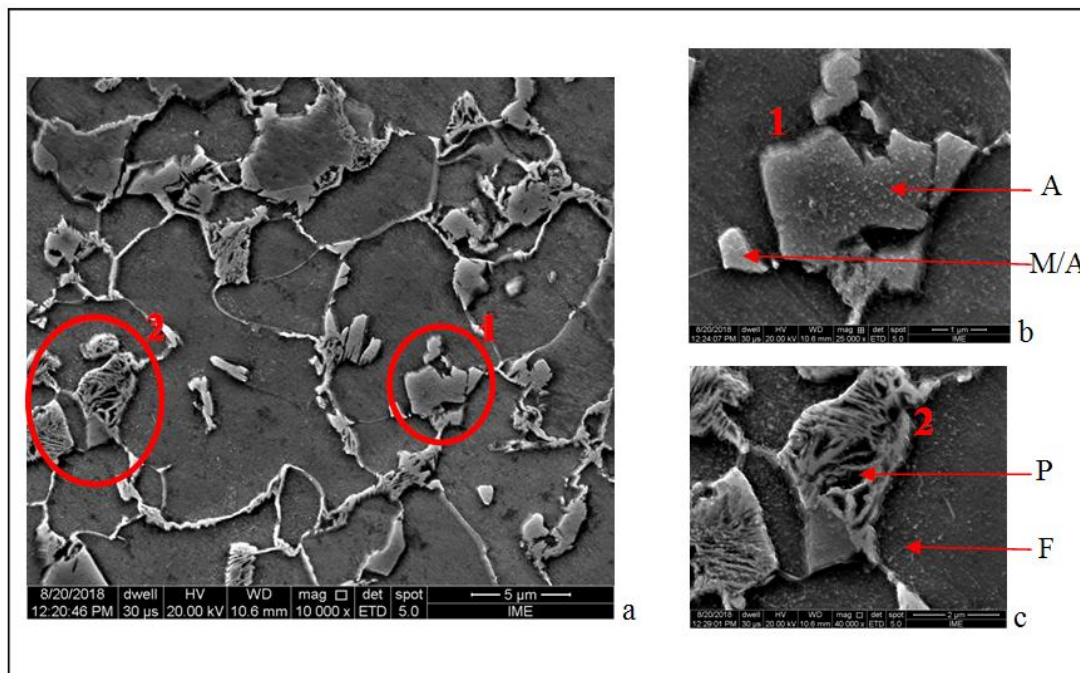


FIG. 4.30 Microscopia eletrônica da amostra CR1R (1000 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 25000 x e (c) 40000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

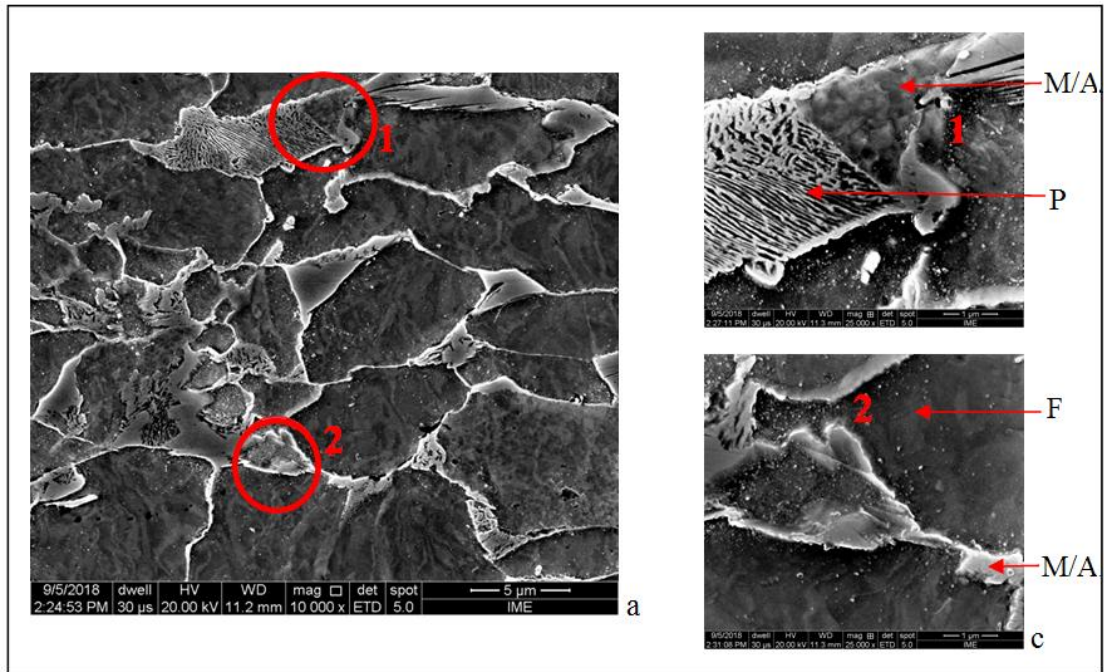


FIG. 4.31 Microscopia eletrônica da amostra CR1R50 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 25000 x e (c) 25000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

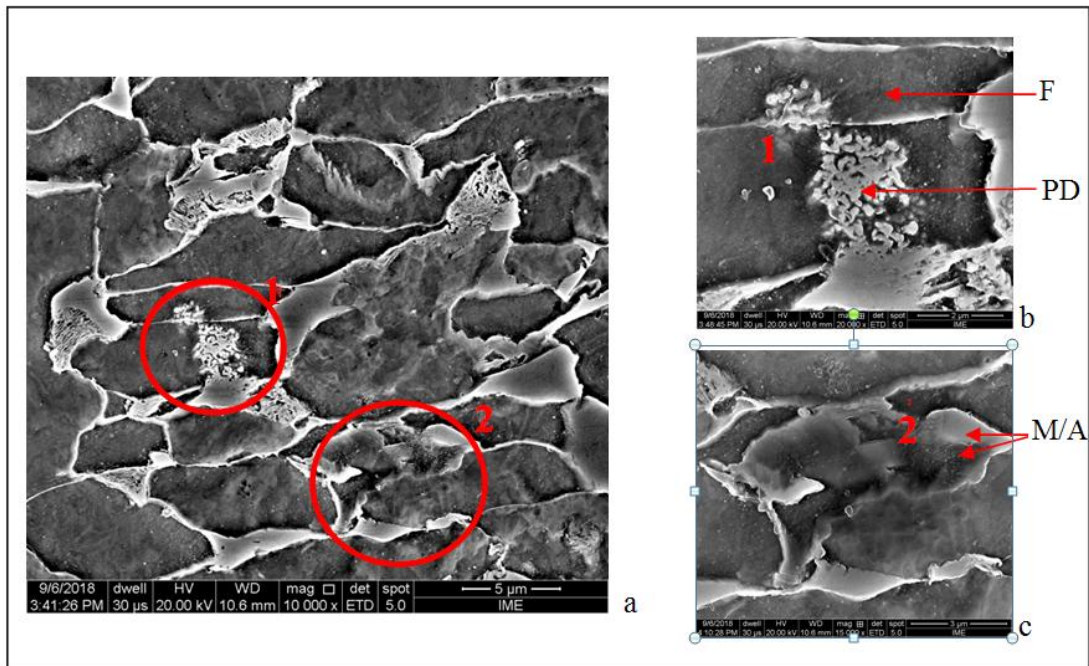


FIG. 4.32 Microscopia eletrônica da amostra CR1R70 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. PD = Perlita Degenerada; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

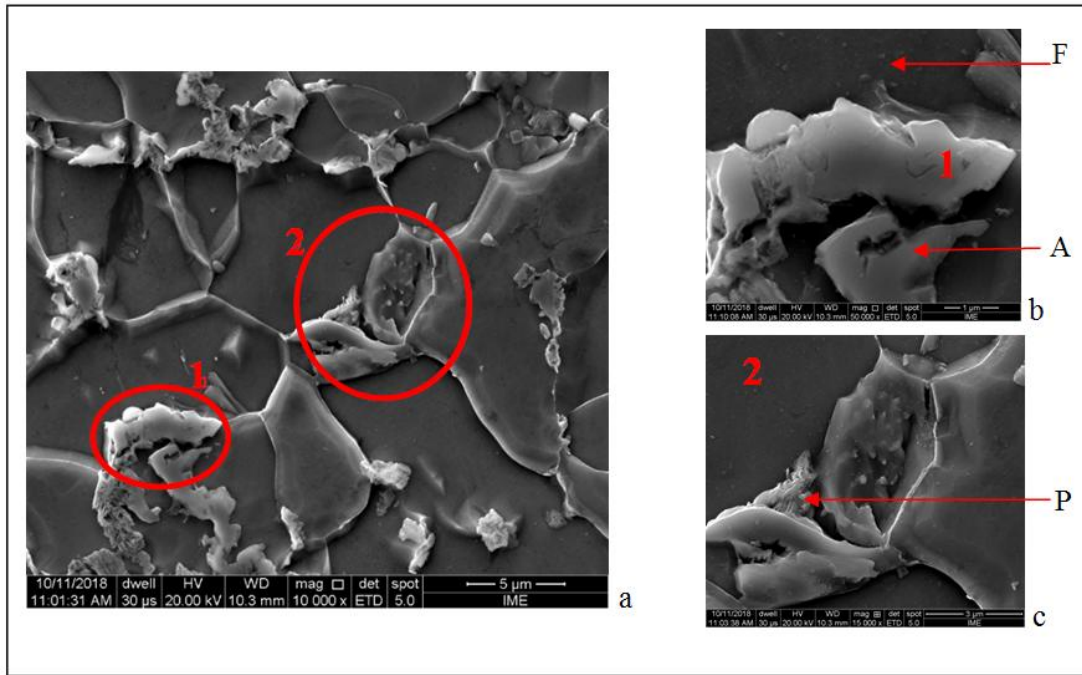


FIG. 4.33 Microscopia eletrônica da amostra CR1RL50R (820 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 50000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita.

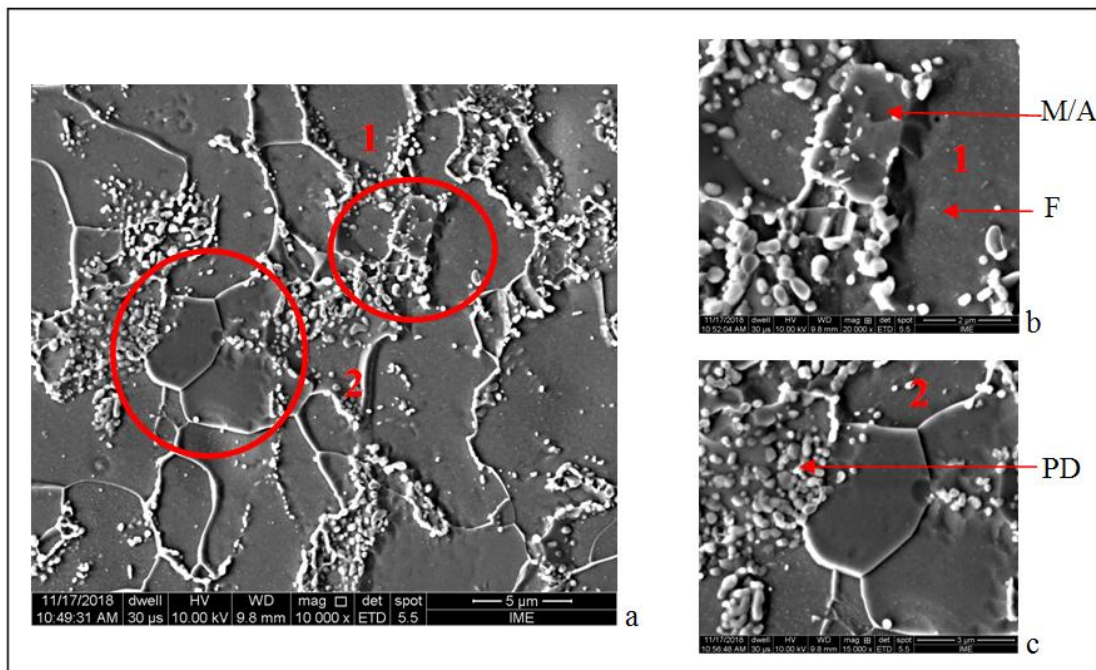


FIG. 4.34 Microscopia eletrônica da amostra CR1RL70R (800 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. PD = Perlita Degenerada; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

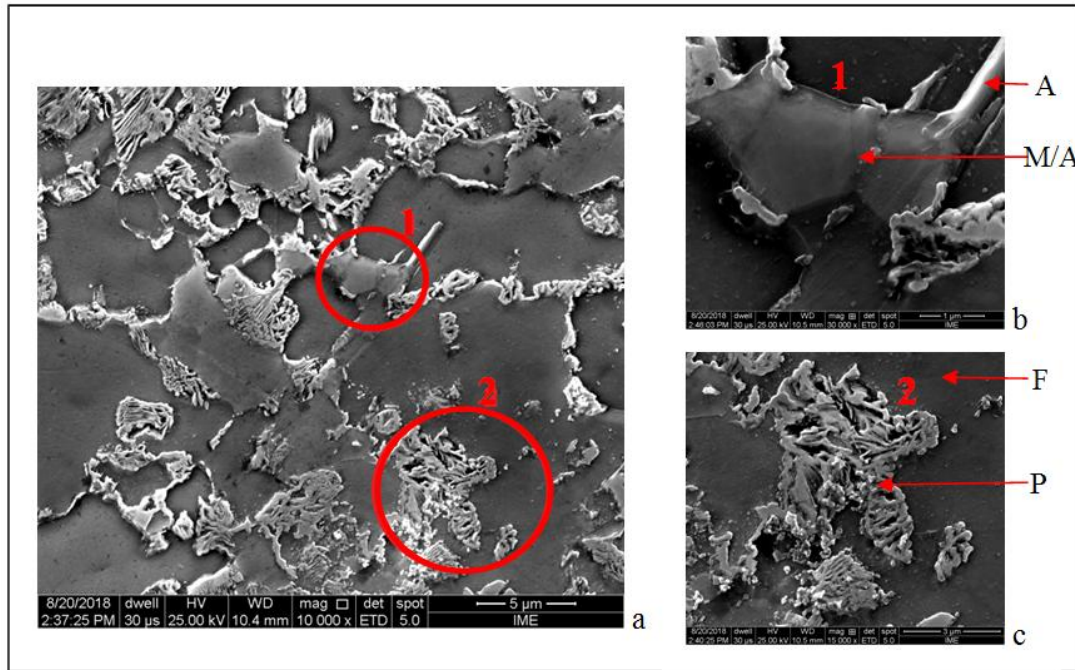


FIG. 4.35 Microscopia eletrônica da amostra CR4R (1000°C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 30000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

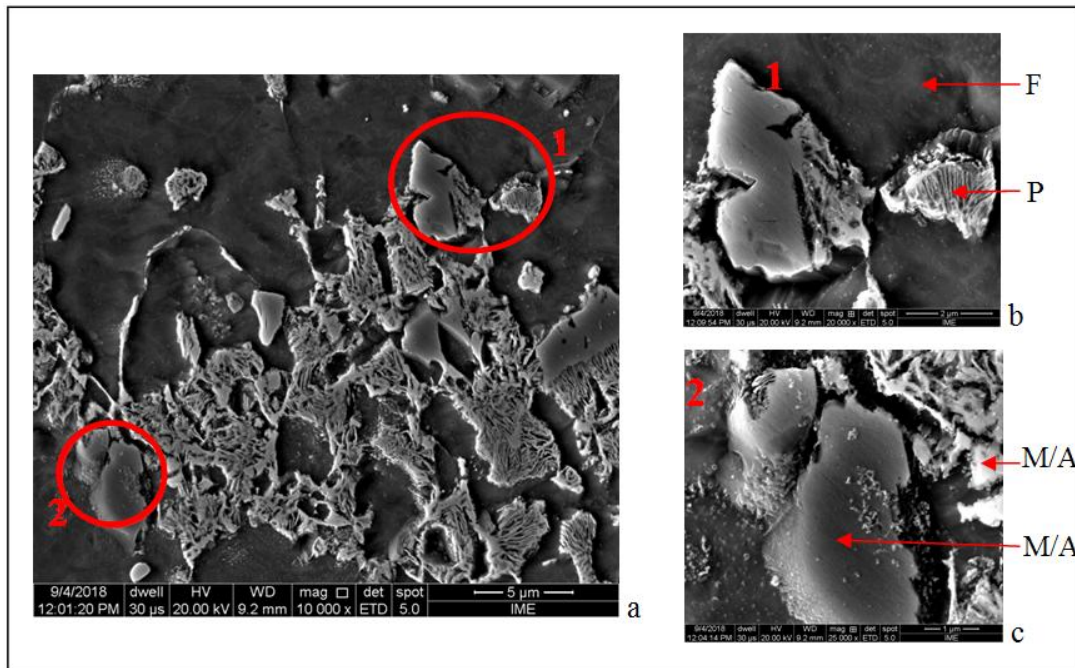


FIG. 4.36 Microscopia eletrônica da amostra CR4RL50 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 25000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

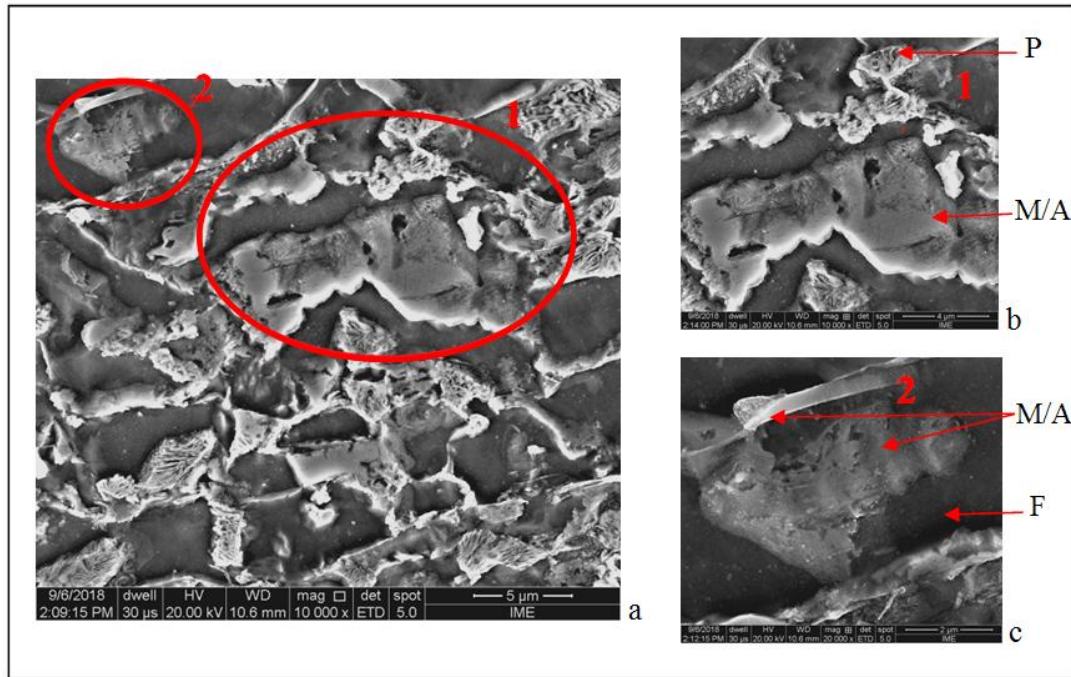


FIG. 4.37 Microscopia eletrônica da amostra CR4RL70 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 10000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

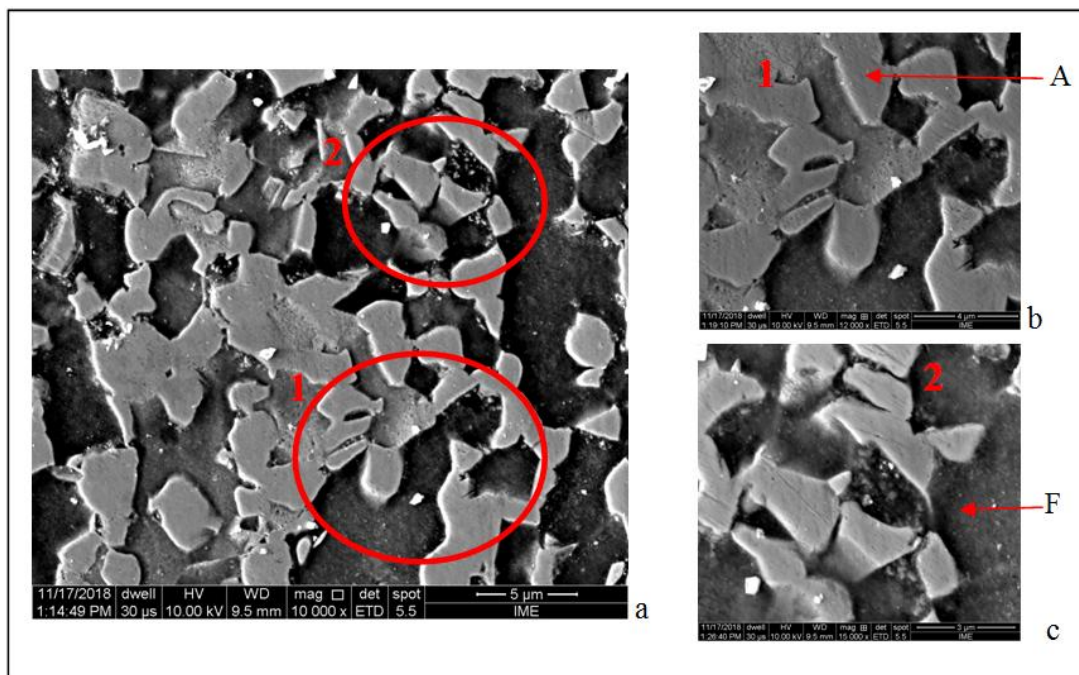


FIG. 4.38 Microscopia eletrônica da amostra CR4RL50R (900 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 12000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. A = Austenita; F = Ferrita.

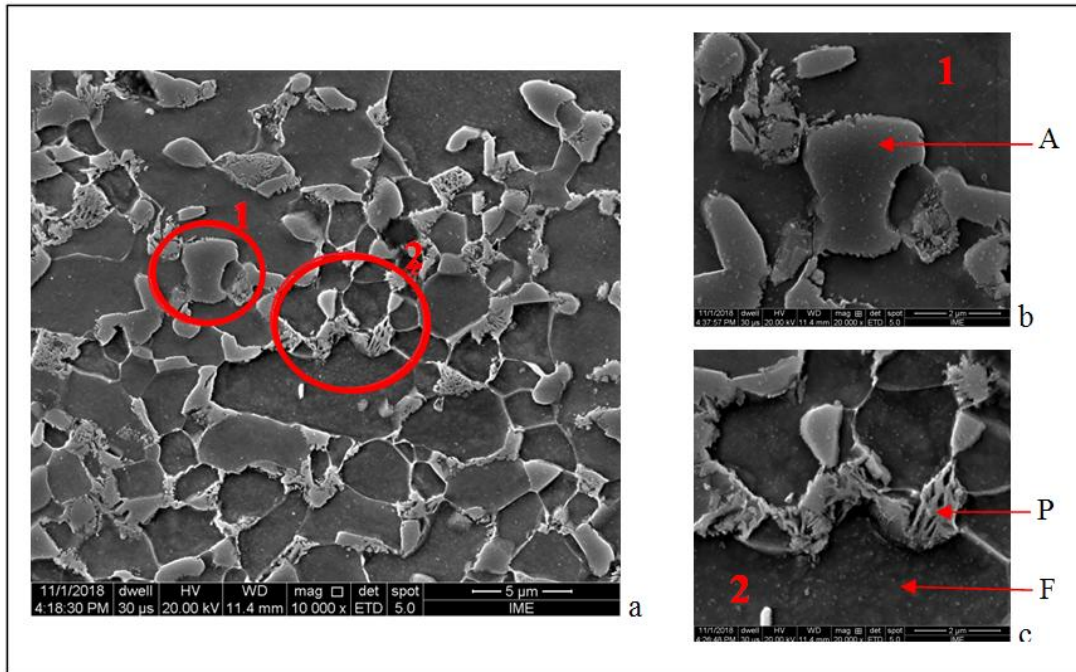


FIG. 4.39 Microscopia eletrônica da amostra CR4RL70R (850 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; A = Austenita; F = Ferrita.

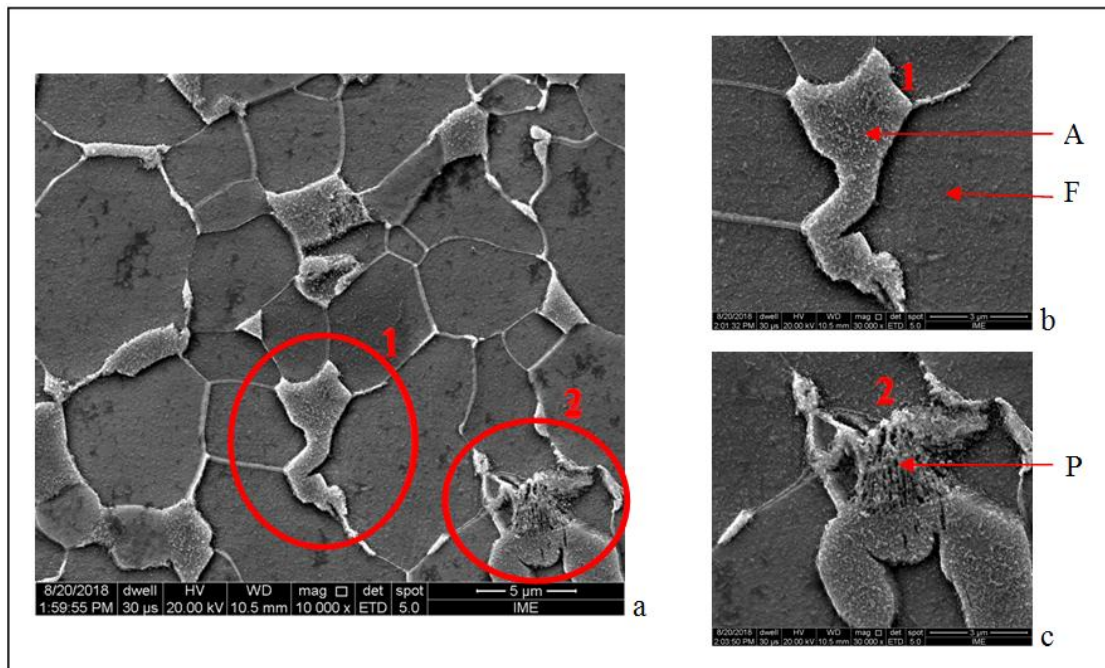


FIG. 4.40 Microscopia eletrônica da amostra CR3R (1000 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 30000 x e (c) 30000 x. Ataque Nital 2%. A = Austenita; F = Ferrita; P = Perlita.

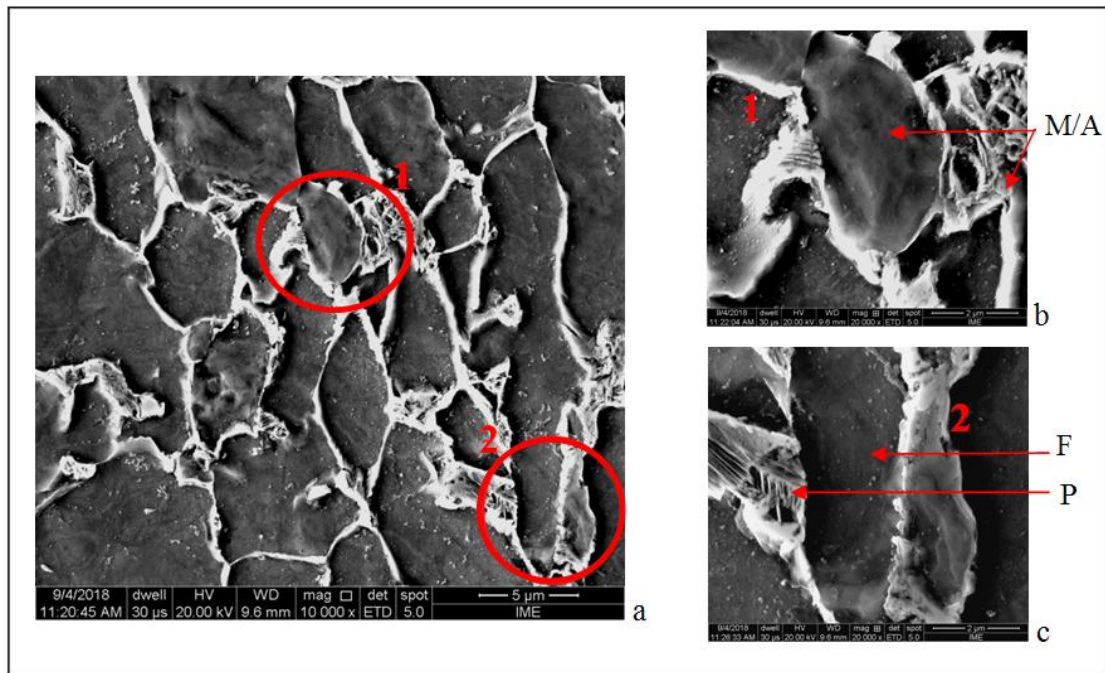


FIG. 4.41 Microscopia eletrônica da amostra CR3RL50 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 20000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

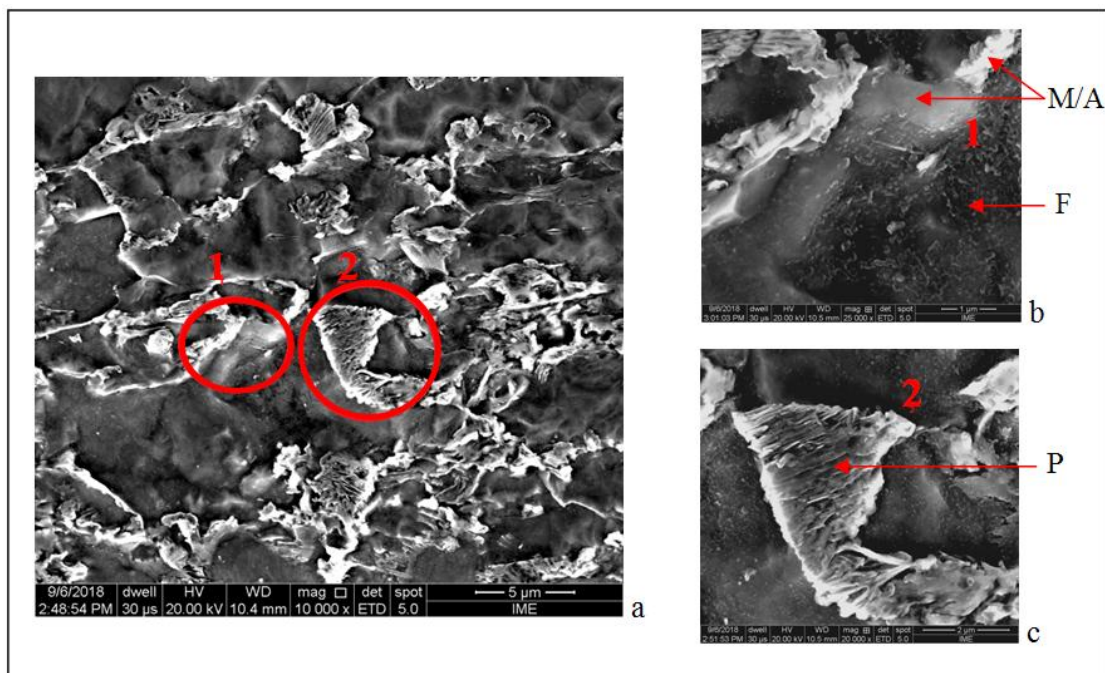


FIG. 4.42 Microscopia eletrônica da amostra CR3RL70 com aumentos de (a) 10000 x, (b) 25000 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

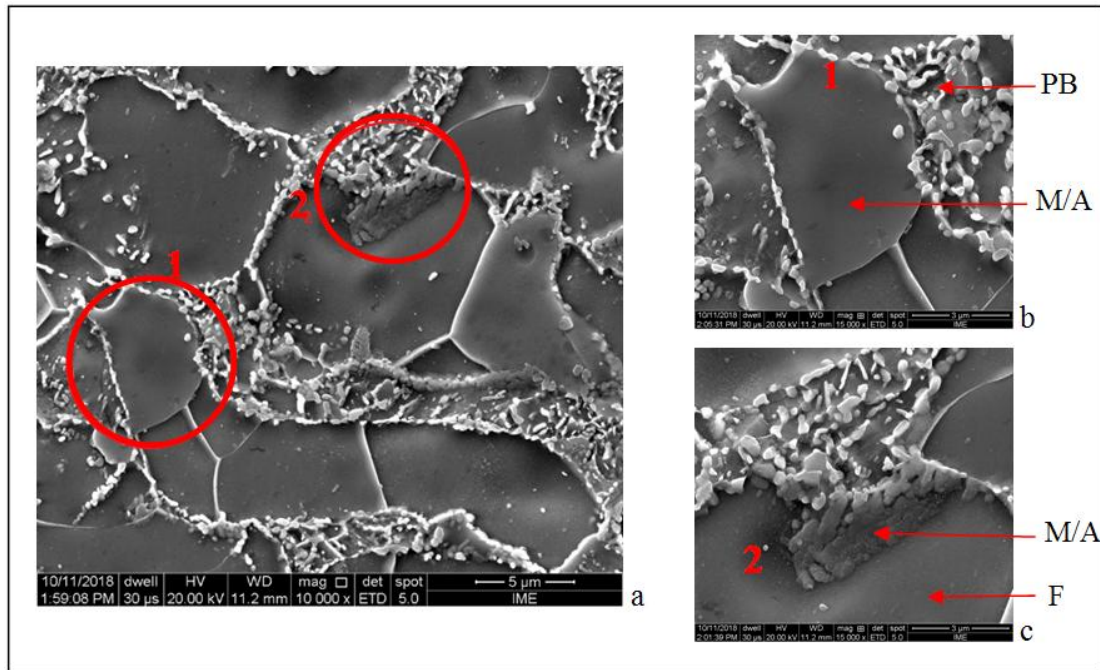


FIG. 4.43 Microscopia eletrônica da amostra CR3RL50R (800 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 15000 x e (c) 15000 x. Ataque Nital 2%. PD = Perlita Dejenerada; F = Ferrita; M/A = Martensita/Austenita.

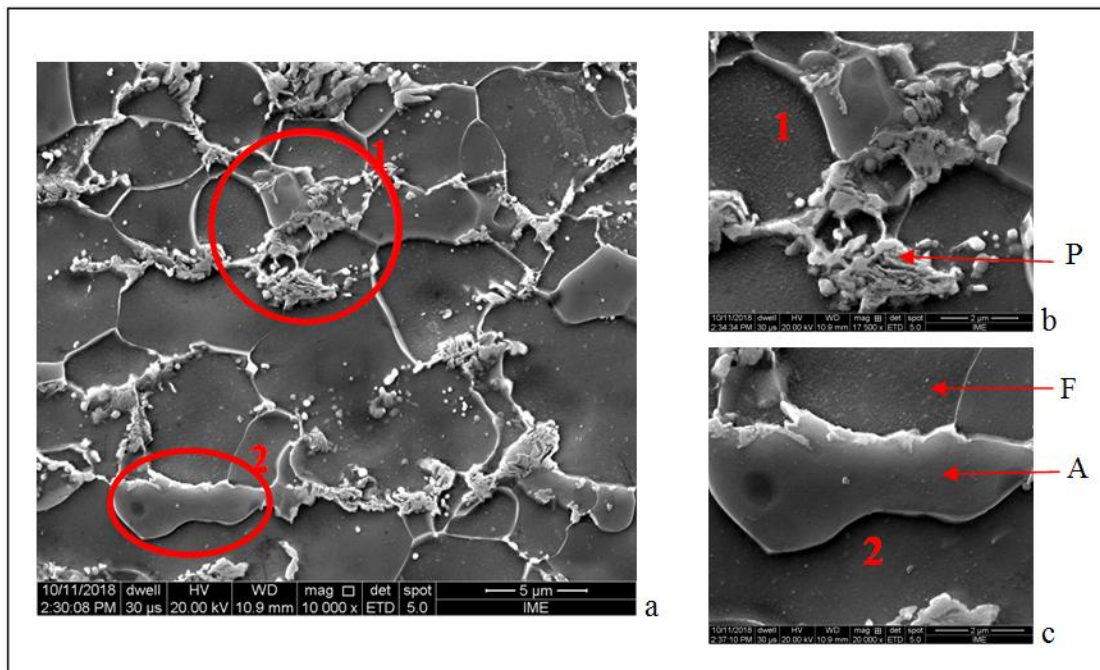


FIG. 4.44 Microscopia eletrônica da amostra CR3RL70R (820 °C) com aumentos de (a) 10000 x, (b) 17500 x e (c) 20000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F = Ferrita; A = Austenita.

4.6 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Nas TABs. 4.14 e 4.15 e nas FIGs. 4.45 e 4.46 são apresentados os resultados obtidos no ensaio de tração para as amostras recozidas após laminação (RL50R e RL70R). No Apêndice 3 estão os resultados referentes a todas as amostras ensaiadas.

Ao compararmos os valores em relação as duas laminações realizadas, observa-se que o LRT e o n foram ligeiramente mais elevados para as amostras laminadas a 50%. Entretanto, em relação ao Al (%) e considerando o índice de confiança (I.C.) verifica-se que os valores são semelhantes.

As amostras CR2RL50R, CR4RL50R e CR3RL50R apresentaram os maiores valores de LE (limite de escoamento), LRT (limite de resistência a tração), LR (limite de ruptura), AL (alongamento uniforme %), n (encruamento). A amostra CR4RL50R foi tratada a 900 °C e por observações microestruturais (FIG. 4.38), observa-se elevada presença de austenita em blocos na microestrutura como descrito por Yi *et al.* (2014), XIONG *et al.* (2016) e SHON *et al.* (2013). Microestruturas que apresentam elevadas frações volumétricas de austenita em blocos podem apresentar baixos valores de alongamento uniforme (aprox. 15%). Elevados valores de alongamento uniforme (35 - 40%) estão relacionados a presença de austenita em filmes como mencionado por YI *et al.* (2014), XIONG *et al.* (2016) e SHON *et al.* (2013). Entretanto, através da análise da FIG. 4.38 não foi constatada a presença da austenita em filmes e essa amostra apresentou alongamento uniforme de aproximadamente 35% (TAB. 4.14 e FIG. 4.45). A cementita presente na amostra laminada (FIG. 4.36) não se fez presente após o recozimento. Provavelmente ocorreu a dissolução desse microconstituente com elevado carbono equivalente e os elementos químicos resultantes dessa dissolução se difundiram para a austenita enriquecendo a mesma (FIG 4.3 – curva 3) segundo SHON *et al.* (2013). Assim o elevado percentual de alongamento uniforme obtido pode ser justificado.

A amostra CR2RL50R (FIG. 4.28) que foi tratada a 820 °C apresentou microestrutura completamente diferente da amostra CR4RL50R (FIG. 4.48). Observa-se a presença de uma microestrutura mista com a presença de austenita em blocos e uma estrutura lamelar que segundo YI *et al.* (2014), XIONG *et al.* (2016) e SHON *et al.* (2013) pode estar associada a austenita em filmes. A temperatura que essa amostra foi tratada está localizada no meio do campo intercrítico (FIG 4.1 – curva 3) onde observa-se o deslocamento das temperaturas de transformação para valores superiores. Sivastava *et al.* (2006) informa que durante o recozimento intercrítico o carbono equivalente da austenita aumenta como resultado da

partição dos elementos de liga entre a ferrita e austenita. Entretanto esse fenômeno é verdade até um determinado valor de temperatura do campo intercrítico. Pois quando a fração volumétrica de austenita aumenta de maneira significativa a fração de elementos de liga na mesma decresce até assumir o valor nominal total da composição química da liga.

Em relação à microestrutura da amostra CR3RL50R (FIG. 4.43) que foi tratada a 800 °C, observa-se a presença de perlita degenerada. Através da TAB. 4.14 verifica-se que esse componente microestrutural não afetou o comportamento mecânico da amostra.

No que se refere as frações volumétricas de austenita retida em cada amostra, observa-se que a amostra CR1RL50R (820 °C) apresentou o maior percentual (9,7%) como ilustrado na TAB. 4.13, entretanto ela não apresentou as melhores relações de resistência mecânica e alongamento. Uma microestrutura composta por austenita rica em elementos de liga se faz desejável por proporcionar excelentes relações de resistência e alongamento no material (YI *et al.* 2014; XIONG *et al.* 2016). Entretanto, para esta liga, a temperatura de tratamento térmico selecionada pode não ter sido suficiente para favorecer a partição adequada dos elementos de liga entre a ferrita e a austenita interferindo no comportamento mecânico do material.

A amostra CR4RL70R (850 °C) apresentou a menor fração volumétrica de austenita retida (3,7%) (TAB. 4.13). Contudo, ao analisar os seus resultados obtidos no ensaio de tração (TAB. 4.15 e FIG. 4.46), verificam-se elevados valores de resistência mecânica (785, 24 MPa) e alongamento uniforme (30,18%). Assim, constata-se que elevadas frações volumétricas de austenita retida na microestrutura podem não ser decisivas para conferir excelentes relações de propriedades mecânicas ao material.

Tendo em consideração as diferentes composições químicas das ligas, verifica-se que a liga CR4 apresenta os maiores percentuais em peso de elementos de liga. Entretanto a liga CR2 apresentou propriedades mecânicas tão elevadas quanto a mesma (LE, LRT, LR, AL e n). Assim, observa-se que a composição química não foi um fator determinante do comportamento mecânico, mas sim as temperaturas de tratamento térmico selecionadas.

Quanto aos ensaios de tração realizados por Baêta Júnior (2016) para o estado de entrega das amostras (TAB. 2.2), observa-se a presença de elevados valores de LRT (750 – 990 MPA) combinados com baixos valores de alongamento (aproximadamente 10%). Assim, os tratamentos térmicos e processamentos mecânicos realizados se fizeram eficientes em relação ao aumento do alongamento uniforme (AL) e manutenção do LRT.

Em referência ao coeficiente de encruamento, verifica-se que o mesmo apresenta valores entre 0,27 e 0,23. Cornette *et al.* (2001) comenta que a elevada capacidade de encruamento dos aços correlacionada com as relações de resistência e alongamento uniforme, qualifica os aços TRIP para aplicações finais que necessitem absorver grande quantidade de energia quando solicitado.

Mesmo com a realização de diferentes processamentos mecânicos e tratamentos térmicos nas amostras, elas ainda apresentaram uma combinação de elevada resistência mecânica (736 – 975 MPa), altos percentuais de alongamento uniforme (28 – 46%) e elevada energia de absorção durante a deformação sendo satisfatórias para aplicações no setor automotivo (SRIVASTAVA *et al.*, 2006).

TAB. 4.14 Propriedades mecânicas da amostra recozidas após laminação a 50% (RL50R).

Propriedades Mecânicas	CR2RL50R (820 °C)	CR1RL50R (820 °C)	CR4RL50R (900 °C)	CR3RL50R (800 °C)
LE (σ_e) (MPa)	502,06 ± 11,75	422,42 ± 13,25	506,26 ± 4,01	532,58 ± 24,23
LRT (MPa)	975,30 ± 41,8	801,69 ± 21,30	960,02 ± 21,82	974,54 ± 67,47
LR (σ_r) (MPa)	885,52 ± 38,38	756,12 ± 19,16	918,85 ± 29,58	897,10 ± 72,06
AL (%)	32,93 ± 4,05	36,44 ± 6,33	35,05 ± 1,68	28,35 ± 4,25
k	163,27 ± 5,03	164,15 ± 1,8	166,34 ± 1,64	154,97 ± 9,96
n	0,27 ± 0,01	0,27 ± 0,01	0,25 ± 0,01	0,27 ± 0,00

TAB. 4.15 Propriedades mecânicas da amostra recozidas após laminação a 70% (RL70R).

Propriedades Mecânicas	CR2RL70R (800 °C)	CR1RL70R (800 °C)	CR4RL70R (850 °C)	CR3RL70R (820 °C)
LE (σ_e) (MPa)	435,10 ± 22,53	402,45 ± 9,11	473,82 ± 14,07	385,61 ± 25,35
LRT (MPa)	802,58 ± 29,08	733,05 ± 28,05	785,24 ± 28,57	739,81 ± 38,62
LR (σ_r) (MPa)	737,00 ± 31,89	685,24 ± 24,80	736,43 ± 19,37	680,32 ± 82,70
AL (%)	34,42 ± 3,80	34,47 ± 3,06	30,18 ± 3,56	36,33 ± 7,26
k	157,17 ± 6,61	158,47 ± 10,79	165,93 ± 2,09	155,49 ± 12,39
n	0,26 ± 0,01	0,25 ± 0,01	0,23 ± 0,01	0,26 ± 0,01

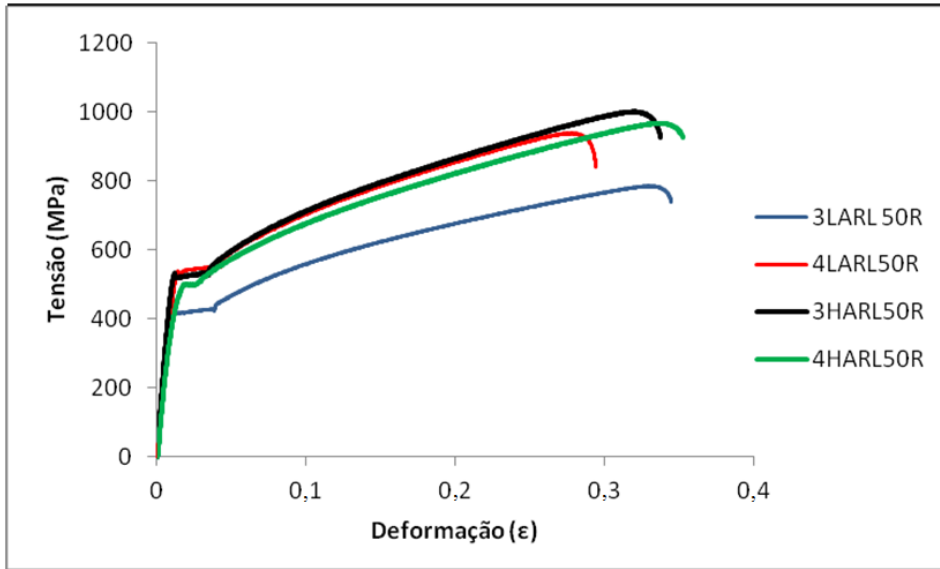


FIG. 4.45 Curvas tensão x deformação para as ligas (azul) CR1RL50R; (vermelho) CR3RL50R; (preto) CR2RL50R e (verde) CR4RL50R.

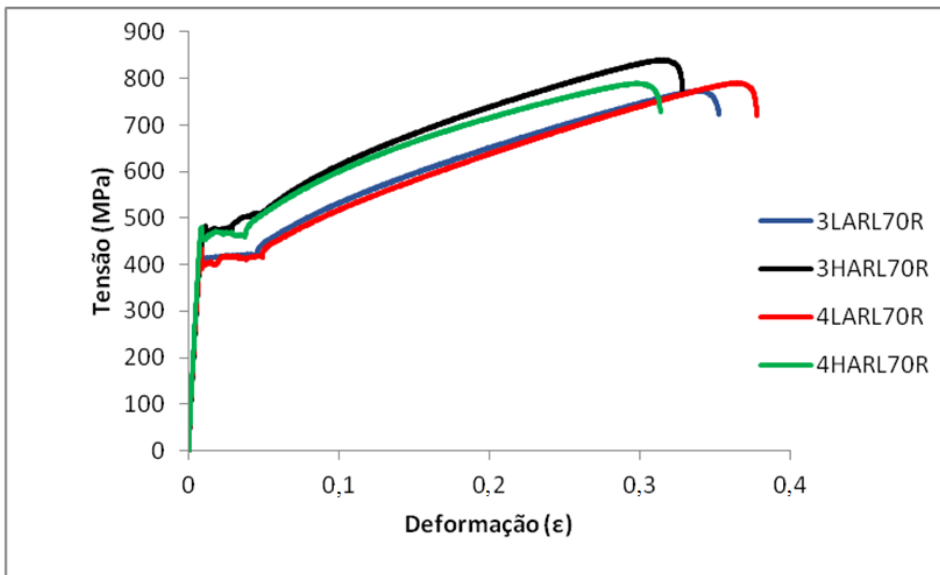


FIG. 4.46 Curvas tensão x deformação para as ligas (azul) CR1RL70R; (vermelho) CR3RL70R; (preto) CR2RL70R e (verde) CR4RL70R.

5 CONCLUSÕES

- Em relação à laminação a frio, verifica-se que todas as ligas apresentaram deformação homogênea ($\Delta < 1$) para as duas rotas realizadas;
- Os aços TRIP com elevados teores de Al (% em peso) apresentaram valores de densidade inferior aos aços TRIP convencionais. A redução foi mais expressiva para a liga CR4 que apresenta o maior percentual em peso de Al (5,5%) na sua composição. Além de apresentarem menores valores de densidade, essas ligas também apresentam a possibilidade de utilização de chapas com espessuras mais finas (em torno de 0,36mm) reduzindo assim o peso final dos automóveis.
- Um evento endotérmico, no aquecimento, se fez presente entre 760 e 800 °C para as curvas de DSC referentes as amostras recozidas (R, RL50R e RL70R). O mesmo ainda não foi reportado na literatura;
- Em todas as condições analisadas, as ligas apresentaram valores baixos de intensidade de textura cristalográfica obtidas com auxílio do DRX (máx. 4). Sendo assim, a fibra γ que confere boa estampagem ao material não se fez presente com intensidade satisfatória. Desse modo, as ligas não devem apresentar boa qualidade de estampagem nas condições analisadas;
- As microestruturas das amostras apresentaram variações em relação à composição química. A liga CR4 que apresenta o maior percentual em peso de carbono equivalente apresentou maiores frações de perlita para as amostras R, RL50 e RL70 em comparação as outras ligas;
- As temperaturas utilizadas para o último recozimento (após as laminações) favoreceram distintas microestruturas nas amostras. Algumas ligas apresentaram perlita degenerada, enquanto outras exibiram uma microestrutura composta por grandes frações de austenita em blocos;
- Os tratamentos térmicos e processamentos mecânicos foram eficientes para elevar o alongamento uniforme das ligas quando comparado ao estado de entrega e mantiveram os LRTs elevados;
- Todas as amostras (RL50R e RL70R) apresentaram elevadas relações de resistência mecânica (736 – 975 MPa) combinadas com altos percentuais de alongamento uniforme (28 – 36%).

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar análises de EBSD em todas as condições (R, RL50, RL70, RL50R e RL70R) para confirmar as fases presentes;
- Buscar novas rotas de processamentos mecânicos e tratamentos térmicos que sejam favoráveis para a obtenção da fibra γ na textura cristalográfica;
- Identificar o tipo de bandas presentes na ferrita com granulação grosseira após o trabalho a frio;
- Investigar a origem do evento endotérmico que se fez presente nas análises de DSC para todas as amostras recozidas entre 760 e 800 °C;
- Produzir ligas δ -TRIP com composições otimizadas (por exemplo, adicionar Mg, Nb entre outros elementos na liga);
- Realizar análises de precisão de comportamento como regressão polinomial dos resultados e também realizar análises estatísticas com maior número de medidas e amostras.

7 REFERÊNCIAS

- ANAZAWA, R. M.; *et al.* **Efeito dos Tratamentos Intercrítico e Isotérmico sobre as Propriedades Mecânicas e na Microestrutura no Aço 300M**, Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, v. 25, nº 2, p. 93-97, 2006.
- ANDRADE-CAMPOS, A.; TEIXEIRA-DIAS, F.; KRUPP, U.; BARLAT, F.; RAUCHS, E.F.; GRACIO, J.J. **Effect of Strain Rate, Adiabatic Heating and Phase Transformation Phenomena on the Mechanical Behaviour of Stainless Steel**, Vol. 46. - pp. 283-297, 2010.
- ANNIBAL, E. G. J.; ROTELLI, R. M.; OLIVEIRA, J. E. G. J.; FERRER, M. H. **Desenvolvimentos recentes em aços trip aplicáveis na indústria automobilística: uma revisão**, XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica, Piracicaba, SP, 2005.
- ARIZA ECHEVERRI, E. A. **Análise numérica e experimental de um aço TRIP submetido aos processos de estampagem a quente e têmpera e partição**. Tese de doutorado, USP, São Paulo, 2017.
- ASTM. **E8/E8M –13a: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials**. 2013.
- ASTM **E 975-13 – Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation**– American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1995.
- BAÊTA JÚNIOR, Eustáquio de Souza. **Caracterização de aço TRIP com alto teor de alumínio**, Dissertação de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2016.
- BACKOFEN, W.A **Deformation Processing** [Livro]. - [s.1]:pp.326, 1972.
- BHADESHIA H.K.D.H. **Bainite in Steels** [Livro], Londres: IOM Communications, 2001.
- BLECK, W. **Using the TRIP Effect - The Dawn of a Promising New Group of Cold Formable Sheets**, International Conference on TRIP-aided High Strength Ferrous Alloys, GRIPS-Proceeding, pág. 13 -23, 2002.
- BOTELHO, R. A. **Laminações assimétricas e propriedades de aços elétricos GNO com 3% de silício**. Dissertação de Mestrado em Ciência dos Materiais. Instituto Militar de Engenharia – IME. Rio de Janeiro, RJ. 2012.
- BRANDÃO, S. A. A. **A influência da deformação plástica sobre a estabilidade mecânica da austenita retida em aços 300M**, Dissertação de mestrado, UNESP, Guaratinguetá, 2007.
- BRESCIANI, E. F. **Conformação plástica dos metais**, Campinas: Unicamp, SP, 1997.

- CAI, Z. H., DING, H., XUE, X., JIANG, J., XIN, Q. B., MISRA, R. D. K. **Significance of control of austenite stability and three-stage work-hardening behavior of an ultrahigh strength–high ductility combination transformation-induced plasticity steel.** Scripta Materialia, 68(11),pág. 865–868, 2013.
- CAI, Z. H., DING, H., KAMOUTSI, H., HAIDEMENOPOULOS, G. N., MISRA, R. D. K. **Interplay between deformation behavior and mechanical properties of intercritically annealed and tempered medium-manganese transformation-induced plasticity steel.** Materials Science and Engineering: A, 654, pág. 359–367, 2016.
- CANGUE, F. J.R.; GODEFROID, L. B.; SILVA, E. **Análise Atual do Setor Automobilístico Nacional. Revista Científica Symposium,** Lavras: Instituto Adventista de Ensino de Minas Gerais. v. 2, n.1, pág. 6-11, 2004.
- CASTRO, I., et al. **Influência do teor de Si nas propriedades mecânicas de um aço C-Mn com efeito TRIP,** 59º Congresso Anual da ABM, São Paulo, p. 2903-2911, 2004.
- CHATTERJEE, S.; MURUGANANTH, M.; BHADESHIA, K. D. H. **δ -TRIP steel.** In: Materials Science and Technology, v. 23, n. 7, pág. 819-827, 2007.
- CHATTERJEE, Sourabh, **Transformations in TRIP-assisted Steels: Microstructure and Properties,** Cambridge: Darwin College, University of Cambridge, 2006.
- CHEN, H. C.; ERA, H.; SHIMIZU, M. **Effect of Phosphorus on the Formation of Retained Austenite and Mechanical Properties in Si-Containing Low-Carbon Steel Sheet,** Met Trans A, V20A, 1989.
- CHEN, P., DUB, P., WUC, D., WANSU, G., YIE, H., **Simulation of Dilatation Curve Associated with Martensitic Transformation in a Dual-phase Steel,** Materials Science Forum Online: 2015-04-01 ISSN: 1662-9752, Vol. 816, pág. 769-774.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos.** 7ª ed. São Paulo: ABM, 2008.
- CHOI, I. D., BRUCE, D. M., KIM, S. J., LEE, C. G., PARK, S. H., MATLOCK, D. K. AND SPEER, J. G., **Deformation Behavior of Low Carbon TRIP Sheet Steels at High Strain Rates.** ISIJ International 42, 1483-1489, 2002.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** 4ª Ed. São Paulo, SP, Ed. Edgard McGraw-Hill, 2008.
- CORNETTE, D.; HOURMAN, T.; HUDIN, O.; LAURENT, J. P.; REYNAERT, A. **High Strength Steels for Automotive Safety Parts.** Society of Automotive Engineers Annual Congress, 2001.
- COSTA e SILVA, A.L. MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais.** 2ª Sumaré-SP : Eletrometal, 1988.
- CRUZ JUNIOR, J.A. **Desenvolvimento do aço alto C-Si e Cr com matriz nanoestruturada de martensita e bainita.** Belo Horizonte, 2011.

- DA SILVA, C. S. **Formação e Reversão da Martensita Induzida por Deformação nos Aços Inoxidáveis Austeníticos 304L e 201LN**, Dissertação de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2017.
- DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. SI Metric edition, McGraw-Hill, 1988.
- DOBRZANSKI, L. A.; SITEK, W. **Designing of the chemical composition of constructional alloy steels**. Journal of Materials Processing Technology. vol. 89-90, pág. 467-472, 1999.
- DOS SANTOS, C. N; VIANA, C. S. C. **Análise de textura de um aço 0,2%C-1,5%Mn-1,5%Si assistido pelo efeito TRIP**. III Workshop sobre Textura, pág. 151 a 162, São Paulo, 2006.
- ELSNER, A. **Advanced hot rolling strategies for IF and TRIP steels**. Delf University Press, Holanda, 2005.
- ENGLER, O. **Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture, and orientation mapping**. Boca Raton: CRC Press, 2010.
- FARIA NETO, A. R. F.; RODRIGUES, D. L.; FUKUGAUCHI, C. S.; RIBEIRO, R. B.; PEREIRA, M. S. **Propriedades mecânicas relacionadas com a microestrutura de aços avançados destinados à indústria automobilística**, VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico – TTT 2012, Atibaira, SP, 2012.
- FERRER, M. H. **Estudo das transformações de fase de aço TRIP ao Si-Mn microligados com Nb**, Tese de Doutorado em engenharia, Escola Politécnica da USP, São Paulo, SP, maio 2003.
- FILHO, A.F, et al. **Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem**, Workshop sobre textura e Relações de Orientação, 2001.
- FIELDER, D. S., BACKOFEN, W. A. **Proc. Amer. Soc. Test. Mater.**, Vol.57, pp. 1259, 1957.
- FUKUGAUCHI, C. S. **Metodologia para caracterização metalográfica de um aço TRIP por microscopia óptica**, Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais, Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010.
- FURNÉMONT. Q.; KEMPF, M.; JACQUES, P.J.; GÖKEN, M ; DELANNAY, F. **On the Measurement of the Nanohardness of the Constitutive Phases of TRIP-Assisted Multiphase Steels**. Materials Science and Engineering A, v.328, p. 26–32. 2002.
- GODEC, M.; JENKO, M. **Presentation Methods of Textures Measurements**, Materiali in Tehnologije, v.34, pg. 359-364, 2000.
- GORNI, A.A. **Aços avançados de alta resistência: Microestrutura e propriedades mecânicas**, Corte & Conformação de Materiais, v. 1, n. 1, p.26-57, dez. 2008.

- GUO Z.; SHA, W.; LI D. **Qualification of phase transformation kinetics of 18wt.% Ni C250 maraging steel.** Materials Science and Engineering, A373, p10-20, 2003.
- HURLEY, P. J. **Production of Ultra-Fine Ferrite during Thermomechanical Processing of Steel,** Tese Ph.D, Monasah University, Malbouner, Australia, 1999.
- HONEYCOMBE, R. W. K; BADESHIA, H. K. D. H. **Steels – Microstructure and Properties,** 3^o ed, Elsevier Ltd, 2006.
- ITAMI, A.; TAKAHASHI, M.; USHIODA, K., **Plastic Stability of Retained Austenite in the Cold-rolled 0.14%C-1.9%Si1.7%Mn Sheet Steel.** ISIJ Int., vol. 35, pág. 1121–27, 1995
- JUNG, G., **Spot Weldability of TRIP Steel with High Carbon, High Aluminium Content,** Pohang University of Science and Technology, Pohang, 2011.
- KANTOVISCKI, Adriano Rogério. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga TRIP 800,** 2005, Dissertação de Mestrado em Engenharia - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2005.
- KANG, M. K.; CHEN, D.M.; YANG, S.P.; HU, G.L. **The time-temperature-transformation diagram within the medium temperature range is some alloys steels.** Metal. Trans. A, v.23A p. 785-795, 1992.
- KIM, S.-J.; LEE, C. G.; JEONG, W. C.; PARK, I. **Microstructure and mechanical properties of the 0.15%C TRIP-aided cold-rolled steels containing Cu, Ni and Cr.** International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, ed. BC De Cooman, GRIPS, Ghent, p.165-169, 2002.
- KIM, S.-J.; LEE, C. G.; LEE, T.-H.; OH, C.-S. **Effect of Cu, Cr and Ni on mechanical properties of 0.15 wt.% C TRIP-aided cold rolled steels.** In: Scripta Materialia, v. 48, p. 539-544, 2003.
- KRAL, M. V., SPANOS, G. **Three-Dimensional Analysis and Classification of Grain-Boundary-Nucleated Proeutectoid Ferrite Precipitates,** Metallurgical and Materials Transactions, vol. 36A, 1199-1207, 2005.
- KRAUSS, G, **Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steel.** Journal Metallurgical and Materials Transaction B. vol. 34, 2003.
- Krumenauer, F. Z.; Batalha, G. F. **Engenharia simultânea e Projeto Orientado para a Manufaturabilidade e Montagem de Portas Automotivas,** Dissertação de mestrado profissional de Engenharia Automotiva, Escola Politécnica da USP, São Paulo, SP, 2005.
- KWON, E. P.; FUJIEDA, S.; SHINODA, K.; SUZUKI, S. **Characterization of transformed and deformed microstructures in transformation induced plasticity steels using electron backscattering diffraction.** Materials Science and Engineering A, Sendai, v.528, p.5007- 5017, 2011.

- LATYPOV, M. I., SHIN, S., DE COOMAN, B. C., KIM, H. S. **Micromechanical finite element analysis of strain partitioning in multiphase medium manganese TWIP+TRIP steel.** Acta Materialia, 108, pág. 219–228, 2016.
- LEE, S., SHIN, S., KWON, M., LEE, K., DE COOMAN, B. C. **Tensile Properties of Medium Mn Steel with a Bimodal UFG $\alpha + \gamma$ and Coarse δ -Ferrite Microstructure.** Metallurgical and Materials Transactions A, 48(4),pág. 1678–1700, 2017.
- LIMA, N. B. et al. **Textura de recristalização.** In: Workshop sobre Textura e Relações De Orientação, EPUSP – São Paulo, p. 59-75, 2001.
- LIU, C., PENG, Q., XUE, Z., DENG, M., WANG, S., YANG, C. **Microstructure-Tensile Properties Relationship and Austenite Stability of a Nb-Mo Micro-Alloyed Medium-Mn TRIP Steel.** Metals, 8(8), 615, 2018.
- MARTINS, A. R. F. de A.; RIZZO, F. **Têmpera e partição em aços de alta resistência contendo Ni: modelagem cinética, microestrutura e propriedades mecânicas.** Tese de Doutorado – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.
- MINTZ, B. **Hot dip galvanizing of transformation induced plasticity and other intercritically annealed steels,** International Materials Reviews, v.46, p.169-197, 2001.
- MODESTO, H. F. **Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligado com Nb/M,** Tese de doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da USP, São Paulo, SP, 2003.
- NATH S. K.; RAY S.; MATHUR V. N. S.; KAPOOR L. **Non-isothermal austenitisation kinetics and theoretical determination of intercritical annealing time for dual-phase steels.** ISIJ International, Vol 34 n.2 p.191-197, 1994.
- NETO, J. R. d. B. **Evolução da microestrutura e da textura cristalográfica durante a etapa de aquecimento do recozimento de um aço IF,** Dissertação de mestrado apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, UFC, Fortaleza, CE, 2013.
- OLSON, G. B. **Transformation plasticity and the stability of plastic flow in deformation processing and structure.** ASM International, p. 391 – 424, 1984.
- PADILHA, A. F.; SILICIANO Jr. F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura.** ABM, 3ª ed., São Paulo, 2005.
- PARISH, C. M. **Fundamental Study of Phase Transformations in Si-Al TRIP Steels** Dissertação de Mestrado - University of Pittsburgh – 2000.
- QU, Hao. **Advanced high strength steel through paraequilibrium carbon partitioning and austenite stabilization,** Tese (Doutorado) - Curso de Philosophy, Materials Science and Engineering, Case Western Reserve University, Western, 2012.

- RANDLE, V., ENGLER, O. **Introduction to texture analysis. Macrotexture, microtexture and orientation mapping**, Singapore: Gordon and Breach Science Publishers, 2000.
- REBECHI, J. G. **Correlações Numéricas entre Taxas de Resfriamento, Microestruturas e Propriedades Mecânicas para o Tratamento 46 Térmico do Aço AISI/SAE 4140**, Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.
- RIBEIRO, L. P. P. G. **Caracterização das propriedades mecânicas do aço sae 4140 após diferentes tratamentos de têmpera e revenido**, Dissertação de Mestrado - Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006.
- SARDINHA, N. do A. **Influência da assimetria da laminação a frio na textura e propriedade de um aço IF para estampagem**. Dissertação de Mestrado – Departamento de Ciências dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, 2012.
- SARDINHA, N. do A; BRANDÃO, L. P. M. **Comparação da textura cristalográfica de um aço if após laminação convencional e assimétrica**. RMCT, 01:03, 2014.
- SANTOS, I.C. **Modelo computacional de previsão de embutibilidade em um aço livre de intersticiais**. Rio de Janeiro : Insituto Militar de Engenharia, 2015.
- SHIRDEL, M., MIRZADEH, H., PARSA, M.H. **Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties, and TRIP effect**. Materials Characterization, Vol. 103, pp. 150-161, 2015.
- SHIRI, S. G., JAHROMI, S. A. J., PALIZDAR, Y., BELBASI, M. **Unexpected Effect of Nb Addition as a Microalloying Element on Mechanical Properties of δ -TRIP Steels**. Journal of Iron and Steel Research, International, vol. 23, págs. 988-996, 2016.
- SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais: Classificação e seleção de aços - 2 ed.** Edgard Blücher, 646p, São Paulo 2006.
- SMITH, W. A. **Structure and Properties of Engineering Alloys**, 2º ed, McGraw-Hill, 1993.
- SOHN, S. S., LEE, B.-J., LEE, S., KIM, N. J., & KWAK, J.-H. **Effect of annealing temperature on microstructural modification and tensile properties in 0.35 C–3.5 Mn–5.8 Al lightweight steel**. Acta Materialia, 61(13), 5050–5066, 2013.
- SOUZA, M.S.; PINTO, A.L.; DHERE, R.G.; FERREIRA, C.L.; CRUZ, L.R. **Determinação da microtextura de filmes finos fotovoltaicos de CdTe em um microscópio eletrônico de varredura usando EBSD**. Revista Matéria, ISSN 1517-7076, v. 5, n° 2. 2001.
- SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços**, São Paulo: Blucher, 1989.

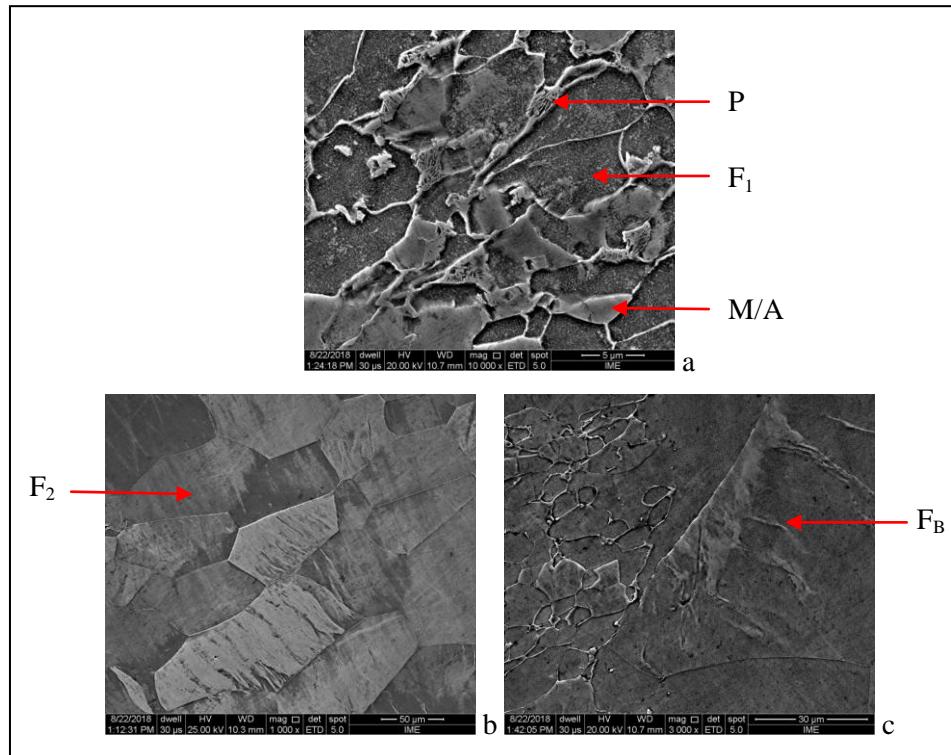
- SRIVASTAVA, A. K., BHATTACHARJEE, D., JHA, G., GOPE, N., & SINGH, S. B. **Microstructural and mechanical characterization of C–Mn–Al–Si cold-rolled TRIP-aided steel.** *Materials Science and Engineering: A*, 445-446, 549–557, 2007.
- STREICHER, A. M.; SPEER, J. G.; MTLOCK, D. K. **Forming response of retained austenite in a C-Si-Mn high strength TRIP sheet steel,** *Materials Technology*, p. 287-293, 2002.
- SUGIMOTO, K. I.; MISSU, M.; KOBAYASHI, M.; SHIARASAWA, H. **Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP-aided dual phase steel sheet.** *ISIJ International*, Vol. 33, n° 7, 775 – 782, 1993.
- SUGIMOTO, K. I; USUI, N., KOBAYASHI, M., HASHIMOTO, S. **Effects of volume fraction and stability of retained austenite on ductility of TRIP-aided dual-phase steels.** *ISIJ International*, v. 32, p. 1311-1318, 1992.
- SUGIMOTO, K. I.; KOBAYASHI, M.; HASHIMOTO, S.-I. **Ductility and Strain-Induced Transformation in a High-Strength Transformation-Induced Plasticity-Aided Dual-Phase Steel.** *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 23,p. 3085-3091, 1992.
- SUH, D. W., RYU, J. H., JOO, M. S., YANG, H. S., LEE, K., BHADSHIA, H. K. D. H. **Medium-Alloy Manganese-Rich Transformation-Induced Plasticity Steels.** *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(1), 286–293, (2012).
- Suh, D. W., KIM, N. J. **Low-density steels.** *Scripta Mater.* 68, (6), pág. 337-338, 2013.
- TOMITZ, A., KASPAR, R. **Deep-Drawing quality of cold rolled sheet made of ferritically rolled hot strip.** *Steel Research*, 71 (2000) p. 504-510.
- TOTTEN, G. E.; MAURICE, M. A. H. **Steel Heat Treatment Handbook**, Marcel Dekker Inc, New York, USA, 1997.
- TSUKATANI, I.; HASHIMOTO, S.; INOUE, T. **Effect of silicon and manganese Addition on Mechanical Properties of High-Strength Hot-Rolled Sheet Steel Containing Retained Austenite,** *ISIJ Int*, V31, 1991.
- VERBEKEN, K., CAENEGEM N. V., RAABE, D. **Identification of ϵ martensite in a Fe-based shape memory alloy by means of EBSD.** *Micron*, vol. 40, págs. 151- 156, 2009.
- YI, Hongliang L. **δ -TRIP Steel**, Pohang University of Science and Technology, Pohang, Coreia do Sul, 2010.
- YI, Hongliang L. **Review on δ -Transformation-Induced Plasticity (TRIP) Steels with Low Density: The Concept and Current Progress,** *JOM*, vol. 66, 2014.
- YI, H. L.; CHEN, P.; BHADSHIA, H.K.D.H. **Optimizing the Morphology and Stability of Retained Austenite in a d-TRIP Steel,** *The Minerals, Metals & Materials Society*, Vol. 45A, p. 3512-3518, 2014.

- YI, H. L.; LEE; BHADSHIA H. K. D. H. **Extraordinary ductility in Al-bearing Delta-TRIP steel**, Mathematical Physical and Engineering Sciences, 2010.
- YI, H. L.; LEE; BHADSHIA H. K. D. H. **Stabilization of ferrite in hot rolled d-TRIP steel**, Materials Science and Technology, Vol. 27, p. 525-529, 2011.
- YI, H. L., SUN, L., & XIONG, X. C. **Challenges in the formability of the next generation of automotive steel sheets**. *Materials Science and Technology*, 34(9), pág. 1112–1117, 2018.
- XIONG, X. C., SUN, L., WANG, J. F., JIN, X. Y., WANG, L., XU, B. Y., YI, H. L. **Properties assessment of the first industrial coils of low-density duplex δ -TRIP steel**. *Materials Science and Technology*, 32(13), 1403–1408, 2016.
- XU, Yun-bo, *et al.* **Effect of two-step intercritical annealing on microstructure and mechanical properties of hot-rolled medium manganese TRIP steel containing δ -ferrite**. *Materials Science & Engineering A*, 688, pág 40-55, 2017.
- WANG, H., KANG, J., DOU, W., ZHANG, Y., YUAN, G., CAO, G., WANG, G. **Microstructure and mechanical properties of hot-rolled and heat-treated TRIP steel with direct quenching process**. *Materials Science and Engineering: A*, 702, 350–359. doi:10.1016/j.msea.2017.
- ZHANG, M. D., HU, J., CAO, W. Q., DONG, H. **Microstructure and mechanical properties of high strength and high toughness micro-laminated dual phase steels**. *Materials Science and Engineering: A*, 618, 168–175, 2014.

8 APÊNDICES

8.1 APÊNDICE 1 – ANÁLISES MICROESTRUTURAIS

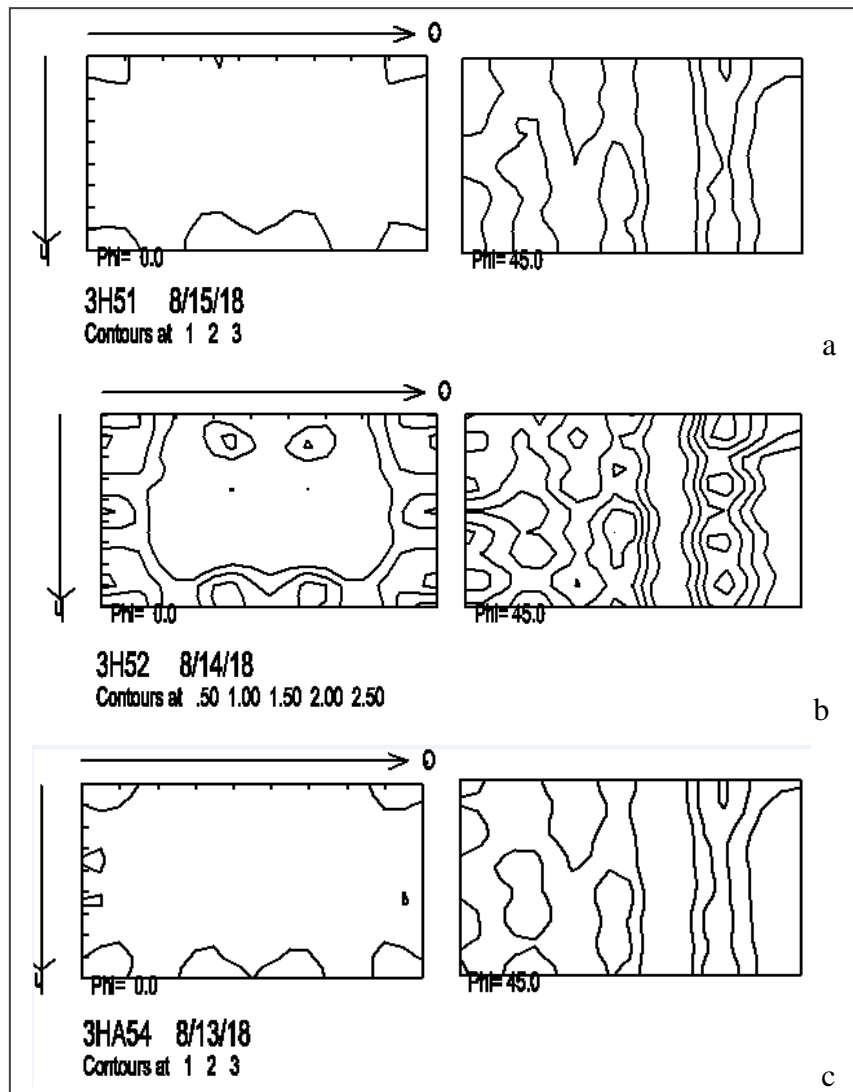
No Apêndice 1.1 são apresentadas as imagens de MEV da microestrutura heterogênea da amostra CR2RL50.



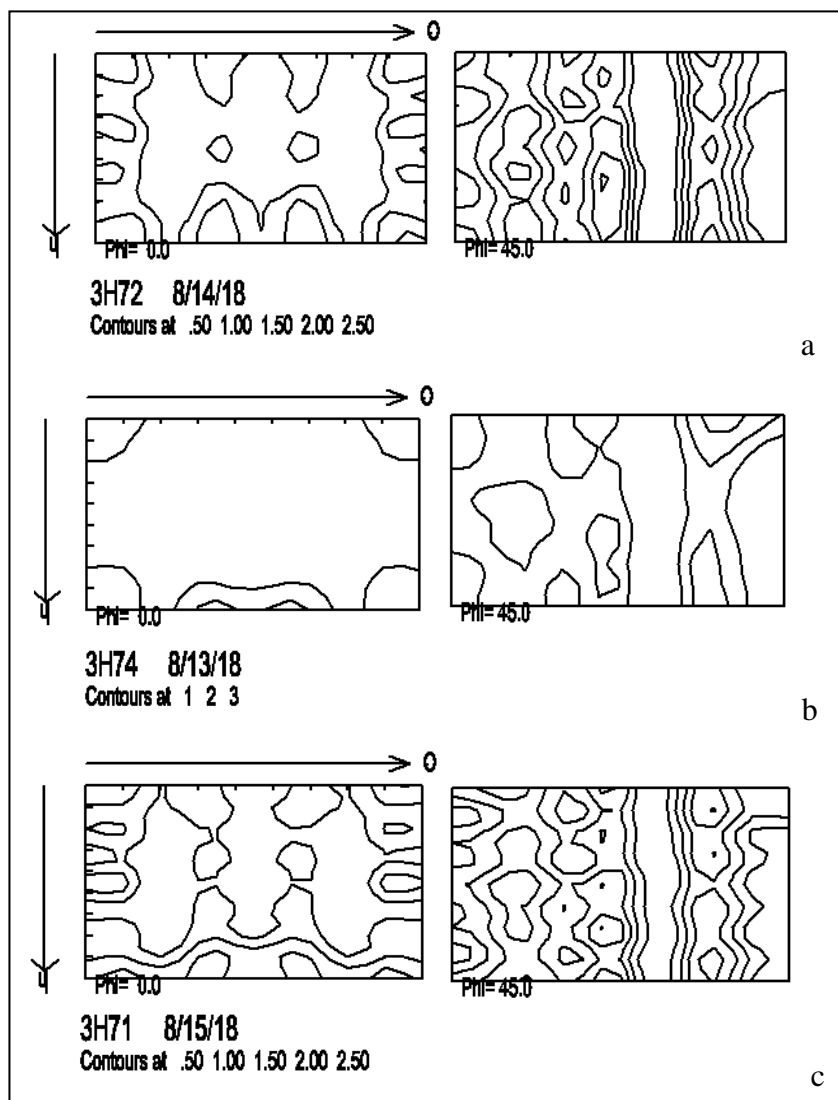
APÊNDICE 1.1 Microestruturas da amostra CR2RL50 ilustrando as diferentes microestruturas presentes na liga com aumentos de: (a) 10000 x, (b) 1000 x e (c) 3000 x. Ataque Nital 2%. P = Perlita; F₁ = Ferrita Fina; M/A = Martensita/Austenita; F₂ = Ferrita Grosseira; F_B = Ferrita Bandeada.

8.2 APÊNDICE 2 – TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

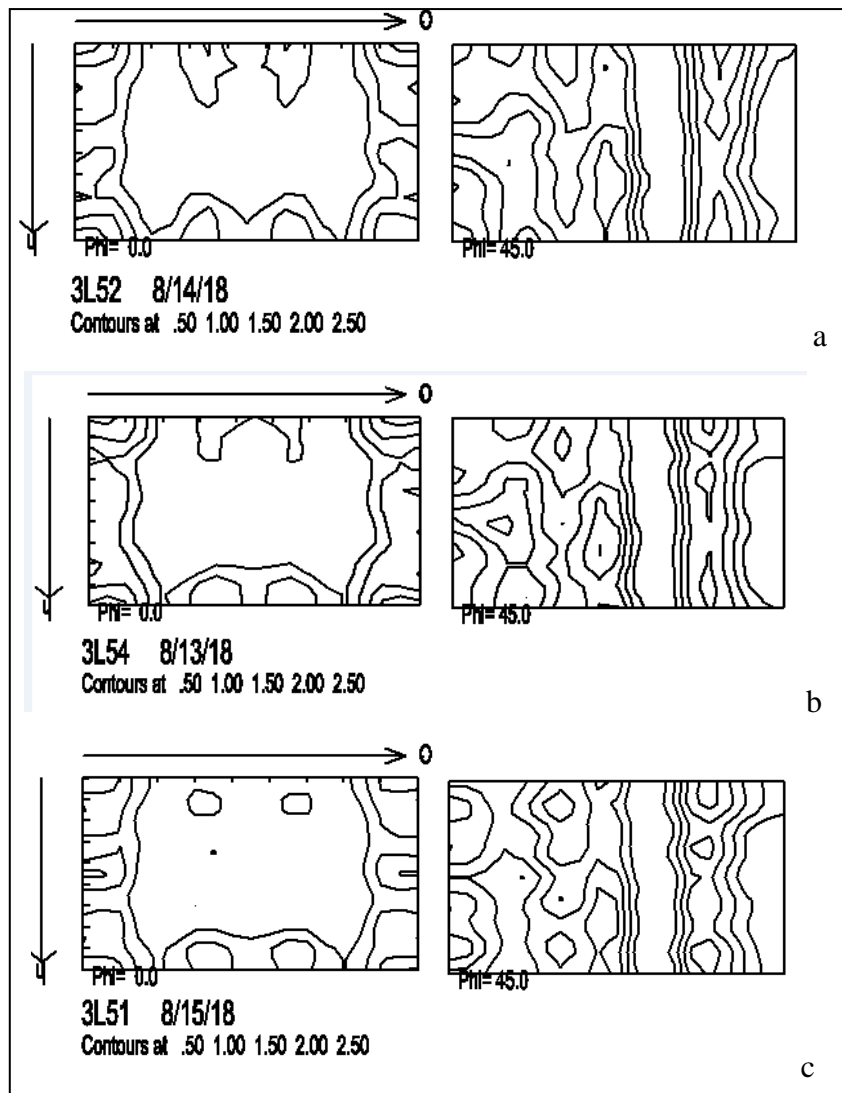
Nos Apêndices 2.1 até 2.8 são apresentados os resultados de textura cristalográfica referente a $\Phi=45^\circ$ e $\Phi=0^\circ$ para todas as amostras utilizadas para a seleção da temperatura do último recozimento seguindo a notação de Roe.



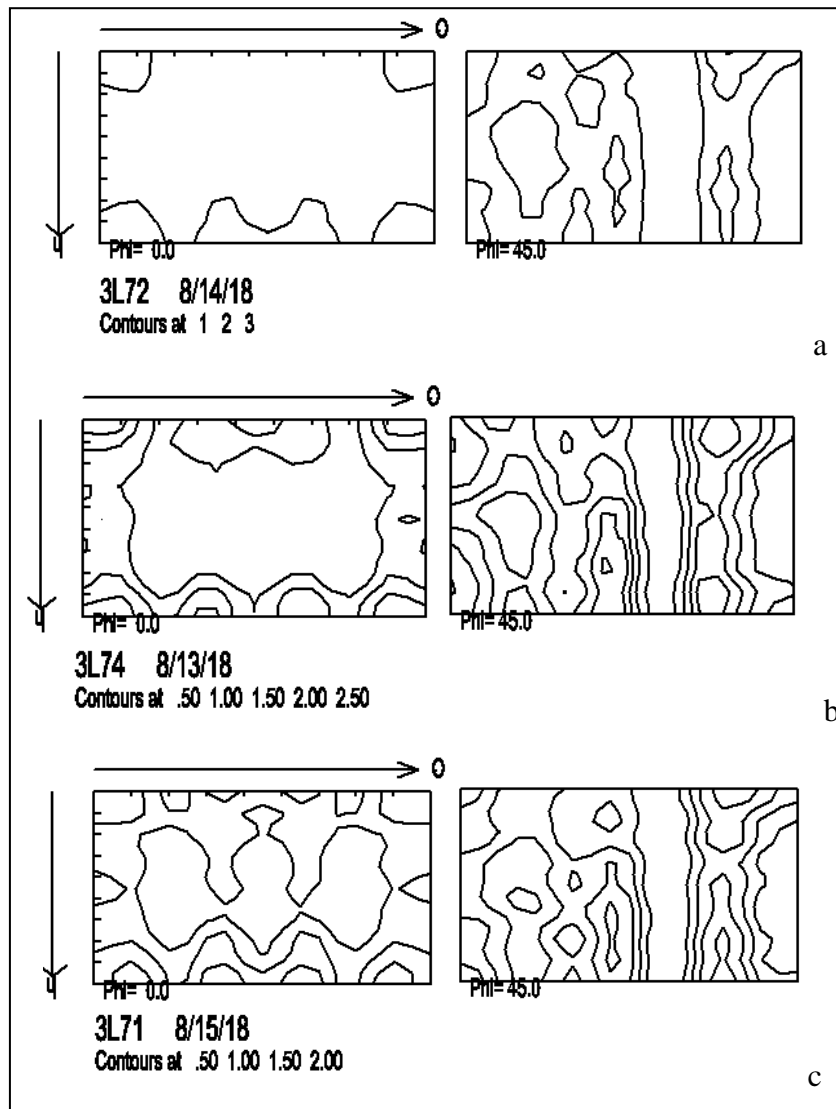
APÊNDICE 2.1 FDOCs das amostras CR2RL50 recozida a: (a) 800 °C, (b) 820 °C, (c) 850 °C seguindo a notação de Roe.



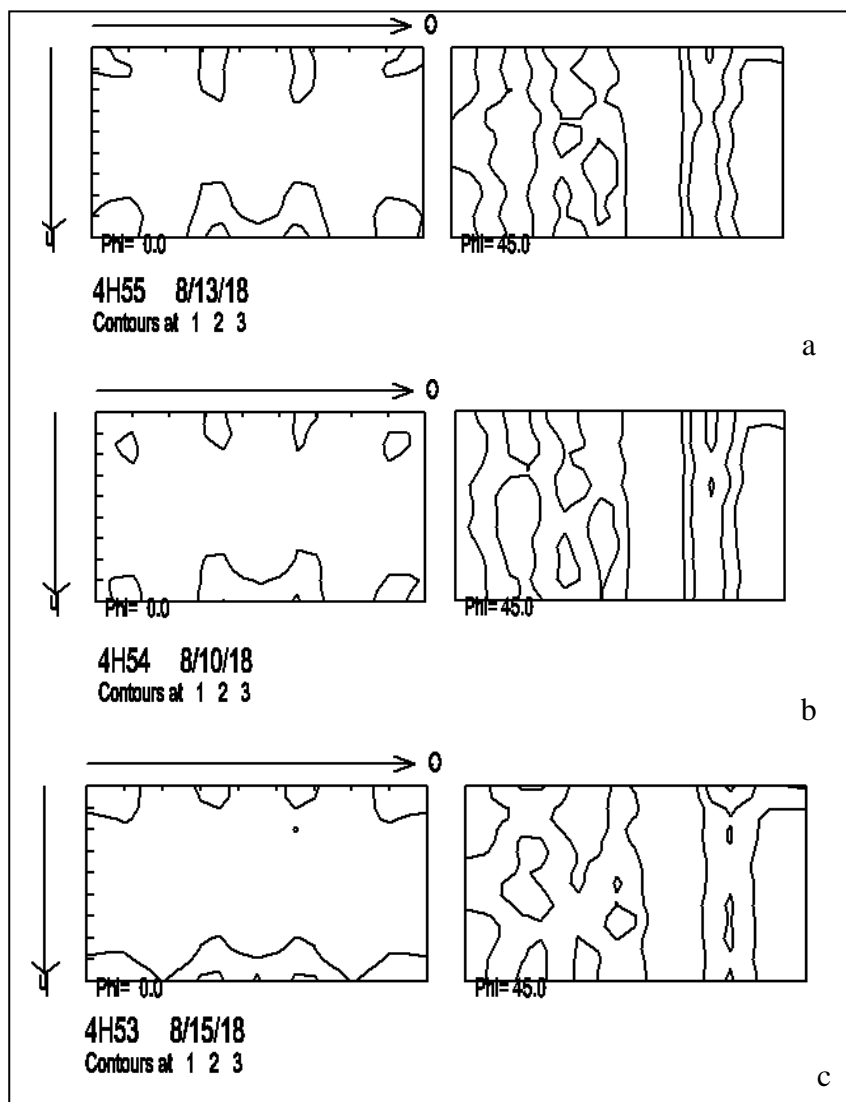
APÊNDICE 2.2 FDOCs das amostras CR2RL70 recozida a: (a) 800 °C, (b) 820 °C, (c) 850 °C seguindo a notação de Roe.



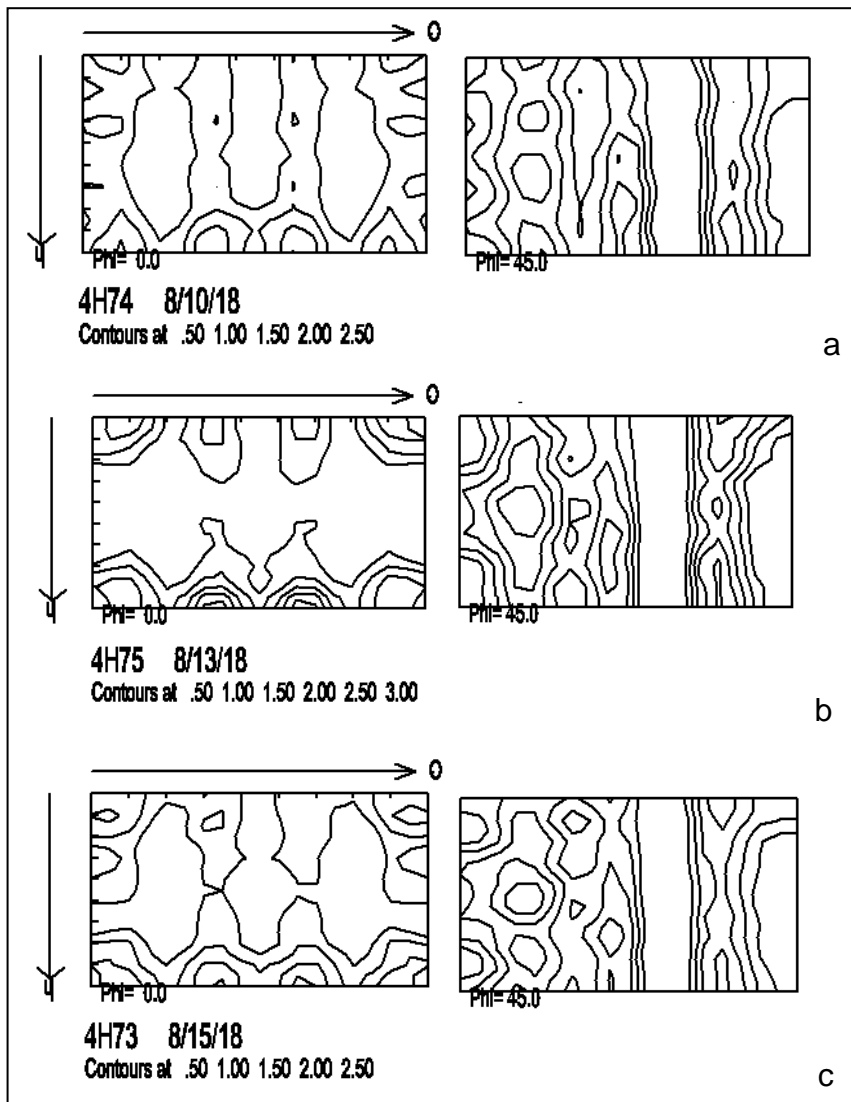
APÊNDICE 2.3 FDOCs das amostras CR1RL50 recozida a: (a) 800 °C, (b) 820 °C, (c) 850 °C seguindo a notação de Roe.



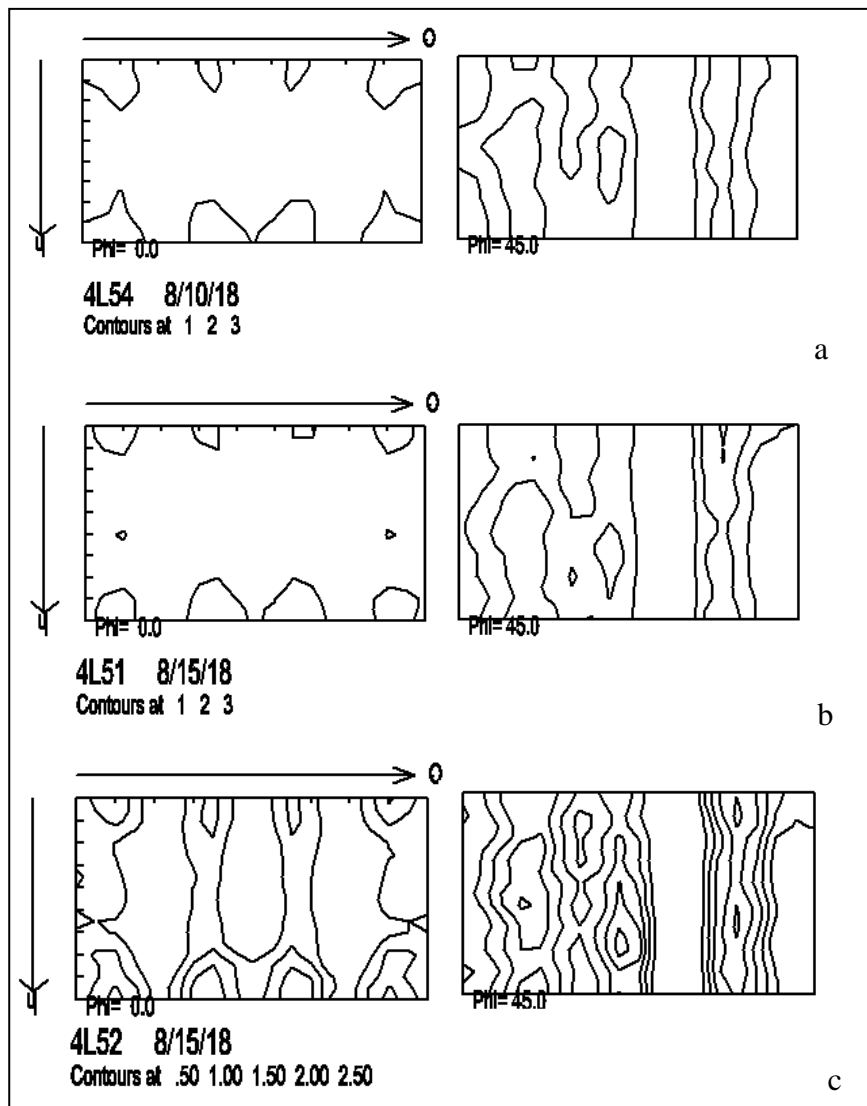
APÊNDICE 2.4 FDOCs das amostras CR1RL70 recozida a: (a) 800 °C, (b) 820 °C, (c) 850 °C seguindo a notação de Roe.



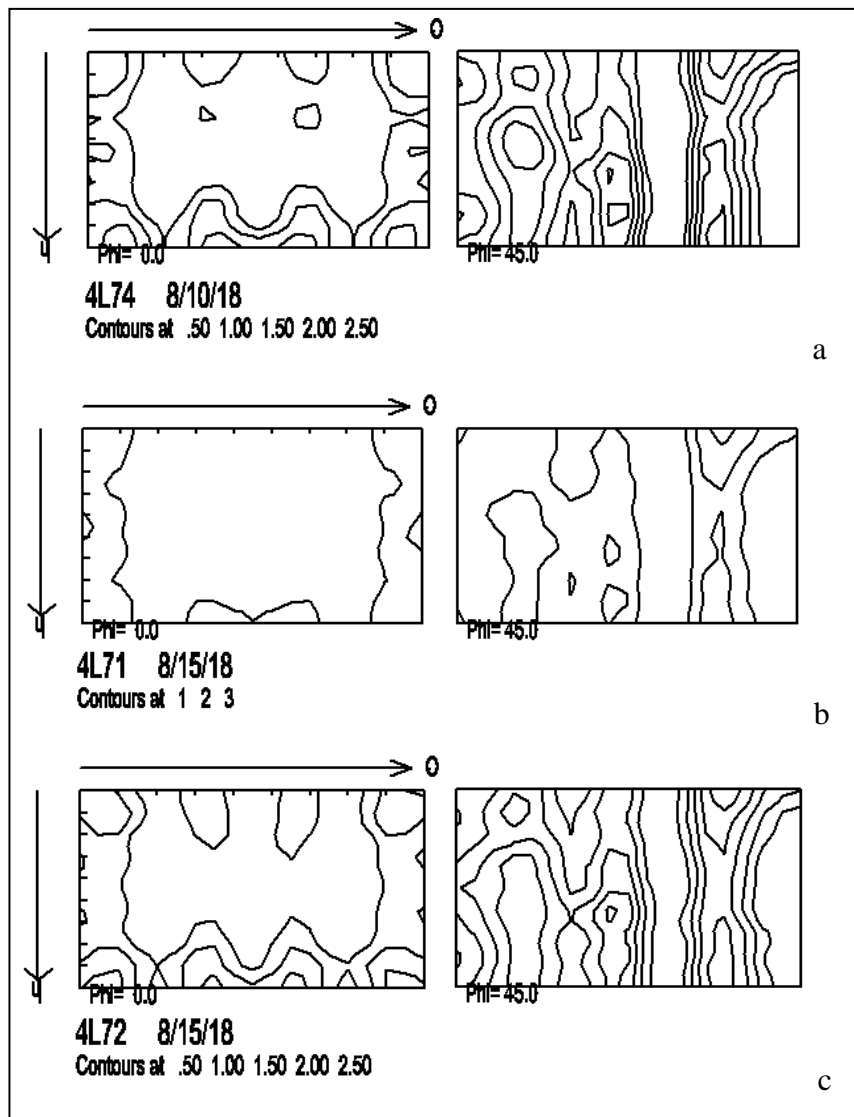
APÊNDICE 2.5 FDOCs das amostras CR4RL50 recozida a: (a) 830 °C, (b) 850 °C, (c) 900 °C seguindo a notação de Roe.



APÊNDICE 2.6 FDOCs das amostras CR4RL70 recozida a: (a) 830 °C, (b) 850 °C, (c) 900 °C seguindo a notação de Roe.



APÊNDICE 2.7 FDOCs das amostras CR3RL50 recozida a: (a) 800 °C, (b) 820 °C, (c) 850 °C seguindo a notação de Roe.



APÊNDICE 2.8 FDOCs das amostras CR3RL70 recozida a: (a) 800 °C, (b) 820 °C, (c) 850 °C seguindo a notação de Roe.

8.3 APÊNDICE 3 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Nos Apêndices 3.1 até 3.8 são apresentados os valores referêntes aos ensaios de tração nos 4 cps utilizados em cada condição.

APÊNDICE 3.1 - Propriedades mecânicas da amostra CR2RL50R (820 °C).

Propriedades Mecânicas	CPI	CP 2	CP 3	CP 4	Média	Desv. Pad.	I.C.
LE (σ_e) (MPa)	488,43	499,43	517,49	502,90	502,06	11,99	11,75
LRT (MPa)	994,79	994,90	1000,07	911,43	975,30	42,65	41,80
LR (σ_r) (MPa)	895,94	886,08	927,11	832,97	885,52	39,16	38,38
Al (%)	28,16	30,96	37,28	35,32	32,93	4,13	4,05
k	165,54	155,63	167,28	163,09	163,27	5,13	5,03
n	0,27	0,27	0,26	0,26	0,27	0,01	0,01

APÊNDICE 3.2 - Propriedades mecânicas da amostra CR2RL70R (800 °C).

Propriedades Mecânicas	CPI	CP 2	CP 4	CP 5	Média	Desv. Pad.	I.C.
LE (σ_e) (MPa)	433,20	467,63	425,00	414,56	435,10	22,99	22,53
LRT (MPa)	800,87	839,83	802,40	767,23	802,58	29,67	29,08
LR (σ_r) (MPa)	743,34	773,31	736,98	694,37	737,00	32,54	31,89
Al (%)	33,00	30,56	39,72	34,40	34,42	3,87	3,80
k	161,34	147,60	157,35	162,41	157,17	6,74	6,61
n	0,28	0,25	0,27	0,26	0,26	0,01	0,01

APÊNDICE 3.3 - Propriedades mecânicas da amostra CR1RL50R (820 °C).

Propriedades Mecânicas	CPI	CP 2	CP 3	CP 4	Média	Desv. Pad.	I.C.
LE (σ_e) (MPa)	423,86	411,25	410,58	443,97	422,42	13,52	13,25
LRT (MPa)	784,89	786,83	796,49	838,56	801,69	21,73	21,30
LR (σ_r) (MPa)	739,88	784,56	736,19	763,85	756,12	19,55	19,16
Al (%)	25,83	42,36	40,80	36,76	36,44	6,46	6,33
k	165,55	162,23	165,70	163,10	164,15	1,51	1,48
n	0,26	0,27	0,26	0,27	0,27	0,01	0,01

APÊNDICE 3.4 - Propriedades mecânicas da amostra CR1RL70R (800 °C).

Propriedades Mecânicas	CPI	CP 2	CP 4	CP 5	Média	Desv. Pad.	I.C.
LE (σ_e) (MPa)	393,15	409,66	395,79	411,21	402,45	9,30	9,11
LRT (MPa)	730,17	774,21	717,23	710,59	733,05	28,62	28,05
LR (σ_r) (MPa)	676,28	722,68	666,91	675,07	685,24	25,31	24,80
Al (%)	37,36	36,92	31,20	32,40	34,47	3,13	3,06
k	165,54	160,04	165,85	142,44	158,47	11,01	10,79
n	0,24	0,24	0,25	0,26	0,25	0,01	0,01

APÊNDICE 3.5 - Propriedades mecânicas da amostra CR4RL50R (900 °C).

Propriedades Mecânicas	CP I	CP 2	CP 3	CP 5	Média	Desv.Pad.	I.C.
LE (σ_e) (MPa)	496,90	491,63	498,41	501,40	506,26	14,83	4,01
LRT (MPa)	966,86	939,82	984,03	989,25	960,02	41,18	21,82
LR (σ_r) (MPa)	924,96	885,64	959,43	920,46	918,85	36,60	29,58
Al (%)	35,92	38,40	35,32	34,40	35,05	0,71	1,68
k	165,55	166,38	167,28	169,44	166,34	2,68	1,64
n	0,25	0,25	0,25	0,24	0,25	0,01	0,01

APÊNDICE 3.6 - Propriedades mecânicas da amostra CR4RL70R (850 °C).

Propriedades Mecânicas	CP I	CP 2	CP 3	CP 5	Média	Desv.Pad.	I.C.
LE (σ_e) (MPa)	483,36	453,58	473,67	484,66	473,82	473,82	14,07
LRT (MPa)	808,72	789,77	743,07	799,38	785,24	785,24	28,57
LR (σ_r) (MPa)	745,67	728,60	713,09	758,35	736,43	736,43	19,37
Al (%)	33,76	32,84	26,72	27,40	30,18	30,18	3,56
k	165,54	167,27	163,09	167,83	165,93	165,93	2,09
n	0,23	0,23	0,24	0,22	0,23	0,23	0,01

APÊNDICE 3.7 - Propriedades mecânicas da amostra CR3RL50R (800 °C).

Propriedades Mecânicas	CP I	CP 2	CP 3	CP 5	Média	Desv.Pad.	I.C.
LE (σ_e) (MPa)	498,45	546,52	554,32	531,05	532,58	24,73	24,23
LRT (MPa)	1021,32	1042,46	896,66	937,73	974,54	68,85	67,47
LR (σ_r) (MPa)	952,08	968,67	828,00	839,66	897,10	73,53	72,06
Al (%)	29,98	32,36	22,24	28,84	28,35	4,33	4,25
k	145,62	146,75	164,40	163,10	154,97	10,16	9,96
n	0,27	0,27	0,27	0,27	0,27	0,00	0,00

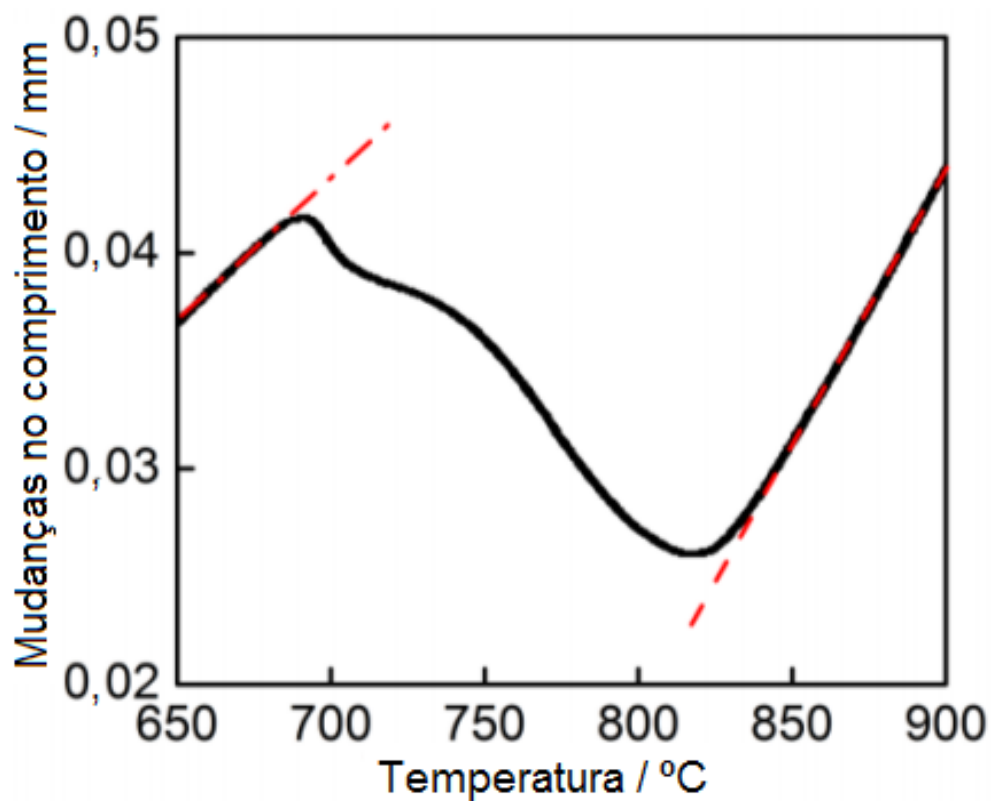
APÊNDICE 3.8 - Propriedades mecânicas da amostra CR3RL70R (820 °C).

Propriedades Mecânicas	CP I	CP 2	CP 3	CP 5	Média	Desv.Pad.	I.C.
LE (σ_e) (MPa)	347,59	391,43	399,44	403,99	385,61	25,87	25,35
LRT (MPa)	661,94	790,55	723,97	782,77	739,81	59,82	58,62
LR (σ_r) (MPa)	594,09	783,19	631,94	712,04	680,32	84,39	82,70
Al (%)	37,16	40,20	25,68	42,28	36,33	7,40	7,26
k	165,55	144,69	167,28	144,42	155,49	12,64	12,39
n	347,59	391,43	399,44	403,99	385,61	25,87	25,35

9 ANEXOS

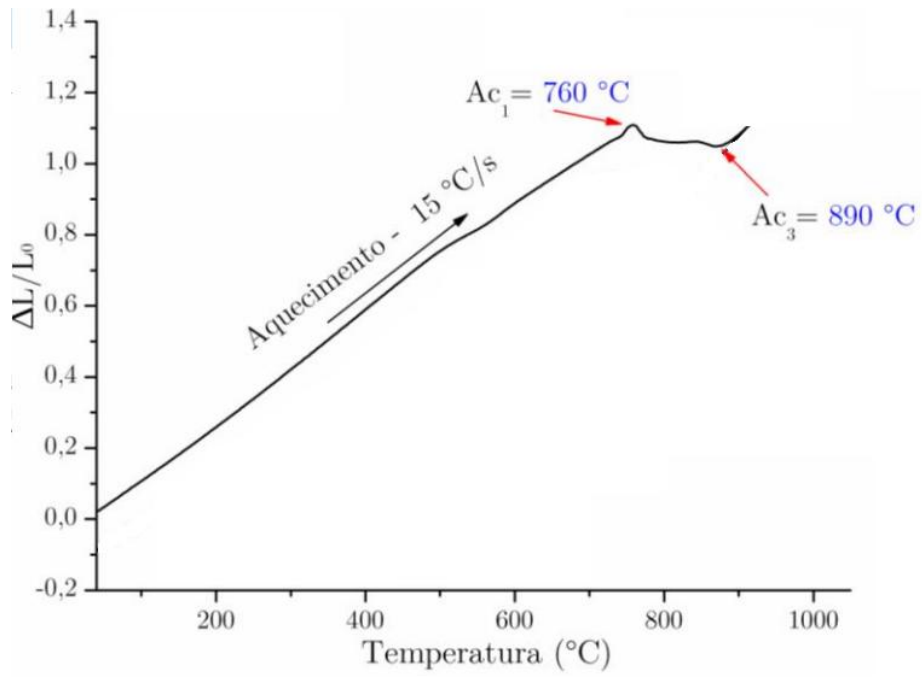
9.1 ANEXO 1 – ANÁLISES DILATOMÉTRICAS

No anexo 1 estão apresentadas as análises dilatométricas que foram referenciadas nestes estudo. No Anexo 1.1 está ilustrado os resultados obtidos por Chen *et al.* (2015) para uma liga com composição Fe-0,068C-0,37Si-1,30Mn-0,049P-0,74Cr (% em peso).



ANEXO 1.1 – Análises de dilatométrica ilustrando as temperaturas Ac1 e Ac3 obtidas por Chen *et al.* (2015).

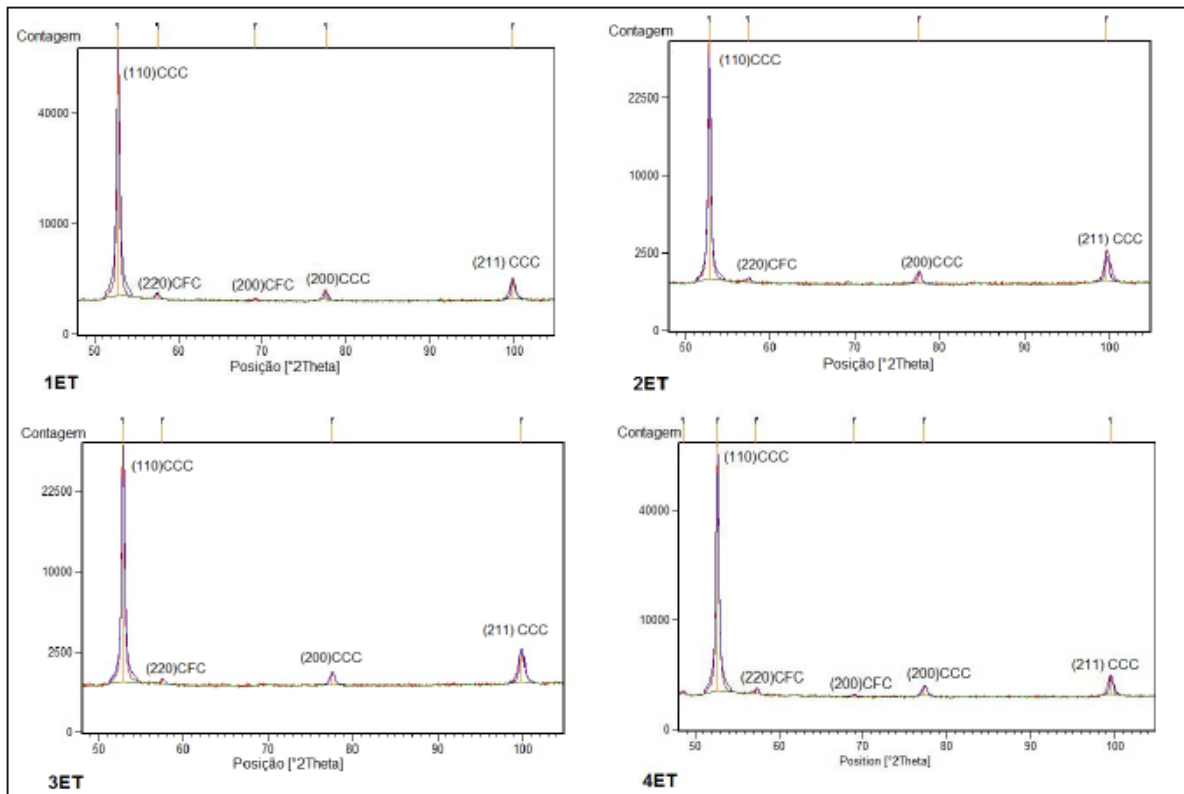
No Anexo 1.2 está apresentado os resultados obtidos por Echeverri (2017) para uma liga com composição Fe-0,23C-1,23Si-1,50Mn-0,02Cr-0,0001B (% em peso).



ANEXO 1.2 – Resultados de dilatometria obtidos por Echeverri (2017).

9.2 ANEXO 2 – DIFRAÇÃO DE RAIOS X

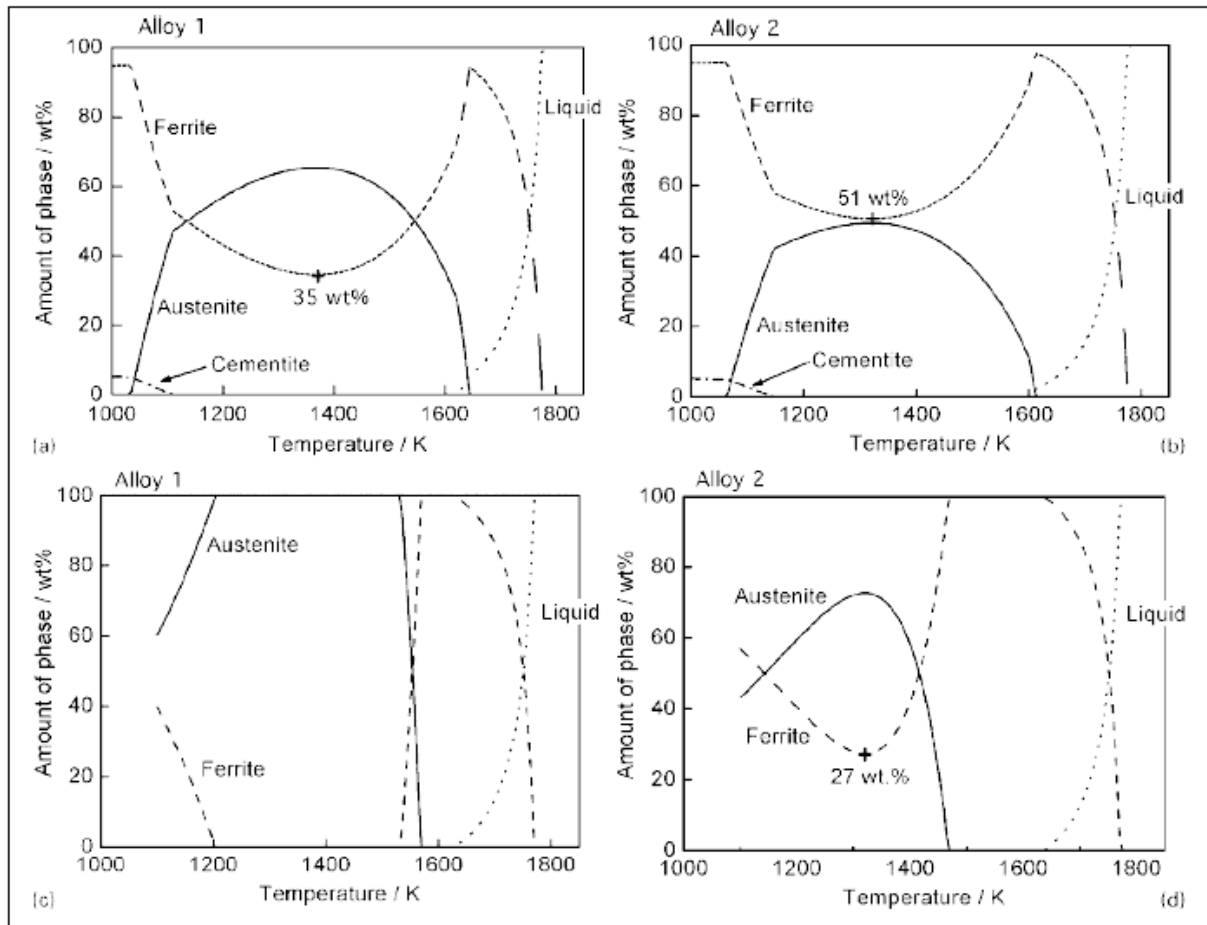
O Anexo 2.1 apresenta os resultados de difração de raios X para o estado de entrega obtidos por Baêta Júnior (2016).



ANEXO 2.1 – Difratomogramas do estado de entrega obtidas por Baêta Júnior (2016) para as ligas em estudo.

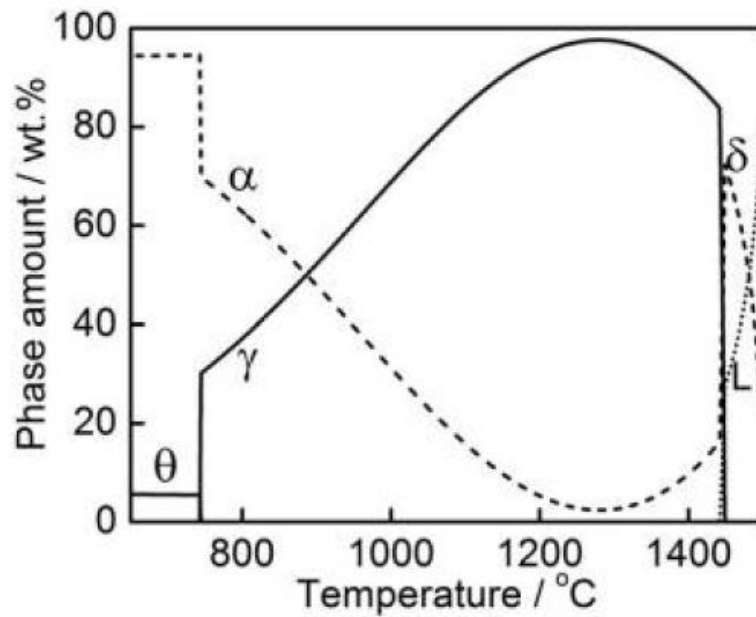
9.3 ANEXO 3 – ANÁLISES TERMODINÂMICAS

No Anexo 3.1 estão ilustradas as análises termodinâmicas obtidas por Yi *et al.* (2010).



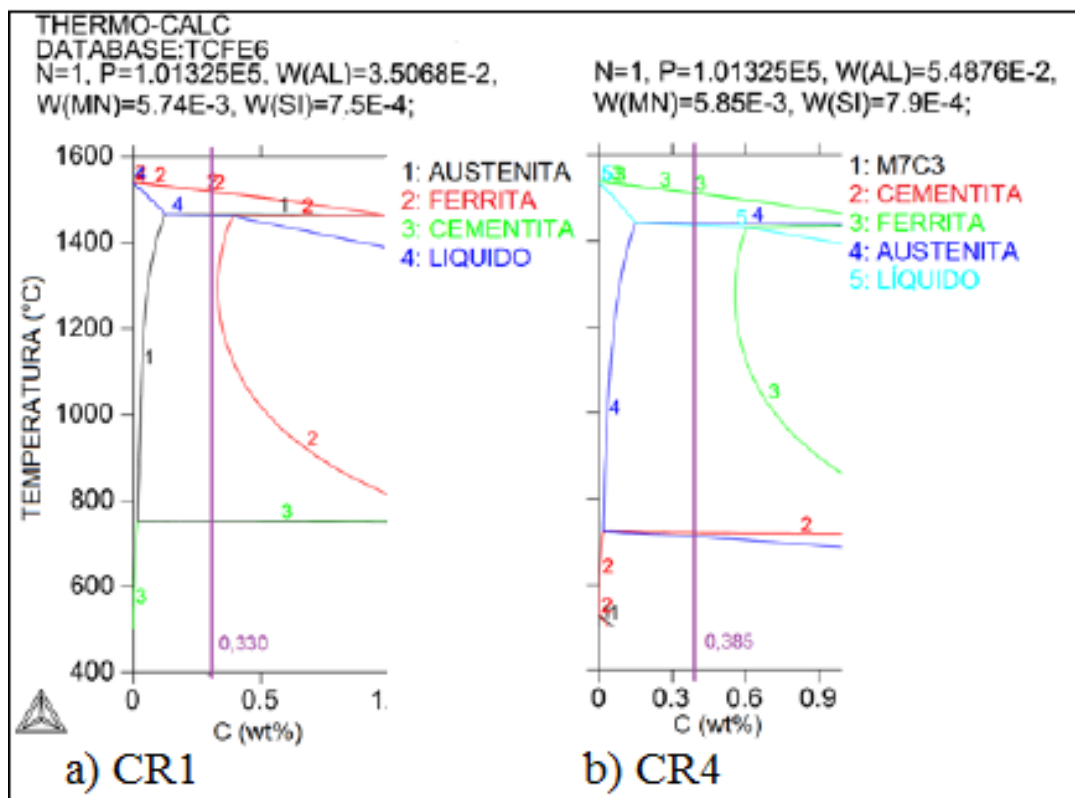
ANEXO 3.1 – Análises termodinâmicas obtidas por Yi *et al.* (2010) para um aço δ -TRIP.

No Anexo 3.2 está ilustrada a análise termodinâmica obtida por Xiong *et al.* (2016).

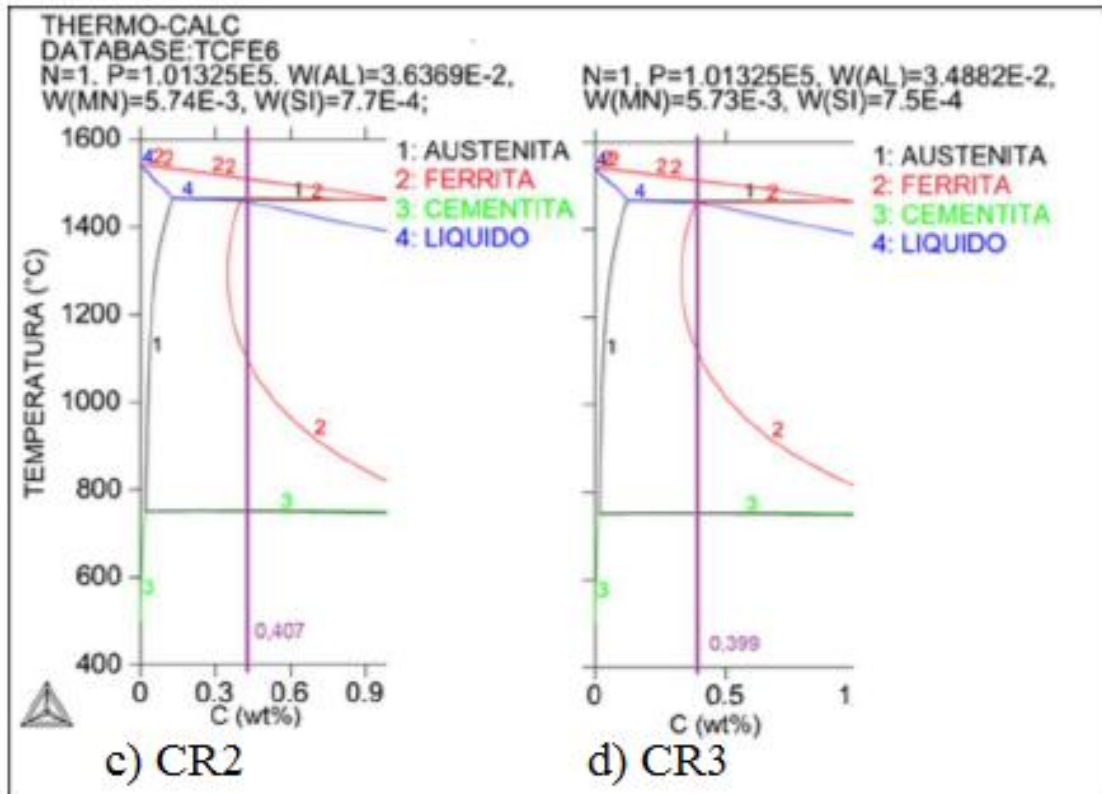


ANEXO 3.2 – Análise termodinâmica obtida por Xiong *et al.* (2010) para um aço δ -TRIP.

Nos Anexos 3.3 e 3.4 estão ilustradas as análises termodinâmicas obtidas por Baêta Júnior (2016).



ANEXO 3.3 – Análises termodinâmicas obtidas por Baêta Júnior (2016) para ligas δ -TRIP.



ANEXO 3.4 – Análises termodinâmicas obtidas por Baêta Júnior (2016) para ligas δ -TRIP.